

Министерство образования и науки РФ  
Научный Совет РАН по физике конденсированных сред  
Межгосударственный Координационный Совет  
по физике прочности и пластичности материалов  
Национальный исследовательский  
технологический университет «МИСИС»  
Институт кристаллографии  
им. А.В. Шубникова РАН

## **ШЕСТАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ**

### **«КРИСТАЛЛОФИЗИКА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ»**

**посвященная  
90-летию со дня рождения  
профессора Ю.А. Скакова**

## **ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ**



26 – 28 мая 2015 г.  
МОСКВА

**СОПРЕДСЕДАТЕЛИ ОРГАНИЗАЦИОННОГО КОМИТЕТА:**

- М.В. Ковальчук** – член-корр. РАН, директор РНЦ «Курчатовский институт»  
**А.А. Черникова** – проф., ректор НИТУ «МИСиС»

**ЗАМЕСТИТЕЛИ ПРЕДСЕДАТЕЛЯ ОРГАНИЗАЦИОННОГО КОМИТЕТА:**

- М.Р. Филонов** – проф., проректор НИТУ «МИСиС»  
**В.М. Каневский** – проф., директор ИК РАН,  
**Ю.Н. Пархоменко** – проф., научн. рук.ОАО «Гиредмет»

**ПРЕДСЕДАТЕЛЬ ПРОГРАММНОГО КОМИТЕТА:**

- А.М. Глезер** – проф., НИТУ «МИСиС»

**ЗАМ. ПРЕДСЕДАТЕЛЯ ПРОГРАММНОГО КОМИТЕТА:**

- В.И. Альшиц** – проф., ИК РАН  
**С.Д. Калошкин** – проф., НИТУ «МИСиС»  
**Е.А. Левашов** – проф., НИТУ «МИСиС»

**СЕКРЕТАРИ КОНФЕРЕНЦИИ**

- М.В. Колдаева** – ИК РАН  
**О.М. Кугаенко** – НИТУ «МИСиС»  
**И.В. Щетинин** – НИТУ «МИСиС»

**ПРОВЕДЕНИЕ КОНФЕРЕНЦИИ ПОДДЕРЖАНО:**

Министерством образования и науки РФ,  
Российской Академией Наук,  
Российским Фондом Фундаментальных Исследований  
(проект № 02-15-20265),  
Московским представительством торговой компании  
«Interactive Corporation» (Япония).

«Шестая Международная конференция «Кристаллофизика и деформационное поведение перспективных материалов» посвященная 90-летию со дня рождения профессора Ю.А. Скакова» сб.тезисов докладов: МИСиС. 367 с.  
ISBN 978-5-87623-937-2

Тезисы докладов публикуются в авторской редакции.  
© МИСиС, 2015

**ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ:**

Алфимов М.В. *ЦФ РАН*  
 Антипов В.В. *НИТУ МИСиС*  
 Багаев С.Н. *ИЛФ СО РАН*  
 Бетехтин В.И. *С-ПбФТИ РАН*  
 Бокштейн Б.С. *НИТУ МИСиС*  
 Вуль А.Я. *С-ПбФТИ РАН*  
 Гастрок Й. *Zwick & KG,*  
*Германия*  
 Головин Ю.И. *ТамбГУ*  
 Демков А. *Техасский*  
*университет, США*  
 Дьяконова Н.П. *НИТУ МИСиС*  
 Земсков В.С. *ИМЕТ РАН*  
 Иевлев В.М. *ВГУ*  
 Каннель Г.И. *ОИВТ РАН*  
 Карпов М.И. *ИФТТ РАН*  
 Кведер В.В. *ИФТТ РАН*  
 Конов В. И. *ИОФ РАН*  
 Коротченко Н.А. *НИТУ МИСиС*  
 Крохин О. Н. *ФИ РАН*  
 Кузьмин М.И. *ИГХ СО РАН*  
 Макаров А.В. *ИФМ УрО РАН*  
 Никитенко В.И. *ИФТТ РАН*  
 Осико В.В. *ИОФ РАН*  
 Петраков В.С. *ЭЭИ*  
 Прокошкин С.Д. *НИТУ МИСиС*  
 Псахье С.Г. *ИФПМ СО РАН*  
 Рудской А.И. *С-ПбГПУ*  
 Савченко А.Г. *НИТУ МИСиС*  
 Салихов С.В. *МОН РФ*  
 Сагарадзе В.В. *ИФМ УрО РАН*  
 Скакова Т.Ю. *МГИУ*  
 Тулин В.А. *ИПТМ РАН*  
 Шавров В.Г. *ИРЭ РАН*  
 Шур В.Я. *УрФУ*  
 Юртов Е.В. *РХТУ*

**ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ:**

Белогорохов А.И. *ГИРЕДМЕТ*  
 Викарчук А.А. *ТГУ*  
 Волошин А.Э. *ИК РАН*  
 Гармаш В.М. *НИИ «Полюс»*  
 Гринберг Б.А. *ИФМ УрО РАН*  
 Диденко И.С. *НИТУ МИСиС*  
 Задорожний В.А. *НИТУ МИСиС*  
 Зуев Л.Б. *ИФПМ СО РАН*  
 Иржак Д.В. *ИПТМ РАН*  
 Ивлева Л.И. *ИОФ РАН*  
 Карпов М.И. *ИФТТ РАН*  
 Козлова Н.С. *НИТУ МИСиС*  
 Квардаков В.В. *РНЦ «Курчатовский*  
*институт»*  
 Колобов Ю.Р. *Бел ГУ*  
 Кугаенко О.М. *НИТУ МИСиС*  
 Малыгин Г.А. *ФТИ РАН, С-Пб*  
 Миловзоров Г.С. *НИТУ МИСиС*  
 Непомнящих А.И. *ИГХ СО РАН*  
 Педько Б.Б. *ТвГУ*  
 Петржик М.И. *НИТУ МИСиС*  
 Петухов Б.В. *ИК РАН*  
 Писаревский Ю.В. *ИК РАН*  
 Пушкин В.Г. *ИФМ УрО РАН*  
 Рашкович Л.Н. *МГУ*  
 Рогалин В.Е. *НЦ «Астрофизика»*  
 Романов А.Е. *С-ПбФТИ РАН*  
 Рыбин В.В. *С-ПбГТУ*  
 Ткаль В.А. *НГУ*  
 Смирнов Б.Б. *ИОХ РАН*  
 Суворов Э.В. *ИФТТ РАН*  
 Федоров В.А. *ТамбГУ*  
 Чириков Н.В. *НИТУ МИСиС*  
 Якимов Е.Б. *ИПТМ РАН*

**ЛОКАЛЬНЫЙ КОМИТЕТ:**

Векилова Г.В. *НИТУ МИСиС*  
 Закутайлов К.В. *НИТУ МИСиС*  
 Захарова Е.А. *НИТУ МИСиС*  
 Козлова А.П. *НИТУ МИСиС*  
 Космынина А.А. *НИТУ МИСиС*  
 Петржик Е.А. *ИК РАН*  
 Савченко Е.С. *НИТУ МИСиС*

**ЮРИЙ АЛЕКСАНДРОВИЧ СКАКОВ**  
**24.10.1925 – 30.03.2009**



Юрий Александрович Скаков родился в Хабаровске 24 октября 1925 года. Его мать Наталья Тихоновна, учительница математики, более 40 лет проработала в школе. Александр Иванович Скаков, отец Юрия Александровича, - выдающийся металлург, доктор технических наук, специалист по рельсовой стали, автор уникальной монографии «Качество железнодорожных рельсов». Он был очень талантливым ученым, лауреатом Сталинской премии, престижнейшей премии в Советском Союзе. Александр Иванович много лет работал в Научно-исследовательском институте железнодорожного транспорта, где до сих пор существует лаборатория им. А.И.Скакова.

Детство Юрия Александровича Скакова прошло в Воронежской области в селе Рождественском, откуда родом его мать Наталья Тихоновна, и в городе Борисоглебске, родине его отца. Великая Отечественная Война застаёт Юрия Александровича 15-летним московским школьником. По причине сильной близорукости он вынужден был всю войну оставаться в тылу: в июле 1941 года строил укрепления под Вязьмой. Институт железнодорожного транспорта, где работал его отец, был эвакуирован в Ташкент. Там Ю.А. Скаков окончил среднюю школу и поступил в Ленинградский политехнический институт, находившийся в эвакуации. В 1943 году по возвращении в Москву он переводится на второй курс Московского института стали, который заканчивает с отличием в 1947 году по кафедре металловедения и термической обработки стали. Уже в дипломной работе студент Ю.Скаков устанавливает новый научный факт – изотермическое образование мартенсита в стали марки ХВГ. Ему как лучшему студенту было предложено поступить в аспирантуру. Его научным руководителем стал академик Н.Т.Гудцов. Тема диссертации – исследование структуры железо-никель-алюминиевых сплавов для постоянных магнитов и, как пишет Ю.А.Скаков в своем автореферате, «ввиду чрезвычайно тонких, весьма медленно коагулирующих структур распада, явилось необходимым использование электронно-оптических увеличений».

В 1948 году на кафедре металловедения и термической обработки МИС организуется первая в ВУЗах лаборатория электронной микроскопии, ведущими специалистами которой стали Ю.А.Скаков и Л.М.Утевский. Они собрали из деталей электронный микроскоп, который до войны выпускала фирма «Siemens». Затем Ю.А.Скакову поручают освоение одного из первых советских микроскопов. Применение метода дифракционной электронной микроскопии позволило ему блестяще решить поставленные в кандидатской диссертации задачи: выяснение структуры высококоэрцитивных сплавов и механизма структурных превращений. Установление связи структурных превращений с изменениями магнитных свойств имело принципиальное значение для дальнейшего совершенствования магнитно- твердых материалов для постоянных магнитов.

Решение этой проблемы было важно и для прогресса в понимании природы высококоэрцитивного состояния.

Преподавать Ю.А. Скаков начал с 1950 года. Он впервые в ВУЗах СССР разработал учебный курс «Электронная микроскопия металлов», который читал на кафедре рентгенографии и физики металлов на протяжении всех лет преподавания в институте. Кроме лекций, еще в 50-е годы им был разработан лабораторный практикум, а в 1963 году в соавторстве с С.С. Гореликом и Л.Н. Расторгуевым было подготовлено к изданию фундаментальное учебное пособие «Рентгенографический и электронно-оптический анализ», которое обобщило и систематизировало опыт работы лаборатории электронной микроскопии и методические разработки кафедры рентгенографии и физики металлов. Эта уникальная книга переиздавалась несколько раз (последнее издание 2004 года), не теряя своей актуальности. Оно служило и по сей день служит верой и правдой многим поколениям студентов, аспирантов и ученых – металлофизикам. Еще один фундаментальный курс лекций, в который Ю.А.Скаков внес заметный вклад, назывался «Физика металлов». Впоследствии он стал основой для учебника «Физика металлов», написанного Ю.А.Скаковым в соавторстве со своим учителем, выдающимся ученым Я.С.Уманским; этот учебник был удостоен Государственной премии.

Докторская диссертация Ю.А.Скакова была посвящена исследованию роли дефектов кристаллического строения в процессах старения сплавов. Этому разделу науки он посвятил 20 лет своей научной карьеры. С 1970 по 1991г.г. профессор Ю.А.Скаков заведовал кафедрой рентгенографии и физики металлов.

Юрий Александрович был действительно новатором в науке. Как истинного ученого, его не только не пугало, а, напротив, влекло все новое и неизведанное. Так он начал заниматься аморфным состоянием металлов. Главный результат этих исследований состоял в определении основного критерия склонности металлического сплава к аморфизации. Следующим этапом его работы стало исследование фазовых состояний, возникающих в ходе твердофазных реакций в условиях механохимического синтеза с целью создания промышленных высокопрочных материалов.

К числу особенных заслуг Ю.А. Скакова можно отнести организацию и руководство научно-исследовательскими лабораториями. В 1948 г. совместно с Л.М.Утевским была создана первая в ВУЗах лаборатория электронной микроскопии, а в 1978 г. – межкафедральная лаборатория аморфных металлических сплавов. Ю.А.Скаков был в числе организаторов многих научных конференций и совещаний. Впервые в нашей стране он организовал Всесоюзные конференции «Проблемы исследования структуры и свойств аморфных сплавов».

Одной из главных черт характера Ю.А.Скакова была необыкновенная доброжелательность к людям и активная доброта. Он был бескорыстным и в науке, и в жизни. Он, безусловно, был человеком высокого духа.

Вся жизнь Ю.А.Скакова была связана с Московским институтом стали и сплавов. Его трудовая книжка содержит только одну запись – о работе в МИСиС.

## СОДЕРЖАНИЕ

ЮРИЙ АЛЕКСАНДРОВИЧ СКАКОВ	4
<u>Абросимова Г.Е.</u> , Аронин А.С. ЗАВИСИМОСТЬ ПАРАМЕТРОВ НАНОСТРУКТУРЫ ОТ ИЗМЕНЕНИЙ В СТРУКТУРЕ АМОРФНОЙ ФАЗЫ	24
<u>Авдюхина В.М.</u> , Акимова О.В., Левин И.С. ИНДУЦИРОВАННЫЕ ВОДОРОДОМ НЕРАВНОВЕСНЫЕ ОСЦИЛЛИРУЮЩИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ Pd-Me-H	25
<u>Аверкин А.И.</u> , Николаев В.И., Пульнев С.А., Якушев П.Н., Малыгин Г.А., Зограф Г.П., Тимашов Р.Б. ВОССТАНОВЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВОВ Cu-Al-Ni	26
<u>Агамалиев З.А.</u> , Исламзаде Э.М., Захрабекова З.М., Аждаров Г.Х. ЭЛЕКТРОАКТИВНЫЙ КОМПЛЕКС В СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ КРИСТАЛЛАХ Ge- Si<Ga, Ni>	27
<u>Аждаров Г.Х.</u> , Агамалиев З.А., Исламзаде Э.М. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИМЕСИ Ga В ТВЁРДЫХ РАСТВОРАХ Ge-Si, ВЫРАЩЕННЫХ МЕТОДОМ ДВОЙНОЙ ПОДПИТКИ РАСПЛАВА. РОСТ ПОЛНОСТЬЮ ОДНОРОДНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ	28
Айдинян Н.В., Козинев С.Ю., Морозова К.А., Арямин Е.Е., Калугин И.В. ГИДРОДИНАМИКА РАСПЛАВА ДИОКСИДА ТЕЛЛУРА ПРИ ВЫРАЩИВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ ПАРАТЕЛЛУРИТА СПОСОБОМ ЧОХРАЛЬСКОГО	29
<u>Акимова О.В.</u> , Авдюхина В.М., Калашников А.А., Щетинин И.В. ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ РЕЛАКСАЦИИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ФОЛЬГИ СПЛАВА Pd-5.3 ат.%In-0.5 ат.%Ru ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ВОДОРОДА	30
<u>Alsaeva K.V.</u> , Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Semina O.A. INFLUENCE OF ELECTRON-BEAM TREATMENT ON THE FATIGUE LIFE OF THE Al-Si ALLOY	31
<u>Альшиц В.И.</u> , Даринская Е.В., Колдаева М.В., Котовский Р.К., Петржик Е.А., Трончик П. КИНЕМАТИКА МАГНИТОПЛАСТИЧНОСТИ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ФИЗИЧЕСКИХ И КОМПЬЮТЕРНЫХ ЭКСПЕРИМЕНТОВ	32
Амрастанов А.Н., <u>Степович М.А.</u> , Филиппов М.Н. ОБ ОДНОЙ ВОЗМОЖНОСТИ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ТЕПЛООВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ ОСТРО СФОКУСИРОВАННОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА НА ОДНОРОДНЫЙ ПОЛУПРОВОДНИК	33
Андриевский Р.А. НАНОМАТЕРИАЛЫ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ: НОВЫЕ ПОДХОДЫ И НЕРЕШЕННЫЕ ПРОБЛЕМЫ	34
<u>Антипин А.М.</u> , Сорокина Н.И., Алексеева О.А., Кускова А.Н., Мурзин В.Ю., Орлова Е.И., Харитонов Е.П., Воронкова В.И. СТРОЕНИЕ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ МОЛБИДАТОВ С КИСЛОРОДНОЙ И СМЕШАННОЙ КИСЛОРОД-ЭЛЕКТРОННОЙ ПРОВОДИМОСТЬЮ	35
Antipov A., <u>Arakelian S.</u> , Kucherik A., Kutrovskaia S., Nogtev D., Osipov A., Vartanyan T., Zimin S. LASER-INDUCED NANOSTRUCTURES OF METALLIC CLUSTERS AND SEMICONDUCTOR THIN FILMS WITH DIFFERENT MORPHOLOGY – ADVANTAGES AND PERSPECTIVES TO CONTROL THE FUNCTIONAL PROPERTIES OF THE UNITS	36
Антонов М.В., Филиппов В.Г., Чевская О.Н., Шабалов И.П. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ПРОЧНОСТЬ И ХЛАДОСТОЙКОСТЬ СВЕРХНИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ	37
Анчаров А.И., Асадчиков В.Е., Буташин А.В., <u>Волчков И.С.</u> , Зыкова М.П., Каневский В.М., Сульянов С.Н., Толочко Б.П. ИССЛЕДОВАНИЯ КРИСТАЛЛА CdTe ПРИ 25-900°C С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СИНХРОТРОННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ	38
Арсенкин А.М., <u>Железный М.В.</u> , Щетинин И.В., Горшенков М.В. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ СТАЛЕЙ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ ДЛЯ СТРОИТЕЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИЙ	39
Арсентьев А.А., Афанасьева Е.С., Сухарева Е.А. ПРОБЛЕМЫ АТТЕСТАЦИИ НАНОЧАСТИЦ МЕТАЛЛОВ И КЕРАМИКИ	40
<u>Артемова Е.С.</u> , Семенов В.Н., Клюев В.Г., Ребенко О.В., Нитуга А.Н. КРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК $CD_xZN_{1-x}S$ ,	41

ЛЕГИРОВАННЫХ СЕРЕБРОМ

<u>Ахунова А.Х.</u> , Галиева Э.В., Валитов В.А., Дмитриев С.В. ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ОБРАЗЦА НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ СВАРКЕ ДАВЛЕНИЕМ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ	42
Аюпов К.С., Саттаров О.Э. УПРАВЛЕНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ И КОНЦЕНТРАЦИЕЙ КЛАСТЕРОВ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ В ПОЛУПРОВОДНИКАХ	43
<u>Базалеева К.О.</u> , Цветкова Е.В. ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ АУСТЕНИТНОГО СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ	44
<u>Баимова Ю.А.</u> , Дмитриев С.В. УПРАВЛЕНИЕ СВОЙСТВАМИ И СТРУКТУРОЙ ОБЪЕМНЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ ПОСРЕДСТВОМ ДЕФОРМАЦИИ	45
Баранникова С.А., <u>Бочкарёва А.В.</u> , Лунёв А.Г., Зуев Л.Б. ВОДОРОДНОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ, ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	46
<u>Баскакова С.С.</u> , Волошин А.Э. ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТОБРАЗОВАНИЯ В КРИСТАЛЛАХ KDP ПРИ ВЫСОКИХ ПЕРЕСЫЩЕНИЯХ	47
Батаев Н.В., <u>Галиева Э.В.</u> , Ахунова А.Х., Лутфуллин Р.Я. ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ НА ПОЛУЧЕНИЕ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ СВАРКОЙ ДАВЛЕНИЕМ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ	48
Батаронов И.Л., <u>Дежин В.В.</u> О ЗАТУХАНИИ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЙ ВИНТОВОЙ ДИСЛОКАЦИИ, ВОЗБУЖДЕННЫХ КОРОТКОВОЛНОВЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ	49
Бахадирханов М.К., Илиев Х.М., <u>Содилов У.Х.</u> , Мавлянов А.Ш., Хаккулов М.К. ВОЗМОЖНОСТЬ ФОРМИРОВАНИЯ КВАНТОВЫХ ТОЧЕК $\text{Si}_2\text{Mn}^{IV}$ В РЕШЕТКЕ КРЕМНИЯ	50
Бахадирханов М.К., Исамов С.Б., Зикриллаев Н.Ф., Азизов М.К., Тачилин С.А. КРЕМНИЙ С МНОГОЗАРЯДНЫМИ КВАНТОВЫМИ ТОЧКАМИ – НОВЫЙ ПЕРСПЕКТИВНЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ ОПТОЭЛЕКТРОНИКИ	51
Бахадырханов М.К., Азизов М.К., Мавлянов А.Ш. ПРИБОР ДЛЯ НЕПРЕРЫВНОГО ИЗМЕРЕНИЯ И КОНТРОЛЯ ТЕМПЕРАТУРЫ	52
Бахадырханов М.К., Зикриллаев Н.Ф., Валиев С.А., Сайтов Э.Б., Тулдибоев Ж.С., Рахимов А.У. УПРАВЛЕНИЕ ПАРАМЕТРАМИ КРЕМНИЯ С КЛАСТЕРАМИ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ Ni	53
Безматерных Л.Н., <u>Мошкина Е.М.</u> , Еремин Е.В. СИНТЕЗ И МАГНИТНАЯ ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ КВАЗИДВУМЕРНЫХ ОКСИБОРАТОВ $\text{Cu}_{3-x}\text{Mn}_x\text{VO}_5$ СО СТРУКТУРОЙ ЛЮДВИГИТА	54
Белоусов Г.С. АЗОТСОДЕРЖАЩИЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ С УНИКАЛЬНЫМ КОМПЛЕКСОМ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ	55
<u>Бессонов Д.А.</u> , Альшиц В.И., Любимов В.Н. КОНВЕРСИОННЫЕ АКУСТИЧЕСКИЕ РЕЗОНАНСЫ В РОМБИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛАХ	56
<u>Бетехтин В.И.</u> , Dvorak J., Кадомцев А.Г., Кардашев Б.К., Нарыкова М.В., Sklenicka V. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЛИЯНИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	57
<u>Блецкан Д.И.</u> , Вакульчак В.В., Лукач А.В. ВЛИЯНИЕ СОБСТВЕННЫХ И ПРИМЕСНЫХ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ НА ЭЛЕКТРОННУЮ СТРУКТУРУ $\text{SiS}_2$	58
Близнюк Л.А., Петроченко Т.П., <u>Климза А.А.</u> , Рубаник В.В., Шилин А.Д., Рубаник В.В. мл. ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССА МЕХАНОАКТИВАЦИИ НА ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОМ КЕРАМИЧЕСКОМ МАТЕРИАЛЕ НА ОСНОВЕ СОЕДИНЕНИЯ $\text{BaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8$	59
Богодаев Н.В., <u>Ивлева Л.И.</u> , Лыков П.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ В КРИСТАЛЛАХ, СТЕКЛАХ, ПРОЗРАЧНОЙ КЕРАМИКЕ МЕТОДОМ ДИНАМИЧЕСКОЙ ГОЛОГРАФИИ	60
<u>Богомолов Д.И.</u> , Бублик В.Т., Табачкова Н.Ю. СТРУКТУРНЫЕ И ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ХАЛЬКОГЕНИДОВ ВИСМУТА	61

И СУРЬМЫ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РКУП	
<u>Бойков А.А.</u> , Чердынцев В.В., Гульбин В.Н. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ПОЛИМЕРНОЙ ОСНОВЕ ДЛЯ СРЕДСТВ ИНДИВИДУАЛЬНОЙ ЗАЩИТЫ	62
Бокштейн Б.С. ОБРАЗОВАНИЕ АТОМНЫХ КОМПЛЕКСОВ В ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН - ПЕРВАЯ СТАДИЯ РАСПАДА ПЕРЕСЫЩЕННЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ	63
Большакова Н.Н., <u>Большакова О.В.</u> , Иванов В.В., Черешнева Н.Н. ПРОЦЕССЫ ПЕРЕКЛЮЧЕНИЯ НИОБИЙСОДЕРЖАЩИХ КРИСТАЛЛОВ ТИТАНАТА БАРИЯ	64
<u>Бондарев А.В.</u> , Кирюханцев-Корнеев Ф.В., Штанский Д.В. ВЗАИМОСВЯЗЬ МЕЖДУ ЭВОЛЮЦИЕЙ СТРУКТУРЫ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ ПОКРЫТИЙ Mo-C-N-Ag ПРИ НАГРЕВЕ	65
Борик М.А., Бублик В.Т., Бредихин С.И., Кулебякин А.В., Курицына И.Е., Ломонова Е.Е., Мызина В.А., Милович Ф.О., <u>Серяков С.В.</u> , Табачкова Н.Ю. СТРУКТУРА И ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ ТВЕРДЫХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ, СТАБИЛИЗИРОВАННОГО ОКСИДАМИ ИТТРИЯ И СКАНДИЯ	66
Борисова П.А., <u>Блантер М.С.</u> , Бражкин В.В., Соменков В.А., Филоненко В.П., Шуклинов А.В.	67
ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ АМОРФНОГО ФУЛЛЕРИТА C <sub>60</sub> С АУСТЕНИТНЫМ СПЛАВОМ <u>Борунова А.Б.</u> , Стрелецкий А.Н., Радциг В.А., Перменов Д.Г. РОЛЬ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МЕХАНИЧЕСКИ АКТИВИРОВАННОГО ГРАФИТА В РЕАКЦИИ ЕГО ТЕРМИЧЕСКОГО ОКИСЛЕНИЯ	68
<u>Босин М.Е.</u> , Рускин В.М. СТРУКТУРНЫЕ ФАКТОРЫ ДВИЖЕНИЯ РОСТОВОЙ МЕЖЗЕРЕННОЙ ГРАНИЦЫ В БИКРИСТАЛЛАХ ЦИНКА	69
<u>Бродова И.Г.</u> , Петрова А.Н., Разоренов С.В., Плехов О.П., Шорохов Е.В. ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ РЕЖИМАХ НАГРУЖЕНИЯХ	70
Бульенков Н.А., <u>Желиговская Е.А.</u> , Блаут-Блачев А.Н. КРИСТАЛЛЫ АЛМАЗА С НЕТАНГЕНЦИАЛЬНО РАСТУЩИМИ ГРАНЯМИ {100}, ПОЛУЧЕННЫЕ ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ	71
<u>Буржанов А.А.</u> , Алексеева Л.Е., Филиппов Г.А. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СОПРОТИВЛЕНИЕ КОРРОЗИИ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ РЗМ	72
Бутащин А.В., Муслимов А.Э., <u>Клевачев А.М.</u> , Васильев А.Л., Просеков П.А., Ракова Е.В., Каневский В.М.	73
ЭПИТАКСИАЛЬНЫЙ РОСТ ПЛЕНОК ZnO/AlN НА ПОДЛОЖКАХ (0001) ЛЕЙКОСАПФИРА	
Бутусов О.Б., Либерзон Р.Е., Федосов М.А. НОВЫЙ МЕТОД СВЕРХВЫСОКО-ЧАСТОТНОГО СИНТЕЗА МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ГРАНУЛ	74
<u>Бухарин М.А.</u> , Худяков Д.В. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В КВАРЦЕВОМ СТЕКЛЕ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ФЕМТОСЕКУНДНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ В ТЕПЛОМ КУМУЛЯТИВНОМ РЕЖИМЕ	75
<u>Бычкова М.Я.</u> , Петржик М.И., Ерохин А., Левашов Е.А. ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ ОКСИДНОГО СЛОЯ, СФОРМИРОВАННОГО НА ПОВЕРХНОСТИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННО- ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ОКСИДИРОВАНИЯ, НА АДГЕЗИОННЫЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	76
Васильев А.Л., Пресняков М.Ю., Колобылина Н.Н., Иванова А.Г., Бахтеева Н.Д. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Al МЕТОДАМИ ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ	77
<u>Васильева М.В.</u> , Горшенков М.В., Дьяконова Н.П., Свиридова Т.А., Перетягин П.Ю. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВА ВТ6 ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ ПОЛУЧЕНИЯ ПОСЛЕ СЕЛЕКТИВНОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ПЛАВЛЕНИЯ	78
<u>Васильева Н.А.</u> , Григорьева М.С., Гребенев В.В., Нуждин Д.С., Волошин А.Э. ОСОБЕННОСТИ КОМПОЗИЦИОННОГО СТРОЕНИЯ СМЕШАННЫХ КРИСТАЛЛОВ K <sub>2</sub> Ni <sub>x</sub> Co <sub>(1-x)</sub> (SO <sub>4</sub> ) <sub>2</sub> ·6H <sub>2</sub> O	79



<u>Велигжанин А.А.</u> , Зубавичус Я.В., Чернышов А.А., Сундеев Р.В., Шалимова А.В. МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ЧИСЛЕННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЛОКАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ ДЛЯ МАТЕРИАЛА В АМОРФНО - НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ	80
Велиханов А.Р. О ВЗАИМОСВЯЗИ ПАРАМЕТРОВ КРИВЫХ СЖАТИЯ ГЕРМАНИЯ ПРИ ВЛИЯНИИ ТЕПЛОВОГО ПОЛЯ И ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА	81
Вергелес П.С., <u>Якимов Е.Б.</u> СТИМУЛИРОВАННОЕ РЕКОМБИНАЦИЕЙ СКОЛЬЖЕНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ В GaN И SiC	82
Веремейчик Т.Ф. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ КРИСТАЛЛОВ СЕМЕЙСТВА ЛАНГАСИТА В ТЕРМИНАХ «МАЛОГО ХАОСА»	83
Викторов С.Д., <u>Кочанов А.Н.</u> МИКРОТРЕЩИНЫ В ОБРАЗЦАХ ГРАНИТА ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	84
Власов В.П., Муслимов А.Э., Буташин А.В., <u>Колымагин А.Б.</u> , Данилина Е.А., Каневский В.М.	85
ВЛИЯНИЕ РЕЛЬЕФА ПОДЛОЖЕК (0001) ЛЕЙКОСАПФИРА НА ЭПИТАКСИАЛЬНЫЙ РОСТ ПЛЕНОК	
<u>Власов Н.М.</u> , Челябинина О.И. ПАРАМЕТРИЧЕСКОЕ УПРАВЛЕНИЯ ВНУТРЕННИМИ НАПРЯЖЕНИЯМИ В ДИФФУЗИОННОЙ КИНЕТИКЕ	86
<u>Волков В.А.</u> , Чулкина А.А., Елькин И.А., Загайнов А.В., Елсуков Е.П. О РОЛИ ДИНАМИЧЕСКИХ ФАЗОВЫХ РАВНОВЕСИЙ ПРИ МЕХАНОСИНТЕЗЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ FE-C	87
Волков Н.В., <u>Гудим И.А.</u> , Еремин Е.В., Молокеев М.С., Темеров В.Л. ДВОЙНИКОВАНИЕ В КРИСТАЛЛАХ ТРИГОНАЛЬНЫХ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ АЛЮМО-, ГАЛЛО-, ФЕРРОБОРАТОВ И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	88
Волкова И.Р., Чиганова Г.А. О СЕРТИФИКАЦИИ НАНОМАТЕРИАЛОВ	89
<u>Волосюк М.А.</u> , Волосюк А.В., Рохманов Н.Я. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЕ ЗАЛЕЧИВАНИЕ ТРЕЩИН В УСЛОВИЯХ ОДНООСНОГО НАГРУЖЕНИЯ	90
<u>Воронова К.А.</u> , Гармаш В.М. НАБЛЮДЕНИЕ КВАНТОВАНИЯ ЭНЕРГИИ НОСИТЕЛЕЙ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ ЛИНЕЙКИ ЛАЗЕРНЫХ ДИОДОВ	91
<u>Воронова Л.М.</u> , Чашухина Т.И., Гапонцева Т.М., Красноперова Ю.Г., Дегтярев М.В., Пилюгин В.П.	92
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ НА ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ ОЦК МЕТАЛЛОВ С ВЫСОКОЙ ЭДУ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	
<u>Воронцов В.Б.</u> , Першин В.К., Удинцева М.С. СВЯЗЬ СТРУКТУР ЖИДКОГО И ТВЁРДОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛОВ, УСТАНОВЛЕННАЯ НА ОСНОВАНИИ АНАЛИЗА СИГНАЛОВ АЭ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ Al	93
<u>Гавалян М.Ю.</u> , Малышкина О.В., Калугина О.Н., Каплунов И.А. ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ КОЭФФИЦИЕНТА ТЕПЛОВОЙ ДИФФУЗИИ ЛЕГИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ ГЕРМАНИЯ	94
Гавришук Е.М., Казанцев С.Ю., Кононов И.Г., <u>Рогалин В.Е.</u> , Родин С.А. НЕЛИНЕЙНОЕ ПРОПУСКАНИЕ КРИСТАЛЛАМИ Fe <sup>2+</sup> :ZnSe ИЗЛУЧЕНИЯ НЕЦЕПНОГО HF ЛАЗЕРА	95
Гавришук Е.М., Казанцев С.Ю., Кононов И.Г., <u>Рогалин В.Е.</u> , Родин С.А., Фирсов К.Н. ПОЛУЧЕНИЕ МОЩНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ГЕНЕРАЦИИ НА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦАХ Fe <sup>2+</sup> :ZnSe И Fe <sup>2+</sup> :ZnS ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ	96
<u>Галактионова А.В.</u> , Емалетдинов А.К. ДИФФУЗИОННЫЙ РОСТ ПОР В НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ МЕХАНИЧЕСКИХ НАГРУЖЕНИЯХ	97
<u>Глезер А.М.</u> , Столяров В.Л., Шурыгина Н.А. ИНЖЕНЕРИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН И ПРОЧНОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛОВ	98
<u>Головина Т.Г.</u> , Константинова А.Ф., Дудка А.П., Милль Б.В. ОЦЕНКА ПОКАЗАТЕЛЕЙ ПРЕЛОМЛЕНИЯ И ВРАЩЕНИЯ ПЛОСКОСТИ ПОЛЯРИЗАЦИИ СВЕТА В КРИСТАЛЛАХ СЕМЕЙСТВА ЛАНГАСИТА	99
<u>Голошумова А.А.</u> , Исаенко Л.И., Елисеев А.П., Наумов Д.Ю., Лобанов С.И. КРИСТАЛЛЫ SrMgF <sub>4</sub> КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЙ НЕЛИНЕЙНЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ ВУФ-	100

ДИАПАЗОНА

<u>Гореева Ж.А.</u> , Быкова М.Б., Диденко И.С., Козлова Н.С. ОЦЕНКА РИСКОВ КАК ИНСТРУМЕНТ УЛУЧШЕНИЯ СИСТЕМЫ МЕНЕДЖМЕНТА КАЧЕСТВА ИСПЫТАТЕЛЬНОЙ ЛАБОРАТОРИИ	101
<u>Горнакова А.С.</u> , Афоникова Н.С., Прокофьев С.И. ЭВОЛЮЦИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ПРОСЛОЙКИ В СПЛАВАХ ТИТАН-ЖЕЛЕЗО	102
<u>Горнакова А.С.</u> , Страумал Б.Б., Кильмаметов А.Р. ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ВЫЗВАННЫЕ ПЛАСТИЧЕСКИМИ ДЕФОРМАЦИЯМИ В СПЛАВАХ Ti-Fe	103
Горшенков М.В., Щетинин И.В., Фаерштейн К.Л., Табачкова Н.Ю., Белов Н.А., Глезер А.М. ВЛИЯНИЕ ЗАКАЛКИ ИЗ РАСПЛАВА НА СТРУКТУРУ БОРСОДЕРЖАЩИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	104
<u>Грешняков В.А.</u> , Беленков Е.А. КРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ СТРУКТУРЫ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ФАЗ	105
<u>Гринберг Б.А.</u> , Иванов М.А. СТРАННОСТЬ В ПОВЕДЕНИИ ДИСЛОКАЦИЙ ОПРЕДЕЛЕННОГО ТИПА: АВТОБЛОКИРОВКА	106
Гринберг Е.М., <u>Алексеев А.А.</u> КИНЕТИКА НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО РАСПАДА МАРТЕНСИТА СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	107
<u>Гриняев К.В.</u> , Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Смирнов И.В., Чернов В.М., Потапенко М.М. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВАНАДИЕВЫХ СПЛАВОВ РАЗНЫХ СИСТЕМ	108
<u>Гриняев К.В.</u> , Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Смирнов И.В., Чернов В.М., Потапенко М.М. ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА V-4Ti-4Cr В ПРОЦЕССЕ РАСТЯЖЕНИЯ ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	109
Грызунова Н.Н., <u>Викарчук А.А.</u> , Тюрков М.Н. МЕХАНОАКТИВАЦИЯ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛА – КАК СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СЛОЕВ И ПОКРЫТИЙ С РАЗВИТОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ	110
<u>Гурьев В.В.</u> , Светогоров Р.Д., Никонов А.А., Зубавичус Я.В., Шавкин С.В., Круглов В.С. ИССЛЕДОВАНИЕ RABITS-ПОДЛОЖЕК Ni-W С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СИНХРОТРОННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ	111
<u>Гусева Д.Г.</u> , Дмитриевский А.А., Ефремова Н.Ю., Столяров Р.А. СОЗДАНИЕ РЕГУЛЯРНОЙ СИСТЕМЫ ПОР В КРЕМНИИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ	112
Гуськов А.В., <u>Ломан В.А.</u> , Милевский К.Е. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЗРЫВА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 110Г13Л	113
Дмитриевский А.А., Ефремова Н.Ю., Гусева Д.Г., Столяров Р.А. РЕГИСТРАЦИЯ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ КРЕМНИЯ Si-I→Si-II, ПРОТЕКАЮЩИХ ПОД ИНДЕНТОРОМ	114
<u>Дмитричева Е.В.</u> , Макарова И.П., Гребенев В.В. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СУПЕРПРОТОННЫХ КРИСТАЛЛОВ СИСТЕМЫ $K_3N(SO_4)_2 -$ $(NH_4)_3N(SO_4)_2 - H_2O$	115
Довженко О.А., Бекин В.В., <u>Викарчук А.А.</u> , Хусаинова О.В. ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ОКСИД МЕДНЫХ НАНОВИСКЕРОВ В АТМОСФЕРЕ ВОДОРОДА	116
<u>Дунаева Е.Э.</u> , Ивлева Л.И., Зверев П.Г., Дорошенко М.Е. ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ СПЕКТРАЛЬНО-ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МОНОКРИСТАЛЛОВ $SrMoO_4$ , ЛЕГИРОВАННЫХ $Ho^{3+}$ и $Tm^{3+}$	117
Дьяконова Н.Б., Дьяконов Д.Л., <u>Лясоцкий И.В.</u> , Молотилов Б.В. МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СТЕКЛА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА, ТПУ-ФАЗЫ И АПЕРИОДИЧЕСКИЕ СТРУКТУРЫ	118
Дьяконова Н.П., Захарова Е.А., Свиридова Т.А. ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ВВЕДЕНИЯ БОРА И ЕГО КОЛИЧЕСТВА НА СКЛОННОСТЬ К АМОРФИЗАЦИИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПРИ МЕХАНОАКТИВАЦИИ	119
<u>Евдокимов И.А.</u> , Перфилов С.А., Поздняков А.А., Бланк В.Д. НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ	120
<u>Екимов Е.А.</u> , Иванов А.С., Круглов В.С., Паль А.Ф., Петржик М.И., Рябинкин А.Н., Серов А.О., Сиротинкин В.П., Цетлин М.Б.	121

СИНТЕЗ ОБЪЕМНЫХ КВАЗИКРИСТАЛЛОВ AL-CU-FE

<u>Елькин И.А.</u> , Волков В.А., Чулкина А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПО РЕНГЕНОВСКИМ ДИФРАКТОГРАММАМ	122
Еременко В.Г. ГЕНЕРАЦИЯ ПРОТЯЖЕННЫХ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ КРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ	123
<u>Желтякова И.С.</u> , Карпов М.И., Коржов В.П. СТРУКТУРА И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПРОЧНОСТЬ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ti-AL, ПОЛУЧЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ	124
Жигалина О.М. ПРИМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ НАНОСИСТЕМ	125
<u>Жуков Р.Н.</u> , Киселев Д.А., Кубасов И.В., Темиров А.А., Тимушкин Н.Г., Ксенич С.В., Быков А.С., Малинкович М.Д., Пархоменко Ю.Н. СОЗДАНИЕ УПРАВЛЯЕМЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ДЛЯ ПРЕЦИЗИОННОЙ ФОТОНИКИ НА ОСНОВЕ ЭЛЕКТРООПТИЧЕСКИХ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР	126
<u>Забелина Е.В.</u> , Бузанов О.А., Быкова М.Б., Гореева Ж.А., Диденко И.С., Козлова А.П., Козлова Н.С., Черных А.Г. ТОЧЕЧНЫЕ ДЕФЕКТЫ И ИССЛЕДОВАНИЯ ДИХРОИЗМА В КРИСТАЛЛАХ ГРУППЫ ЛАНГАСИТОВ	127
<u>Задорожный В.Ю.</u> , Щетинин И.В., Железный М.В., Чириков Н.В., Wada T., Лузгин Д.В., Kato H. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ДВУХСТОРОННЕЙ КОВКОЙ	128
<u>Задорожный М.Ю.</u> , Клямкин С.Н., Калошкин С.Д., Задорожный В.Ю., Стругова Д.В., Миловзоров Г.С. КОНСОЛИДАЦИЯ ПОРОШКОВ СПЛАВОВ-НАКОПИТЕЛЕЙ ВОДОРОДА ПОЛУЧЕННЫХ МЕХАНООБРАБОТКОЙ	129
<u>Захрабекова Э.М.</u> , Казимова В.К., Алекперов А.И., Аждаров Г.Х. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИМЕСЕЙ АЛЮМИНИЯ И ИНДИЯ ВДОЛЬ ОДНОРОДНЫХ КРИСТАЛЛОВ Ge-Si, ВЫРАЩЕННЫХ МОДЕРНИЗИРОВАННЫМ МЕТОДОМ ЧОХРАЛЬСКОГО	130
Илиев Х.М., Мавлонов Г.Х., Саттаров О.Э., Бахарырханов М.К., Аюпов К.С. ФЕРРОМАГНИТНОЕ СОСТОЯНИЕ КРЕМНИЯ С МАГНИТНЫМИ НАНОКЛАСТЕРАМИ	131
Инаекян К.Э., Прокошкин С.Д., Браиловский В., Пушин В.Г., <u>Дубинский С.М.</u> , Шереметьев В.А. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ $\omega$ -ФАЗЫ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ti-Nb-Zr И Ti-Nb-Ta	132
Казанцев С.Ю., Кононов И.Г., <u>Рогалин В.Е.</u> , Фирсов К.Н. ОСОБЕННОСТИ ПРОХОЖДЕНИЯ МОЩНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ HF(DF) ЛАЗЕРА ЧЕРЕЗ КРИСТАЛЛЫ Ge	133
<u>Казанцева Н.В.</u> , Степанова Н.Н., Виноградова Н.И., Демаков С.Л., Рыжков М.А., Давыдов Д.И., Шишкин Д.А., Ригмант М.Б. ИССЛЕДОВАНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ Co-9 ат. % Al	134
Калошкин С.Д. ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ДВИЖУЩИЕ СИЛЫ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ МЕХАНОХИМИЧЕСКОМ СИНТЕЗЕ	135
Калошкин С.Д., Костишин В.Г., <u>Адамцов А.Ю.</u> , Задорожный В.Ю., Горский Е.К. ВЛИЯНИЕ МЕХАНОАКТИВАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА PdBa ДЛЯ МОЩНЫХ ЭЛЕКТРОВАКУУМНЫХ ПРИБОРОВ СВЧ-ЭЛЕКТРОНИКИ	136
<u>Каплунов И.А.</u> , Колесников А.И., Соколова Е.И. ОПТИЧЕСКАЯ ОДНОРОДНОСТЬ КРУПНОГАБАРИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ ГЕРМАНИЯ ДЛЯ ИНФРАКРАСНОЙ ОПТИКИ	137
<u>Капранов Е.В.</u> , Райков С.В., Романов Д.А., Громов В.Е. СВОЙСТВА И СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ИЗНОСОСТОЙКОЙ НАПЛАВКИ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ	138
<u>Каримов Д.Н.</u> , Соболев Б.П., Зудина Ю.Г., Глушкова Т.М. ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ ТВЕРДОГО РАСТВОРА $Ca_{1-x}Y_xF_{2+x}$ ( $0 < x <$ $0.16$ ) В ВИДИМОМ ДИАПАЗОНЕ СПЕКТРА	139

Карпов М.И. ФИЗИЧЕСКИЕ ПРИНЦИПЫ СОЗДАНИЯ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЖАРОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ	140
<u>Картавых А.В.</u> , Калошкин С.Д., Горшенков М.В., Степашкин А.А., Коротитский А.В. ЖАРОПРОЧНЫЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДЫ НА ОСНОВЕ $\gamma$ -TiAl С МЕТАСТАБИЛЬНОЙ $\beta$ (Ti)-ФАЗОЙ: ИНЖЕНЕРИЯ СОСТАВА, МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ	141
Касимцев А.В., Табачкова Н.Ю., Левинский Ю.В., Вольдман Г.М., <u>Юдин С.Н.</u> ПОЛУЧЕНИЕ НАНОДИСПЕРСНОГО ПОРОШКА КАРБИДА ЦИРКОНИЯ	142
Кекало И.Б., <u>Могильников П.С.</u> РОЛЬ ИСХОДНЫХ ИЗГИБНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ФОРМИРОВАНИИ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ИХ РЕЛАКСАЦИИ ПРИ ОТЖИГЕ МАГНИТНО-МЯГКИХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА И ЖЕЛЕЗА	143
Кекало И.Б., <u>Могильников П.С.</u> ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ДОКАЗАТЕЛЬСТВО ВЛИЯНИЯ НАПРАВЛЕННОГО И ИЗОТРОПНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО БЛИЖНЕГО УПОРЯДОЧЕНИЯ НА ГИСТЕРЕЗИСНЫЕ МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ	144
<u>Кирюханцев-Корнеев Ф.В.</u> , Яцюк И.В., Погожев Ю.С., Швейко А.Н., Потанин А.Ю., Левашов Е.А., Штанский Д.В.	145
СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ В СИСТЕМАХ Mo-B-(N), Mo-Si-B-(N) И Mo-Al-Si-B-(N)	146
<u>Киселева С.Ф.</u> , Попова Н.А., Конева Н.А., Козлов Э.В. ВКЛАДЫ В ПЛАСТИЧЕСКУЮ СОСТАВЛЯЮЩУЮ ДЕФОРМАЦИИ КОМПОНЕНТ ИЗГИБА И КРУЧЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ И ИХ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	146
Kisel V.P. IMPACT EVIDENCE OF THE PLASTIC DEFORMATION ORIGIN OF PHASE TRANSITIONS: THE CRYOGENIC ADSORPTION OF HELIUM ISOTOPES	147
Кисель В.П. ДЕФОРМАЦИОННЫЕ МЕХАНИЗМЫ АКТИВАЦИОННОЙ ТЕРАПИИ, ЗАРОЖДЕНИЯ, ЭВОЛЮЦИИ И СТАРЕНИЯ БИОЛОГИЧЕСКИХ СИСТЕМ	148
Клевцов Г.В., Клевцова Н.А., Валиев Р.З. ПЛАСТИЧЕСКИЕ ЗОНЫ ПОД ПОВЕРХНОСТЬЮ ИЗЛОМОВ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ С ОЦК И ГЦК РЕШЕТКОЙ КАК КРИТЕРИЙ ОЦЕНКИ ЛОКАЛЬНОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ	149
<u>Кобзарева Т.Ю.</u> , Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Будовских Е.А. ВЛИЯНИЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT6	150
<u>Ковалёв С.И.</u> , Смирнов А.Е., Волошин А.Э. КАК МАГНИТНОЕ ПОЛЕ ВЛИЯЕТ НА РАСТВОРИМОСТЬ КРИСТАЛЛОВ	151
Коваленко А.Ф. ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩИЕ РЕЖИМЫ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО СКРАЙБИРОВАНИЯ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ И ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПЛАСТИН	152
Коваленко А.Ф. ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩИЕ РЕЖИМЫ ЛАЗЕРНОГО ОТЖИГА ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ И ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПЛАСТИН	153
Когтенкова О.А., Страумал Б.Б., Мазилкин А.А., Страумал А.Б., Колесникова К.И., Усманова В.Р., Чеппе Т., Земба П.	154
ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ПАРАМЕТРА РЕШЕТКИ В СПЛАВАХ АЛЮМИНИЯ ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	155
<u>Козлов Э.В.</u> , Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Сизоненко Н.Р., Конева Н.А. ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ СТАЛИ 10Г2ФТ	155
Козлов Э.В., Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Сизоненко Н.Р., Конева Н.А. ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СТРУКТУРА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Ni –Al	156
Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Конева Н.А. ФОРМИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР И НАКОПЛЕНИЕ ДЕФЕКТОВ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ Cu-Mn: РОЛЬ РАЗМЕРА ЗЕРЕН И ТВЕРДОРАСТВОРНОГО УПРОЧНЕНИЯ	157
<u>Козлова А.П.</u> , Быкова М.Б., Козлова Н.С. ОСОБЕННОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО РАЗЛОЖЕНИЯ В	158

НИЗКОСИММЕТРИЧНЫХ ПОЛЯРНЫХ КРИСТАЛЛАХ

<u>Колесников А.И.</u> , Каплунов И.А., Гречишкин Р.М., Третьяков С.А., Молчанов В.Я., Морозова К.А., Кутузов Д.С., Шмелева Е.В.	159
МЕТОД ТОЧНОГО РАСЧЕТА ФОРМЫ ИЗОХРОМ В КОНОСКОПИЧЕСКИХ КАРТИНАХ ОДНООСНЫХ КРИСТАЛЛОВ, И ЕГО ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ПРОВЕРКА	
<u>Колесников А.И.</u> , Каплунов И.А., Третьяков С.А., Морозова К.А., Айдинян Н.В., Рябина С.С., Хохлов Д.В.	160
ПРОПУСКАНИЕ СВЕТА КРИСТАЛЛАМИ ГЕРМАНИЯ И ПАРАТЕЛЛУРИТА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ПАРАМЕТРОВ НАНОРЕЛЬЕФА ИХ ПОЛИРОВАННЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ	
<u>Колесников А.И.</u> , Соколова Е.И., Ильяшенко С.Е., Третьяков С.А., Морозова К.А., Гречишкин Р.М., Айдинян Н.В.	161
ГРАНИ РАВНОВЕСНОЙ ФОРМЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ ПАРАТЕЛЛУРИТА, ВЫРАЩЕВАЕМЫХ СПОСОБОМ ЧОХРАЛЬСКОГО	
<u>Колосов А.Ю.</u> , Сдобняков Н.Ю., Комаров П.В., Соколов Д.Н., Харитонов М.А.	162
КОАЛЕСЦЕНЦИЯ КАК ПРОЦЕСС УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРОЙ НАНОЧАСТИЦ РАЗЛИЧНЫХ МЕТАЛЛОВ	
<u>Колосов В. Ю.</u>	163
ТРАНСРОТАЦИОННЫЕ КРИСТАЛЛЫ И МИКРОСТРУКТУРЫ, ОБРАЗУЮЩИЕСЯ В ТОНКИХ АМОРФНЫХ ПЛЁНКАХ	
Колосов В.Ю., Веретенников Л.М., Квашнин В.А.	164
ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ, РАСТУЩИХ В ТОНКИХ ПЛЁНКАХ $Sb_2Se_3$ -Ge	
<u>Колотова Л.Н.</u> , Стариков С.В.	165
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВА U-МО С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ МОЛИБДЕНА МЕТОДОМ АТОМИСТИСТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ	
Комир А.И., Одеичук Н.П., Николаенко А.А.	166
ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ РЕАКЦИОННОЙ ПОВЕРХНОСТИ ГРАФИТА ПРИ ОКИСЛЕНИИ	
<u>Коморников В.А.</u> , Гребенев В.В., Макарова И.П., Дмитричева Е.В., Зимина Г.В., Андреев П.В.	167
ПОЛУЧЕНИЕ СЛОЖНЫХ ПРОТОНПРОВОДЯЩИХ ГИДРОСУЛЬФАТФОСФАТОВ РУБИДИЯ И ЦЕЗИЯ	
<u>Коновалова Е.В.</u> , Перевалова О.Б., Конева Н.А., Козлов Э.В.	168
ВЛИЯНИЕ МИКРОДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ НА АНТИФАЗНУЮ ДОМЕННУЮ СТРУКТУРУ В СПЛАВАХ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$	
Конькова Т.Н., Миронов С.Ю., Корзников А.В., Корзникова Г.Ф., <u>Мышляев М.М.</u>	169
ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В ХОДЕ КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКИ ЛАТУНИ Л70	
Копаница Д.Г., Клопотов А.А., Поткаев А.И., <u>Устинов А.М.</u>	170
ИССЛЕДОВАНИЯ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННЫХ СОСТОЯНИЙ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ В СТАЛИ МЕТОДОМ КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ	
Коржов В.П.	171
ТВЁРДОФАЗНЫЙ СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ НА ПРИМЕРЕ NbTi-СПЛАВА И НИКЕЛИДА ТИТАНА	
<u>Корнева М.А.</u> , Стариков С.В.	172
МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ СУПЕРИОННОГО ПЕРЕХОДА В СТРУКТУРАХ ТИПА ФЛЮОРИТ: ДИОКСИДЕ И ДИНИТРИДЕ УРАНА $UO_2$ И $UN_2$	
<u>Коровушкин В.В.</u> , Шипко М.Н., Костишин В.Г., Староверов Б.А., Степович М.А.	173
МАГНИТОИМПУЛЬСНАЯ ОБРАБОТКА КАК СРЕДСТВО ПОВЫШЕНИЯ ТВЕРДОСТИ ОКСИДНЫХ МАТЕРИАЛОВ И СПЛАВОВ	
Костишин В.Г., Андреев В.Г., Читанов Д.Н., Налогин А.Г., Алексеев А.А., <u>Тимофеев А.В.</u> , Комлев А.С.	174
О РОЛИ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ НА ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ БАРИЕВЫХ И СТРОНЦИЕВЫХ ГЕКСАФЕРРИТОВ	
Костишин В.Г., Андреев В.Г., Читанов Д.Н., Урсуляк Н.Д., Алексеев А.А., <u>Тимофеев А.В.</u> , Адамцов А.Ю.	175
О РОЛИ ВЛИЯНИЯ БАЗОВЫХ СОСТАВОВ И ЛЕГИРУЮЩИХ ДОБАВОК НА СВОЙСТВА БАРИЕВЫХ И СТРОНЦИЕВЫХ ГЕКСАФЕРРИТОВ	
Костишин В.Г., Панина Л.В., Кожитов Л.В., <u>Тимофеев А.В.</u> , Зюзин А.К., Ковалев А.Н.	176
ПОЛУЧЕНИЕ И МУЛЬТИФЕРРОИДНЫЕ СВОЙСТВА ГЕКСАФЕРРИТОВ $BaFe_{12}O_{19}$ ,	

SrFe <sub>12</sub> O <sub>19</sub> И PbFe <sub>12</sub> O <sub>19</sub> ТИПА М	
Костишин В.Г., Шведун В.И., Комлев А.С., Пахомов Н.И., Ханкин В.В. О ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ МАГНИТОМЯГКОЙ ФЕРРИТОВОЙ КЕРАМИКИ МЕТОДОМ РАДИАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОГО СПЕКАНИЯ	177
<u>Костяева А.В.</u> , Стрелов В.И., Бендрышев Ю.Н., Косушкин В.Г., Сульянов С.Н. ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В СУЛЬФИДЕ САМАРИЯ	178
<u>Кочервинский В.В.</u> , Киселев Д.А., Малинкович М.Д., Локшин Б.В., Корлюков А.А., Павлов А.С. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПЛЕНОК ПОЛИМЕРНЫХ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКОВ НА ОСНОВЕ ВИНИЛИДЕНФТОРИДА ПРИ ИХ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ИЗ РАСТВОРОВ	179
<u>Крапошин В.С.</u> , Талис А.Л. СИММЕТРИЙНЫЕ ОСНОВЫ ПЛОТНОЙ УПАКОВКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЖИДКОСТЕЙ И СТЕКОЛ	180
<u>Красноперова Ю.Г.</u> , Дегтярев М.В., Пилюгин В.П., Воронова Л.М., Чашухина Т.И., Толмачев Т.П. СТРУКТУРА НИКЕЛЯ ДЕФОРМИРОВАННАЯ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА ПРИ 150°C	181
<u>Криницын М.Г.</u> , Прибытков Г.А., Корчагин М.А. ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ НА ИНИЦИИРУЕМОСТЬ СВС-ПРОЦЕССА В ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЯХ «TiC-ТИТАНОВАЯ СВЯЗКА»	182
<u>Кубасов И.В.</u> , Кислюк А.М., Быков А.С., Малинкович М.Д., Жуков Р.Н., Киселев Д.А., Ксенич С.В., Темиров А.А., Тимушкин Н.Г. БИДОМЕННЫЕ СТРУКТУРЫ, СФОРМИРОВАННЫЕ В НИОБАТЕ И ТАНТАЛАТЕ ЛИТИЯ МЕТОДОМ ФОТОННОГО ОТЖИГА	183
<u>Кузнецов В.В.</u> , Крыжановский В.Б., Москвин П.П. МУЛЬТИФРАКТАЛЬНАЯ ГЕОМЕТРИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ ФОРМ ГЕТЕРОСТРУКТУР ZnCdTe И ОЦЕНКА ПОВЕРХНОСТНОЙ ЭНЕРГИИ ФАЗЫ ПО ЕЕ ФРАКТАЛЬНЫМ ХАРАКТЕРИСТИКАМ	184
<u>Куликов А.Г.</u> , Марченков Н.В., Благов А.Е., Кондратьев О.А., Просеков П.А., Писаревский Ю.В., Ковальчук М.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ДОМЕНОВ В КРИСТАЛЛАХ ПАРАТЕЛЛУРИТА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ВНЕШНЕГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ РЕНТГЕНДИФРАКЦИОННЫМИ МЕТОДАМИ	185
Кульков В.Г., Плотников А.В., <u>Самсонов В.К.</u> ТРАНСФОРМАЦИЯ СЕЧЕНИЯ ПОРЫ ПРИ МЕЖЗЕРЕННОМ ПРОСКАЛЬЗЫВАНИИ	186
<u>Куницына Т.С.</u> , Теплякова Л.А., Конева Н.А. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ СКОЛЬЗЯЩЕЙ ДИСЛОКАЦИИ НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Ni <sub>3</sub> Fe	187
<u>Купцов К.А.</u> , Кирюханцев-Корнеев Ф.В., Швейко А.Н., Штанский Д.В. ПОВЕРХНОСТНАЯ МОДИФИКАЦИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ TiAlSiCN С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ ИХ ЖАРСТОЙКОСТИ	188
<u>Кустов А.И.</u> , Мигель И.А. ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ НА ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ИЗМЕРЕНИЙ ИХ АКУСТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК	189
<u>Кустов А.И.</u> , Мигель И.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ТРАНСФОРМАЦИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ В КОНДЕНСИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ АМД-МЕТОДАМИ ПРИ ВНЕШНИХ ФИЗИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	190
<u>Кустов А.И.</u> , Мигель И.А. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ СТРУКТУРНОГО СТРОЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И АМОРФНЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ДЕФЕКТОСКОПИИ	191
Кутузов Д.С., Шмелева Е.В., Морозова К.А., Рыбина С.С. ОПТИЧЕСКЕ ИСКАЖЕНИЯ В СВЕТОЗВУКОПРОВОДАХ ИЗ КРИСТАЛЛОВ ПАРАТЕЛЛУРИТА ПРИ РАБОТЕ АКУСТООПТИЧЕСКИХ УСТРОЙСТВ	192
<u>Левашов Е.А.</u> , Кирюханцев-Корнеев Ф.В., Штанский Д.В., Кудряшов А.Е., Замулаева Е.И. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ЖАРСТОЙКИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НОВЫХ ЭЛЕКТРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ	193

<u>Левин И.С., Авдюхина В.М., Хрущов М.М., Тарелкин Ю.А., Шальнов С.А.</u> ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ХРОМОВЫХ МАГНЕТРОННЫХ ПОКРЫТИЙ	194
<u>Летко А.К., Савчук Г.К., Рубаник В.В.</u> ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА КРИСТАЛЛИЧЕСКУЮ СТРУКТУРУ КЕРАМИКИ	195
<u>Логинов П.А., Левашов Е.А., Кудряшов А.Е.</u> ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО АКТИВИРОВАНИЯ ПОРОШКОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ Ti – Ca <sub>3</sub> (PO <sub>4</sub> ) <sub>2</sub> ДЛЯ НАНЕСЕНИЯ БИОАКТИВНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ	196
<u>Луговской А.В., Красильников О.М., Векилов Ю.Х.</u> УПРУГИЕ СВОЙСТВА НАГРУЖЕННОГО КРИСТАЛЛА ИЗ ПЕРВЫХ ПРИНЦИПОВ	197
<u>Лукина Е.А., Базалева К.О.</u> ФАЗОВО-СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ	198
<u>Майорова Т.Л., Ключев В.Г., Звягин А.И.</u> ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК CdS С НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ	199
<u>Макаров А.В., Кузнецов В.П.</u> МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩИХ ФРИКЦИОННЫХ ОБРАБОТОК МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ	200
<u>Макарова И.П., Гребенев В.В., Коморников В.А., Дмитричева Е.В.</u> НОВЫЕ СУПЕРПРОТОНИКИ Cs <sub>m</sub> H <sub>n</sub> ((HSO <sub>4</sub> ),(H <sub>2</sub> PO <sub>4</sub> )) <sub>m+n</sub> : СТРУКТУРА, СВОЙСТВА, ПРОВОДИМОСТЬ	201
<u>Максудова Т.Ф., Аждарова Д.С., Алиев О.М., Кули-заде Э.С.</u> ВЫРАЩИВАНИЕ МОНОКРИСТАЛЛА СОЕДИНЕНИЯ YbSbS <sub>3</sub>	202
<u>Малашенко В.В., Малашенко Т.И., Белых Н.В.</u> ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОГО ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ НА ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ ПРИМЕСНЫХ КРИСТАЛЛОВ	203
<u>Мальшикина О.В., Елисеев А.Ю., Dec J., Łukasiewicz T.</u> ДИСПЕРСИЯ ПРОЦЕССОВ ПОЛЯРИЗАЦИИ В КРИСТАЛЛАХ Ca <sub>32</sub> Ba <sub>68</sub> Nb <sub>2</sub> O <sub>6</sub>	204
<u>Манакова О.С., Левашов Е.А., Курбаткина В.В.</u> ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИЕ КЕРМЕТЫ: ФАЗО- И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ	205
<u>Мартыненко А.В., Карпов А.Г., Хватков А.С.</u> МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ СОСТАВНОЙ МЕТАЛЛОКОМПОЗИТНОЙ КОНСТРУКЦИИ ДЛЯ ПАРАМЕТРИЧЕСКОЙ ИДЕНТИФИКАЦИИ ОПРЕДЕЛЯЮЩЕГО СООТНОШЕНИЯ	206
<u>Маслов В.Н., Бахолдин С.И.</u> МЕТОД ВИДЕОГОНИОГРАФИИ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ МОРФОЛОГИИ БОКОВОЙ ПОВЕРХНОСТИ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ МОНОКРИСТАЛЛОВ САПФИРА, ВЫРАЩЕННЫХ СПОСОБОМ СТЕПАНОВА И ПРИБОР ДЛЯ ЕГО РЕАЛИЗАЦИИ	207
<u>Маслов В.Н., Крымов В.М., Николаев В.И., Головатенко А.А., Бугров В.Е., Романов А.Е.</u> ВЫРАЩИВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ β-Ga <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ИЗ СОБСТВЕННОГО РАСПЛАВА В САПФИРОВОМ ТИГЛЕ	208
<u>Matyjasik S., Шалдин Ю.В.</u> СПОНТАННАЯ ПОЛЯРИЗАЦИЯ ИОДАТА ЛИТИЯ В ОБЛАСТИ 4.2-300 К	209
<u>Мелкоян М.К., Красильникова Ю.О., Левашов Е.А.</u> РОЛЬ ГЛОБАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИХ ИНФРАСТРУКТУР В КОНТЕКСТЕ МЕЖДУНАРОДНОГО СОТРУДНИЧЕСТВА В ОБЛАСТИ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ	210
<u>Мельчаков М.А., Скворцов А.И.</u> ВОЗДЕЙСТВИЕ ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ НА ДЕМПФИРУЮЩИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Fe–10,3%Cr–0,45%Al, Fe–10,8%Cr–2,6%Al	211
<u>Менушенков В.П., Горшенков М.В., Щетинин И.В., Савченко Е.С.</u> РАСПАД ТВЕРДОГО РАСТВОРА И ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОКОЭРЦИТИВНОГО СОСТОЯНИЯ В СПЛАВАХ Fe-Ni-Al	212
<u>Михайлов В.И., Муслимов А.Э., Буташин А.В., Кольмагин А.Б., Каневский В.М.</u> ИССЛЕДОВАНИЕ СТРОЕНИЯ ПЛЕНОК ТЕЛЛУРА, ВЫРАЩЕННЫХ НА РАЗЛИЧНЫХ ПОДЛОЖКАХ	213
<u>Мишин В.М., Филиппов Г.А., Волоконский М.В.</u> ЛОКАЛЬНОЕ ЗАМЕДЛЕННОЕ РАЗРУШЕНИЕ СТАЛЕЙ	214
<u>Молявко Д.П.</u> ВАРИАЦИЯ КОМПОНЕНТ ФОРМУЛЫ ПЭРИСА ПО ГЛУБИНЕ МЕДЛЕННОРАСТУЩЕЙ	215

ТРЕЩИНЫ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ Д16Т

Молявко Д.П.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ГРАНИЦЫ ПЕРЕХОДА МЕДЛЕННОРАСТУЩЕЙ УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ К ЕЁ ИНТЕНСИВНОМУ РОСТУ 216

Морченко А.Т., Андреев В.Г., Вергазов Р.М., Костишин В.Г., Коровушкин В.В., Кочервинский В.В., Павлов А.С., Королев Ю.М., Мирошин С.В., Мингажева З.В.

ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ КОМПОНЕНТОВ КОМПОЗИЦИОННЫХ РАДИО- ПОГЛОЩАЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ГРАНУЛИРОВАННЫХ ФЕРРИТОВЫХ ПОРОШКОВ И ПОЛИМЕРНЫХ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКОВ 217

Морченко А.Т., Костишин В.Г., Панина Л.В., Салем М.М.Э., Андреев В.Г., Бибииков С.Б., Вергазов Р.М., Астахов В.А., Шакирзянов Р.И.

ПРИМЕНЕНИЕ МОДЕЛЕЙ ЭФФЕКТИВНОЙ СРЕДЫ К КОМПОЗИЦИОННЫМ МАТЕРИАЛАМ НА ОСНОВЕ ФЕРРИТОВЫХ ПОРОШКОВ И ДИЭЛЕКТРИКОВ: ТЕОРИЯ И ЭКСПЕРИМЕНТ 218

Мургузов М.И., Годжаев Е.М., Гусейнов Дж.И., Карашова Г.А.

РАСЧЕТ ИЗ ПЕРВЫХ ПРИНЦИПОВ ПАРАМЕТРОВ УРАВНЕНИЯ СОСТОЯНИЙ СЛОИСТОГО КРИСТАЛЛА SnS 219

Мусабиров И.И., Шарипов И.З., Сафаров И.М., Хисамов Р.Х., Мулюков Р.Р.

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА СИСТЕМЫ Ni-Mn-Ga ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ 220

Мустафаева С.Н., Асадов М.М., Гусейнов Д.Т., Касымоглу И.

ДИЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ МОНОКРИСТАЛЛА CuInS<sub>2</sub> 221

Мустафаева С.Н., Асадов М.М., Исмаилов А.А.

ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ  $\gamma$ - ОБЛУЧЕННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ p-GaSe <Г> 222

Мустафаева С.Н., Керимова Э.М., Джаббаров А.И., Кязимов С.Б.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НОВЫХ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ TlFeS<sub>2</sub> – TlGaS<sub>2</sub> 223

Мухамедов Б.О., Перминов А.С., Савченко Е.С.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА 22X15КА 224

Набагов Б.В., Ванцян М.А., Кочетков А.А., Марченко И.В., Кирюхин Ю.И., Артемов В.В., Букреева Т.В.

ЗАГРУЗКА ФЛУОРОФОРАМИ И СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПОРИСТЫХ МИКРОЧАСТИЦ КАРБОНАТА КАЛЬЦИЯ 225

Naimi E.K., Vekilov Yu.Kh.

4D-PHOTONIC CRYSTALS WITH THE NEGATIVE LIGHT REFRACTION 226

Наумова Е.А., Белов Н.А.

НОВЫЕ ЛИТЕЙНЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ AL-Ca-SC 227

Невский С.А., Сарычев В.Д., Коновалов С.В., Бондаренко К.Ю., Громов В.Е.

ДВУХСКОРОСТНАЯ МОДЕЛЬ ФИЛЬТРАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ МЕТАЛЛОВ 228

Нечаев В.Н., Дежин В.В.

ОБ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЯХ, СОПРОВОЖДАЮЩИХ КОЛЕБАНИЯ КРАЕВОЙ ДИСЛОКАЦИИ В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКЕ 229

Нечаев В.Н., Дежин В.В.

О ПОЛЯРИЗАЦИИ, СОПРОВОЖДАЮЩЕЙ КОЛЕБАНИЯ КРАЕВОЙ ДИСЛОКАЦИИ В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКЕ 230

Никитина Е.Н., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ СТАЛИ С БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ 231

Носов Ю.Г., Крымов В.М., Бахолдин С.И., Маслов В.Н., Шульпина И.Л., Щеглов М.П.

БЛОЧНОСТЬ И ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ТРУБЧАТЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ САПФИРА, ВЫРАЩЕННЫХ СПОСОБОМ СТЕПАНОВА 232

Ожерелков Д.Ю., Степашкин А.А., Комиссаров А.А.

ОЦЕНКА ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ДИСКРЕТНО - АРМИРОВАННОГО УГЛЕРОД - УГЛЕРОДНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ФРИКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ 233

Ополченцев А.М., Муслимов А.Э., Бутащин А.В., Дерябин А.Н., Каневский В.М.

ИЗУЧЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ПОВЕРХНОСТИ КРИСТАЛЛОВ ЛЕЙКОСАПФИРА РАЗЛИЧНОЙ ОБРАБОТКИ 234



<u>Орлов В.И., Ярыкин Н.А., Якимов Е.Б.</u> ПРОСТРАНСТВЕННОЕ РАПРЕДЕЛЕНИЕ ДЕФЕКТОВ В ПЛОСКОСТИ СКОЛЬЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИИ В КРЕМНИИ	235
<u>Орлов Л.К., Вдовин В.И.</u> НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ КАРБИДНЫЕ КОМПОЗИЦИИ НА ПОВЕРХНОСТИ КРЕМНИЯ	236
<u>Орлова Е.И., Харитонов Е.П., Воронкова В.И.</u> СИНТЕЗ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ В БИНАРНОМ РАЗРЕЗЕ Nd <sub>2</sub> MoO <sub>6</sub> – PbO	237
<u>Павлов М.Д., Калошкин С.Д., Чирков А.М., Прилуков А.Ю.</u> ЛАЗЕРНАЯ ВОССТАНОВИТЕЛЬНАЯ НАПЛАВКА ПОВЕРХНОСТИ ТЯЖЕЛО НАГРУЖЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА	238
Palacheva V.V., <u>Emdady A.A.</u> , Bazlov A.I., Zadorozhnyy V.Yu., Golovin I.S. STRUCTURE AND DAMPING OF Fe-Ga-Al AND Fe <sub>3</sub> Ga TYPE ALLOYS	239
<u>Panfilov P.</u> , Gornostyrev Yu.N., Pilyugin V.P. SEVERE DEFORMATION OF RHENIUM AT ROOM TEMPERATURE	240
Папиров И.И., <u>Николаенко А.А.</u> , Пикалов А.И., Стоев П.И., Емлянинова Т.Г., Тузов Ю.В. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИТОГО БЕРИЛЛИЯ	241
<u>Пацера Е.И., Левашов Е.А., Курбаткина В.В., Кочетов Н.А., Ковалев Д.Ю.</u> ОСОБЕННОСТИ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ СЛОЖНЫХ КАРБИДОВ В ВОЛНЕ ГОРЕНИЯ МА СМЕСЕЙ Ta- Zr-C	242
Перегудов О.А., Морозов К.В., Громов В.Е., <u>Башенко Л.П.</u> , Иванов Ю.Ф. ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ	243
Перегудов О.В., Морозов К.В., <u>Громов В.Е.</u> , Иванов Ю.Ф., Алсараева К.В. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ, ФОРМИРУЮЩИЕСЯ В РЕЛЬСАХ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ	244
<u>Пермякова И.Е.</u> , Глезер А.М., Иванов А.А., Шеляков А.В. ПОЛУЧЕНИЕ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ, ПРИ ЛАЗЕРНОМ ОБЛУЧЕНИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ	245
<u>Першина Е.А.</u> , Аронин А.С., Абросимова Г.Е., Матвеев Д.В. МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКРИСТАЛЛОВ В АМОРФНОМ СПЛАВЕ Al <sub>90</sub> Y <sub>10</sub> В РЕЗУЛЬТАТЕ РАЗЛИЧНЫХ ОБРАБОТОК	246
Петраков В.С., Кугаенко О.М., Бузанов О.А., <u>Базалевская С.С.</u> , Сахаров С.А., Сагалова Т.Б. РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ КРИСТАЛЛОВ СЕМЕЙСТВА ЛАНГАСИТА	247
Петухов Б.В. КИНЕТИКА ПЕРЕКЛЮЧЕНИЯ СОСТОЯНИЙ КВАЗИОДНОМЕРНЫХ НАНОСИСТЕМ. ЭФФЕКТЫ КОНЕЧНОЙ ДЛИНЫ	248
<u>Печина Е.А.</u> , Иванов С.М., Дорофеев Г.А., Ладьянов В.И. ИЗУЧЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА МЕТОДОМ НЕПРЕРЫВНОЙ РЕГИСТРАЦИИ МОМЕНТА КРУЧЕНИЯ	249
<u>Плотников А.В.</u> , Антонова О.В., Гринберг Б.А., Толмачев Т.П. АВТОБЛОКИРОВКА ДИСЛОКАЦИЙ В ИНТЕРМЕТАЛЛИДЕ Ni <sub>3</sub> Ge В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	250
Плужникова Т.Н., <u>Федоров В.А.</u> , Сидоров С.А., Яковлев А.В., Березнер А.Д., Губанова В.О. ВЛИЯНИЕ ЧИСЛА ИМПУЛЬСОВ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА И ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ РЕЛАКСАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	251
Погожев Ю.С., Потанин А.Ю., Левашов Е.А., Новиков А.В., Кочетов Н.А., Ковалев Д.Ю. СИТЕЗ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ БОРИДОВ И СИЛИЦИДОВ ХРОМА В РЕЖИМЕ ГОРЕНИЯ	252
<u>Подкопаев О.И.</u> , Шиманский А.Ф., Кравцова Е.Д. ВЛИЯНИЕ ТЕПЛООВОГО ПОЛЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ ГЕРМАНИЯ	253
<u>Popov M.</u> , Perfilov S., Ovsyannikov D., Kulnitskiy B., Perezhogin I., Tyukalova E., Prokhorov V., Maslenikov I., Skryleva E., Parkhomenko Yu., Blank V. UNIQUE MECHANICAL PROPERTIES OF FULLERITE DERIVATIVES SYNTHESIZED WITH A CATALYTIC POLYMERIZATION REACTION	254
<u>Попова Н.А.</u> , Журерова Л.Г., Никоненко Е.Л., Скаков М.К.	255

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ 30ХГС ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ	
<u>Потанин А.Ю.,</u> Погожев Ю.С., Левашов Е.А.	
ПОЛУЧЕНИЕ МЕТОДОМ СВС КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ $TiC_{0,5}$ , ЛЕГИРОВАННЫХ ФУНКЦИОНАЛЬНОЙ ДОБАВКОЙ $Ca_3(PO_4)_2$	256
<u>Приезжева А.Н.,</u> Дорогов М.В., Тюрков М.Н., Викарчук А.А., Грызунов А.М., Мерсон Д.Л.	
СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕДНЫХ ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ, ПРОТЕКАЮЩИЕ В ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЯХ И РЕАКЦИОННЫХ СРЕДАХ	257
<u>Пронин И.А.,</u> Аверин И.А., Божинова А.С., Димитров Д.Ц., Карманов А.А., Мошников В.А., Папазова К.И., Якушова Н.Д.	
ТЕРМОВОЛЬТАЙЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ОКСИДЕ ЦИНКА, НЕОДНОРОДНО ЛЕГИРОВАННОМ ПРИМЕСЯМИ С ПЕРЕМЕННОЙ ВАЛЕНТНОСТЬЮ	258
<u>Простомолотов А.И.,</u> Меженный М.В., Везуб Н.А.	
ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПЛАСТИЧЕСКОГО ФОРМОВАНИЯ НА СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МАТЕРИАЛА В ПРОЦЕССЕ ГОРЯЧЕЙ ЭКСТРУЗИИ: МЕТОДИЧЕСКИЙ ПОДХОД И ТЕСТЫ	259
<u>Протасова С.Г.,</u> Мазилкин А.А.	
ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА РФЭС ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ОСОБЕННОСТЕЙ СОСТАВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ОКСИДА ЦИНКА	260
<u>Прохоров Д.В.,</u> Карпов М.И., Коржов В.П.	
СТРУКТУРА И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ СПЛАВОВ С ВЫСОКОЙ УДЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТЬЮ	261
<u>Прохоров И.А.,</u> Асадчиков В.Е., Бутахин А.В., Дерябин А.Н., Рошин Б.С., Стрелов В.И., Большаков А.П., Ральченко В.Г.	
ГРАНАТЫ, АЛМАЗЫ, САПФИР: РЕНТГЕНОДИФРАКЦИОННАЯ ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ	262
<u>Пушкин М.С.,</u> Иноземцев А.В., Гринберг Б.А., Иванов М.А., Слаутин О. В., Бесшапошников Б.П.	
ОБНАРУЖЕНИЕ КВАЗИВОЛНОВОЙ ФОРМЫ ПОВЕРХНОСТИ РАЗДЕЛА ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ (МЕДЬ-ТАНТАЛ, МЕДЬ-ТИТАН)	263
<u>Рабинович О.И.</u>	
ОПТИМИЗАЦИЯ НАНОГЕТРОСТРУКТУР И УЛУЧШЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПРИБОРОВ НА ИХ ОСНОВЕ	264
<u>Рогалин В.Е.,</u> Филин С.А.	
ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКАЯ ОЧИСТКА СИЛОВОЙ МЕТАОПТИКИ	265
<u>Рогачев С.О.,</u> Рожнов А.Б., Никулин С.А., Рыбальченко О.В., Горшенков М.В., Добаткин С.В.	
ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ Zr-1% Nb и Zr-1% Nb-0,3% Fe-1,2% Sn ПОСЛЕ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ	266
<u>Рогожин М.В.,</u> Рогалин В.Е., Крымский М.И.	
МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В ВЫХОДНОМ ОКНЕ ВЫСОКОМОЩНОГО CO <sub>2</sub> -ЛАЗЕРА	267
<u>Романов Д.А.,</u> Гончарова Е.Н., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф.	
ЭЛЕМЕНТНЫЙ И ФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ ПОКРЫТИЯ TiV <sub>2</sub> - Ni, СФОРМИРОВАННОГО НА СТАЛИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ	268
<u>Рудёнок А.А.,</u> Бобрышева Е.В., Панина Л.В., Морченко А.Т.	
ИССЛЕДОВАНИЕ МАГНИТНЫХ И ОПТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОСЛОЕВ Cr/NiFe И Al/NiFe МАГНИТООПТИЧЕСКИМИ И ЭЛЛИПСОМЕТРИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ	269
<u>Румянцев И.Д.,</u> Иванова Е.С., Петржик Е.А.	
ИЗМЕНЕНИЕ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КРИСТАЛЛОВ ТГС В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ	270
<u>Русинов П.О.,</u> Бледнова Ж.М.	
СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ИЗ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ Ti-Ni-Nf	271
<u>Рябочкина П.А.,</u> Борик М.А., Волкова Т.В., Кулебякин А.Н., Ломонова Е.Е., Мызина В.А., Милович Ф.О., Сидорова Н.В., Табачкова Н.Ю., Чабушкин А.Н.	
СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СПЕКТРАЛЬНО-ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ ЧАСТИЧНО СТАБИЛИЗИРОВАННОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ, ЛЕГИРОВАННЫХ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ ИОНАМИ (Nd <sup>3+</sup> , Eu <sup>3+</sup> , Er <sup>3+</sup> , Yb <sup>3+</sup> )	272
<u>Савченко А.Г.,</u> Менушенков В.П., Щетинин И.В., Бордюжин И.Г., Савченко Е.С., Медведева Т.В.	
	273

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА БЫСТРОЗАКАЛЁННЫХ СПЛАВОВ Nd-Fe-B-Zr	
Савченко Е.С., Менушенков В.П., Горшенков М.В., Щетинин И.В.	
СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Fe <sub>2</sub> NiAl ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ ИЗ ОДНОФАЗНОГО СОСТОЯНИЯ И ОТЖИГА ПРИ 500-900°C	274
<u>Салихов С.В.</u> , Савченко А.Г., Щетинин И.В.	
ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА МЕХАНОАКТИВИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ СИСТЕМ Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> – α-Fe – Gd <sub>2</sub> O <sub>3</sub> И Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> – α-Fe – Gd <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	275
<u>Сафронов В.В.</u> , Васильев А.Л.	
МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ЧЕТЫРЕХКОМПОНЕНТНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА МЕТОДАМИ ИЗ ПЕРВЫХ ПРИНЦИПОВ	276
<u>Светогоров Р.Д.</u> , Гурьев В.В., Зубавичус Я.В., Шавкин С.В., Круглов В.С.	
ЭВОЛЮЦИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ТЕКСТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СВЕРХПРОВОДНИКОВ NbTi В ХОДЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПО ДАННЫМ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКЦИИ НА СИНХРОТРОННОМ ИЗЛУЧЕНИИ	277
Сдобняков Н.Ю., Андрийчук А.П., Базулев А.Н., Карташев И.В., Комаров П.В., Соколов Д.Н., <u>Колосов А.Ю.</u>	
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК НАНОКЛАСТЕРОВ МЕДИ В ПРОЦЕССЕ ПЛАВЛЕНИЯ И КРИСТАЛЛИЗАЦИИ	278
<u>Сеидов Ф.И.</u> , Исмаилов А.А., Исмаилов А.А.	
ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ GaSe ОБЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ	279
<u>Сенкевич К.С.</u> , Гусев Д.Е.	
ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА Ti-55, 8Ni	280
<u>Сентюринна Ж.А.</u> , Погожев Ю.С., Михайлов М.А., Санин В.Н., Юхвид В.И., Левашов Е.А., Зайцев А.А.	
ПОЛУЧЕНИЕ ЛИТОГО МОДИФИЦИРОВАННОГО ВЫСОКОБОРИСТОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ NiAl ИЗ СВС-ПОЛУФАБРИКАТА	281
Серебряков Ю.А., <u>Коробейникова Е.Н.</u> , Прохоров И.А., Власов В.Н., Сидоров В.С., Шульпина И.Л.	
ПОВЫШЕНИЕ ОДНОРОДНОСТИ КРИСТАЛЛОВ ПОЛУПРОВОДНИКОВ ПУТЕМ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССАМИ ТЕПЛОМАССОПЕРЕНОСА В РАСПЛАВАХ	282
<u>Серебряный В.Н.</u> , Харьков М.А., Дьяконов Г.С., Копылов В.И., Добаткин С.В.	
АНИЗОТРОПИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МА2-1пч ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГОВ	283
<u>Сивак М.В.</u> , Стрелецкий А.Н., Колбанев И.В., Леонов А.В.	
ДЕФЕКТНАЯ СТРУКТУРА МЕХАНИЧЕСКИ АКТИВИРОВАННОГО MoO <sub>3</sub> И ХИМИЧЕСКАЯ АКТИВНОСТЬ ЭНОРГОНАСЫЩЕННЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ	284
<u>Сидоренко Д.А.</u> , Зайцев А.А., Логинов П.А., Курбаткина В.В., Левашов Е.А.	
ПРИНЦИПЫ УПРАВЛЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ СВОЙСТВАМИ АЛМАЗНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПУТЕМ НАНОМОДИФИЦИРОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЫ	285
<u>Ситдинов В.Д.</u> , Чижов П.С., Мурашкин М.Ю., Гойденко А.А., Валиев Р.З.	
РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ДИНАМИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ МАРКИ 6201	286
Скакова Т.Ю.	
РОЛЬ ДЕФЕКТОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ ПРИ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ	287
Скворцов А.А., Корячко М.В., Зуев С.М., Волошинов Е.Б.	
ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ НА ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЕ В КРЕМНИИ ВБЛИЗИ ЛОКАЛЬНЫХ ТЕПЛОВЫХ ИСТОЧНИКОВ	288
Скворцова Н.П.	
СУПЕРЛОКАЛИЗАЦИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ: ИСТОРИЯ, РАЗВИТИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ	289
<u>Слобода А.А.</u> , Астанин В.В.	
ИССЛЕДОВАНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ	290
<u>Смирнов И.В.</u> , Дитенберг И.А., Гриняев К.В., Пинжин Ю.П., Тюменцев А.Н., Чернов В.М.	291

ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА СИСТЕМЫ V–Cr–Zr–W В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ РАСТЯЖЕНИЯ <u>Смирнова Д.Е.</u> , Стариков С.В.	
РАЗРАБОТКА АТОМИСТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ СВОЙСТВ СПЛАВОВ Zr–Nb <u>Смирнова Е.С.</u> , Алексеева О.А., Верин И.А., Дудка А.П., Артемов В.В., Фролов К.В., Любутин И.С.	292
ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ $Gd_{0.95}Bi_{0.05}Fe_3(VO_3)_4$ и $Y_{0.95}Bi_{0.05}Fe_3(VO_3)_4$ Song G., Tang G., Li X., <u>Gromov V.E.</u> , Alsaraeva K.V.	293
RECENT ACHIEVEMENTS OF EXTERNAL FIELD PROCESSING TECHNOLOGY IN CHINA <u>Сорокина Н.И.</u> , Антипин А.М., Левченко А.В., Алексеева О.А., Кускова А.Н., Орлова Е.И., Харитоновна Е.П., Воронкова В.И.	294
СТРОЕНИЕ ФЛЮОРИТОПОДОБНЫХ СОЕДИНЕНИЙ $Nd_5Mo_3O_{16+\delta}$ , ЛЕГИРОВАННЫХ СВИНЦОМ ИЛИ КАЛЬЦИЕМ И ОБЛАДАЮЩИХ КИСЛОРОД-ЭЛЕКТРОННОЙ ПРОВОДИМОСТЬЮ <u>Соснин К.В.</u> , Райков С.В., Романов Д.А., Громов В.Е.	295
СВОЙСТВА И СТРУКТУРА ТИТАНА ПОСЛЕ ПОВЕРХНОСТНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ИТТРИЕМ <u>Средин В.Г.</u> , Ананьин О.Б., Мелехов А.П., Юрчак В.А.	296
МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СВОЙСТВ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $Cdx Hg_{1-x} Te$ ПОД ДЕЙСТВИЕМ РЕНТГЕНОВСКОГО ИЗЛУЧЕНИЯ <u>Стариков С.В.</u> , Смирнова Д.Е., Куксин А.Ю.	297
АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ДЕФЕКТОВ В НИТРИДЕ УРАНА <u>Столярова О.О.</u> , Муравьева Т.И., Сачек Б.Я., Мезрин А.М., Белов Н.А.	298
ИЗМЕНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ ПОДШИПНИКОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ <u>Строганова Т.С.</u> , Карпов М.И., Коржов В.П., Внуков В.И., Светлов И.Л.	299
ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ПРОЧНОСТЬ IN-SITU КОМПОЗИТА Nb–Nb <sub>5</sub> /Si <sub>3</sub> <u>Суворов Э.В.</u> , Смирнова И.А., Образова А.С.	300
ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ КВАЗИТОЧЕЧНОГО ТИПА В ОДНОРОДНО ИЗОГНУТОМ КРИСТАЛЛЕ <u>Сундеев Р.В.</u> , Шалимова А.В., Велигжанин А.А., Зубавичус Я.В., Глезер А.М., Чернышов А.А.	301
СОПОСТАВЛЕНИЕ СТРУКТУР АМОРФНЫХ ФАЗ, ОБРАЗОВАВШИХСЯ В СПЛАВЕ Ti <sub>50</sub> Ni <sub>25</sub> Cu <sub>25</sub> ПРИ ЗАКАЛКЕ ИЗ РАСПЛАВА И В ХОДЕ ДЕФОРМАЦИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА <u>Сурсаева В.Г.</u>	302
ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ И РАЗМЕРА ЗЕРНА НА СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ ПЛЁНОК СЕРЕБРА ПРИ ОТЖИГЕ Сухарева Е.А., Волкогон Г.М., Арсентьев А.А.	303
СТРУКТУРА ЧАСТИЦ МЕТАЛЛОВ И ИХ ВЗАИМОСВЯЗЬ С БИОЛОГИЧЕСКИ АКТИВНЫМИ СВОЙСТВАМИ <u>Сухорукова И.В.</u> , Штанский Д.В., Левашов Е.А., Шевейко А.Н., Замулаева Е.И., Логинов П.А., Потанин А.Ю., Свиридова Т.А., Скрылева Е.А., Глушанкова Н.А., Игнатов С.Г.	304
СОЗДАНИЕ ИМПЛАНТИРУЕМЫХ БИОКОСТРУКЦИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С РАЗВИТЫМ РЕЛЬЕФОМ ПОВЕРХНОСТИ И БИОАКТИВНЫМ ПОКРЫТИЕМ С АНТИБАКТЕРИАЛЬНЫМ ЭФФЕКТОМ Таланин В.И., Таланин И.Е.	305
УПРАВЛЕНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРОЙ МОНОКРИСТАЛЛОВ <u>Темиров А.А.</u> , Тимушкин Н.Г., Руденко С.А., Кубасов И.В., Ксенич С.В., Малинкович М.Д., Жуков Р.Н., Киселев Д.А., Быков А.С.	306
ПОЛУЧЕНИЕ КРЕМНИЙ-УГЛЕРОДНЫХ ПЛЕНОК МЕТОДОМ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКОГО ОСАЖДЕНИЯ Теплякова Н.А., Титов С.В., Вербенко И.А., Сидоров Н.В., Резниченко Л.А., <u>Габаин А.А.</u>	307
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНОГО УПОРЯДОЧЕНИЯ В КЕРАМИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ Bi <sub>1-x</sub> La <sub>x</sub> FeO <sub>3</sub> <u>Тиньгаев М.И.</u> , Беленков Е.А.	308
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НОВЫХ УГЛЕРОДНЫХ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ	309

МАТЕРИАЛОВ ИЗ АТОМОВ УГЛЕРОДА В $sp^2$ И $sp^3$ ГИБРИДИЗИРОВАННЫХ СОСТОЯНИЯХ	
<u>Ткаль В.А.</u> , Жуковская И.А., Иванова Т.Д., Виноградова Ю.А.	
РАЗРЕШЕНИЕ БЛИЗКОРАСПОЛОЖЕННЫХ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ	310
МОНОКРИСТАЛЛОВ ЦИФРОВОЙ ОБРАБОТКОЙ ИХ ИЗОБРАЖЕНИЙ	
<u>Ткаль В.А.</u> , Жуковская И.А., Иванова Т.Д., Виноградова Ю.А., Водолазова Н.Н.	
ЧАСТОТНЫЙ АНАЛИЗ ИЗОБРАЖЕНИЙ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ	311
МОНОКРИСТАЛЛОВ	
<u>Толстихина А.Л.</u> , Гайнутдинов Р.В., Белугина Н.В., Иванова Е.С., Кашевич И.Ф., Шут В.Н., Мозжаров С.Е.	312
УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ TGS ПУТЕМ ПОСЛОЙНОГО ВВЕДЕНИЯ ПРИМЕСИ	
<u>Томилин И.А.</u> , Калошкин С.Д.	
РОЛЬ ЭНТРОПИИ В ОБРАЗОВАНИИ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ («ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ») СПЛАВОВ	313
Третьяков С.А., Воронцов М.С., Козинев С.Ю., Морозова К.А., Кузьмина М.Д., Самохвалов Н.Е., Калугин И.В.	314
ОСОБЕННОСТИ ГЕОМЕТРИИ МИКРОРЕЛЬЕФА, ОБРАЗУЮЩЕГОСЯ ПРИ ХИМИЧЕСКОМ ТРАВЛЕНИИ КРИСТАЛЛОВ ПАРАТЕЛЛУРИТА	
Труханова Е.Л.	
ПОЛУЧЕНИЕ СЕЛЕНИДА КАДМИЯ ИЗ ПАРОВОЙ ФАЗЫ С МАЛЫМИ ОПТИЧЕСКИМИ ПОТЕРЯМИ	315
Урсуляк Н.Д., Налогин А.Г., Костишин В.Г., <u>Комлев А.С.</u>	
ПОЛУЧЕНИЕ В АТМОСФЕРЕ КИСЛОРОДА И СВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛОВ ЖИГ ДЛЯ МИКРОПОЛОСКОВЫХ СВЧ-ПРИБОРОВ	316
<u>Фаерштейн К.Л.</u> , Штейнман А.Э., Матвеев А.Т., Ковальский А.М., Штанский Д.В., Гольберг Д.В.	317
РАЗРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ, УПРОЧНЕННОГО НАНОЧАСТИЦАМИ ГЕКСАГОНАЛЬНОГО VN	
<u>Федоров В.А.</u> , Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Яковлев А.В., Федотов Д.Ю., Озерова В.В., Конопкина Н.А.	318
ОСОБЕННОСТИ НЕСТАЦИОНАРНЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В ПЕРЕМЕННОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ПОЛЕ	
<u>Харитонов Е.П.</u> , Орлова Е.И., Воронкова В.И.	
ФЛЮОРИТОПОДОБНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ В РАЗРЕЗЕ $Nd_2MoO_6 - Bi_2O_3$ С ВЫСОКОЙ АНИОННОЙ ПРОВОДИМОСТЬЮ	319
Харитонов Е.П., Орлова Е.И., <u>Воронкова В.И.</u>	320
ФЛЮОРИТОПОДОБНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ В ТРОЙНОЙ СИСТЕМЕ $Nd_2O_3 - MoO_3 - CaO$	
Хлебникова Ю.В., <u>Егорова Л.Ю.</u> , Родионов Д.П., Белослудцева Е.С.	
АНАЛИЗ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИХ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МАРТЕНСИТНОГО ПАКЕТА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СОЕДИНЕНИЯ NiMn	321
<u>Хомская И.В.</u> , Зельдович В.И., Шорохов Е.В., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Макаров А.В.	
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ	322
<u>Хусаинов М.А.</u> , Андреев В.А., Петров Н.В.	
КОНСТРУКЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ СПЛАВОВ НИ КЕЛИДА ТИТАНА ПРИ КРАТКОВРЕМЕННЫХ И ДЛИТЕЛЬНЫХ НАГРУЖЕНИЯХ	323
<u>Хусаинов М.А.</u> , Малухина О.А., Андреев В.А.	
ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРЕВА НА ПОЛНОТУ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ФОРМЫ СФЕРИЧЕСКИХ СЕГМЕНТОВ	324
<u>Цепляев В.И.</u> , Стариков С.В.	
АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В МОНОНИТРИДЕ УРАНА	325
<u>Чембарисова Р.Г.</u>	
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ Cu ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	326
<u>Черных А.Г.</u> , Бузанов О.А., Быкова М.Б., Забелина Е.В., Козлова А.П., Козлова Н.С., Корноухов В.Н.	327
ИССЛЕДОВАНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ $CaMoO_4$ С НИЗКИМ ОСТАТОЧНЫМ ПОГЛОЩЕНИЕМ	

<u>Чудаков И.Б.</u> , Александрова Н.М., Макушев С.Ю., Головин И.С. ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ ВЫСОКОГО ДЕМПФИРОВАНИЯ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ Fe-Al И Fe-Cr	328
<u>Чуканов А.Н.</u> , Сергеев Н.Н., Яковенко А.А. РОЛЬ ДЕСТРУКЦИИ И ПРИМЕСЕЙ ВНЕДРЕНИЯ В ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ КОНСТРУКЦИОННЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ	329
<u>Чумохвалов А.М.</u> МЕХАНИЧЕСКОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ В НЕПРЕРЫВНОМ ПРОЦЕССЕ В ПЛАНЕТАРНОЙ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ МЕЛЬНИЦЕ	330
<u>Чуракова А.А.</u> , Гундеров Д.В. ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭКВИАТОМНОГО СПЛАВА TiNi	331
<u>Шарипов И.З.</u> , Мусабилов И.И., Мулюков Р.Р. ИЗМЕНЕНИЯ НАМАГНИЧЕННОСТИ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМИРОВАННОГО СПЛАВА Ni <sub>52</sub> Mn <sub>24</sub> Ga <sub>24</sub> ПРИ ОТЖИГЕ	332
Шелег А.У., <u>Гуртовой В.Г.</u> , Чумак В.А. ПОЛУЧЕНИЕ И КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТВЁРДЫХ РАСТВОРОВ Cu <sub>2</sub> ZnSn(S <sub>x</sub> Se <sub>1-x</sub> ) <sub>4</sub>	333
<u>Шибков А.А.</u> , Денисов А.А., Гасанов М.Ф. НОВОЕ ПРОЯВЛЕНИЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТИ – ПОДАВЛЕНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ ПРЕРЫВИСТОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОЛОСООБРАЗОВАНИЯ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ	334
<u>Шибков А.А.</u> , Золотов А.Е., Гасанов М.Ф., Денисов А.А., Желтов М.А., Гребеньков О.В., Проскураков К.А. ПРЕРЫВИСТАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ, ПОЛОСООБРАЗОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ АЛЮМИНИЙ-МАГНИЕВОГО СПЛАВА AlMg6	335
Шур В.Я. ПРОЦЕССЫ ФОРМИРОВАНИЯ САМОПОДОБНЫХ НАНОДОМЕННЫХ СТРУКТУР В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКАХ	336
<u>Шурыгина Н.А.</u> , Глезер А.М., Пермязова И.Е. ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ПОЛОС СДВИГА ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ С АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ	337
<u>Щербаков К.А.</u> , Кугаенко О.М., Сенатулин Б.Р., Карнаух И.М., Петраков В.С., Астраускас Й.И., Сахаров М.В., Средин В.Г., Автин А.А. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СИСТЕМЕ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ КАДМИЙ-РУТУТЬ- ТЕЛЛУР ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ	338
<u>Элиович Я.А.</u> , Таргонский А.В., Благов А.Е., Просеков П.А., Писаревский Ю.В., Ковальчук М.В. ИЗУЧЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ КРИСТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ НАГРУЗКИ МЕТОДОМ РЕНТГЕНОАКУСТИЧЕСКОЙ ДИФРАКТОМЕТРИИ	339
Юданов Н.А., <u>Евстигнеева С.А.</u> , Морченко А.Т., Панина Л.В., Костишин В.Г. ХАРАКТЕРИСТИКИ МАГНИТОИМПЕДАНСНЫХ ДАТЧИКОВ В ПЕРЕМЕННЫХ И ПОПЕРЕЧНЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ	340
<u>Юдин С.Н.</u> , Касимцев А.В. МЕХАНИЗМ ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВОГО СИНТЕЗА ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Nb <sub>3</sub> Al	341
Юзбекова Д. Ю., Могучева А.А. ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА ПОРТЕВЕНА-ЛЕ ШАТЕЛЬЕ В СПЛАВЕ 1545K ПОДВЕРГНУТОГО РКУП	342
<u>Якимов Е.Б.</u> ПОЛУЧЕНИЕ ИЗОБРАЖЕНИЙ КРИСТАЛЛОВ В НОВОЙ МОДИФИКАЦИИ МЕТОДА ДИФРАКЦИИ ОБРАТНО РАССЕЯННЫХ ЭЛЕКТРОНОВ (EBSD)	343
Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., <u>Федоров В.А.</u> , Березнер А.Д., Комбаров М.В., Федотов Д.Ю. ПРОЯВЛЕНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОСТАВА	344
Яковлев А.В., <u>Федоров В.А.</u> , Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Комбаров М.В., Новгородов Л.А. ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАССИВНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ И ПАЛЛАДИЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ	345
Ярополова Н.Г., <u>Бондаренко К.Ю.</u> , Коновалов С.В., Загуляев Д.В., Комиссарова И.А.,	346

Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. МОДИФИКАЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ МЕДИ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ	
<u>Ярополова Н.Г.</u> , Коновалов С.В., Загуляев Д.В., Комиссарова И.А., Громов В.Е. ВЛИЯНИЕ СЛАБОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ	347
<u>Яцок И.В.</u> , Потанин А.Ю., Погожев Ю.С., Левашов Е.А. ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ СВС МИШЕНЕЙ-КАТОДОВ ДЛЯ ОСАЖДЕНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ	348
<u>Яшина Е.А.</u> , Зисман А.А., Петров С.Н. ПРИМЕНЕНИЕ ПАНОРАМНОГО КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО АНАЛИЗА МЕТОДАМИ СЭМ (EBSD) ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ КИНЕТИКИ ОТПУСКА ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ	349
АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ	350
СПИСОК УЧАСТНИКОВ	358

# ЗАВИСИМОСТЬ ПАРАМЕТРОВ НАНОСТРУКТУРЫ ОТ ИЗМЕНЕНИЙ В СТРУКТУРЕ АМОРФНОЙ ФАЗЫ

**Г.Е.Абросимова, А.С.Аронин**

*Институт физики твердого тела РАН, Россия, [gea@issp.ac.ru](mailto:gea@issp.ac.ru)*

Рассмотрены особенности и параметры нанокристаллической структуры, формирующейся при кристаллизации металлических стекол. Кристаллизации аморфных сплавов часто предшествуют изменения в структуре аморфной фазы, которые оказывают существенное влияние как на процесс кристаллизации, так и на формирующуюся при кристаллизации структуру. Образование нанокристаллов в аморфной фазе может происходить при нагреве и деформации, фазовые превращения из аморфной в кристаллическую структуру при этих воздействиях могут существенно различаться.

Рассмотрены несколько разных случаев изменения структуры аморфной фазы и особенностей формирующейся кристаллической структуры:

1. Термообработка аморфных сплавов системы Fe-B в пределах аморфного состояния может приводить к образованию двухфазной кристаллической структурой с размером зерна, различающимся в 10 раз в зависимости от длительности отжига, что обусловлено изменениями в структуре аморфной фазы, происходящими при отжиге.
2. На примере тройного аморфного сплава системы Fe-B-P показано, что низкотемпературный отжиг может приводить к расслоению аморфной фазы на области, характеризующиеся разными температурами Кюри. На примере этой же системы показано, что происходящее расслоение или изменение состава аморфной фазы позволяет получать как аморфные образцы с кристаллической поверхностью, так и кристаллические образцы с аморфной поверхностью.
3. Показано, что для создания структуры разного типа можно осуществлять процесс кристаллизации по разному механизму. Так, использование изотермических отжигов при низкой температуре при более высоких температурах (> 400°C) позволяет осуществить кристаллизацию металлического стекла системы Fe-Zr по механизму зарождения и роста, а при низких температурах (100-200 °C) – по механизму спинодального распада.
4. Применение термообработки и пластической деформации к металлическим стеклам системы Al-Ni-Y способствует образованию нанокристаллов алюминия в аморфной матрице во всех исследованных системах, однако полученная структура заметно различается. При термообработке образование нанокристаллов происходит равномерно по образцу, нанокристаллы представляют собой выделения чистого алюминия, в случае пластической деформации нанокристаллы алюминия расположены в полосах сдвига – областях локализации пластической деформации – местах облегченного диффузионного массопереноса.
5. Показано, что и термообработка, и деформация в пределах аморфного состояния ускоряют процесс кристаллизации аморфной фазы при последующем нагреве.. Размер образующихся нанокристаллов существенно зависит как от условий предварительной обработки, так и от параметров термического или деформационного воздействия при кристаллизации.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (гранты № 13-02-00232, 14-42-03566, 14-43-03564).



## ИНДУЦИРОВАННЫЕ ВОДОРОДОМ НЕРАВНОВЕСНЫЕ ОСЦИЛЛИРУЮЩИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ Pd-ME-H

**Авдюхина В.М., Акимова О.В., Левин И.С.**

*Физический факультет МГУ имени М.В. Ломоносова, Москва, Россия*

**vm\_avdyukhina@physics.msu.ru**

Представлены результаты цикла работ, выполненного прецизионными рентгенографическими методами, по исследованию сплавов на основе палладия (Pd-Er, Pd-Mo, Pd-Ta, Pd-Cu, Pd-Y, Pd-W, Pd-Hf, Pd-Sm, Pd-Ni и др.) после насыщения их водородом в процессе длительной релаксации. Наблюдавшийся характер изменений профилей и положений дифракционных линий при релаксации гидрированных сплавов указывает на сложную кинетику структурно-фазовых превращений в этих системах.

На основе проведенных исследований предложена микроскопическая модель немонотонной структурной эволюции в сплавах Pd-Me-H, которая может быть основана на следующих представлениях.

Закачка в систему водорода и связанное с этим формирование новой дефектной структуры (образование вакансий и дефектных комплексов различного типа, включающих водород, вакансии, атомы примеси (Me), возможно и дислокации), приводит систему к потере устойчивости по аналогии с тем, как это происходит в системах с высокой плотностью дислокаций. В результате в соответствие с теорией, основанной на термодинамическом представлении Эдвардса и схеме Лоренца, на начальной стадии эволюции возникает существенно многоуровневая система, для которой многофазный распад оказывается энергетически выгодным. В процессе последующей релаксации дефектная структура системы непрерывно перестраивается как за счет ухода водорода, так и перераспределения дефектов между матрицей и дефектными областями и/или их уходом на поверхность и аннигиляции дефектов. Поскольку скорости этих процессов различны, то термодинамическая устойчивость такой открытой системы может меняться со временем эволюции весьма сложным образом.

Особенности эволюции должны определяться рядом действующих в различных направлениях факторов, например, выходом водорода из богатых палладием ОКР матрицы на поверхность или в границы зерен, образованием комплексов водород-дефект различного типа, как небольших (H-V), так и более крупных (типа H-D-M-V-комплексов). Возникновение этих комплексов может идентифицироваться по изотропному или анизотропному расширению или сжатию решетки. Так, изотропное расширение или сжатие решетки может быть связано с возникновением небольших H-V комплексов (в зависимости от соотношения количества водорода и вакансий в этих комплексах), а анизотропное сжатие - с появлением более крупных H-D-M-V комплексов. Образование таких комплексов будет влиять на термодинамическую устойчивость не только ансамбля самих комплексов, но и матрицы. В результате этого будут возникать процессы, направленные в различные стороны.

Таким образом, трансформации содержащей водород системы будут приводить к образованию сложной неустойчивой дефектной структуры, которая будет порождать процессы перемещения атомов компонент сплава. Из них особую роль, по-видимому, играют кооперативные процессы перемещения вакансий, атомов металла и водорода между матрицей и дефектными (H-D-M-V) областями.

Перемещение компонент сплава, происходящее не только между дефектными областями и матрицей, но и между ОКР различных фаз, обеспечивает скачкообразное изменение сосуществующих фаз.

## ВОССТАНОВЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВОВ Cu-Al-Ni

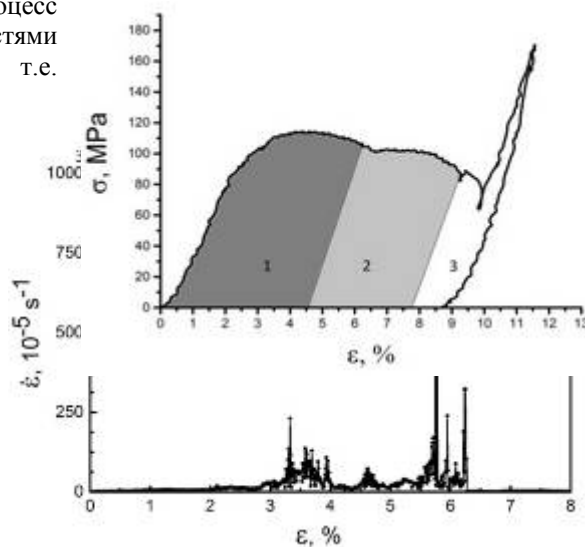
**Аверкин А.И., Николаев В.И., Пульнев С.А., Якушев П.Н., Малыгин Г.А.,  
Зограф Г.П., Тимашов Р.Б.**

**Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия**  
[AndreyAverkin@mail.ru](mailto:AndreyAverkin@mail.ru)

В работе исследован характер восстановления предварительной деформации при реализации эффекта памяти формы в монокристаллах сплава Cu-13.6 wt.% Al-4.0 wt.% Ni. Образцы были закалены от 1220 К в воду и затем отожжены в течении 1 h при температуре 373 К. Ось сжатия совпадала с направлением [100] в кубической фазе. На диаграмме сжатия, приведенной на рис. 1 можно выделить три области: до первого спада на участке «плато» (4,5%), до второго спада при деформациях порядка 8% и участок скачков напряжения до максимальной деформации памяти формы и начала последующего упругого нагружения.

Образцы со значением деформации в пределах первой области восстанавливали первоначальную высоту плавно со скоростями, не превышающими  $2 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ . В области 2 процесс восстановления формы происходит в целом с небольшими скоростями (Рис. 2), но появляются отдельные скачки деформации, т.е. кратковременное возрастание скорости восстановления ПФ.

В области 3 большая часть деформации ПФ восстанавливается за время порядка сотен наносекунд и лишь небольшая часть деформации ( $\sim 0.65\%$ ) плавно, с небольшими скоростями. Переход к взрывоподобному восстановлению объясняется выделением  $\gamma_1'$  мартенситной фазы. Сбросы напряжения на диаграмме сжатия в третьей области так же свидетельствуют о выделении орторомбической фазы. Основным фактором, влияющим на переход от плавного восстановления деформации ПФ к взрывному, является доля  $\gamma_1'$  фазы.



## ЭЛЕКТРОАКТИВНЫЙ КОМПЛЕКС В СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ КРИСТАЛЛАХ Ge-Si<Ga, Ni>

**Агамалиев З.А., Исламзаде Э.М., Захрабекова З.М., Аждаров Г.Х.**  
***Институт Физики НАН Азербайджана, Баку***  
***E-mail:zangi@physics.ab.az***

Согласно литературным данным в кристаллах Ge и твёрдых растворах Ge-Si, легированных медью и одним из типичных мелких акцепторных примесей (Al, Ga, In), при обработке в определённой области температур, обнаруживаются дополнительные электроактивные центры. Авторы связывают эти центры с комплексами, образующимися в матрице между атомами мелких акцепторных примесей и быстродиффундирующей меди.

Никель, как и медь, в Si и Ge и в их твёрдых растворах является быстродиффундирующей примесью и относится к разряду мультиплетных глубоких акцепторных центров в этих материалах. Два уровня, наблюдаемые в этих материалах, относят к замещающим атомам этой примеси ( $Ni_s$ ). Большая скорость диффузии никеля в кристаллах даёт возможность управлять концентрацией электроактивных атомов примеси путём термического отжига образцов при различных температурах. С другой стороны, миграция части примесных атомов никеля при высокотемпературной обработке, при определённых условиях, может привести к образованию новых электроактивных комплексов с другими дефектами решётки, как и в случае с примесью меди. В данной работе, на основе холловских измерений, исследовано влияние термической обработки в интервале 800-1150 К на спектр примесных состояний в кристаллах  $Ge_{1-x}Si_x<Ga, Ni>$  ( $0 < x \leq 0,25$ ). Цель работы – установление возможности и условий образования дополнительных электроактивных центров в кристаллах, подвергнутых термической обработке.

Кристаллы Ge-Si, легированные одновременно галлием и сурьмой с концентрациями порядка  $10^{15}-10^{16} \text{ см}^{-3}$  выращивались методом направленного концентрационного переохлаждения расплава. Заметим, что сурьму, как мелкий донор в кристаллах, использовали в качестве вспомогательной примеси для управления степенью компенсации акцепторных состояний галлия и никеля в матрице. Легирование образцов  $Ge_{1-x}Si_x<Ga, Sb>$  никелем проводили диффузионным методом при температуре максимальной растворимости этой примеси в материале. Термическую обработку кристаллов, легированных всеми тремя примесями, проводили в интервале 800-1150 К. Закалка образцов осуществлялась «сбрасыванием» их в этиловый спирт при температуре сублимации сухого льда.

На основе экспериментальных данных по температурным зависимостям концентрации свободных носителей заряда в сложнелегированных кристаллах  $Ge_{1-x}Si_x<Ga, Sb, Ni>$  ( $0 \leq x \leq 0,25$ ) в интервале 77-350 К показано, что закалка образцов с 1020-1050 К приводит к образованию в них дополнительных центров акцепторного действия. Энергия активации этих центров растёт с содержанием кремния в матрице и описывается соотношением  $E_k^x = E_v + (75 + 420x) \text{ мэВ}$ . Отжиг кристаллов при 550-570 К приводит к исчезновению дополнительных акцепторных уровней. На основе анализа полученных данных считается, что наиболее вероятной моделью для этих глубоких акцепторов является комплекс, состоящий из замещающих атомов примесей никеля и галлия ( $Ni_s Ga_s$ ) или межузельного атома никеля и замещающего атома галлия ( $Ni_i Ga_s$ ). Показана необходимость учёта генерации дополнительных электроактивных центров в  $Ge_{1-x}Si_x<Ga, Ni>$  при прецизионном управлении электронными свойствами кристалла методом распада пересыщенного раствора примеси никеля в матрице.

# РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИМЕСИ Ga В ТВЁРДЫХ РАСТВОРАХ Ge-Si, ВЫРАЩЕННЫХ МЕТОДОМ ДВОЙНОЙ ПОДПИТКИ РАСПЛАВА. РОСТ ПОЛНОСТЬЮ ОДНОРОДНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ

**Аждаров Г.Х., Агамалиев З.А., Исламзаде Э.М.**  
**Институт Физики НАНА, Баку, Азербайджан**  
**E-mail: [zangi@physics.ab.az](mailto:zangi@physics.ab.az)**

Решена задача по распределению примеси галлия в монокристаллах Si-Ge, выращенных инновационным методом двойной подпитки расплава [1], с целью установления возможностей метода для выращивания кристаллов с заданным составом и аксиальным концентрационным профилем примеси.

На рис.1 представлена концептуальная схема выращивания и легирования кристаллов германий-кремний методом двойной подпитки расплава. С началом роста монокристалла из расплава Ge-Si<Ga> заданного состава, в него одновременно вводятся стержни из чистого кремния и германия. При соответствующем подборе соотношения скоростей кристаллизации и подпитки расплава, концентрации основных компонентов в расплаве и в растущем кристалле остаются постоянными [1].

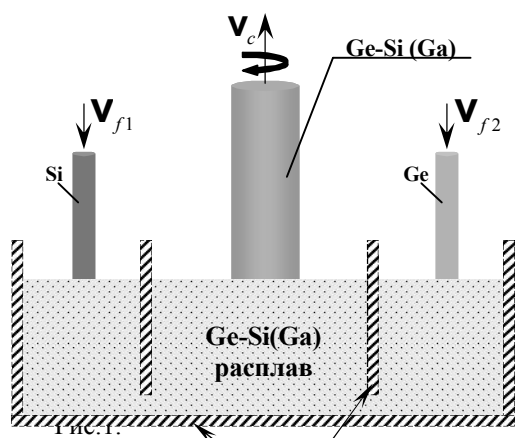


Рис.1. Задачу аксиального распределения примеси

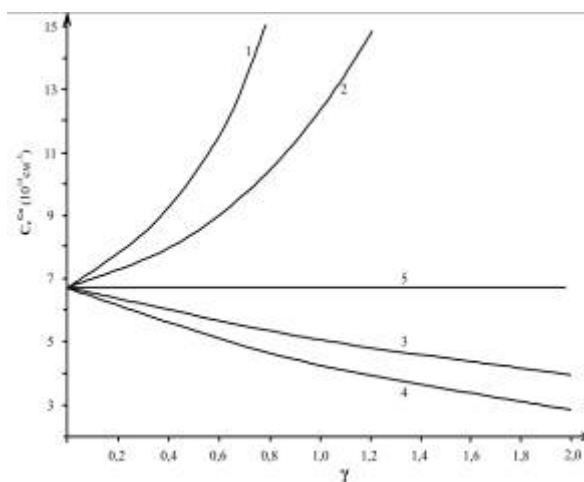


Рис.2.

в кристаллах,

выращенных в этих условиях, решали в пфанновском приближении. На основе полученных аналитических соотношений, выполнено моделирование концентрационных профилей примеси галлия вдоль кристаллов, выращенных при различных значениях операционных технологических параметров, обеспечивающих рост  $Ge(x)Si(1-x)$  с заданным  $(x)$ . На рис.(2) для примера представлены характерные концентрационные профили примеси галлия вдоль слитков, выращенных при 5-ти различных режимах подпитки расплава, обеспечивающих рост кристаллов  $Ge_{0.75}Si_{0.25}$ . Стартовая концентрация примеси в расплаве для всех режимов принята равной  $1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ . Как видно, в случае двойной подпитки расплава имеется возможность управлять в широких пределах градиентом концентрации примеси вдоль кристаллов. Особого внимания заслуживает возможность получения полностью однородных кристаллов, как по составу основных компонентов, так и по концентрационному профилю примеси в матрице (линия 5). Анализ полученных результатов показывает перспективность метода для выращивания и легирования монокристаллов твёрдых растворов.

Аждаров Г.Х., Зейналов З.М., Агамалиев З.А., Кязимова А.И. // Кристаллография. 2010. Т. 55. С. 763.

## **ГИДРОДИНАМИКА РАСПЛАВА ДИОКСИДА ТЕЛЛУРА ПРИ ВЫРАЩИВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ ПАРАТЕЛЛУРИТА СПОСОБОМ ЧОХРАЛЬСКОГО**

**Айдинян Н.В., Козинев С.Ю., Морозова К.А., Арямин Е.Е., Калугин И.В.**  
*Тверской государственный университет, Тверь, Россия*

Наряду с такими факторами, как чистота исходного сырья и скорость вытягивания, конвекция расплава в тигле является важнейшим фактором, влияющим на структурное совершенство монокристаллов, выращиваемых способом Чохральского. Проблемы дальнейшего увеличения размеров и повышения однородности структуры кристаллов парателлурита – тетрагональной модификации диоксида теллура – и связаны, главным образом, именно с созданием в ростовой системе температурных градиентов и выбором скорости вращения, обеспечивающих в совокупности оптимальную гидродинамику расплава.

Расплав диоксида теллура обладает необычно высоким для расплавов и полупроводников, и диэлектриков значением критерия подобия Прандтля ( $Pr = 4$ ), что определяет существенные отличия гидродинамики этого расплава от гидродинамики, характерной для расплавов большинства веществ, кристаллы которых выращиваются способом Чохральского. В ряде публикаций ранее сообщалось о прямых визуальных наблюдениях вихрей Тейлора на поверхности расплава в тигле при получении крупногабаритных кристаллов парателлурита (диаметром 60-80 мм). Они представляют собой две диаметрально противоположные темные (холодные) области объема расплава, обращающиеся вокруг вращающегося кристалла в ту же сторону. Поскольку соответствующие объемы материала, полученные при таком гидродинамическом режиме, всегда отличались высоким структурным совершенством, исследование условий образования и существования таких вихрей имеет очевидную практическую значимость.

Целью настоящей работы являлось экспериментальное установление диапазонов основных критериев подобия, соответствующих образованию и области существования вихрей Тейлора, при выращивании кристаллов парателлурита из тиглей различных размеров. В надтигельном пространстве ростовой камеры измерены температурные поля, и рассчитаны температурные градиенты. Произведены видеозаписи поверхности расплава в тиглях диаметром 75 мм и 100 мм при выращивании буль с максимальными диаметрами 62 мм и 85 мм соответственно. Испытаны скорости вращения кристаллов в диапазоне (5-40) об/мин. Бесконтактным способом измерена температура расплава в вихрях. Установлено, что она на (10-12) °С ниже температуры окружающего расплава. Рассчитаны критерии подобия Грасгофа, Рейнольдса и Марангони, соответствующие различным стадиям процессов возникновения и распада вихрей. Полученные данные использованы при выращивании крупногабаритных кристаллов парателлурита, предназначенных для изготовления светозвукопроводов акустооптических линий задержки с рекордной длиной 75 мм вдоль лазерного луча.

## ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ РЕЛАКСАЦИИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ФОЛЬГИ СПЛАВА Pd-5.3 ат.%In-0.5 ат.%Ru ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ВОДОРОДА

Акимова О.В.<sup>1</sup>, Авдюхина В.М.<sup>1</sup>, Калашников А. А.<sup>1</sup>, Щетинин И.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Физический факультет МГУ им. М.В.Ломоносова, Москва, Россия,

<sup>2</sup>НИТУ «МИСИС», «Центр рентгеноструктурных исследований», Москва, Россия

[akimova@physics.msu.ru](mailto:akimova@physics.msu.ru)

Фольги сплава Pd-5.3ат.%In-0.5ат.%Ru хорошо зарекомендовали себя в качестве фильтров при извлечении водорода высокой степени чистоты из агрессивных газовых сред. Однако в процессе работы фольги в качестве мембраны было отмечено ухудшение ее прочностных характеристик [1]. Поскольку данные характеристики существенно зависят от фазового состава и структурных несовершенств материалов, были проведены рентгendifракционные исследования 50 мкм фольги, полученной в ИМЕТ РАН, после ее гидрирования и в процессе длительного отдыха.

Гидрирование фольги проводилось электролитически в течение 0.5 часа при плотности тока 10 мА/см<sup>2</sup>. После гидрирования дифракционная картина фиксировалась в течение 500 часов непрерывно [2]. Затем образец хранился при комнатной температуре на воздухе и по прошествии 8200 и 55000 часов рентгенодифракционная съёмка фольги была произведена снова.

Проведен рентгенофазовый анализ, анализ изменения интегральной интенсивности и ширины дифракционных линий с обеих сторон фольги

Установлено, что длительная (8200 часов) и (55000 часов) релаксация после гидрирования привела к существенному увеличению количества фаз с различным содержанием легирующего компонента. В матрице сплава появились фазы, содержащие большое количество одиночных вакансий и не содержащие атомов индия[3].

Результаты рентгendifракционного эксперимента свидетельствуют об увеличении диффузионной подвижности атомов индия после гидрирования и их перемещении преимущественно из глубины образца к поверхности, что может существенно влиять на водородопроницаемость мембраны и изменять ее прочностные характеристики.

1. Бурханов Г.С., Ключева Н.Е., Гусев А.В., Корнев Р.А. и др.// Перспективные материалы, № 3, с. 62-67 (2007).
2. Авдюхина В.М., Акимова О.В., Левин И.С., Ревкевич Г.П.// Металлы, № 4, с. 50-53 (2011).
3. Авдюхина В.М., Акимова О.В., Левин И.С., Ревкевич Г.П.// Вестник Московского университета. Физика. Астрономия. №4, с. 72-79, (2014).

# INFLUENCE OF ELECTRON-BEAM TREATMENT ON THE FATIGUE LIFE OF THE Al-Si ALLOY

**K.V. Alsaraeva, V.E. Gromov, S.V. Kononov, Yu.F. Ivanov, O.A. Semina**  
*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk*

The aim of this work is to analyze the regularities of structure modification of Al-Si alloy by high intensity pulsed electron beam, to identify the mechanisms responsible for Al-Si alloy failure subjected to multicycle fatigue tests.

The characteristic failure of Al-Si alloy is the presence of a large number of initial silicon crystallites mainly the plate shaped ones. The plates are located randomly or decorate the grain boundaries of the alloy. The plate sizes of Al-Si alloy in the plane of metallographic section vary from a few to tens of micrometers. It is apparent that the material containing such an amount of brittle inclusions of different shapes and sizes will have greater spread characteristics of fatigue life. In fact, the fatigue tests carried out by us have revealed a wide set of results and essentially depend on both the specimen structure and regime of its irradiation.

For structural studies of Al-Si alloy surface processing and surface failure the specimens showing the minimal (regime of irradiation №1 –  $20 \text{ J} \cdot \text{cm}^{-2}$ ;  $150 \mu\text{s}$ ; 1 pulse) and the maximum (regime of irradiation №2 –  $20 \text{ J} \cdot \text{cm}^{-2}$ ;  $150 \mu\text{s}$ ; 5 pulses) fatigue life were selected.

In fatigue tests the cracks are initiated, as a rule, on the specimen surface or in the near-surface layer. Structural analysis of surface layer of Al-Si alloy specimen that showed a relatively low level of fatigue life (in irradiation regime №1) enabled to reveal the source of the material failure. As expected, the large silicon plates located on the surface and in the near-surface layer of the specimen were the concentrator of critical stress. In Al-Si alloy surface irradiation by the electron beam according to the regime №2 the surface layer not less than  $20 \mu\text{m}$  thick melts. High-speed crystallization results in the formation of structure the crystallite sizes of which vary from  $100 \text{ nm}$  to  $250 \text{ nm}$ . It is apparent, that the formation of such submicro- and nanosize structure is the primary cause contributing to multiple increase of Al-Si alloy fatigue life.

Failure surface, as a rule, has a complex structure. In two-phase materials, to which the analyzed alloy belongs, the mixed mechanism of fatigue failure is used. The analysis of the photos in Fig. 1 reveals the pits of ductile fracture and facets of a quasi-cleavage. Pits are the predominant element of the fracture surface structure and they are formed as a result of cutting the micropores through which the destruction of aluminium grains occurred (Fig. 1 (a)). Silicon plates are destructed according to the cleavage mechanism (Fig. 1 (b)).

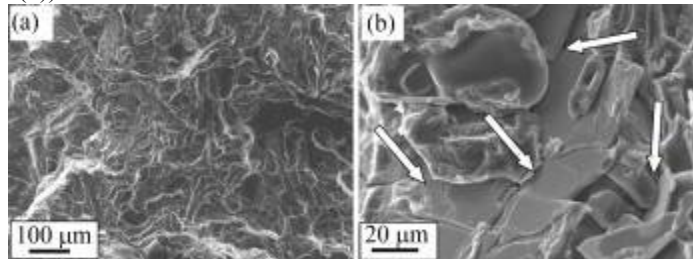


Fig. 1. Electron microscope image of the Al-Si alloy fatigue failure surface (in regime of irradiation № 1). Arrows in *b* show silicon plates.

Thus, surface modification of Al-Si alloy by high intensity pulsed electron beam has been done, the multicycle fatigue tests have been carried out and the irradiation regime permitting the increase of material fatigue life by more than 3.5 times has been identified.

*This work was supported by a grant of the RF President for state support of young Russian scientists - doctors (MD-2920.2015.8 project) and state task № 3.1496.2014 / K.*

## КИНЕМАТИКА МАГНИТОПЛАСТИЧНОСТИ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ФИЗИЧЕСКИХ И КОМПЬЮТЕРНЫХ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

**В.И.Альшиц**<sup>1,2</sup>; Е.В.Даринская<sup>1</sup>, М.В.Колдаева<sup>1</sup>, Р.К.Котовский<sup>2</sup>, Е.А.Петржик<sup>1</sup>, П.Трончик<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Институт кристаллографии им. Шубникова РАН, Москва, Россия*

<sup>2</sup>*Польско-Японский институт информационных технологий, Варшава, Польша*

[alshits@ns.crys.ras.ru](mailto:alshits@ns.crys.ras.ru)

Обсуждаются закономерности кинематики магнитоупругости, установленные на основе теоретического анализа, физических экспериментов и компьютерного моделирования. Рассматривается движение дислокаций через случайную сетку точечных дефектов при одновременном действии механических напряжений и магнитного поля, переключающего примесные центры в состояние с пониженной силой пиннинга. Изучаются как измеряемые характеристики движения, так и скрытые параметры доступные лишь в компьютерных экспериментах. В частности, промоделирована кинетика анзиппинга дислокаций и найдены функции распределения дислокационных сегментов по длинам и углам атаки примесных стопоров. Показано, что функция распределения по углам атаки в реальных опытах не зависит от концентрации  $C$  примеси. На этой основе впервые удалось объяснить наблюдаемую зависимость среднего пробега дислокаций:  $l \propto 1/\sqrt{C}$ . Анализ экспериментальных данных позволил оценить параметры анзиппинга. Из этой оценки и развитой кинематической модели вытекает принципиальная возможность увеличения скорости релаксационного дислокаций в магнитном поле на несколько порядков. Эта возможность реализована в кристаллах NaCl при одновременном действии на них магнитного и электрического полей.

Работа частично поддержана Президиумом РАН (Программа № 1) и РФФИ (грант №13-02-00341).



# ОБ ОДНОЙ ВОЗМОЖНОСТИ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ТЕПЛООВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ ОСТРО СФОКУСИРОВАННОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА НА ОДНОРОДНЫЙ ПОЛУПРОВОДНИК

Амрастанов А.Н.<sup>1</sup>, Степович М.А.<sup>1,2</sup>, Филиппов М.Н.<sup>3</sup>

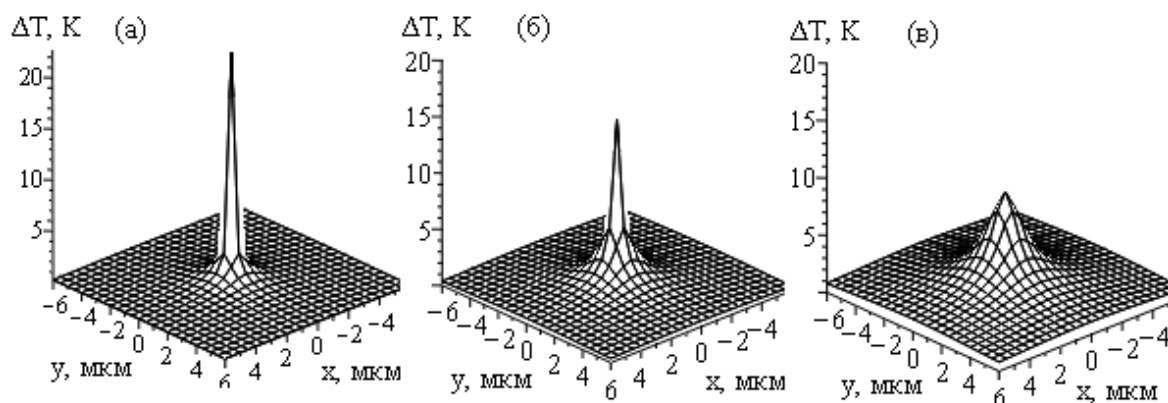
<sup>1</sup> Калужский государственный университет им. К.Э. Циолковского, г. Калуга, Россия

<sup>2</sup> Ивановский филиал Российского экономического университета им. Г.В. Плеханова, г. Иваново, Россия

<sup>3</sup> Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН, г. Москва, Россия  
<sup>1,2</sup> m.stepovich@rambler.ru

При использовании остро сфокусированного электронного зонда для исследований материалов может происходить нагрев мишени, который в ряде случаев необходимо учитывать для получения корректных количественных результатов об объекте исследования; иногда локальный нагрев может приводить и к необратимому воздействию на материал. Оценка величины нагрева мишени под электронным зондом может быть проведена методами математического моделирования. В настоящей работе использована модель, основанная на решении многомерного стационарного уравнения теплопроводности с использованием функции Грина, а функция источника описывается согласно [1]. Некоторые результаты расчетов проиллюстрированы на примере перспективных полупроводниковых материалов электронной техники. В качестве примера на рисунке представлены результаты расчётов для полупроводника со средним атомным номером – арсенида галлия;  $\Delta T$  – значение температуры нагрева (отсчёт температуры проведён от температуры мишени до воздействия зонда).

Исследования проведены при частичной финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках выполнения государственного задания (проект № 1416), Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 13-03-00903) а также РФФИ и правительства Калужской области (проект № 14-42-03062).



**Рис.** Распределение температуры в GaAs. Расчеты проведены для энергии электронов зонда  $E_0 = 5$  (а), 10 (б) и 20 (в) кэВ при токе зонда  $10^{-7}$  А.

1. Михеев Н.Н., Степович М.А. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 1996. – Т. 62, № 4. – С.20-25.

## НАНОМАТЕРИАЛЫ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ: НОВЫЕ ПОДХОДЫ И НЕРЕШЕННЫЕ ПРОБЛЕМЫ

Андриевский Р.А.

*Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия*

*E-mail: ara@icp.ac.ru*

Практически все наноматериалы являются существенно неравновесными, что обусловлено значительным наличием межзеренных границ, а также их тройных стыков, присутствием остаточных напряжений, сегрегаций и избыточных фаз. Вполне очевидно, что термические, радиационные, деформационные, коррозионные и другие воздействия могут привести к рекристаллизационным, релаксационным и гомогенизационным изменениям, способствуя аннигиляции наноструктуры и необратимому ухудшению физико-механических свойств. Поэтому проблема стабильности наноструктур в экстремальных условиях привлекает всё более обширное внимание.

В докладе обобщены современные экспериментальные и теоретические данные о поведении наноматериалов на основе металлов, сплавов и тугоплавких соединений (карбидов, нитридов, боридов и оксидов) при термических, радиационных, деформационных и коррозионных воздействиях. Рассматривается влияние комбинированных воздействий. Подчеркнуты возможности различных теоретических подходов для предсказания термической стабильности металлических наносплавов. Отмечена высокая стабильность нанодвойниковых структур в экстремальных условиях. Анализируется роль технологии и подчеркнуты слабоизученные проблемы.

### Литература

1. R.A. Andrievski. Review of thermal stability of nanomaterials. *Journal of Materials Science* **49**, № 4, 1449-1460 (2014).
2. Р.А. Андриевский. Наноструктуры в экстремальных условиях. *Успехи физических наук* **184**, № 10, 1017-1032 (2014).

## СТРОЕНИЕ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ МОЛБИДАТОВ С КИСЛОРОДНОЙ И СМЕШАННОЙ КИСЛОРОД-ЭЛЕКТРОННОЙ ПРОВОДИМОСТЬЮ

**Антипин А.М.<sup>1),2)</sup>, Сорокина Н.И.<sup>1)</sup>, Алексеева О.А.<sup>1)</sup>, Кускова А.Н.<sup>1)</sup>,  
Мурзин В.Ю.<sup>2)</sup> Орлова Е.И.<sup>3)</sup>, Харитоновна Е.П.<sup>3)</sup>, Воронкова В.И.<sup>3)</sup>**

<sup>1)</sup> Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия

<sup>2)</sup> НИЦ «Курчатовский Институт», Москва, Россия

<sup>3)</sup> Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия

[antipin@physics.msu.ru](mailto:antipin@physics.msu.ru)

Соединения со значительной кислородной и смешанной кислород-электронной проводимостью имеют практическое значение при создании таких приборов как топливные элементы и кислородные сенсоры. Известен ряд структур, обладающих высокой кислородной проводимостью: флюориты, перовскиты, пироклоры, фазы Ауривилиллиуса, молибдаты со структурой  $\text{La}_2\text{Mo}_2\text{O}_9$  (LAMOХ). Флюоритоподобные редкоземельные молибдаты типа  $\text{Ln}_5\text{Mo}_3\text{O}_{16+\delta}$  ( $\text{Ln} = \text{La} - \text{Tb}$ ), где избыток кислорода  $\delta$  может меняться от 0 до 0.5, имеют смешанную кислород-электронную проводимость [1,2].

Цель настоящей работы – синтез и комплексное исследование строения соединений  $\text{La}_2\text{Mo}_2\text{O}_9$ ,  $\text{La}_2\text{Mo}_{2-x}\text{V}_x\text{O}_9$ ,  $\text{Pr}_2\text{Mo}_2\text{O}_9$ ,  $\text{Nd}_5\text{Mo}_3\text{O}_{16+\delta}$ ,  $\text{Nd}_5\text{Mo}_{3-x}\text{V}_x\text{O}_{16+\delta}$  и  $\text{Pr}_5\text{Mo}_3\text{O}_{16+\delta}$ .

Исследуемые в работе монокристаллы были выращены методом спонтанной кристаллизации из раствора в расплаве. Структуру кристаллов исследовали методами рентгеноструктурного анализа, EDXS-микроанализа, просвечивающей микроскопии и XANES-спектроскопии. Для соединений семейства LAMOХ выявлены смещения атомов La(Pr), Mo и O1 из своих положений на осях 3-го порядка и недозаселенность позиций атомов кислорода O2 и O3. Для флюоритоподобных редкоземельных молибдатов типа  $\text{Ln}_5\text{Mo}_3\text{O}_{16+\delta}$  - взаимозамещение катионов Nd(Pr) и Mo, расщепление позиций атомов кислорода O1 и O2 на несколько дополнительных и присутствие в полостях структуры избыточного кислорода O3. Следствием вышесказанного является установленная в работе возможность существования в структурах различных вариантов окружения катионов Mo (от тетраэдрического  $\text{MoO}_4$  до октаэдрического  $\text{MoO}_6$ ). При введении ванадия в монокристаллы атомы примеси располагаются вблизи позиций атомов Mo, при этом смещения атомов структуры сохраняются. Вид разностных синтезов электронной плотности, построенных вблизи позиции атомов кислорода O2 и O3 в структурах соединений семейства LAMOХ и межузельных атомов кислорода O3 в структурах типа  $\text{Ln}_5\text{Mo}_3\text{O}_{16+\delta}$ , высокие значения их изотропных параметров атомных смещений свидетельствуют о том, что именно эти атомы кислорода вносят основной вклад в проводимость. Непрерывность сетки путей миграции кислорода обеспечивается возможностью существования в структурах различных вариантов окружения атомов Mo.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (14-02-31135мол\_а).

1. M. Tsai, M. Greenblatt, W.H. McCarroll, Chem. Mater. 1(1989) 253 - 259.
2. V.I. Voronkova, I.A. Leonidov, E.P. Kharitonova, D.A. Belov, M.V. Patrakeev, O.N. Leonidova, V.I. Kozhevnikov, J. Alloys and Comp. 615 (2014) 395-400.

# LASER-INDUCED NANOSTRUCTURES OF METALLIC CLUSTERS AND SEMICONDUCTOR THIN FILMS WITH DIFFERENT MORPHOLOGY – ADVANTAGES AND PERSPECTIVES TO CONTROL THE FUNCTIONAL PROPERTIES OF THE UNITS

A. Antipov, S. Arakelian, A. Kucherik, S. Kutrovskaya, D. Nogtev, A. Osipov,  
T. Vartanyan<sup>1</sup>, S. Zimin<sup>2</sup>

Vladimir State University named after A.G. and N.G. Stoletovs, Vladimir, 600000, Russia  
<sup>1</sup>St. Petersburg National Research University of Information Technologies, Mechanics and Optics,  
St. Petersburg, 197101 Russia

<sup>2</sup>P.G. Demidov Yaroslavl State University, Yaroslavl, 150000, Russia

1. We studied a laser ablation process for solid targets in different liquid medium being a widely used method for fabrication of nanostructures with various compositions such as metals, alloys, oxides, carbides, hydroxides, etc. At the same time a great advantage of the method is, the possibility to re-irradiate the suspended nanomaterials that can be applied to further modify their size, shape, and composition. In the past two decades, with the rise of nanoscience, laser ablation has been broadly applied and developed for the synthesis of noble metal nanostructures such as gold (Au), silver (Ag), platinum (Pt) and palladium (Pd) or their alloys. Bimetallic structures of these metals have improved physical and chemical stability and selectivity compared with isometric structures. The bimetallic complex is related to change the optical properties, in particular transmission and absorption, depending on the nanoparticles size and composition. A separate direction to control the properties of such nanostructures is the formation of clusters with variable morphology. All these problems are under our study.

The nanostructures with different morphology have been obtained by us by methods of both direct laser modification (from cw to fs laser radiation) of the target surface/thin films and laser evaporation of the target substance in liquid to produce the colloid systems, and then – to deposit substance on substrate from colloid, and also – by a single drop deposition technique. The analysis of induced nanostructures has been carried out by absorption spectroscopy, scanning electron microscopy and transmission electron microscopy.

2. A cw-laser ablation experiments ( $\lambda = 1.06\mu$ , laser intensity – up to  $10^6$  W/cm<sup>2</sup>) to induce the surface semiconductor nanostructure on substrate have been carry out as well, to study the electrical transport properties under quantum tunneling effect, e.g. for PbTe nanoparticles. Comparison of sizes  $a$  of the nanoparticles being obtained with the value of exciton Bohr radius  $a_B$  shows that the strict condition  $a \leq a_B = 50 - 100$  nm is true. The above comparison enables to say that the conditions of dimensional quantization are satisfied.

The main conclusion of such our study is that the island conductivity is dominant for the case, and electroresistance can dramatically decrease due to spontaneous selected multichannel/parallel electron transportation trajectories. Two conditions are the vital items for that: the cluster size  $a \ll l$ , where  $l$  is the inelastic length for electrons, and distance  $d$  between two neighboring clusters is less than de Broglie wavelength  $\lambda_{dB}$ . So, a tunneling quantum coherent effect takes place for electron conductivity.

For such nanostructures we demonstrated the superconductivity tendency to increase the electrical conductivity (in several times for our case) in comparison with monolith sample at room temperature.

3. Demonstrated by us the functional properties of the nanostructures being under control in laser experiment, are very important to fabricate the smart elements of optoelectronics and photonics on new physical principles.

# **ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ПРОЧНОСТЬ И ХЛАДОСТОЙКОСТЬ СВЕРХНИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ.**

**Антонов М.В., Филиппов В.Г., Чевская О.Н., Шабалов И.П.  
ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, г. Москва, Россия, pscenter@chermet.net**

Тенденция развития современных конструкционных и трубных сталей состоит в переходе от феррито-перлитных к малоперлитным и бесперлитным сталям, в которых хрупкая перлитная составляющая структуры уступает место сдвиговым продуктам превращения аустенита, образуя структуру, состоящую из феррита и низкоуглеродистого бейнита, которая обеспечивает сочетание повышенной прочности и вязкости благодаря дисперсной, мягкой ферритной структуре и прочной, но более пластичной чем перлит, бейнитной структуре.

В связи с этим создание трубных марок сталей особо высоких категорий прочности сопровождается увеличением объемной доли бейнитной составляющей в структуре стали, получаемой путем подбора сочетания легирующих элементов и режимов термомеханической обработки, обеспечивающих подавление нормального превращения аустенита.

Известно, что наиболее дисперсной из сдвиговых структур является мартенсит, обладающий сочетанием наиболее высокой прочности при достаточной вязкости.

Особый интерес представляют низкоуглеродистые мартенситные стали, которые в зависимости от степени легирования при заданной толщине проката могут закаливаться при малых скоростях охлаждения (на воздухе).

Комплекс высоких свойств низкоуглеродистых мартенситных сталей обеспечивается благодаря получению ультрадисперсной структуры пакетного речного мартенсита.

В связи с этим, целью настоящей работы было исследование структуры и свойств сверхнизкоуглеродистых сталей с мартенситной структурой для оценки возможности их исполнения в качестве материала для электросварных труб и соединительных деталей магистральных трубопроводов.

В настоящей работе проведен анализ влияния легирующих и микролегирующих элементов на структуру и свойства современных трубных сталей, тенденций совершенствования их состава и структуры, обеспечивающих повышение прочности и вязкости, а также изучены особенности структурного состояния низкоуглеродистых мартенситных сталей.

Проведены комплексные исследования структуры и свойств низкоуглеродистых сталей после различных режимов термомеханической обработки. Показано, что в зависимости от состава и режимов термомеханической обработки низкоуглеродистые мартенситные стали могут обеспечить получение комплекса свойств, удовлетворяющего требованиям к современным сталям для труб и соединительных деталей магистральных трубопроводов.

## ИССЛЕДОВАНИЯ КРИСТАЛЛА CdTe ПРИ 25-900°C С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СИНХРОТРОННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

А.И. Анчаров\* В.Е. Асадчиков, А.В. Бутахин, И.С. Волчков, М.П. Зыкова,  
В.М. Каневский, С.Н. Сульянов, Б.П. Толочко\*

Институт кристаллографии им. А. В. Шубникова, г. Москва, Россия

\*Институт ядерной физики СО РАН, г. Новосибирск, Россия

amuslimov@mail.ru

Кристаллы теллурида кадмия CdTe (стр. тип *сфалерит*, пр.гр.  $F\bar{4}3m$ ,  $a = 0,64827$  нм) применяются в качестве подложек при нанесении эпитаксиальных слоев CdHgTe для ИК-детекторов и для изготовления чувствительных элементов детекторов рентгеновского и  $\gamma$ -излучения; являются перспективным материалом для фотоники. Однако имеющиеся данные о диаграмме состояния системы Cd-Te противоречивы [1-3], что тормозит доработку методик выращивания объемных кристаллов из расплава.

Для прямого наблюдения высокотемпературных фазовых переходов в кристаллах CdTe выполнены рентгенографические исследования на синхротронном излучении от накопителя ВЭПП-3 (СЦСТИ) с энергией рентгеновских квантов: 33,7 кэВ в температурном диапазоне 25-900°C в режиме нагрева на порошках из кристаллов, выращенных из расплавов с избытком Cd (№1) или Te (№2).

Наибольшие отклонения в положениях всех рентгеновских рефлексов от ожидаемых в рамках модели изотропного термического расширения обнаружены у образца CdTe №2 в температурном диапазоне 700-900°C, причем линии рефлексов (311) и (331) явно расщепляются на две (рис.), что можно интерпретировать как понижение симметрии кристалла до тетрагональной с уменьшением одного из параметров ячейки на 1%. На рентгенограмме образца CdTe №1 температурные изменения не столь явные, при этом ее индентификация в рамках пр. гр.  $F\bar{4}3m$  при повышении температуры приводит к значительному увеличению R-фактора. Таким образом обнаружены структурные изменения в кристаллах CdTe при температурах свыше 750°C с явным понижением симметрии, однако появления следов фазы со структурой вюрцита, что типично для многих соединений типа  $A^{II}B^{VI}$  и  $A^{III}B^{V}$ , в экспериментах не обнаружено.

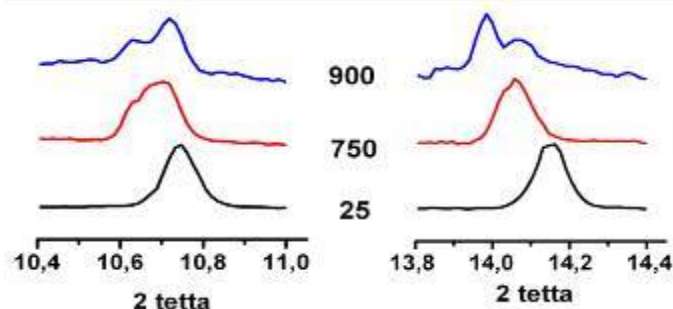


Рис. Температурные изменения профилей линий (311) и (331) на рентгенограмме CdTe №2

Благодарим Программу фундаментальных исследований Президиума РАН №1 «Наноструктуры: физика, химия, биология, основы технологий» за поддержку.

Литература

1. J.H. Greenberg, V.N. Guskov, V.B. Lazarev et al. // Mater. Res. Bull. 1992, V. 27, P. 847.
2. I.Kh. Avetisov, Yu.M. Ivanov, A.V. Zorin // Poverkhnost, 2001, No. 10, P. 82.
3. Yu.M. Ivanov. Russ. J. Inorg. Chem. // 2014, V. 59, P. 1705.

# ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ СТАЛЕЙ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ ДЛЯ СТРОИТЕЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Арсенкин А.М.<sup>2</sup>, Железный М.В.<sup>1,2</sup>, Щетинин И.В.<sup>1</sup>, Горшенков М.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>НИТУ «МИСус», г. Москва, Россия

<sup>2</sup>ИМЕТ РАН, г. Москва, Россия

[markiron@mail.ru](mailto:markiron@mail.ru)

В связи с постоянным повышением требований к конструкционным материалам применяемых для строительства ответственных конструкций, высотных зданий и уникальных сооружений особое внимание специалистов уделено повышению механических свойств и качества используемых в данной сфере материалов. Наиболее широко применяемыми конструкционными материалами являются низкоуглеродистые низколегированные стали с карбонитридным упрочнением после термомеханической прокатки. Это обусловлено тем, что такие стали обладают рядом высоких технологических и механических свойств при заданных экономических показателях.

В настоящее время до конца не определены оптимальные параметры структурного состояния строительных сталей нового поколения. Знание и возможность управления данными параметрами способствует повышению качества готовой продукции. По этой причине в данной работе были проведены комплексные исследования структурного состояния и механические испытания на ударную вязкость при отрицательных температурах образцов конструкционных сталей.

Методами рентгеноструктурного анализа были определены параметры и характеристики текстуры образцов: построены прямые и обратные полюсные фигуры (ППФ и ОПФ), функции распределения ориентировок (ФРО), определены текстурные компоненты и их объемные доли.

В исследуемых образцах методом сканирующей электронной микроскопии методом дифракции отраженных электронов были исследованы границы структурных элементов: измерены углы разориентировок границ и получены гистограммы их распределения.

Исследования показали, что структура исследуемых сталей ориентирована и представляет собой зерна с развитой субструктурой, а средний размер зерна исследуемых образцов составил около 1,5-2 мкм, что также подтверждено исследованиями микроструктуры методом просвечивающей электронной микроскопии.

Внутри ферритных зерен во всех исследуемых образцах наблюдались субзерна (области ограниченные малоугловыми границами), размер которых составил в образцах от 200 до 500 нм. В некоторых образцах были обнаружены грубые пластинки бейнитного феррита и крупные зерна полигонального феррита.

Также было выявлено, что в исследуемых образцах, обладающими самыми низкими значениями температуры хрупко-вязкого перехода, доля зерен с малоугловыми границами является преобладающей.

Данные текстурного анализа позволили выявить корреляцию между соотношениями объемных долей основных компонент текстуры, доли разориентированных зерен и значением температуры хрупко-вязкого перехода в исследованных образцах.

В результате комплексный анализ параметров структуры исследованных сталей позволил охарактеризовать неоднородность микроструктуры и её влияние на хладостойкость сталей.

## ПРОБЛЕМЫ АТТЕСТАЦИИ НАНОЧАСТИЦ МЕТАЛЛОВ И КЕРАМИКИ

Арсентьев А.А.<sup>3</sup>, Афанасьева Е.С.<sup>2</sup>, Сухарева Е.А.<sup>1</sup>.

1. *Московский государственный машиностроительный университет «МАМИ»,*

*г. Москва, Российская Федерация, [401mami@gmail.com](mailto:401mami@gmail.com)*

2. *Институт энергетических проблем химической физика РАН,*

*г. Москва, Российская Федерация*

3. *ОАО Газэнергоремонт, Москва, Российская Федерация*

Проблема классификации и сертификации наночастиц (НЧ) встает весьма остро в силу специфики нанообъектов [1]. Решение этой проблемы возможно лишь при проведении тщательной металловедческой аттестации НЧ взаимодополняемыми методами на нанометровом уровне, такими как: просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) вместе с высоким разрешением (ВРЭМ); высокоразрешающая растровая микроскопия (РЭМ) вместе с микро- и нано- рентгеноспектральным анализом (РМА), фазовым рентгеноструктурным анализом (РСА); Оже (ОЭС) и рентгенофлуоресцентным электронным спектроскопическим анализом (РФЭС). Все выше указанные методы могут взаимодействовать с нанообъектами при проведении исследований. В этой связи успех материаловедческой аттестации включает в себя три основных составляющих: 1) приготовление нанообъекта; 2) квалификацию оператора при работе с наночастицами; 3) умение исследователя правильно трактовать полученные результаты. Поэтому был создан комплекс методик для установления основных характеристик НЧ: среднего размера НЧ и характера распределения по размерам (ПЭМ); формы и нанорельефа поверхности (ВРЭМ и РЭМ); химического (МРА, РФЭС, ОЭС) и фазового (РСА) состава [2].

Соблюдение всех этих методик и вышеперечисленных условий позволит получить полную информацию о строении наночастиц и провести классификацию и сертификацию наночастиц металлов и керамики.

### Литература

Арсентьева И.П. //Получение, аттестация и применение нанопорошков на основе металлов в качестве биологически активных препаратов в медицине и сельском хозяйстве//Перспективные материалы, т. III: Наноматериалы технического и медицинского назначения. Учебное пособие под ред. Меерсона Д.Л., ТГУ, МИСиС, 2009, с. 407-455.

Арсентьев А.А., Лейпунский И.О., Арсентьева И.П., Афанасьева Е.С. //Методика ГСССД МЭ 175-2010. Методика исследования формы, рельефа поверхности, среднего размера и характера распределения по размерам наночастиц металлов и керамических материалов//Рос. Научно-технический Центр информации по стандартизации, метрологии и оценки соответствия. М: 2010 – 97 с.



## КРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК $Cd_xZn_{1-x}S$ , ЛЕГИРОВАННЫХ СЕРЕБРОМ

**Артемова Е.С., Семенов В.Н., Ключев В.Г., Ребенок О.В., Нитута А.Н.**  
*Воронежский государственный университет*  
*г. Воронеж, Россия*  
*vgklyuev@rambler.ru*

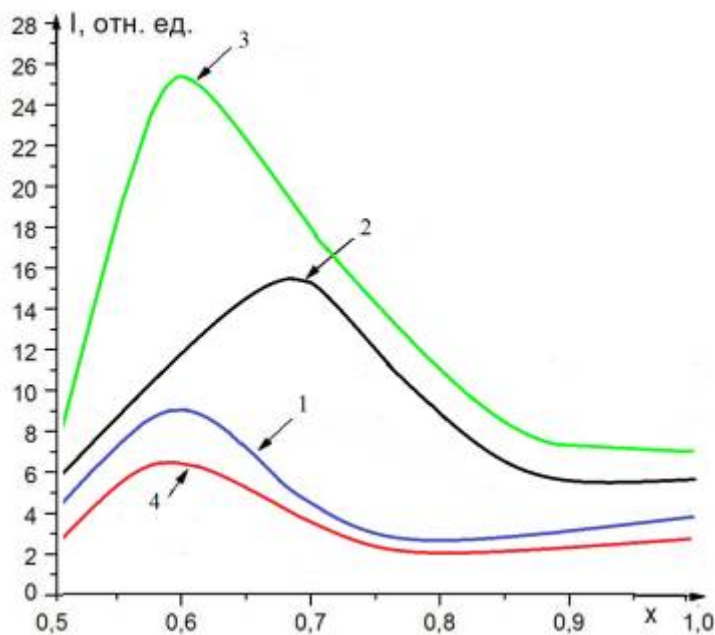
Пленки  $Cd_xZn_{1-x}S$  ( $0.5 \leq x \leq 1$ ) синтезировали методом пиролиза аэрозоля водных растворов тиомочевинных координационных соединений (ТКС)  $[Me(N_2H_4CS)_2Br_2]$ , образующихся при взаимодействии бромидов кадмия и цинка ( $C_{Me}=0.05$  моль/л) и тиомочевинных ( $N_2H_4CS$ ) ( $C_{thio}=0.2$  моль/л). Для получения комплексов применяли соли  $CdBr_2 \cdot 4H_2O$  и  $ZnBr_2$  марки «х.ч.» и тиомочевину  $N_2H_4CS$  марки «ос.ч.». Соотношение солей и тиомочевины составляло 1:4. В качестве растворителя использовали бидистиллированную воду. Подложками служили пластины из ситалла. Температуру подложек поддерживали равной  $400^\circ C$ . Время напыления пленки составляло 2 мин. В качестве легирующей добавки использовали серебро из водного раствора  $AgNO_3$ . Концентрация легирующей примеси в пленках равна  $10^{-6}$ ,  $10^{-5}$  и  $10^{-4}$  ат. % Ag.

Результаты РФА показали, что все исследуемые слои твердых растворов  $Cd_xZn_{1-x}S$  и  $CdS$  имеют структуру вюрцита. На дифрактограммах пленок с содержанием меди  $1 \cdot 10^{-6} - 1 \cdot 10^{-4}$  ат. % присутствуют дополнительные рефлексы, которые могут быть отнесены к фазам  $Ag_2S$  и  $CdSO_4$ .

Из значений, характеризующих морфологию поверхности, следует, что высота наибольшего количества зерен в пределах сканируемого участка и значение шероховатости составляет 30 – 50 нм. Размер зерен в ширину составляет 20-30 нм, в длину 100-150 нм. Толщина пленок составляет величину в диапазоне от 1 мкм до 5 мкм.

Введение примеси серебра в концентрациях  $10^{-6}$  и  $10^{-5}$  увеличивает яркость свечения пленок. Атомы серебра могут образовывать излучательные центры вида  $\{O_S^* \cdot Ag^+ \cdot V_{Me}^{2-}\}$  в разном зарядовом состоянии.

На рисунке представлены зависимости максимального значения интенсивности фотолюминесценции для образцов с разным значением  $x$ .  $Cd_xZn_{1-x}S$  чистый (кривая 1),  $Cd_xZn_{1-x}S$  с примесью серебра в концентрации  $10^{-6}$  ат. % (2),  $Cd_xZn_{1-x}S:Ag \cdot 10^{-5}$  (3),  $Cd_xZn_{1-x}S:Ag \cdot 10^{-4}$  (4).



# ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ОБРАЗЦА НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ СВАРКЕ ДАВЛЕНИЕМ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Ахунова А.Х., Галиева Э.В., Валитов В.А., Дмитриев С.В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия*

[akhunova\\_a@mail.ru](mailto:akhunova_a@mail.ru)

В настоящее время жаропрочные литейные интерметаллидные сплавы находят все большее применение при изготовлении деталей и узлов авиадвигателя [1]. Одним из способов создания неразъемных соединений таких деталей является сварка давлением (СД). В результате пластической деформации контактных поверхностей и диффузионных процессов, протекающих при СД, образуется твердофазное соединение (ТФС). Качество ТФС определяется параметрами деформации приконтактных объемов, такими как степень и скорость деформации, температура, сварочное давление, время сварки, структурные превращения при деформации и нагреве [1]. На пластическую деформацию в зоне соединения также влияет как геометрия рельефа на свариваемых плоскостях, так и геометрия самих образцов. Поэтому выбор оптимальных размеров образца и форм рельефа, позволяющих проводить СД без дефектов, является актуальной задачей. При исследовании поставленных задач целесообразно использовать компьютерное моделирование, которое позволяет проанализировать многие аспекты данного технологического процесса.

В работе на основе численного моделирования процесса сварки образцов давлением исследуется влияние геометрических параметров образца и формы рельефа на пластическую деформацию в зоне соединения.

Компьютерное моделирование проводили в двумерной постановке (плоское деформированное состояние) с помощью пакета прикладных программ DEFORM-2D. Исследовались составные образцы, верхний элемент которого имел плоскую поверхность, а на поверхность нижнего элемента наносился рельеф в виде проточек. Форма проточек представляла собой сегменты окружности радиуса 0,5 мм, углом раствора 90° и различной глубиной между сегментами. В качестве материала для верхнего элемента образца был выбран жаропрочный сплав ЭК61 в ультрамелкозернистом высокопластичном состоянии, для нижнего – интерметаллидный сплав ВКНА-4У в монокристаллическом состоянии, обладающем значительно меньшей пластичностью.

По результатам моделирования были выявлены основные аспекты, влияющие на время сварки и на качество сварного соединения, а также установлены предельные геометрические значения образцов, обеспечивающие сварку давлением без дефектов ТФС

Литература

*Люшинский А.В.* Диффузионная сварка разнородных материалов : учеб. пособие для студ. высш. учеб. заведений. М.: Издательский центр «Академия», 2006, 208 с.

*Работа выполнена при финансовой поддержке регионального гранта РФФИ 14-08-97061 p\_поволжье\_a;*

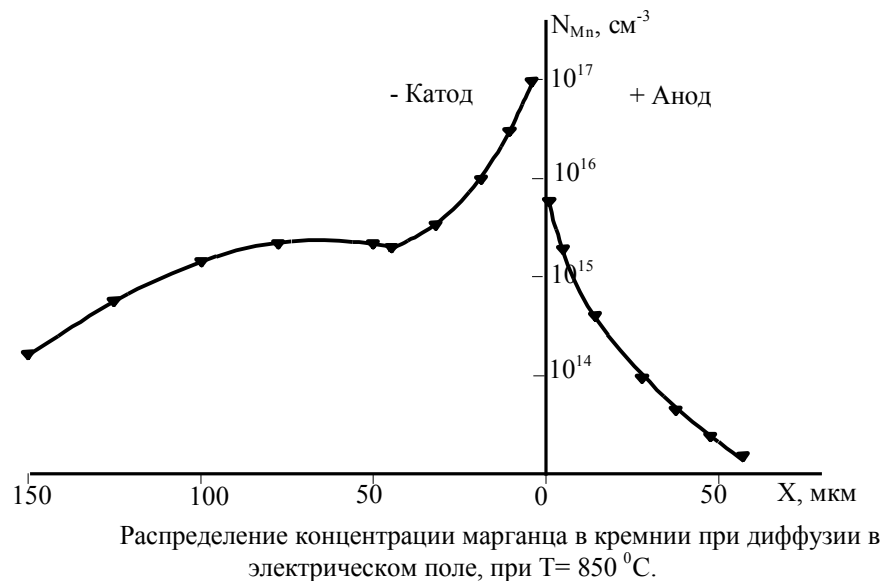
# УПРАВЛЕНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ И КОНЦЕНТРАЦИЕЙ КЛАСТЕРОВ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ В ПОЛУПРОВОДНИКАХ

Аюпов К.С. Сагтаров О.Э.

Ташкентский государственный технический университет, г. Ташкент, Узбекистан

[bahazeb@yandex.ru](mailto:bahazeb@yandex.ru)

Диффузия примесных атомов является одним из наиболее эффективных способов создания кластеров примесных атомов, т.е. наноразмерных структур, в полупроводниках, позволяющая не только формировать кластеры по всему объему, но и управлять фундаментальными параметрами самого материала. Однако существующая диффузионная технология формирования структур не позволяет получить максимальную концентрацию кластеров примесных атомов ( $N \sim 10^{17} \div 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ), что в основном связано с растворимостью примесных атомов в полупроводниках, и это существенно ограничивает функциональные возможности таких материалов.



В этом плане представляет интерес электродиффузия примесных атомов, т.е. диффузия под воздействием электрического поля. Наличие электрического поля не только существенно влияет на коэффициент диффузии, но и на растворимость примесных атомов и их распределение в приповерхностной области кристалла. В данной работе приводятся результаты исследования влияния электрического поля на распределение атомов марганца в кремнии.

Электродиффузия атомов марганца показала, что электрическое поле существенно стимулирует процесс формирования кластеров в основном в приповерхностной области с толщиной  $d \sim 100 \div 150 \text{ мкм}$  с высокой концентрацией почти на  $1 \div 1,5$  порядка больше, чем в обычных условиях легирования.

В таких образцах наблюдается ряд новых эффектов, связанных с кластерами атомов марганца, существенно усиливается и наблюдается ряд новых явлений.

## ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ АУСТЕНИТНОГО СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Базалеева К.О., Цветкова Е.В.  
МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия  
bazaleevak@mail.ru

Селективное лазерное плавление (СЛП) является одним из методов аддитивных технологий или так называемой 3d-печати. Идея синтеза объемной металлической детали сколь угодно сложной формы путем послойной выборочной (селективной) перекристаллизации тонких порошковых слоев в настоящее время очень популярна.

Данный метод основан на подаче тонкого (порядка нескольких десятков микрометров) слоя порошкового материала, разравнивании его роликом и воздействии на него сканирующим лазерным пучком. Таким образом создается профиль заданной формы; далее подается следующий слой порошка и процесс повторяется до полного формирования объекта. Так как область лазерного воздействия обладает высокой локальностью (ванны расплава имеют диаметр порядка 50 мкм), а массивная подложка обеспечивает интенсивный теплоотвод, то формирование структуры сплава происходит в условиях сверхбыстрого охлаждения из жидкого состояния ( $10^5 \div 10^6$  °/с). С этой точки зрения особенности структуры сплава после СЛП представляют большой научный и практический интерес.

Объектом данного исследования является аустенитный сплав Fe-17%Cr-12%Ni-2%Mo-1%Mn-0.7%Si-0.02%C (316L). СЛП было выполнено на установке PHENIX-PM100 при мощности лазера 50 Вт, скорости сканирования 100 мм/с и диаметре фокусирующего пятна 70 мкм. Процесс проводился в защитной атмосфере азота при температуре 80°C, подложкой служил аустенитный сплав Fe-19%Cr-10%Ni-2%Mn-1%Si-0.03%C. Исходный порошок имел дендритное строение; его средняя дисперсность составляла порядка 25 мкм.

Структурные особенности сплава в исходном состоянии, а также после дополнительных отжигом в температурном интервале до 1000°C исследовались методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии, дифференциальной сканирующей калориметрии и рентгеноструктурного анализа.

Известно, что при лазерной перекристаллизации металлы и сплавы приобретают ячеистую структуру. Методом ПЭМ удалось установить, что в исследованном сплаве формируется структура подобная деформационной ячеистой, т.е. границы ячеек представляют собой объемные сплетения дислокаций. Однако в отличие от деформационной данная ячеистая структура вытраивается металлографически.

Методом рентгеноструктурного анализа показано, что в плоскости, перпендикулярной движению лазера, присутствуют значительные (соизмеримые с пределом текучести) напряжения, которые, вероятно, и являются причиной формирования наблюдаемой дислокационной структуры.

Термический анализ показал, что структурные превращения начинаются при нагреве сплава до температур ~600 и ~800°C. Процессы при 600°C сопровождаются снижением значения микротвердости сплава.

Установлено, что аустенитный сплав, полученный методом СЛП, обладает в 1%-ном водном растворе NaCl более высокими электрохимическими свойствами по сравнению со сплавом того же состава после обычной закалки с температуры 1100°C. Однако в 5%-ном водном растворе NaCl сплав, полученный СЛП, уступает стандартному.

## УПРАВЛЕНИЕ СВОЙСТВАМИ И СТРУКТУРОЙ ОБЪЕМНЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ ПОСРЕДСТВОМ ДЕФОРМАЦИИ

**Баимова Ю.А.\*, Дмитриев С.В.**

**Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия**

**[\\*julia.a.baimova@gmail.com](mailto:julia.a.baimova@gmail.com)**

Объемные углеродные наноматериалы в настоящее время являются одной из самых перспективных разработок исследователей, поскольку могут быть использованы в качестве материала для создания инновационных электронных устройств. Синтезированные к настоящему моменту трехмерные углеродные структуры, например, фуллериты, клубки нанотрубок, смятый графен и др. показывают такие свойства как высокая теплопроводность, большая площадь поверхности, несмачиваемость поверхности и тд. Изучение таких материалов, произведенных достаточно дешевым и эргономичным способом, может внести большой вклад как в фундаментальную науку, так и в развитие промышленности.

Хорошо известным методом изменения свойств материала является приложение упругой или пластической деформации, однако, данный метод мало исследован по отношению к углеродным структурам. В связи с этим, важной задачей представляется изучение влияния различных видов деформации (гидростатическое и одноосное сжатие, сдвиг) на структурные и механические свойства трехмерных углеродных наноматериалов.

Несмотря на то, что в настоящее время экспериментальные методы позволяют достаточно полно исследовать структуру и свойства углеродных материалов, некоторые явления, происходящие на атомарном уровне, а так же перестройка структуры под действием различных внешних факторов остаются не изученными. Мощным инструментом для решения таких задач является метод молекулярной динамики, который позволяет детально исследовать формирование структуры, изучить различные модификации углеродных материалов, в том числе метастабильные, которые в настоящий момент достаточно сложно синтезировать экспериментально.

В данной работе проводится исследование влияния больших деформаций на механические свойства и структурообразование нескольких типов углеродных материалов. Одним из основных исследованных аспектов является размер структурных элементов, который в значительной мере может определять деформационное поведение и прочность таких трехмерных структур. Моделирование проводилось с помощью программного пакета LAMMPS с использованием хорошо апробированного потенциала межатомного взаимодействия AIREBO. Было показано что, например, меньший размер графеновых хлопьев в составе смятого графена определяет большее упрочнение данного материала при гидростатическом сжатии. В процессе деформационной обработки модельного материала были так же изучены различные структурные характеристики, такие как функция радиального распределения, изменение числа соседей и степени гибридизации в углеродной структуре, что позволило составить полную картину влияния деформации на свойства углеродных структур.

# ВОДОРОДНОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ, ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Баранникова С.А.<sup>1,2</sup>, Бочкарёва А.В.<sup>1,3</sup>, Лунёв А.Г.<sup>1,3</sup>, Зуев Л.Б.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

<sup>2</sup>Научный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

<sup>3</sup>Научный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

[avb@ispms.tsc.ru](mailto:avb@ispms.tsc.ru)

Интенсивное развитие исследований в области изучения взаимодействия металлов с водородом, в первую очередь связано с решением важных практических задач в области использования различных металлов и сплавов для нужд ядерной и водородной энергетики. Коррозионно-стойкие высокохромистые стали мартенситного класса обладают благоприятным соотношением прочностных и пластических характеристик, а также повышенной стойкостью в различных коррозионных средах. С этой точки зрения представляется важным установление закономерностей развития пластической деформации в данных сталях с целью определения запаса пластичности и особенностей их разрушения.

В работе исследована высокохромистая сталь мартенситного класса марки 40X13 (0,4 %C, 0,6 %Si, 0,55 %Mn, 12,5 %Cr), которая обладает высокой коррозионной стойкостью на воздухе, в воде и в некоторых кислотах, что позволяет использовать ее для изготовления ответственных узлов и деталей машин. Для повышения прочностных характеристик поставляемого проката необходима дополнительная термообработка в виде закалки при  $T=1320\text{K}$  и последующего отпуска при  $T=900\text{K}$ . В процессе закалки формируется мартенситная структура с полным растворением карбидов железа, а при последующей термообработке формируется сорбит отпуска. Предел прочности  $\sigma_B$  стальных образцов после высокого отпуска уменьшился незначительно (~10%), тогда как пластичность выросла в 5 раз. Таким образом, состояние сорбита отпуска для стали 40X13 является наиболее оптимальным с точки зрения соотношения прочностных и пластических свойств. Фрактографический анализ поверхностей разрушения образцов стали при одноосном растяжении со скоростью  $6,67 \times 10^{-5} \text{ c}^{-1}$ , выполненный на LEO EVO 50 (Zeiss, Германия) ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН, показал, что для образцов в закаленном состоянии характерны картины сложного рельефа ступенек внутризеренного скола, а для сорбитной структуры после высокого отпуска разрушение имеет преимущественно межзеренный характер в результате сегрегации примесей на границах межзеренных фасеток

Исследование влияния процесса наводороживания на механические характеристики стали 40X13 в отпущенном состоянии проводили после обработки исследуемых образцов в электрохимической трехэлектродной ячейке в течение 24 часов, в растворе 1N  $\text{H}_2\text{SO}_4$ , с добавлением тиомочевины в качестве катализатора при  $T=323\text{K}$  и при постоянном контролируемом потенциале  $U = -500 \text{ мВ}$ . Анализ кривых нагружения наводороженных образцов показал значительное изменение деформационного поведения материала по сравнению с образцами после высокого отпуска, а именно, произошло резкое снижение условного предела текучести  $\sigma_{0,2}$ , предела прочности  $\sigma_B$  и пластичности  $\delta$  обработанных образцов на 70, 40 и 60% соответственно, при этом изменился характер разрушения, так как на диаграмме наводороженного образца полностью отсутствует участок отображающий область формирования макроскопической шейки разрушения. Таким образом, наличие примесей на границах межзеренных фасеток облегчают процессы водородного охрупчивания наряду с растягивающими напряжениями, что приводит к водородному растрескиванию и значительному снижению пластических свойств стали.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЯ В КРИСТАЛЛАХ KDP ПРИ ВЫСОКИХ ПЕРЕСЫЩЕНИЯХ

**Баскакова С.С., Волошин А.Э.**

**Федеральное государственное бюджетное учреждение науки  
Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН, Москва, Россия  
e-mail: [SvetlBaskakova@vandex.ru](mailto:SvetlBaskakova@vandex.ru)**

Работа посвящена исследованию основных типов дефектов и механизмов их образования в кристаллах, выращиваемых из водных растворов при высоких пересыщениях (на примере модельного неорганического кристалла KDP), когда рост осуществляется путем образования двумерных зародышей. Ввиду трудности реализации такого механизма для неорганических кристаллов, эти вопросы никогда не исследовались. Изучение дефектной структуры проводилось методом рентгеновской топографии.

Расчеты кинетических кривых роста кристалла KDP показали, что преобладание механизма двумерного зарождения над дислокационно-спиральным возможно при пересыщении свыше 20%. Кристаллы, выращенные при пересыщении 25%, демонстрируют как зонарность морфологического типа, так и вицинально-секториальные границы, что говорит о частичной реализации дислокационно-спирального механизма роста. При исследовании рентгеновских топограмм кристаллов, выращенных при 35% и 40%, также обнаружены четкие секториальные границы. В кристалле, выращенном при 40%, в секторах роста призмы виден набор хаотичных, сильно искривленных линий. Для изучения зонарной неоднородности кристаллов KDP в условиях высокого пересыщения, был получен кристалл с вариацией пересыщения: начало роста – 35%, завершение – 38%. На топограмме среза данного кристалла обнаружены полосы, непрерывные на границах всех секторов, что характерно для кристаллов, выросших в условиях механизма двумерного зарождения. Впервые исследована топограмма кристалла, полученного при пересыщении 60%. Структурное совершенство кристалла выше, чем обычно, на топограмме полос зонарной неоднородности не обнаружено.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 13-02-12163-офи-м).

# ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ НА ПОЛУЧЕНИЕ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ СВАРКОЙ ДАВЛЕНИЕМ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

<sup>1</sup>Батаев Н.В., <sup>2</sup>Галиева Э.В., <sup>2</sup>Ахунова А.Х., <sup>2</sup>Лутфуллин Р.Я.  
<sup>1</sup>ФГБОУ ВПО УГАТУ, Уфа

<sup>2</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

Наибольшую распространенность в авиационных и ракетных двигателях получили жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС). Их гомологические рабочие температуры выше, чем у любой из распространенных систем, а в двигателях с повышенными техническими характеристиками их весовая доля превышает 50% [1]. ЖНС являются труднодеформируемыми и обладают низкой технологической пластичностью. В связи с этим целесообразно применять для технологии изготовления деталей из ЖНС эффект сверхпластичности (СП), а для энергосбережения – использовать низкотемпературную СП деформацию. Одним из перспективных технологических направлений, где широко применяется эффект СП для производства деталей с регламентированной структурой и свойствами, является сварка давлением с получением твердофазного соединения (ТФС). В работе [2] показана возможность получения ТФС при сварке давлением жаропрочного никелевого сплава ЭП741НП и ХН58МБЮД. При анализе микроструктуры в зоне ТФС было обнаружено, что относительная протяженность пор в зоне соединения образцов с плоской поверхностью составила 45-95%. Причем максимальная плотность пор наблюдается в центральной зоне, являющейся областью с затрудненной деформации, что характерно для схемы одноосного сжатия, используемой в данной работе. В сварных образцах с рельефом, который предварительно был сформирован на поверхности ЭП741НП, получено более качественное твердофазное соединение. В последнем случае, относительная протяженность пор не превышала 20%.

В настоящей работе было проведено экспериментальное и компьютерное моделирование процесса заполнения рельефа при сварке давлением. Для этого были проведены эксперименты по сварке давлением цилиндрических образцов размером 10x10 мм при разных степенях деформации. Микроструктурный анализ зоны ТФС образцов показал, что в результате пластического течения сплава ХН58МБЮД в первую очередь происходит заполнение периферийной зоны. При деформации сплава ХН58МБЮД на величину более 30% происходит полное заполнение периферийной зоны, в то же время центральная область остается незаполненной. Полный контакт с рельефной поверхностью происходит при степенях деформации около 50%.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 14-08-97061 p\_поволжье\_a.*

## Литература

1. Симс Ч. Т. Суперсплавы II: жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных установок. В 2-х книгах. / Под ред. Ч. Т. Симса, Н. С. Столофа, У. К. Хагеля: пер. с англ. / Под ред. Р. Е. Шалина – М.: Металлургия, 1995. – 384с.
2. Валитова Э.В., Батаев Н.В., Валитов В.А., Мухаметрахимов М.Х. Твердофазная сварка в условиях низкотемпературной сверхпластичности деформируемого никелевого сплава ХН58МБЮД с порошковым сплавом ЭП741НП// «Материалы VI Международной научно-инновационной молодежной конференции «СОВРЕМЕННЫЕ ТВЕРДОФАЗНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ: ТЕОРИЯ, ПРАКТИКА И ИННОВАЦИОННЫЙ МЕНЕДЖМЕНТ» (29-31 октября 2014 г.).



## О ЗАТУХАНИИ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЙ ВИНТОВОЙ ДИСЛОКАЦИИ, ВОЗБУЖДЕННЫХ КОРОТКОВОЛНОВЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ

Батаронов И.Л., Дежин В.В.

*Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия*  
*viktor.dezhin@mail.ru*

Исследовались изгибные коротковолновые колебания винтовой дислокации. Предполагалось, что данные колебания вызваны внешним воздействием произвольной частоты. Особое внимание уделено динамическому торможению дислокации. Ограничивались случаем малых колебаний дислокации вблизи положения равновесия. В линейном по смещению дислокации приближении получено выражение для мнимой части обратной обобщенной восприимчивости винтовой дислокации в диссипативном кристалле (как известно, мнимая часть обобщенной восприимчивости определяет диссипацию энергии):

$$\begin{aligned}
 & -\frac{\mu b_s^2}{2\pi} \omega \int_{|k_z|}^{k_m} k dk \left\{ \frac{\gamma_t}{c_t^2 k^2} + \frac{1}{(c_t^2 k^2 - \omega^2)^2 + 4\omega^2 \gamma_t^2} \left( \frac{\omega^4 \gamma_t}{c_t^2 k^2} + 3k_z^2 c_t^2 \gamma_t - \right. \right. \\
 & - \frac{4k_z^4 c_t^2 \gamma_t}{k^2} + \frac{12k_z^2 \omega^2 \gamma_t^3}{c_t^2 k^4} - \frac{16k_z^4 \omega^2 \gamma_t^3}{c_t^2 k^6} - \frac{6k_z^2 \omega^2 \gamma_t}{k^2} + \frac{8k_z^4 \omega^2 \gamma_t}{k^4} \left. \right) + \\
 & + \frac{1}{(c_t^2 k^2 - \omega^2)^2 + 4\omega^2 \gamma_t^2} \left( 4k_z^2 c_t^2 \gamma_l - \frac{4k_z^4 c_t^2 \gamma_l}{k^2} - \frac{16k_z^2 \omega^2 \gamma_t^2 \gamma_l}{c_t^2 k^4} + \right. \\
 & \left. + \frac{16k_z^4 \omega^2 \gamma_t^2 \gamma_l}{c_t^2 k^6} - 8k_z^2 c_t^2 \gamma_t + \frac{8k_z^2 \omega^2 \gamma_t}{k^2} + \frac{8k_z^4 c_t^2 \gamma_t}{k^2} - \frac{8k_z^4 \omega^2 \gamma_t}{k^4} \right) \left. \right\}.
 \end{aligned}$$

Здесь  $\mu$  – модуль сдвига кристалла,  $b_s$  – винтовая компонента вектора Бюргера дислокации,  $k$  – волновое число,  $k_z$  – компонента волнового вектора вдоль линии дислокации,  $k_m$  – максимальное волновое число,  $\gamma_t(k)$  и  $\gamma_l(k)$  – коэффициенты затухания поперечных и продольных звуковых волн в диссипативной среде,  $c_t$  и  $c_l$  – скорости поперечных и продольных звуковых волн в бездиссипативном кристалле,  $\omega$  – частота. Проведен анализ этого выражения для случая электронного торможения, учитывая, что в коротковолновом пределе коэффициенты затухания пропорциональны  $k$ . Найден вклад изгибных колебаний в динамическое торможение винтовой дислокации, который оказался сравним с основным вкладом от торможения прямолинейной дислокации.

## ВОЗМОЖНОСТЬ ФОРМИРОВАНИЯ КВАНТОВЫХ ТОЧЕК $\text{Si}_2\text{Mn}^- (\text{A}^{\text{IV}})$ В РЕШЕТКЕ КРЕМНИЯ

**Бахадирханов М.К., Илиев Х.М., Содиков У.Х., Мавлянов А.Ш., Хаккулов М.К.**  
 Ташкентский государственный технический университет, Ташкент, Узбекистан,  
[usm.hoja@rambler.ru](mailto:usm.hoja@rambler.ru)

Возможность формирования квантовых точек с участием примесных атомов переходных групп (Mn) и элементов VI группы в виде  $\text{Si}_2\text{Mn}^- (\text{A}^{\text{IV}})$  в решетке кремния представляет большой научный и практический интерес. Прежде всего, это связано с созданием нового класса материалов – кремния, содержащего управляемую концентрацию таких квантов точек как на поверхности, так и в объеме. Квантовые точки вызывают изменение энергетического состояния составляющих компонентов и влияют на фундаментальные свойства полупроводниковой матрицы при сохранении неизменным фазового состояния основного вещества.

Нами, на основе новой технологии легирования – низкотемпературной и поэтапной диффузии примесей в кремнии, удалось создать квантовые точки  $\text{Si}_2\text{Mn}^- \text{S}^{++}$ ,  $\text{Si}_2\text{Mn}^- \text{Se}^{++}$ . В отличие от существующих квантовых точек, создаваемых методом молекулярно-лучевой эпитаксии, в этом случае при определенном термодинамическом условии легирования примесные атомы марганца, а также атомы элементов VI группы, которые занимают соседние узловые положения в решетке кремния, образуют новую элементарную ячейку  $\text{Si}_2\text{Mn}^- \text{S}^{++}$ ,  $\text{Si}_2\text{Mn}^- \text{Se}^{++}$  по всему объему и на поверхности.

Особенностью таких квантовых точек является то, что их формирование не нарушает химическую тетраэдрическо-ковалентную связь в решетке кремния ( $\text{Mn}(3\text{d}^5 4\text{s}^2) + 2\text{e} = \text{Mn}^- (3\text{d}^5 4\text{s}^2 4\text{p}^2)$ ,  $\text{S}(3\text{s}^2 3\text{p}^4) - 2\text{e} = \text{S}^{++} (3\text{s}^2 3\text{p}^2)$  (рис. 1), т.е. при этом не происходит существенной деформации решетки. Формирующиеся квантовые точки как  $\text{Si}_2\text{Mn}^- \text{S}^{++}$  в кремнии создают локальные наногетеропереходы. В отличие от существующих гетеропереходов, в этом случае отсутствуют поверхностные состояния и другие нарушения, связанные с различной постоянной решетки типа решетки и т.п. Поэтому как показали результаты исследований, они обладают идеальной вольтамперной характеристикой.

Предварительные результаты эксперимента по оптическим, фотоэлектрическим свойствам кремния с такими квантовыми точками показали, что ширина запрещенных зон  $\text{Si}_2\text{Mn}^- \text{S}^{++}$ ,  $\text{Si}_2\text{Mn}^- \text{Se}^{++}$  составляет около по 0.9 и 0.65 эВ соответственно. В настоящее время основной проблемой является разработка технологии управляемых концентраций таких квантовых точек, более подробное исследование и выяснение функциональных возможностей кремния с такими квантовыми точками, что позволило бы разработать принципиально новые приборы для оптоэлектроники и более эффективные солнечные элементы для фотоэнергетики.

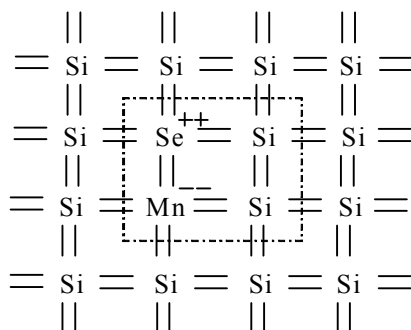


Рис. 1. Формирования бинарных кластеров квантовых точек  $\text{Si}_2\text{-Mn}^- \text{Se}^{++}$

# КРЕМНИЙ С МНОГОЗАРЯДНЫМИ КВАНТОВЫМИ ТОЧКАМИ – НОВЫЙ ПЕРСПЕКТИВНЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ ОПТОЭЛЕКТРОНИКИ

Бахадирханов М.К., Исамов С.Б., Зикриллаев Н.Ф., Азизов М.К., Тачилин С.А.  
Ташкентский государственный технический университет, г. Ташкент, Узбекистан  
[sobir-i@mail.ru](mailto:sobir-i@mail.ru)

Фотоприёмники на основе кремния, работающие в области  $\lambda=1,5\div 10$  мкм при высокой температуре, представляют большой интерес для современной оптоэлектроники. Однако в настоящее время положительное решение данного вопроса легирования кремния с различным глубокими уровнями не увенчалось успехом.

В данной работе приводятся экспериментальные результаты по исследованию фотоэлектрических свойств кремния с квантовыми точками на основе атомов марганца. Квантовые точки формируются при определенных термодинамических условиях легирования [1]. Методами ЭПР, АСМ, а также электрическими и оптическими исследованиями однозначно установлено, что нанокластеры состоят из четырех дважды ионизованных атомов марганца, которые находятся в ближайших междоузлиях вокруг отрицательно заряженного атома бора, т.е. образуются многозарядные квантовые точки. Результаты исследования спектральной зависимости фотопроводимости таких образцов показали (Рис. 1), что в данном материале заметный фотоответ начинается при  $h\nu=0,12$  эВ, а фототок непрерывно увеличивается с ростом энергии фотонов в области  $h\nu=0,12\div 0,4$  эВ. В области  $h\nu=0,4\div 0,45$  эВ имеет место самогашение фотопроводимости, хотя образцы освещались только примесным светом ( $h\nu=0,4\div 0,45$  эВ) без фонового освещения. Дальнейший рост энергии падающего фотона  $h\nu>0,45$  эВ приводит к многократному скачкообразному увеличению фототока, который достигает своего максимального значения при  $h\nu=0,8$  эВ ( $\lambda=1,55$  мкм).

Эти результаты свидетельствуют о том, что при формировании кластеров происходит перестройка энергетических уровней марганца, которая приводит не только к существенному расширению области фоточувствительности в сторону больших длин волн, но также существенной примесной фотопроводимости в таких образцах. Полученные результаты показывают возможность создания фотоприёмников в области  $\lambda=1,5\div 10$  мкм на основе кремния с многозарядными квантовыми точками.

## Литература

1. Абдурахманов Б.А., Аюпов К.С., Бахадирханов М.К., Илиев Х.М., Бобонов Д.Т., Зикриллаев Н.Ф., Сапарниязова З.М., Тошев А. // ДАН РУз. 2010. №4. С. 32-36.

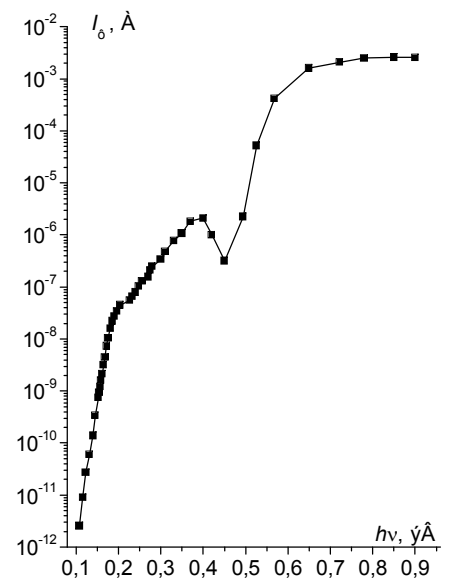


Рис. 1. Спектральная зависимость фототока в кремнии с квантовыми точками атомов марганца.

## ПРИБОР ДЛЯ НЕПРЕРЫВНОГО ИЗМЕРЕНИЯ И КОНТРОЛЯ ТЕМПЕРАТУРЫ

Бахадырханов М.К., Азизов М.К., Мавлянов А.Ш.

Ташкентский государственный технический университет, г. Ташкент, Узбекистан  
[bahazeb@yandex.ru](mailto:bahazeb@yandex.ru)

Непрерывный контроль температуры объектов с высокой точностью и заданным временем в настоящее время представляет большой практический интерес. Для решения данной задачи необходимы более чувствительные быстродействующие датчики температур. Существующие полупроводниковые термодатчики по своим параметрам не всегда позволяют разработать приборы для непрерывного контроля температуры объектов с вышеуказанными качествами. В связи с этим целью данной работы является разработка электронных устройств, позволяющих осуществлять непрерывный контроль температуры с большой точностью и с заданным временем (рис 1.) Для этого нами были использованы термодатчики на основе кремния с нанокластерами атомов никеля, разработанные в нашей лаборатории. Такие датчики имеют размер  $1 \times 1 \times 0,5 \text{ мм}^3$  с термочувствительным коэффициентом температурной чувствительности  $\sigma = 30 \div 40\%$  градус с номинальным сопротивлением  $R = 4 \cdot 10^4 \div 5 \cdot 10^5 \text{ Ом}$ . Время установления и время восстановления 5-10 сек., соответственно.



Рис. 1. Прибор для непрерывного измерения и контроля температуры на основе кремния с нанокластерами атомов никеля

Прибор может быть использован для непрерывного измерения и контроля температуры различных объектов, в том числе объектов, находящихся в экстремальных условиях.

Интервал измерения температуры: от  $-55^{\circ}\text{C}$  до  $+125^{\circ}\text{C}$

Интервал регулирования:  $1^{\circ}\text{C}$

Погрешность:  $0,1^{\circ}\text{C}$

Быстродействие: 5 сек.

Гистерезис можно регулировать оперативно.

Коммутируемый ток терморегулятора – 220~240В/16А (3,8 кВт).

Прибор может работать автономно и с подключением к компьютеру с возможностью одновременного регулирования, записи, хранения данных с нескольких объектов. Информация отслеживается в режиме реального времени и одновременно можно увидеть график зависимости температуры. Прибор может эффективно работать в широком интервале температур. Низкий предел погрешности. Возможность автономной работы на батарейке. Прибор удобен в использовании и разработан в компактном исполнении. По сравнению с зарубежными аналогами интервал измерения шире, характеризуется сравнительно малым потреблением энергии и конкурентоспособной ценой.

# УПРАВЛЕНИЕ ПАРАМЕТРАМИ КРЕМНИЯ С КЛАСТЕРАМИ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ Ni

**Бахадырханов М.К., Зикриллаев Н.Ф., Валиев С.А., Сайтов Э.Б.,  
Тулдибоев Ж.С., Рахимов А.У.**

**Ташкентский государственный технический университет, г. Ташкент, Узбекистан**  
[siroj2@yandex.ru](mailto:siroj2@yandex.ru)

Установлено, что управляя технологическими условиями легирования можно формировать кластеры примесных атомов никеля в объеме кремния с диаметром от нескольких нанометров до одного микрон с плотностью  $10^6 \div 10^7 \text{ см}^{-3}$ . Показано, что каждая микро и наноразмерная структура «кластер атомов Ni - кремний» является своеобразной самостоятельной структурой, что фактически позволит создать на их основе полупроводниковые приборы.

В отличие от традиционных методов создания полупроводниковых наноструктур, формирование кластеров примесных атомов по всему объему полупроводникового кристалла с заданными размерами и концентрацией, является одним из перспективных способов, позволяющих получить наноструктуру с заданными параметрами в деле повышения эффективности полупроводниковых приборов.

Целью данной работы является разработка физического механизма формирования микро и наноразмерных кластеров с заданными параметрами, концентрацией и распределением в объеме кристаллической решетки.

Такие исследования, прежде всего, связаны с возможностью целенаправленного управления фундаментальными параметрами кремния за счет формирования микро и нано размерных структур - кластеров Ni-Si-, обладающих свойствами гетеро, моно переходов, а также барьеров Шоттки и варизонных структур, позволяющих существенно изменить энергический спектр электрон вокруг таких структур.

Результаты исследования показали, что такие нано и микроstructures обладают идеальной ВАХ, которые проявляют достаточную чувствительность к длиноволновой ИК области.

Размер	От 10 нм ÷ (5-7 мкм)			
Концентрация $\text{см}^{-3}$	$10^9 \div 10^{12} \text{ см}^{-3}$			
Плотность $\text{см}^3$	$10^5 \div 10^7 \text{ см}^3$			
Распределение	Однородное по всему объёму			
Концентрация атомов в кластере	$10^3 \div 10^7 \text{ см}^3$			
Разновидность	Точечные одномерные	Упорядоченные по определенным направлениям	Петлеобразные формирования по различным направлениям	По кристаллографическим направлениям
Природная структура кластеров в зависимости от их параметров	Нано и микро размерная варизонная	Нано- и микро размерный <i>p-n</i> переход	Нано- и микро размерный барьер Шоттки	Нано- и микро размерный гетеропереходов
Термостабиль-ность	Все полученные кластеры сохраняют свои свойства до температур $T=650 \text{ }^{\circ}\text{C}$			

# СИНТЕЗ И МАГНИТНАЯ ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ КВАЗИДВУМЕРНЫХ ОКСИБОРАТОВ $\text{Cu}_{3-x}\text{Mn}_x\text{VO}_5$ СО СТРУКТУРОЙ ЛЮДВИГИТА

Безматерных Л.Н., Мошкина Е.М., Еремин Е.В.

Институт физики им. Л.В. Киренского

Сибирского отделения Российской академии наук, Красноярск, Россия

[ekoles@iph.krasn.ru](mailto:ekoles@iph.krasn.ru)

В растворах-расплавах  $\text{Bi}_2\text{Mo}_3\text{O}_{12}+p\text{V}_2\text{O}_5+q\text{Mn}_2\text{O}_3+r\text{CuO}+s\text{Na}_2\text{CO}_3$ , с различным выбором соотношений указанных исходных реактивов в пределах  $0.5 \leq p \leq 2$ ,  $0.7 \leq q \leq 2$ ,  $0 \leq r \leq 3$ ,  $0 \leq s \leq 0.7$ , изучены температурные последовательности кристаллизующихся фаз. Среди идентифицированных известны –  $\text{Mn}_{1-x}^{2+}\text{Cu}_x\text{MoO}_4$ ,  $\text{NaMn}^{3+}\text{O}_2$ ,  $\text{Mn}_{1-x}^{2+}\text{Cu}_x\text{Mn}^{3+}\text{VO}_4$  ( $x \ll 1$ ),  $\text{Cu}_{1-x}\text{Mn}_x^{2+}\text{B}_2\text{O}_4$  ( $x \ll 1$ ) и новые Mn-гетеровалентные оксибораты  $\text{Mn}_{2-x}^{2+}\text{Cu}_x\text{Mn}^{3+}\text{VO}_5$  ( $1.5 \leq x \leq 2$ ) со структурой людвигита. Ранее [1] нами был синтезирован подобный людвигит только с  $x \approx 1.5$ .

Для каждой из этих фаз найдены сочетание параметров  $p$ ,  $q$ ,  $r$ ,  $s$ , при котором она является высокотемпературной и кристаллизуется в достаточно широком температурном интервале. Такие раствор-расплавы были использованы для выращивания монокристаллов при спонтанном зарождении в режиме с понижением температуры.

При кристаллизации Mn-гетеровалентных варвикитов  $\text{Mn}_{1-x}^{2+}\text{Cu}_x\text{Mn}^{3+}\text{VO}_4$  и людвигитов  $\text{Mn}_{2-x}^{2+}\text{Cu}_x\text{Mn}^{3+}\text{VO}_5$ , в зависимости от содержания  $\text{Na}_2\text{CO}_3$ , смежными фазами являются  $\text{Mn}_{1-x}^{2+}\text{Cu}_x\text{MoO}_4$  и  $\text{NaMn}^{3+}\text{O}_2$ , что указывает на важную роль в стабилизации  $\text{Mn}^{2+}$  и  $\text{Mn}^{3+}$ , соответственно,  $\text{Bi}_2\text{Mo}_3\text{O}_{12}$  и  $\text{Na}_2\text{CO}_3$ .

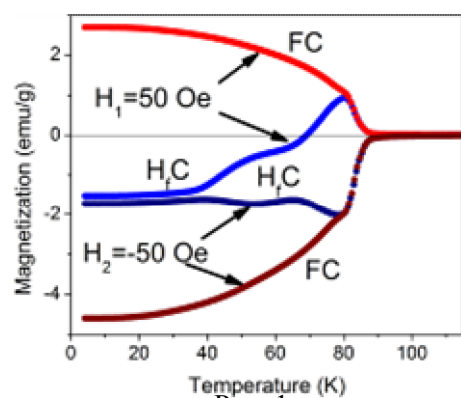


Рис. 1

Для монокристалла людвигита, выращенного из раствора-расплава с  $r:q=4$ , измерены температурно-полевые и ориентационные зависимости намагниченности. Их особенности анализируются в рамках модели, включающей две антиферромагнитно взаимодействующие ферромагнитные подсистемы [2]. Установлено, что низкотемпературные индуцированные состояния образца, предварительно охлажденного в малом магнитном поле, существенно зависят от величины и ориентации этого поля (Рис.1). Поле, в котором охлаждался образец, составляло  $H \approx 10$  Э. Дополнительно включаемые при низкой температуре поля равны  $H = \pm 50$  Э ( $H \parallel c$ ).

Сделан вывод, что обнаруженные особенности обусловлены «замораживанием» состояний, определяемых магнитными бифуркациями при переходе из парамагнитного состояния.

[1] Bezmaternykh L. et.al. To be published in Solid State Phenomena. - 2015.

[2] Kageyama H. et.al. Phys. Rev. B. – 2003. – V. 67. – P. 224422.

## АЗОТСОДЕРЖАЩИЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ С УНИКАЛЬНЫМ КОМПЛЕКСОМ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ

Белоусов Г.С.

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

[iqs12@yandex.ru](mailto:iqs12@yandex.ru)

В машиностроении крайне востребованы высокоазотистые стали как наиболее подходящие для деталей машин, работающих под многофакторным разрушающим одновременным воздействием (коррозия, ударное, импульсное, циклическое, статическое нагружение, абразивный износ и т.п.). Отечественный опыт, зарубежные источники указывают, что эффективны для этих целей стали со сверхравновесными концентрациями азота [1, 2]. Однако, деформационные процессы, протекающие в сталях со сверхравновесными концентрациями азота, изучены недостаточно. Разработанный метод газотермобарического легирования (ГТБЛ) азотом сталей и сплавов, сочетающий воздействие давлений и легирующих свойств азота, за счет варьирования параметрами процесса позволяет получать стали и сплавы со сверхравновесными концентрациями азота, обладающие широким спектром структур. В первую очередь, это относится к сталям с невысоким содержанием легирующих элементов, и элементов, прежде всего Ni и Co, понижающих активность азота. Показано, что низколегированные, легированные и высоколегированные стали после насыщения азотом методом ГТБЛ до концентраций 0,4 - 2,3% по массе обладают дисперсными структурами с нитридами размером 5-100 нм.

Интерес к использованию азота как легирующего элемента сталей, в первую очередь, обусловлен эффективностью его применения как упрочнителя твердого раствора. Известно [3], что аномально высоким деформационным упрочнением обладает сталь Гадфильда. В результате исследования влияния азота на упрочнение железомарганцевого аустенита, установлено, что азот вдвое эффективнее углерода упрочняет железомарганцевый аустенит, при этом, деформационное упрочнение азотистого железомарганцевого аустенита определяется как зонами, обогащенными марганцем и азотом, так и эффективной концентрацией азота в твердом растворе; предел текучести является линейной функцией активности азота в железомарганцевом аустените. Экспериментально были получены азотистые железомарганцевые сплавы со структурой аустенита в интервале концентраций азота 0,4-2,3% по массе.

На примере деталей топливной аппаратуры изготавливаемых из сталей 25Х5М, 18Х2Н4МА, подшипников качения из сталей 8Х4В9Ф2, 110Х18М-ШД, 60Х13С-ШД, 95Х18-Ш показана высокая эффективность объемного легирования азотом этих деталей методом ГТБЛ для повышения их эксплуатационных свойств. Стендовые испытания указанных деталей показали увеличение их ресурса в 2-4 раза. Легирование инварных сплавов (Fe+36%N) позволило повысить их прочностные характеристики в 1,5-3,0 раза.

Список литературы:

1. Тезисы докладов 1-й Всесоюзной конференции по высокоазотистым сталям. – К.: 1990. – 132с.
2. Банных О.А. Высокоазотистые коррозионно-стойкие стали – перспективный класс конструкционных материалов. Сб. тезисов VII Международной конференции (29 октября – 2 ноября 2012, Черногловка), Черногловка, 240 с.
3. Богачев И. Н. и Еголаев В. Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. М.: Металлургия, 1973, с. 174.

# КОНВЕРСИОННЫЕ АКУСТИЧЕСКИЕ РЕЗОНАНСЫ В РОМБИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛАХ

**Бессонов Д.А., Альшиц В.И., Любимов В.Н.**  
*Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия*  
[dabessonov@gmail.com](mailto:dabessonov@gmail.com)

В работах [1-3] предложена теория резонансного возбуждения интенсивной упругой волны с помощью незеркального отражения в кристалле специальной волны накачки, когда энергия из падающего пучка почти полностью попадает в приповерхностный узкий отраженный пучок. Сама возможность осуществления подобного отражения близкого к конверсионному требует подбора кристаллов с определенными соотношениями между упругими модулями. Однако, сочетая параметры анизотропии и элементы симметрии кристалла оптимальным образом, можно минимизировать число таких соотношений между модулями и сделать задачу подбора подходящих кристаллов вполне реалистичной. В частности, один только выбор поверхности кристалла параллельной плоскости симметрии оставляет лишь одно соотношение на модули, обеспечивающее конверсию. С этой точки зрения, ромбические кристаллы с тремя независимыми плоскостями симметрии увеличивают шансы на успешный поиск эффективных вариантов конверсионных отражений.

В предлагаемом исследовании конкретизирована множественность вариантов реализации конверсионного возбуждения интенсивного узкого акустического пучка в ромбических кристаллах, в которых можно выделить пары перпендикулярных друг другу плоскостей симметрии. Граница кристалла – любая из плоскостей симметрии в выделенной паре, а перпендикулярная ей сагиттальная плоскость слабо отклонена от второй плоскости симметрии данной пары. Резонанс возникает, когда узкий отраженный пучок возбуждаемой волны распространяется в окрестности собственной объемной моды кристалла. Резонансные характеристики исследуемого отражения представлены как функции модулей упругости и направлений распространения волны накачки.

Анализ проведен для кристаллов, в которых модули упругости удовлетворяют соотношению  $c_{\alpha\alpha} > c_{\beta\beta}$ , где  $\alpha = 1, 2, 3$ , а  $\beta = 4, 5, 6$ . Эти неравенства обычно выполнены и нарушаются достаточно редко. При этом геометрия распространения, обеспечивающая существование резонанса, определяется соотношениями вида  $c_{\beta\beta} > c_{\gamma\gamma} > c_{\delta\delta}$  где  $\beta, \gamma, \delta = 4, 5, 6$ . Существует 6 таких независимых неравенств. Каждому из них отвечают 3 различные геометрии распространения – всего 18 комбинаций. В работе представлены численные характеристики рассматриваемого резонанса для ряда вполне перспективных конкретных кристаллов.

## Список литературы

1. Альшиц В.И., Бессонов Д.А., Любимов В.Н. Резонансное возбуждение интенсивных акустических волн в кристаллах// ЖЭТФ 143. #6. 1077-1096. 2013.
2. Альшиц В.И., Бессонов Д.А., Любимов В.Н. Возбуждение интенсивных акустических волн в гексагональных кристаллах// Кристаллография том 58, № 6, с. 881–890. 2013.
3. Альшиц В.И., Бессонов Д.А., Любимов В.Н. Резонансное возбуждение интенсивных акустических пучков в кристаллах различных сингоний// Известия РАН. Серия Физическая 78. # 10. с. 1287—1293.2014.



# ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЛИЯНИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ.

**Бетехтин В.И.<sup>1)</sup>, Dvorak J.<sup>2)</sup>, Кадомцев А.Г.<sup>1)</sup>, Кардашев Б.К.<sup>1)</sup>,  
Нарыкова М.В.<sup>1)</sup>, Sklenicka V.<sup>2)</sup>**

<sup>1)</sup> *ФГБУН Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия,*  
[Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru](mailto:Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru)

<sup>2)</sup> *Institute of Physics of Materials, AS CR, Brno, Czech Republic, [vsklen@ipm.cz](mailto:vsklen@ipm.cz)*

Исследование высокопрочных наноструктурированных (НС) и субмикроструктурированных (СМК) материалов является одним из актуальных направлений современного материаловедения. Для получения таких материалов используют обычно различные способы больших пластических деформаций в квазигидростатических условиях (например, равноканальное угловое прессование - РКУП). Высокие механические свойства микрокристаллических металлов и сплавов определяются в основном двумя факторами: размером зерен и состоянием их границ. Уменьшение при РКУП размера зерен ведет к увеличению объемной доли их границ, особенно большеугловых. За счет высокой концентрации дефектов (дислокации, вакансии, нанопоры) границы зерен находятся в неравновесном состоянии.

В связи с вышесказанным важно выяснить, как влияет изменение размера зерен и состояния их границ в процессе РКУП на механические свойства микрокристаллических материалов при их статических испытаниях (микротвердость, предел текучести) и при длительном нагружении (долговечность при растяжении в условиях ползучести).

Действительно, наноструктурные материалы по своей природе являются неравновесными. Поэтому для их практического использования необходимо получить данные об их механической и термической устойчивости.

Исследования проводились на полученных при разном числе проходов (РКУП) субмикроструктурированных металлах и сплавах: Al (99.99%), Cu (99.99%), Cu + 0.2%Zr, Al + 0.2%Sc, Zr + 2.5Nb %, Ti (BT1-0). Полученные данные свидетельствуют о том, что увеличение степени деформации (числа проходов при РКУП) существенно влияет на долговечность, приводя, в большинстве случаев, к её уменьшению; при этом характеристики статической прочности с ростом деформации повышаются.

Анализ полученных данных свидетельствует о важной роли в образовании нанопор при РКУП (и в процессе ползучести субмикроструктурированных металлов и сплавов) большеугловых границ зерен, частиц второй фазы и неметаллических включений. На статические характеристики прочности нанопористость практически не влияет, а увеличение доли большеугловых границ ведет, очевидно, даже к росту этих характеристик [1-3]. Показано, что уменьшение нанопористости за счет различных факторов позволяет повысить долговечность.

## ЛИТЕРАТУРА.

1. Бетехтин В.И., Sklenicka V. и др. ФТТ. 2010. Т.52. В.8. С.1517-1523.
2. Dvorak J., Sklenicka V., Betekhtin V.I. Mater. Science Eng. A., A584, 103-113, 2013.
3. Бетехтин В.И., Колобов Ю.Р., Sklenicka V. и др. ЖТФ. 2015. Т.85. В.1. С.66-72.

Авторы благодарят за поддержку РФФИ (проект №13-02-00054).

## ВЛИЯНИЕ СОБСТВЕННЫХ И ПРИМЕСНЫХ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ НА ЭЛЕКТРОННУЮ СТРУКТУРУ SiS<sub>2</sub>

**Блецкан Д.И., Вакульчак В.В., Лукач А.В.**

**Ужгородский национальный университет, 88000, г. Ужгород, ул. Волошина, 54,  
Украина, e-mail: crystal\_lab457@yahoo.com**

Ввиду того, что дисульфид кремния имеет двустороннюю область гомогенности, поэтому, в зависимости от условий выращивания, кристаллы могут вырастать с отклонением от стехиометрии как в сторону избытка кремния, так и с избытком серы. Будучи электрически заряженными, собственные точечные дефекты (катионные и анионные вакансии) существенно влияют на электронные свойства кристаллов SiS<sub>2</sub>. Направленное введение других типов примесных дефектов (например, лития и серебра) является эффективным способом модификации физико-химических свойств цепочечных кристаллов SiS<sub>2</sub>. Кроме того, стеклообразный дисульфид кремния, модифицированный Li<sub>2</sub>S, обладает высокой ионной проводимостью, и является перспективным твердым электролитом для создания нового поколения литий-ионных батарей. В этой связи важным является изучение влияния катионных и анионных вакансий, а также примесных атомов Li и Ag на электронную структуру дисульфида кремния, чему и посвящена настоящая работа.

Для описания электронной структуры кристаллов SiS<sub>2</sub> с дефектами использовали ромбическую суперячейку, полученную путем двукратных трансляций примитивной ячейки вдоль векторов *a*, *b*, *c*. Изучение электронных состояний изолированных катионных вакансий в SiS<sub>2</sub> показало, что состояния вакансии (в основном *p*-симметрии серы) располагаются вблизи верха валентной зоны, а их генезис обусловлен перестройкой электронных состояний матрицы, определяющую роль которой играют волновые функции ближних к вакансии атомов серы. Образование анионных вакансий в кристалле SiS<sub>2</sub> обусловлено меньшими энергетическими затратами на разрыв одной из четырех ковалентно-ионных связей в тетраэдре [SiS<sub>4</sub>], в сравнении с энергетическими затратами на образование катионной вакансии. Поэтому, в случае нестехиометрического кристалла SiS<sub>2</sub> с анионными вакансиями, плотность заполненных состояний практически не испытывает существенных изменений в сравнении с бездефектным кристаллом, вместе с тем в фундаментальной щели зонного спектра появляются два локальных уровня, один из которых заполнен электронами (донор), а второй пустой (акцептор).

При введении примесных атомов Li и Ag их воздействие на энергетический спектр существенно зависит от характера вхождения примеси в кристаллическую решетку SiS<sub>2</sub>. Нами рассмотрено внедрение примесных атомов в ван-дер-ваальсово пространство между бесконечными цепочками, образованными тетраэдрами [SiS<sub>4</sub>], увязанными общими ребрами. При локализации атомов Li в межцепочечном пространстве, литий не образует устойчивой химической связи с атомами серы и кремния ввиду больших межцепочечных расстояний, о чем свидетельствует отсутствие общих контуров между литием и серой на картах распределения электронной плотности. Главной особенностью электронной структуры фазы SiS<sub>2</sub>:Li является наличие полосы занятых примесных состояний в фундаментальной щели вблизи дна зоны проводимости.

Оценка параметров межатомных связей в SiS<sub>2</sub>:Ag показывает, что основную роль в химическом связывании примесного атома благородного металла с основными атомами матрицы играет взаимодействие *4d*-орбиталей атома Ag с *3p*-атомными орбиталями серы. На картах  $\rho(\mathbf{r})$  имеются общие контуры, охватывающие атомы серебра и серы.

# ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССА МЕХАНОАКТИВАЦИИ НА ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОМ КЕРАМИЧЕСКОМ МАТЕРИАЛЕ НА ОСНОВЕ СОЕДИНЕНИЯ $BaAl_2Si_2O_8$

<sup>1</sup>Близнюк Л.А., <sup>1</sup>Петроченко Т.П., <sup>1</sup>Климза А.А., <sup>2,3</sup>Рубаник В.В., <sup>2,3</sup>Шилин А.Д., <sup>2,3</sup>Рубаник В.В. мл.

<sup>1</sup>ГНПО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению», г. Минск, ул. П. Бровки, 19 тел.-факс 284-09-41, e-mail: luyda@physics.by

<sup>2</sup>УО «Витебский государственный технологический университет», г. Витебск, Московский пр-т, 72

<sup>3</sup>ГНУ «ИТА НАН Беларуси», г. Витебск, пр-т Людникова, 13, e-mail: ita@vitebsk.by

Важным фактором современного материаловедения является возможность целенаправленного формирования заданной кристаллической структуры с целью получения заданных свойств.

Соединение  $BaAl_2Si_2O_8$  имеет сложный полиморфизм: кристаллизуется в моноклинной, гексагональной и орторомбической структурах [1-4].

Целью настоящей работы являлось исследование влияния механоактивации, проведенной с помощью ультразвукового воздействия, на формирование кристаллической структуры и электрофизические свойства керамики на основе соединения  $BaAl_2Si_2O_8$ .

Проведены исследования влияния ультразвукового воздействия (УЗК) в течение 0,5; 1 и 1,5 часа.

Исследованные образцы, были получены по обычной керамической технологии, включающей синтез и последующий обжиг, где после синтеза соединения  $BaAl_2Si_2O_8$  была дополнительно использована механоактивация (помол УЗК).

В результате проведенных исследований установлено, что обработка УЗК порошка синтезированного соединения  $BaAl_2Si_2O_8$  приводит к полиморфному превращению.

Показано, что подобрав режимы обработки УЗК можно целенаправленно получать материал заданной модификации кристаллической структуры. Так, увеличение времени обработки УЗК до 1,5 часов ведет к формированию однофазной керамики с моноклинной модификацией кристаллической структуры. Показано, что дальнейшее увеличение времени механоактивации приводит к значительному росту аморфной фазы.

Проведены температурные исследования электрофизических параметров керамических образцов  $BaAl_2Si_2O_8$  с различными модификациями кристаллической структуры.

Установлено, что керамические материалы на основе соединения  $BaAl_2Si_2O_8$  обладают низкой пористостью, высокой добротностью и имеют диэлектрические параметры, позволяющие использовать данные керамические материалы для изготовления резонаторов и других СВЧ устройств.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Шабанова Г.Н., Цапко Н.С., Логвинков С.М., Проскурня Е.М., Мокрицкая В.К. //Вопросы химии и химической технологии. 2009. № 4. С.218-221.
2. Chiari G., Gazzoni G., Craig J.R., Gibbs G.V., Louisnathan S.J.//American Mineralogist. 1985. Vol. 70. P.969-974.
3. Smith J.V. //Acta Cryst. 1953. №6. P. 613-620.
4. Rief F., Kubel H.//Z. Naturforsch. B: Chem. Sci. 2007 . V.62b, № 12. P.1535-1542.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ В КРИСТАЛЛАХ, СТЕКЛАХ, ПРОЗРАЧНОЙ КЕРАМИКЕ МЕТОДОМ ДИНАМИЧЕСКОЙ ГОЛОГРАФИИ

**Н.В.Богодаев, Л.И.Ивлева, П.А.Лыков**  
**ИНСТИТУТ ОБЩЕЙ ФИЗИКИ ИМ. А.М. ПРОХОРОВА РАН**  
**МОСКВА, 119991, УЛ. ВАВИЛОВА, 38**  
[ivleva@ran.gpi.ru](mailto:ivleva@ran.gpi.ru)

При рассмотрении вопросов практического использования различных сред в оптике, приборах квантовой электроники и оптоэлектроники важнейшим фактором определяющим эффективность их применения является оптическое качество материалов. Существует много методов контроля оптического качества прозрачных материалов, в том числе интерференционные методы, теневой метод, поляризационно-оптический метод. Метод динамической голографии, предложенный нами для контроля оптического качества прозрачных сред, основан на записи изображений в режиме двухволнового взаимодействия в реверсивной, фоточувствительной среде [1]. Данный метод позволяет реализовать режим двух экспозиционной интерферометрии и режим записи изображений в режиме усиления, что обеспечивает получение четких, контрастных изображений фазовых дефектов. Метод является неразрушающим и дает контрастное изображение оптических неоднородностей на уровне  $10^{-5}$ / см и может быть использован для исследования объектов толщиной от долей мм до сотен мм без предъявления высоких требований к плоскопараллельности поверхностей исследуемых образцов. Режим усиления изображений позволяет детально исследовать тонкую структуру дефектов в материале, и очень важен для исследования оптически плотных и фоточувствительных материалов. Метод может быть использован для исследования фазовых неоднородностей в любых прозрачных средах: кристаллах, стеклах, прозрачной керамике.

В работе исследованы дефекты структуры, возникающие в кристаллах ниобата лития, ниобата бария-стронция, молибдата бария, волфрамата бария, молибдата стронция, фторидов стронция и бария в различных условиях кристаллизации и послеростовой термической обработки. Исследована прозрачная фторидная керамика и волноводные структуры, полученные на ее основе методом горячего прессования. Изучена реальная структура оптического стекла.

[1] Н.В.Богодаев, Л.И.Ивлева, П.А.Лыков, В.В.Осико, А.А.Гордеев // Кристаллография, 2010, т.55, №6, с.1060-1065

# СТРУКТУРНЫЕ И ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ХАЛЬКОГЕНИДОВ ВИСМУТА И СУРЬМЫ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РКУП

**Богомолов Д.И., Бублик В.Т., Табачкова Н.Ю.**

***Национальный Исследовательский Технологический Университет «МИСиС», Москва, Россия***  
[\*\*\*bogden@misis.ru\*\*\*](mailto:bogden@misis.ru)

Термоэлектрические материалы работают в условиях переменных температурных градиентов, поэтому твердые растворы на основе халькогенидов висмута и сурьмы, полученные методом кристаллизации из расплава недостаточно механически устойчивы, так как легко разрушаются по плоскостям спайности, что сказывается на сроках службы охлаждающих модулей. Поэтому в настоящее время интерес вызывают термоэлектрические мелкозернистые материалы, которые более механически прочные, чем материалы полученные кристаллизацией из расплава, а увеличение термоэлектрической эффективности, в них можно достичь за счет уменьшения решеточной теплопроводности в результате возрастания рассеяния фононов на границах зерен и структурных дефектах внутри зерен. Одним из способов получения мелкозернистых термоэлектрических материалов является равноканальное угловое прессование (РКУП).

Процесс РКУП проводился при различных температурных режимах для материала  $\text{Bi}_{0.5}\text{Sb}_{1.5}\text{Te}_3$  р-типа проводимости: от  $360^\circ\text{C}$  до  $450^\circ\text{C}$ . При реализации РКУП заготовка продавливалась в специальной оснастке через 3 канала, пересекающихся под углом  $90^\circ$ .

По данным рентгеновской дифрактометрии наиболее благоприятная текстура наблюдается на образцах, полученных при температурах  $380\text{--}400^\circ\text{C}$ . Судя по изменению интенсивности дифракционных линий при температуре  $425^\circ\text{C}$  начинается процесс первичной рекристаллизации, который сопровождается уменьшением объема зерен с благоприятной ориентировкой и увеличению доли нетекстурованного материала. Начиная с температуры  $425^\circ\text{C}$  в материале появляются поры, количество и размеры которых увеличивается с увеличением температуры РКУП.

Данные электрофизических параметров приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Электрофизические свойства материала  $\text{Bi}_{0.5}\text{Sb}_{1.5}\text{Te}_3$  р-типа проводимости в зависимости от температуры РКУП

Т прессования, $^\circ\text{C}$		$\sigma$ , $\text{Ом}^{-1}\text{см}^{-1}$	$\alpha$ , $\text{мкВ/К}$	$\sigma \cdot \alpha^2$ , $\text{мкВт} \cdot \text{К}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$	$Z \cdot 10^{-3}$ , $\text{K}^{-1}$
360	0.59 $\Gamma_{\text{пл}}$	765	220	36,4	3.1
380	0.62 $\Gamma_{\text{пл}}$	940	210	41,5	3.3
400	0.65 $\Gamma_{\text{пл}}$	940	200	38,0	3.2
425	0.70 $\Gamma_{\text{пл}}$	1040	190	36,8	3.1
450	0.74 $\Gamma_{\text{пл}}$	1135	180	35,5	3.1

Оптимальная температура РКУП для материала р-типа проводимости соответствует  $380^\circ\text{C}$  по данным структурных и электрофизических параметров. При данной температурном режиме РКУП получается материал без пор и трещин с размером зерна до  $10 \text{ мкм}$  и четко выраженной благоприятной текстурой. Величина термоэлектрической эффективности при температуре РКУП  $380^\circ\text{C}$  составляет  $3.3 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$ .

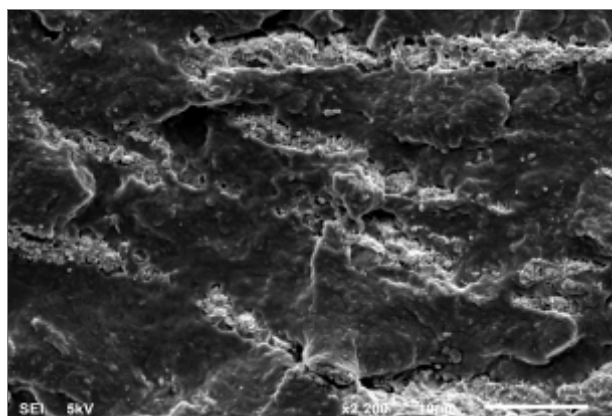
## КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ПОЛИМЕРНОЙ ОСНОВЕ ДЛЯ СРЕДСТВ ИНДИВИДУАЛЬНОЙ ЗАЩИТЫ

**Бойков А.А., Чердынцев В.В., Гульбин В.Н.**  
*НИТУ «МИСиС», Москва, Россия, boykovandrew@gmail.com*

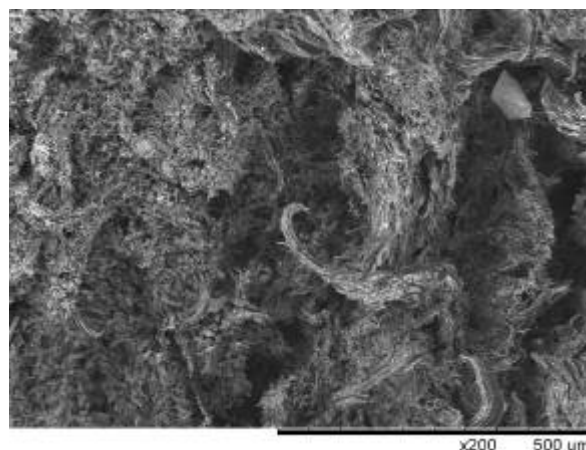
Композиционные материалы на полимерной основе обладают высокой устойчивостью к химическим и механическим воздействиям, определяемыми типом наполнителя. Использование нанопорошков тяжелых металлов, таких как нанопорошок вольфрама, в качестве наполнителя и дисперсного упрочнителя позволяет придать композиту рентгенозащитные и высокие механические свойства, поэтому подобные материалы активно исследуются.

Максимальными радиационно-защитными свойствами наблюдаются у композитов с предельным наполнением, однако большое количество наполнителя отрицательно сказывается на механических свойствах композиционного материала за счет ослабления полимерных связей. Таким образом различное количество наполнителя обеспечивает различный баланс степени защиты и механических свойств.

Еще одним немаловажным фактором для обеспечения высоких механических свойств является способ введения наполнителя в полимерную матрицу. Для композитов, которые получались путем обычного смешения, наблюдались низкие показатели прочности на разрыв по сравнению с исходным полимерным материалом, как видно на рисунке 1а в материале преобладает хрупкий излом. При механохимическом синтезе были получены образцы с высокими механическими свойствами, как видно на рисунке 1б в материале преобладает пластическая деформация.



а



б

Рисунок 1 – а) излом материала после испытаний на растяжение полученного путем смешения в мельнице ИКА 20; б) излом материала после испытаний на растяжение полученного путем механохимического синтеза в планетарной шаровой мельнице Fritsch Pulverisette 5.

## ОБРАЗОВАНИЕ АТОМНЫХ КОМПЛЕКСОВ В ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН - ПЕРВАЯ СТАДИЯ РАСПАДА ПЕРЕСЫЩЕННЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ

**Борис Бокштейн**  
НИТУ – МИСиС, Москва, РФ. [bokstein@mail.ru](mailto:bokstein@mail.ru)

Атомное взаимодействие в границах зерен ведет к образованию комплексов в двух- и многокомпонентных твердых растворах. Обычно такой эффект наблюдается в системах с ограниченной растворимостью и предшествует образованию промежуточных фаз AmBn типа. Особый интерес вызывает этот процесс в границах зерен. Термодинамическое описание образования комплексов в границах зерен основано на модели ассоциированных твердых растворов.

Прямое экспериментальное исследование атомных комплексов практически невозможно виду их малости (несколько атомов). Тем не менее, косвенные экспериментальные данные и данные компьютерного моделирования подтверждают существование комплексов.

Согласно Гутману, который первым ввел представление об атомных комплексах, комплекс представляет собой двумерное (2Д) соединение с химическим составом таким же, как состав ближайшей фазы по фазовой диаграмме соответствующей системы (Cu-Sb, Sn-Bi и др.) Результаты компьютерного моделирования подтвердили, что химические связи в комплексе напоминают связи в объемной фазе ( $Fe_3P$  в системе Fe-P,  $Ni_2S$  – в системе Ni-S). Недавно было показано, что Fe атомы в сплаве Al с 2.5 ат.% Fe образуют комплексы типа  $Fe_2$  в симметричной границе зерна (100) и что координационное число Fe – Fe близко к 1, что намного больше, чем при случайном распределении. На основе Мёссбауэровских данных было также показано, что атомная доля железных атомов в наиболее обогащенном ими слое вблизи границы зерна в системе Al – Fe очень близка к составу  $Fe_{13}Al_4$  - ближайшего интерметаллида в объеме

## ПРОЦЕССЫ ПЕРЕКЛЮЧЕНИЯ НИОБИЙСОДЕРЖАЩИХ КРИСТАЛЛОВ ТИТАНАТА БАРИЯ

**Большакова Н.Н., Большакова О.В., Иванов В.В., Черешнева Н.Н.**  
Тверской государственный университет, Тверь, Россия. [d000178@tversu.ru](mailto:d000178@tversu.ru)

Широкое применение кристаллов титаната бария в качестве пирозлектрических датчиков и преобразователей инфракрасного излучения требует детального изучения их физических свойств, которые существенно зависят от разного рода дефектов. Целью настоящей работы являлось исследование процессов перестройки сегнетоэлектрической и сегнетоэластической доменной структуры ниобийсодержащих монокристаллов титаната бария в электрических полях.

Известно, что поляризационно-оптическим методом фиксируется перестройка сегнетоэластической доменной структуры кристаллов. Реориентация  $180^\circ$ -доменов в направлении [001] этим методом не визуализируется. Поэтому процессы полного переключения кристаллов  $\text{BaTiO}_3: \text{Nb}^{5+}$  изучены методом эффекта Баркгаузена.

В работе исследовалось влияние все возрастающего электрического поля, приложенного к образцу в направлении [001], на доменную структуру чистого и ниобийсодержащего кристаллов  $\text{BaTiO}_3$ . Примесь  $\text{Nb}^{5+}$  составляла 0,1; 0,3; 0,9 мол.%

Установлено, что с увеличением приложенного к образцу поля от 0 до  $10 \text{ кВ}\cdot\text{см}^{-1}$  число скачков переполаризации возрастает, что свидетельствует о переключении доменов в направлении поля. С дальнейшим ростом поля эти процессы становятся менее интенсивными. Для образцов  $\text{BaTiO}_3: \text{Nb}^{5+}$  ( $c=0$ ;  $c=0,3$ ;  $c=0,9$  мол. %) процесс поляризации в направлении поля практически заканчивается в полях  $E \approx 25 \text{ кВ}\cdot\text{см}^{-1}$ , а  $\text{BaTiO}_3: \text{Nb}^{5+}$  ( $c=0,1$  мол.%) - в существенно меньших полях  $E \approx 12 \text{ кВ}\cdot\text{см}^{-1}$ . Это можно объяснить различной величиной коэрцитивных полей для этих кристаллов, составляющих 6,3; 1,1; 5,8; 2,1  $\text{кВ}\cdot\text{см}^{-1}$  для концентраций  $\text{Nb}^{5+}$  ( $c=0$ ;  $c=0,1$ ;  $c=0,3$ ;  $c=0,9$  мол. %) соответственно.

Результаты оценки размера ( $\Delta P_{\text{ср.}}$ ), длительности ( $\tau_{\text{ср.}}$ ) скачка; переключающегося при одном скачке объема ( $\Delta V_{\text{ср.}}$ ); доли общих объемов образцов, переполаризующихся при одном скачке ( $\beta$ ) и при прохождении кривой поляризации ( $\eta$ ), для исследуемых кристаллов представлены в таблице.

$d, 10^{-3} \text{ см}$	$c, \text{ мол. \%}$	$\Delta P_{\text{ср.}}, 10^{-14} \text{ Кл}\cdot\text{см}$	$\Delta V_{\text{ср.}}, 10^{-9}, \text{ см}^3$	$\tau_{\text{ср.}}, \text{ мкс}$	$\beta, 10^{-4} \%$	$\eta, \%$
12	0	1,0	0,8	0,4	0,5	2,0
30	0,1	1,3	1,1	0,3	0,2	1,0
12	0,3	0,8	1,05	0,4	0,7	2,5
14	0,9	1,2	1,1	0,4	0,7	9,0

При исследовании процессов переключения кристаллов  $\text{BaTiO}_3: \text{Nb}^{5+}$  во всевозрастающих электрических полях фиксировалось время перестройки доменной структуры. При изменении электрического поля от 0,1 до  $4 \text{ кВ}\cdot\text{см}^{-1}$  время переключения сегнетоэлектрической структуры возрастает от 0,1 до (250-350) с. С дальнейшим ростом поля до  $16 \text{ кВ}\cdot\text{см}^{-1}$  оно существенно уменьшается. Визуально наблюдаемая доменная структура перестраивается значительно быстрее. Изменения сегнетоэластической доменной структуры в указанных выше полях заканчиваются за (6-10) секунд.



## ВЗАИМОСВЯЗЬ МЕЖДУ ЭВОЛЮЦИЕЙ СТРУКТУРЫ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ ПОКРЫТИЙ Mo-C-N-Ag ПРИ НАГРЕВЕ

**Бондарев А.В., Кирюханцев-Корнеев Ф.В., Штанский Д.В.**

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
119049, Россия, Москва, Ленинский проект, 4  
[abondarev88@gmail.com](mailto:abondarev88@gmail.com)*

Во многих механических системах, материалы подвергаются трению и износу, что приводит к значительным энергетическим потерям и снижению эффективности их работы. В настоящее время наблюдается устойчивая тенденция, направленная на отказ от использования жидких смазок в трибосистемах, что обусловлено как ограничением их характеристик в широком интервале температур и агрессивных сред, так и все возрастающими требованиями к охране окружающей среды. Использование новых видов твердых самосмазывающихся покрытий позволит отказаться повысить эксплуатационные характеристики механических систем за счет расширения их функциональных возможностей, увеличения срока службы и снижения потерь энергии. Одним из эффективных путей снижения коэффициента трения при сохранении высокой твердости и износостойкости является разработка наноконпозиционных покрытий, в которых каждая структурная составляющая играет определенную роль. Достижение необходимого комплекса свойств в широком температурном диапазоне возможно за счет разработки многокомпонентных покрытий с несколькими функциональными структурными составляющими, что позволит изменять фазовый состав в области трибоконтакта при нагреве за счет диффузии, окисления или химического взаимодействия компонентов.

В работе представлены результаты разработки и исследований покрытия Mo-C-N-Ag, полученных комбинированным методом магнетронного распыления элементных мишеней (графит, молибден) и ионным распылением серебра. Результаты структурных исследований, проведенные методами рентгенофазового анализа (РФА), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и спектроскопии комбинационного рассеяния света показали, что при осаждении при оптимальных параметрах осаждения в покрытиях формируется многофазная структура, состоящая из с-MoN, h-Mo<sub>2</sub>C, Ag, Mo, и а-C. Твердость покрытий составляла порядка 16 ГПа, а модуль упругости – 360 ГПа. Покрытия продемонстрировали коэффициент трения менее 0,4 в диапазонах температур 25 – 250 °С и 400 – 700 °С. Значения приведенного износа покрытий, полученные в результате трибологических испытаний при дискретных температурах, составляли  $0,54 \cdot 10^{-6}$  (25 °С),  $3,8 \cdot 10^{-6}$  (500 °С) и  $33,0 \cdot 10^{-6}$  мм<sup>3</sup>/Нм (700 °С). Низкий коэффициент трения при комнатной температуре объясняется присутствием в составе покрытия свободного углерода. Резкое снижение коэффициента трения при температуре 400 °С связано с образованием оксида молибдена, выполняющего роль высокотемпературной твердой смазки. На поверхности покрытия при температуре 500 °С образуются фазы молибдата серебра Ag<sub>2</sub>Mo<sub>4</sub>O<sub>13</sub> и частицы серебра, которые обеспечивают низкий коэффициент трения при дальнейшем росте температуры. Снижение коэффициента трения при 600 °С может быть связано с плавлением фазы Ag<sub>2</sub>Mo<sub>4</sub>O<sub>13</sub> при температуре выше 528 °С. Методом РФА покрытий при их нагреве до 700 °С и охлаждении установлена взаимосвязь между трибологическими свойствами покрытий и их структурой.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (Соглашение №14-19-00273)

# СТРУКТУРА И ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ ТВЕРДЫХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ, СТАБИЛИЗИРОВАННОГО ОКСИДАМИ ИТТРИЯ И СКАНДИЯ

*Борик М.А.<sup>1</sup>, Бублик В.Т.<sup>3</sup>, Бредихин С.И.<sup>2</sup>, Кулебякин А.В.<sup>1</sup>, Курицына И.Е.<sup>2</sup>, Ломонова Е.Е.<sup>1</sup>, Мызина В.А.<sup>1</sup>, Милович Ф.О.<sup>3</sup>, Серяков С.В.<sup>3</sup>, Табачкова Н.Ю.<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>*Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва*

<sup>2</sup>*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка*

<sup>3</sup>*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва*  
[ntabachkova@gmail.com](mailto:ntabachkova@gmail.com)

Циркониевая керамика, стабилизированная оксидом скандия, имеет повышенную ионную проводимость по сравнению с широко применяемым в настоящее время твердым электролитом  $ZrO_2-Y_2O_3$ , что позволяет существенно понизить рабочую температуру электрохимического устройства при сохранении высокой проводимости твердого электролита.

Целью настоящей работы являлось исследование структурных и электрофизических характеристик кристаллов твердых растворов  $ZrO_2-Y_2O_3$  и  $ZrO_2-Sc_2O_3$ , полученных методом направленной кристаллизации расплава. Выращивание кристаллов в широком диапазоне составов с содержанием оксида скандия (3.5–11.0 мол.%) или оксида иттрия (2.0–12.0 мол.%) проводили на высокочастотной установке «Кристалл 407» в холодном тигле диаметром 130 мм.

Установлено, что для кристаллов  $ZrO_2-(2.0-12.0)$  мол.%  $Y_2O_3$  фазовый состав кристаллов менялся в зависимости от содержания  $Y_2O_3$ : 2.0 мол.% - преимущественно тетрагональная трансформируемая фаза (t) с небольшим содержанием моноклинной (m); 2.5 – 5.0 мол.%  $Y_2O_3$  – смесь тетрагональных трансформируемой (t) и нетрансформируемой (t') фаз; 6.0 - 7.0 мол.%  $Y_2O_3$  - смесь нетрансформируемой t' и кубической фаз; 8.0 мол.%  $Y_2O_3$  и выше - кубическая фаза со структурой флюорита. Измерены параметры и объемы кристаллической решетки разных фаз в зависимости от концентрации  $Y_2O_3$ . Для кристаллов  $ZrO_2-(3.5-11.0)$  мол.%  $Sc_2O_3$  определен фазовый состав в зависимости от концентрации  $Sc_2O_3$ : 3.5 мол.% - смесь тетрагональной и моноклинной фазы; 6.0 мол.% - только тетрагональная фаза; 9.0 мол.% – смесь тетрагональной и ромбоэдрической фаз; 11.0 мол.% – только ромбоэдрическая фаза. Методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) прослежена эволюция двойниковой структуры синтезированных кристаллов. Приведены также данные по микротвердости и трещиностойкости кристаллов.

Исследовано влияние концентрации стабилизирующего оксида на ионную проводимость и энергию активации кристаллов и показано, что в случае  $Y_2O_3$  максимальной проводимостью в области температур 800–900°C обладают кристаллы с 8.0 мол.%  $Y_2O_3$ . Кристаллы, с тетрагональной структурой, содержащие от 2.0 до 7.0 мол.%  $Y_2O_3$ , имеют максимум проводимости для кристаллов с концентраций 2.8–3.2 мол.%  $Y_2O_3$ , величина которой уступает проводимости кристаллов с содержанием оксида иттрия 8.0 мол.% почти в 2 раза. Исследованы электрофизические свойства кристаллов с содержанием оксида скандия 6.0, 8.0 и 11.0 мол.%. Величина проводимости этих кристаллов практически одинакова с проводимостью кристаллов диоксида циркония стабилизированного 8.0 мол.%  $Y_2O_3$ .

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ офи\_м, № проекта № 14-29-04081.

## ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ АМОРФНОГО ФУЛЛЕРИТА C<sub>60</sub> С АУСТЕНИТНЫМ СПЛАВОМ

Борисова П.А.<sup>1</sup>, Блантер М.С.<sup>2</sup>, Бражкин В.В.<sup>3</sup>,  
Соменков В.А.<sup>1</sup>, Филоненко В.П.<sup>3</sup>, Шуклинов А.В.<sup>4</sup>

<sup>1</sup>НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия.

<sup>2</sup>Московский государственный университет приборостроения и информатики, Москва,  
Россия, [mike.blanter@gmail.com](mailto:mike.blanter@gmail.com).

<sup>3</sup>Институт физики высоких давлений РАН, Троицк, Россия.

<sup>4</sup>Тамбовский государственный университет, Тамбов, Россия.

Для создания металл-матричных композитов с углеродными нанотрубками, фуллереном или графеном необходимо исследовать взаимодействие различных металлов и сплавов с этими углеродными материалами при высоких температурах и высоких давлениях. В настоящей работе исследовано взаимодействие механоактивированного фуллерена C<sub>60</sub> с аустенитным железо-никелевым сплавом (33.2 масс.% Ni) при давлениях 2-8 ГПа и температурах до 1200°С.

Структурные изменения в металлической матрице и в углеродной фазе исследовались методом дифракции нейтронов, наиболее подходящим для локализации легких атомов в присутствии тяжелых и исследовать весь объем неоднородного спеченного образца. Аморфный фуллерит C<sub>60</sub> (99.5%) был получен механоактивацией в шаровых мельницах типа Fritschi и в этой же мельнице смешивался с порошком сплава (25 ат.% фуллерита). В получаемом порошке сплав оставался в кристаллическом состоянии. Спекание проводилось в камере высокого давления тороидального типа. Синтезированные образцы исследовались при комнатной температуре после снятия давления.

Микроструктура полученных композитных образцов состояла из полос металлической и углеродной составляющей, расположенных перпендикулярно направлению приложения давления. В результате спекания происходили превращения как в металлическом сплаве, так и в углеродной составляющей. В сплаве сохранялась аустенитная структура и растворялся углерод в количествах 0.35- 1.5 масс.% (оценка по изменению периода решетки) и выделялся легированный цементит (Fe,Ni)<sub>3</sub>C. Микротвердость и сопротивление наноиндентированию металлической составляющей существенно возросли. При этом наблюдался барический эффект: с повышением давления растворимость углерода, микро- и нанотвердость уменьшались. Это объясняется тем, при растворении углерода объем возрастает и повышение давления препятствует этому процессу. В металлической компоненте наблюдается также аномальное различие микротвердости и твердости при наноиндентировании: вторая на порядок больше. Это может быть вызвано протеканием мартенситного превращения под действием высоких напряжений под наноиндентором.

В углеродной составляющей (аморфном фуллерите) также происходят фазовые превращения, приводящие к образованию аморфного и кристаллического графита, причем в композите они проходят при более низких температурах, чем в чистом фуллерите. Микротвердость углеродной составляющей оказывается в 2-3 раза выше микротвердости металлической составляющей и упругий возврат при наноиндентировании составляет 20-50%, что позволяет рассматривать такую углеродную фазу перспективной составляющей металл-матричных композитов.

*Работа поддержана РФФИ по гранту 13-02-00208а.*

# РОЛЬ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МЕХАНИЧЕСКИ АКТИВИРОВАННОГО ГРАФИТА В РЕАКЦИИ ЕГО ТЕРМИЧЕСКОГО ОКИСЛЕНИЯ

**А.Б. Борунова, А.Н. Стрелецкий, В.А.Радциг, Д.Г.Перменов\***

Институт химической физики РАН, г.Москва, Россия

[aborunova@mail.ru](mailto:aborunova@mail.ru)

\*Институт химии и механики ЦНИИХИМ

Механоактивацию(МА) графита в высокоэнергонапряженных мельницах изучали методами низкотемпературной адсорбции (БЭТ), рентгеновской дифракции, комбинационного рассеяния, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии. МА графита можно разделить на две стадии [1]. На начальной стадии происходит разрушение частиц графита, увеличение мезо- и микропористости, в результате чего удельная поверхность увеличивается до 500 м<sup>2</sup>/г. На второй стадии механической обработки удельная поверхность и пористость уменьшаются. Это связано с процессами агрегации, визуализированные методами СЭМ и ПЭМ.

Окисление МА графита проводили в ячейке прибора синхронного термического анализа с масс-спектральным анализом газообразных продуктов. На рис. 1-3 приведены потеря веса при окислении, спектры рентгеновской дифракции и комбинационного рассеяния для одних и тех же образцов. Образец 1 соответствует исходному графиту МПГ, образец 2 – стадии роста удельной поверхности (Доза= 11 кДж/г, S<sub>уд</sub>=380м<sup>2</sup>/г), образец 3- стадии агрегирования (Доза= 54 кДж/г, S<sub>уд</sub> =250 м<sup>2</sup>/г). Видно, что легче всего окисляется образец 3, несмотря на то, что его удельная поверхность заметно ниже, чем у образца 2. Это связано, с тем, что механоактивация приводит к увеличению дефектности, что проявляется в спектрах рентгеновской дифракции (рис. 2) и в спектрах комбинационного рассеяния (рис. 3)

Кинетический анализ кривых потери массы позволил оценить эффективную энергию активации E и предэкспоненциальный множитель K<sub>0</sub> реакции окисления (в кинетическом режиме). Оказалось, что с увеличением дозы механоактивации величина E снижается от обычной величины 37.5 до 22 ккал/моль, при этом K<sub>0</sub> для всех образцов близок к 10 exp (-12) с<sup>-1</sup>.

Основным газообразным продуктом реакции является СО<sub>2</sub>. Количество СО в продуктах реакции окисления увеличивается с ростом дозы механоактивации.

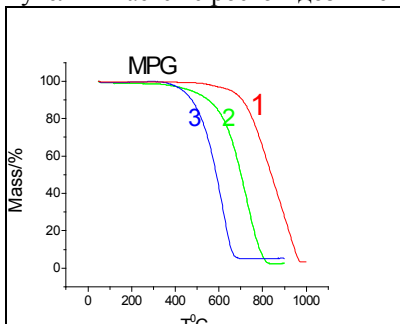


Рис.1. Потеря массы при окислении МА графита

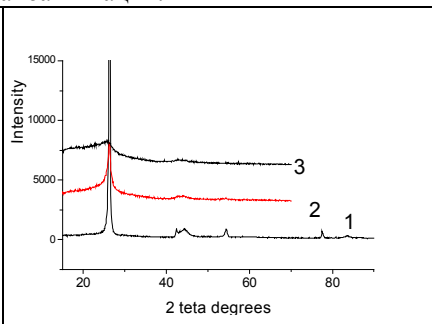


Рис.2.Спектры рентгеновской дифракции

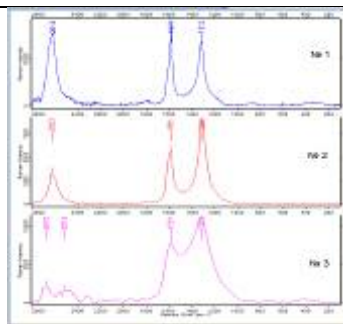


Рис.3.Спектры КР .

А.Б.Борунова,А.Н.Стрелецкий, Г.Д.Перменов, А.В.Леонов.Влияние дозы механической активации на дефектную структуру искусственного графита.Коллоидный журнал, 2015,т.77,№2,стр 134-143.

Благодарим РФФИ(грант 13-0-01124 и ПРАН№17 за финансовую поддержку , к.х.н Леонова А.В. , кф-мн Щеголихина А.Н. за помощь в отдельных измерениях

# СТРУКТУРНЫЕ ФАКТОРЫ ДВИЖЕНИЯ РОСТОВОЙ МЕЖЗЕРЕННОЙ ГРАНИЦЫ В БИКРИСТАЛЛАХ ЦИНКА

**Босин М.Е., Русскин В.М.**

*Гуманитарно-педагогическая академия, Харьков, Украина*

[bosin@yandex.ru](mailto:bosin@yandex.ru)

Бикристаллы цинка двойниковой ориентации выращивались из расплава методом направленной кристаллизации. Далее методом электроэрозионной резки вырезались образцы размером  $20 \times 10 \times 4 \text{ мм}^3$  для деформации простым сдвигом. Форма и кристаллографическая ориентация образцов показана на рис.1 При выбранном способе деформирования часть образца (с зерном А) закреплялась в неподвижном захвате деформационной машины, а другая часть (с зерном В) – в подвижном захвате, который перемещался со скоростью  $\dot{\gamma} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  вдоль направления двойникования  $[1\bar{1}0\bar{1}]$  при 300 К. При этом максимальное сдвиговое напряжение действовало в рабочей части образца в плоскости  $(1\bar{1}02)$ . На участке деформации  $\gamma = 0 \div 10^{-2}$  зависимость  $\tau(\gamma)$  линейна с коэффициентом упрочнения  $\theta = 36,4 \text{ МПа}$ . При напряжении сдвига  $\tau = 0,5 \text{ МПа}$  происходит резкое разупрочнение в виде скачка нагрузки  $\Delta P = 0,28 \text{ кгс}$ , с которым коррелирует перемещение межзеренной границы на величину  $h = 20 \mu\text{м}$ . Это хорошо видно на рис.2, где приведена микроскопическая картина плоскости  $(11\bar{2}0)$  образца. Видно, что межзеренная граница из своего исходного состояния  $(\Gamma_0\Gamma_0)$  переместилась в новое положение  $(\Gamma_1\Gamma_1)$ . Наблюдаются четкие полосы базисного скольжения, которые искривляют след от исходной границы  $\Gamma_0\Gamma_0$  и тормозятся границей  $\Gamma_1\Gamma_1$ , на которой линии

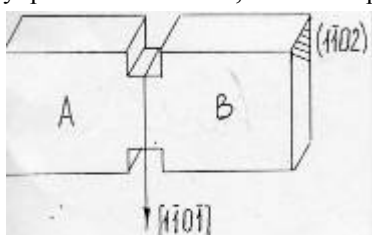
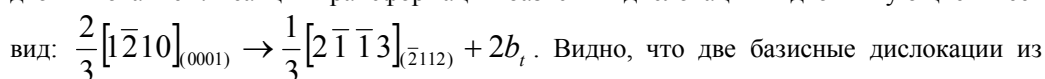


Рис.1

базисного скольжения зерна А встречаются с линиями базисного скольжения зерна В под углом  $\alpha = 94^\circ$ , что соответствует расчетному углу. Можно оценить величину двойникового сдвига  $\Delta\gamma = \frac{\Delta P}{kl}$ , где  $k$  – жесткость деформационной машины,  $l$  – ширина рабочей части образца. Вычисления дают  $\Delta\gamma = 0,54 \cdot 10^{-3}$ . Полученное значение  $\Delta\gamma$  показывает неплохое согласие с вычисленным  $\Delta\gamma$ . Это означает, что эффект разупрочнения на деформационной кривой обусловлен движением ростовой двойниковой границы бикристалла, т.е. механическим двойникованием. Реакция трансформации базисных дислокаций в двойникующие имеет вид:



Видно, что две базисные дислокации из одного зерна образца трансформируются на границе в две двойникующие и одну пирамидальную во втором зерне бикристалла. Значение двойникового сдвига, значение напряжения начала движения двойниковой границы хорошо согласуются с теоретическими значениями. Далее вычислено количество двойникующих дислокаций,

приведших к смещению границы  $N = 5 \cdot 10^4$ , нормальная скорость движения границы  $V_n = 2 \cdot 10^{-2} \text{ м/с}$ , другие параметры, полезные для анализа источников двойникующих дислокаций.

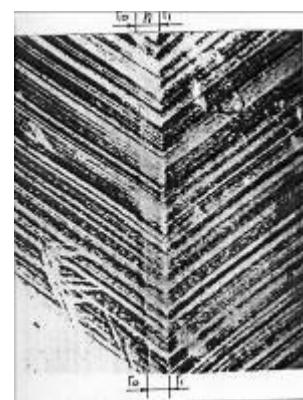


Рис.2

# ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ РЕЖИМАХ НАГРУЖЕНИЯ

**И.Г. Бродова<sup>1</sup>, А.Н. Петрова<sup>1</sup>, С.В. Разоренов<sup>2,3</sup>, О.П. Плехов<sup>4</sup>, Е.В. Шорохов<sup>5</sup>**

<sup>1</sup>*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия*

<sup>2</sup>*Институт проблем химической физики РАН, г. Черноголовка, Россия*

<sup>3</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия*

<sup>4</sup>*Институт механики сплошных сред УрО РАН, г. Пермь, Россия*

<sup>5</sup>*РФЯЦ-ВНИИТФ, ул. Васильева, 13, а. я. 245, г. Снежинск, Россия*

[brodova@imp.uran.ru](mailto:brodova@imp.uran.ru)

Существующие экспериментальные данные о поведении металлов и сплавов, полученные в условиях высоких скоростей деформирования, показывают, что дефекты структуры и размер зерна могут, как увеличивать, так и уменьшать значения динамических механических характеристик материалов, в частности, предела текучести и прочность на разрыв. В связи с этим, изучение механизмов деформации и немонотонной зависимости предела текучести при изменении размера зерна от микронного к наноразмерному, а также при переходе от квазистатической к высокоскоростной деформации, остаётся актуальным.

В данной работе представлены результаты по измерению динамических характеристик в широком диапазоне скоростей деформирования (от  $10^{-3}$  до  $10^6$  с<sup>-1</sup>) алюминиевых сплавов (В95, АМц, 5083) с разным размером зерна от микронного до субмикронного масштаба. Материалы с субмикрокристаллической (СМК) структурой (200-600 нм) получены динамическим канально-угловым прессованием (ДКУП) при скорости деформирования  $\dot{\epsilon} = 10^5$  с<sup>-1</sup>, реализуемой за счет использования импульсного источника энергии. Прочностные и пластические свойства определяли при комнатной температуре в условиях одноосного статического растяжения на разрывной машине ZWICK/Roell Z050 при  $\dot{\epsilon} = 10^{-3}$  с<sup>-1</sup>, квазистатического сжатия по методу Кольского с использованием разрезного стержня Гопкинсона при  $\dot{\epsilon} = 4 - 6 \times 10^3$  с<sup>-1</sup> и при ударно-волновом нагружении с  $\dot{\epsilon} = (1.2 \div 3) \times 10^5$  с<sup>-1</sup>. Проведённые эксперименты показали, что измельчение структуры приводит к повышению твердости сплавов в 1,5-2 раза и условного предела текучести при статическом растяжении в 2-2,5 раза уже при одном, двух циклах ДКУП. В интервале квазистатического сжатия получены немонотонные скоростные зависимости предела текучести сплавов с различной структурой. В частности, для Al-Zn-Mg-Cu сплава с развитой фрагментированной СМК структурой в интервале  $\dot{\epsilon} = 4-6 \times 10^3$  с<sup>-1</sup> наблюдается обратная скоростная зависимость предела текучести. Установлено, что динамический предел текучести в СМК материалах сильно зависит от состава и степени дефектности структуры, и его значения по сравнению с крупнокристаллическими аналогами выше в 1.1-1.7 раза, при этом, значения откольной прочности изменяются незначительно от 1.32 до 1.36 ГПа. Установлено, что упрочняющий эффект ДКУП сохраняется при всех скоростях деформирования. Это обусловлено повышенным начальным уровнем запасённой в результате ДКУП упругой энергии деформации, вследствие суммарного действия механического простого сдвига и ударной волны. Рассмотрены возможные причины немонотонного изменения напряжения течения с ростом скорости деформации.

Данная работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» №01201463333 при поддержке РФФИ (проект № 15-02-03225).

## КРИСТАЛЛЫ АЛМАЗА С НЕТАНГЕНЦИАЛЬНО РАСТУЩИМИ ГРАНЯМИ {100}, ПОЛУЧЕННЫЕ ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ

Бульенков Н.А., Желиговская Е.А., Блаут-Блачев А.Н.

*Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН, Москва, Россия*  
*e-mail: Imm@phycbe.ac.ru*

Рост кристаллов алмаза из газовой фазы происходит в существенно неравновесных условиях, поэтому механизм их роста отличается от тангенциального по граням {111}, соответствующего квазиравновесным условиям. По этой причине полученные кристаллы будут иметь сложное внутреннее строение и принимать различные внешние формы, что будет отражать условия их роста (температура, давление, тип подложки и т.д.). В частности, для таких кристаллов характерно наличие граней {100}, которые не могут быть образованы по классическому тангенциальному механизму роста, так как для такого механизма роста необходимо наличие на грани периодических цепочек связей (ПЦС), распространяющихся вдоль нее по крайней мере в двух направлениях, что в алмазе отсутствует.

Известно по крайней мере три типа кристаллов алмаза с гранями {100}, полученных из газовой фазы. Это стопки из пластин {100} квадратной формы толщиной меньше микрона [1], балласовидные кристаллы сферической формы, у которых присутствует несколько кубических граней с признаками начинающегося на них двойнирования, и кубооктаэдрические кристаллы с хорошо развитыми кубическими гранями. Структурные механизмы роста кристаллов первых двух типов требуют дальнейшего изучения, а в докладе подробно рассмотрен механизм роста кристаллов третьего типа – выросших из газовой фазы и имеющих кубооктаэдрический габитус.

Отметим, что кристаллы алмаза кубооктаэдрического габитуса могут расти и в квазиравновесных условиях по тангенциальному механизму, но тогда площадь их граней {111} со временем будет увеличиваться, а граней {100} – уменьшаться. В рассматриваем же нами случае неравновесного роста, наоборот, в процессе роста увеличивается площадь граней {100}, а грани {111} могут даже исчезнуть, что выразится в кубической морфологии кристалла.

В рассматриваемом случае кубические грани не атомно-гладкие, а имеют слоисто-ступенчатое строение, причем слои имеют ярко выраженные торцы и часто развиваются по спирали. По-видимому, эти спирали соответствуют геликоидам с осью вдоль  $\langle 100 \rangle$ , вероятность появления которых в неравновесных условиях довольно велика. Грани, соответствующие торцам, имеют ПЦС и поэтому могут зарастать от основания до полной высоты ступеньки довольно быстро. За счет этого происходит продвижение торцов слоев вдоль грани {100}. Таким образом, грань {100} растет по квазитангенциальному механизму не за счет ПЦС, параллельных этой грани, а за счет быстрого роста граней торцов и, соответственно, продвижению их вдоль {100}.

[1] Б.В. Спицын, А.Ф. Белянин, Н.А. Бульенков, В.М. Ривилис. Строение и механическая обработка слоев алмаза, выращенных из газовой фазы // Техника средств связи, сер. ТПО. 1987. Вып. 1. СС. 61–70.

## «МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СОПРОТИВЛЕНИЕ КОРРОЗИИ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ РЗМ»

**Буржанов А.А., Алексеева Л.Е., Филиппов Г.А.**  
**ФГУП ЦНИИчермет им. И.П.Бардина, [lab@bk.ru](mailto:lab@bk.ru), [iqs12@yandex.ru](mailto:iqs12@yandex.ru)**

Известно, что метастабильные стали типа 23X15H5CM3Г применяются для изготовления ответственных изделий вертолетной техники, работающий в жестких условиях эксплуатации: воздействие циклических нагрузок и коррозионно-активных сред. В связи с этим, поиск путей повышения усталостной прочности и коррозионной стойкости такого типа сталей является важной практической задачей.

В настоящей работе проведено исследование влияния микролегирования РЗМ коррозионностойкой стали с метастабильным аустенитом на структуру, стандартные механические свойства, стойкость к общей и питтинговой коррозии, коррозионное растрескивание под напряжением (КРН).

Металлографическими исследованиями установлено, что у стали типа 23X15H5CM3Г микролегированной РЗМ средний размер зерна (17 мкм), что в двое меньше, чем у стали без микролегирования (36 мкм).

Установлено, что механические свойства при испытании на растяжение стали микролегированной РЗМ выше как в подкате, так и в холоднокатаной ленте. Для подката: временное сопротивление  $\sigma_b$  выше на 24%, условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$  на 20% и относительное удлинение  $\delta$  на 184%. Для ленты: временное сопротивление  $\sigma_b$  выше на 7%, предел текучести  $\sigma_{0,2}$  на 25%, а относительное удлинение  $\delta$  на 70%. Уroveň механических характеристик ленты из стали выплавленной с использованием РЗМ превосходит технические требования по временному сопротивлению  $\sigma_b$  на 20%, а по относительному удлинению  $\delta$  в 2 раза (табл. 1).

Таблица 1 - Результаты испытаний на растяжение стали 23X15H5CM3Г без РЗМ и стали типа 23X15H5CM3Г с РЗМ

Сталь	Временное сопротивление ( $\sigma_b$ ), Н/мм <sup>2</sup>	Предел текучести ( $\sigma_{0,2}$ ), Н/мм <sup>2</sup>	Относительное удлинение ( $\delta$ ), %
Горячекатаный подкат h=3,0 (±0,2) мм			
без РЗМ	668	256	17,7
с РЗМ	830	309	50,3
Лента холоднокатаная толщиной h= 0,3(±0,2) мм			
без РЗМ	1648	1393	14,2
с РЗМ	1777	1737	24,1
Требования ТУ 14-1-4126-86 (на ленту холоднокатаную)			
-	1470	-	12

На основании результатов испытаний на склонность к коррозионному растрескиванию под напряжением установлено, повышение характеристик сопротивления КРН для стали микролегированной РЗМ выше.

Результаты испытаний на стойкость к питтинговой и общей коррозии показали, что микролегирование РЗМ не только обеспечивает стойкость к коррозии в 3%-ом растворе хлорид натрия (имитация морской воды) в горячекатаном состоянии, но и повышает ее на 25% по сравнению с базовой сталью, а при испытании в 10%-ом растворе железа трихлорида гексагидрата стойкость к питтинговой коррозии возрастает в 60 раз.

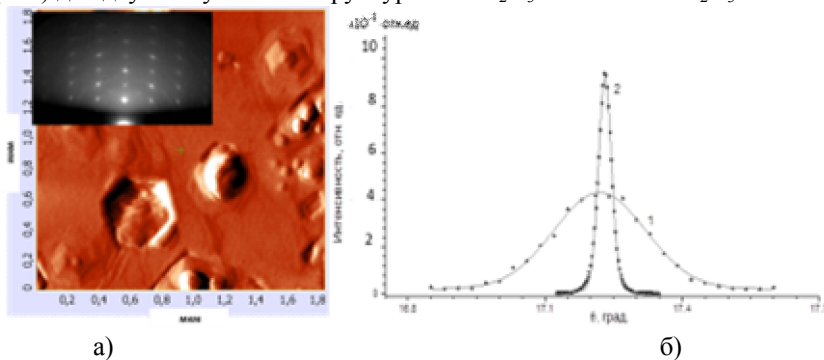
Таким образом, микролегирование стали типа 23X15H5CM3Г РЗМ повышает технологическую пластичность подката, прочность и пластичность готовой холоднокатаной ленты, а также сопротивление КРН и питтинговой коррозии.



## ЭПИТАКСИАЛЬНЫЙ РОСТ ПЛЕНОК ZnO/AlN НА ПОДЛОЖКАХ (0001) ЛЕЙКОСАПФИРА.

А.В.Буташин, А.Э. Муслимов, А.М. Клевачев, А.Л.Васильев, П.А.Просеков, Е.В.Ракова, В.М. Каневский. *Институт кристаллографии РАН, г. Москва, Россия. amuslimov@mail.ru*

В работе выполнена комплексная характеристика поверхности сапфировых подложек с ориентацией (0001), подвергнутых термохимической нитридации, и изучено ее влияние на морфологию и структуру гетероэпитаксиальных пленок ZnO, получаемых методом магнетронного распыления. Образцы представляли собой пластины  $Al_2O_3$  диаметром 50.8 мм и толщиной 0.43 мм, полированные химико-механическим способом. Термохимическую нитридацию подложек проводили при температуре 1450°C. ZnO осаждали на нитридизованные сапфировые подложки в камере магнетронного распыления при температуре 650°C. Измерялись кривые дифракционного отражения (КДО) эпитаксиальных слоев ZnO двух исследуемых образцов – с буферным слоем AlN (толщиной ~200 нм) и при его отсутствии. Из данных высокоразрешающей электронной микроскопии поперечного среза образца AlN/ $Al_2O_3$ , а также энергодисперсионного рентгеновского микроанализа, следовало, что на поверхности сапфировой подложки после термохимической нитридации образовалась сплошная пленка нитрида алюминия толщиной порядка 100 нм с четкой границей между слоем и подложкой AlN/ $Al_2O_3$ . По данным ДБЭ на отражение, на поверхности сапфировых подложек после термохимической нитридации присутствует монокристаллическая фаза AlN с гексагональной структурой типа вюртцита (рис. 1а, вставка), ориентированная плоскостью (0001) параллельно поверхности подложки и состоит из блоков с небольшим углом разориентации относительно друг друга. На рис. 1б представлены экспериментальные кривые дифракционного отражения эпитаксиальных пленок ZnO от плоскостей (002) для двух полученных структур ZnO/ $Al_2O_3$  и ZnO/AlN/ $Al_2O_3$ .



**Рис. 1.** АСМ – изображение поверхности (0001) сапфировой подложки после термохимической нитридации и ее электронограмма (вставка) (а); Экспериментальные кривые дифракционного отражения пленки ZnO от плоскостей (002): 1 – образца без буферного слоя AlN; 2 – образца с буферным слоем AlN. Интенсивность кривой 1 показана умноженной на 350 (б).

Из сравнения КДО видно, что в случае структуры ZnO/AlN/ $Al_2O_3$  интенсивность отражения от плоскости ZnO (002) значительно выше (в 800 раз), а полуширина кривой значительно меньше (в 7 раз), чем в случае ZnO/ $Al_2O_3$ . Работа поддержана РФФИ (грант №15-02-01197а) и Президиумом РАН (Программа фундаментальных исследований №1 «Наноструктуры: физика, химия, биология, основы технологий»).

## НОВЫЙ МЕТОД СВЕРХВЫСОКО-ЧАСТОТНОГО СИНТЕЗА МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ГРАНУЛ

**Бутусов Олег Борисович, Либерзон Роман Ефимович, Федосов Михаил Александрович**

1. Данная тематика исключительно актуальна при современном уровне технологий производства деталей машин и аппаратов новых поколений. Такие гранулы успешно применяются для механообработки широких классов различных деталей с целью придания деталям различных физико-механических свойств упрочнения поверхностных слоев, с целью весовой оптимизацией, санации поверхностей, а также с целью оптимизации технологических процессов.
2. Данная работа посвящена описанию разработки и проверки материалов матричного типа на основе пылевидных отходов химической промышленности в поле мощного электромагнитного излучения СВЧ диапазона. Приведенно описание подготовки камеры спекания СВЧ аппаратуры и производится выбор схемы эксперимента.
3. В работе использовалось отечественное оборудование - программируемая муфельная печь ПЛ\_20/12,5 фирмы "НАКАЛ", оборудованная волноводным вводом мощного СВЧ излучения сечением 45\*90 мм., а также контрольно-измерительное оборудование и аналитическая аппаратура: "INSTRON 3382", конфокальный сканирующий микроскоп "NANOFINDER S", электронном микроскопе "JED-2300" фирмы "JOEL".
4. Пробные испытания технологии СВЧ спекания нового материала уже на этом этапе выявили ее очевидные преимущества в сравнении с традиционной, но одновременно поставили ряд требующих решения технологических вопросов:  
Предлагаемый материал является хорошим поглотителем СВЧ энергии, и применение СВЧ технологии позволяет понизить температуру в рабочей камере 100-200 градусов; причем, с увеличением объема спекаемой массы гранул и уменьшением удельных потерь тепла из объема эта разница возрастает. Комбинированный технологический процесс становится менее энергоемким и экономически более выгодным.  
Снижение температуры в рабочей камере резко облегчает условия спекания и требования по жаропрочности и коррозионной стойкости к материалам стенок камеры.
5. Предлагаемый материал может с успехом использоваться в качестве дешевого в производстве и долговечного абразива. Технология получения нового материала на основе отходов химической промышленности позволит решить многие задачи пескоструйной обработки.

# ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В КВАРЦЕВОМ СТЕКЛЕ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ФЕМТОСЕКУНДНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ В ТЕПЛОМ КУМУЛЯТИВНОМ РЕЖИМЕ

**Бухарин М.А.<sup>1,2</sup>, Худяков Д.В.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Московский физико-технический институт (государственный университет)*

<sup>2</sup>*ООО «Относистемы»*

[mikhail.bukharin@phystech.edu](mailto:mikhail.bukharin@phystech.edu)

Под действием сильно сфокусированного фемтосекундного лазерного излучения внутри оптически прозрачных сред может наблюдаться эффект изменения показателя преломления [1]. Это явление носит перманентный характер и связано одновременно с тремя процессами: изменением плотности вещества, перестройкой химических связей и диффузией атомов из области фокусировки. Различают два типа фемтосекундной модификации прозрачных веществ: одноимпульсный и многоимпульсный (кумулятивный) [2]. В данной работе для получения уникальных характеристик обрабатываемой области было предложено использовать режим, в котором модификация показателя преломления достигалась не только под действием последовательности лазерных импульсов, но благодаря их воздействию в тепловом кумулятивном режиме. Его особенность заключалась в том, что период между двумя последовательными импульсами был меньше, чем характерное время рассеяния энергии, переданной фокальной области от предыдущего импульса. Таким образом, температура прозрачного материала вблизи фокуса оптической системы постепенно возрастала до величины, превышающей температуру плавления.

Экспериментально данный режим был реализован в кварцевом стекле под действием фемтосекундного лазера ( $\tau = 350$  фс) с высокой частотой следования импульсов (до 10 МГц). Структурные изменения в материале исследовались на основе методик Z-сканирования и количественной фазовой микроскопии.

Было показано, что в тепловом кумулятивном режиме вокруг центральной области с повышенным значением показателя преломления появляется область с его пониженным значением (относительно необработанного материала), достаточная для практических применений. Было также выявлено, что при неизменной частоте следования импульсов величина индуцированного показателя преломления немонокотонным образом зависит от энергии в лазерном импульсе, достигая своего максимального значения при некоторой средней энергии и уменьшаясь затем вместе с увеличением энергии вплоть до оптического пробоя вещества.

В настоящей работе впервые было дано описание причин, вызывающих особенности структурных изменений в кварцевом стекле, характерные для теплового кумулятивного режима воздействия. Описание основано на анализе совместного действия электрострикции, теплопроводности материала и эффекта самофокусировки лазерных импульсов. На основе обнаруженных эффектов были предложены перспективные направления использования теплового кумулятивного режима воздействия в области твердотельной интегральной оптики.

## Литература

1. *Femtosecond Laser Micromachining* / R. Osellame – London: Springer, 2012 – 481 с.
2. R.R. Gattass and E. Mazur, *Nature Photonics*, **2**, 219 (2008).

# ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ ОКСИДНОГО СЛОЯ, СФОРМИРОВАННОГО НА ПОВЕРХНОСТИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ОКСИДИРОВАНИЯ, НА АДГЕЗИОННЫЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

**М.Я. Бычкова<sup>1</sup>, М.И. Петржик<sup>1</sup>, А.Ерохин<sup>2,1</sup>, Е.А. Левашов<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

<sup>2</sup>Шеффилдский Университет, Шеффилд, Великобритания

[bychkova@shs.misis.ru](mailto:bychkova@shs.misis.ru)

Защитные оксидные слои, формируемые на поверхности алюминия и алюминиевых сплавов плазменно-электролитическими методами, нашли широкое применение в качестве функциональных покрытий, в том числе износостойких и коррозионностойких. В данной работе методами измерительного царапания и скольжения было изучено влияние толщины оксидных слоев, сформированных на поверхности алюминиевого сплава методом плазменно-электролитического оксидирования, на их механические (стойкость к царапанию) и трибологические (коэффициент трения, приведенный износ) свойства. В качестве объектов исследования были использованы пластины из алюминиевого сплава с поверхностными оксидными слоями расчетной толщиной 10, 20 и 30 мкм. Исследование образцов методом растровой электронной микроскопии позволило установить действительную толщину сформированных слоев, которая составила около 13, 20 и 28 мкм, соответственно.

Оценку стойкости сформированных оксидных слоев к царапанию осуществляли методом измерительного царапания алмазным конусным индентором типа Rockwell C с радиусом закругления 200 мкм при линейно нарастающей от 0,9 до 40,0 Н нагрузке. Установлено, что величина критической нагрузки, приводящей к локальному разрушению оксидного слоя (вскрытию подложки) составила 12,7 Н, 15,8 Н и 21,1 Н для образцов с толщиной оксидного слоя 13, 20 и 28 мкм, соответственно. Полное разрушение оксидного слоя (вскрытие подложки по всей ширине царапины) происходило при следующих критических нагрузках: 22,3 Н, 24,3 Н и 31,1 Н, соответственно. Таким образом, увеличение толщины оксидного слоя положительным образом сказывается на его стойкости к царапанию.

Трибологические испытания полученных оксидных слоев проводили методом измерительного возвратно-поступательного скольжения по схеме “стержень-пластина”. В качестве контртела использовали шарик диаметром 3 мм из спеченного оксида алюминия, неподвижно закрепленный в торце полого стержня. Прикладываемая нормальная нагрузка составляла 5 Н, пробег – 122 цикла для образца с толщиной оксидного слоя около 13 мкм и 20000 циклов для остальных образцов. По результатам трибоиспытаний, катастрофическое разрушение оксидного слоя толщиной 13 мкм при данных условиях испытаний происходило практически сразу (после 122 циклов). Приведенный износ данного образца составил около  $4,2 \cdot 10^{-3}$  мм<sup>3</sup>/Н·м. Два других образца с толщиной оксидного слоя 20 и 28 мкм выдержали 20000 циклов без вскрытия подложки и показали износ не более  $2,8 \cdot 10^{-6}$  мм<sup>3</sup>/Н·м. Средний коэффициент трения для всех указанных образцов составлял 0,47, 0,44 и 0,44, соответственно. Следовательно, увеличение толщины оксидного слоя свыше 13 мкм положительно влияет на износостойкость сформированных оксидных слоев, однако, не сказывается на величине коэффициента трения.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ по программе повышения конкурентоспособности НИТУ «МИСиС» среди ведущих мировых научно-образовательных центров на 2013–2020 гг (проект No. К2-2014-012)..*

# ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Al МЕТОДАМИ ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

<sup>1,2</sup>Васильев А.Л., <sup>1</sup>Пресняков М.Ю., <sup>1</sup>Колобылина Н.Н., <sup>2</sup>Иванова А.Г., <sup>3</sup>Бахтеева Н.Д.

<sup>1</sup>*Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт»,  
Москва, Россия*

<sup>2</sup>*Институт кристаллографии им.А.В.Шубникова РАН, Россия  
a.vasiliev56@gmail.com*

<sup>3</sup>*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия*

В 1988 году был открыт новый класс алюминиевых сплавов Al-PM-PM, где PM и PM - редкоземельный и переходный металлы, соответственно [1-3], отличающихся от традиционных сплавов необыкновенной способностью к формированию металлических стекол и наноразмерных композитов в широком диапазоне состава. При низких значениях плотности такие сплавы обладают уникальными механическими свойствами и, как это присуще алюминиевым сплавам, коррозионной стойкостью. Структура конечного нанокompозита зависит от условий технологической обработки - прецизионного отжига или интенсивной пластической деформации, которые определяют микроструктуру и фазовый состав материала и, в особенности, от интерметаллидов - включений с высокой твердостью и особой морфологией, которая может способствовать созданию армирующей сетки [4]. Методы просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), в особенности темнопольной просвечивающей растровой электронной микроскопии (ПРЭМ) при регистрации электронов, рассеянных на большие углы, электронной дифракции и микроанализа совместно с методами рентгенофазового анализа (РФА) и малоугловой рентгеновской дифракции позволяют определить фазовый состав и морфологические особенности аморфных и нанокристаллических сплавов и связать их микроструктурные и механические свойства. В работе представлены материалы по исследованию структуры сплавов на основе Al-Y-Ni, Al-Gd-Ni-Fe, Al-Ni-Fe-La как после их формирования (в аморфном состоянии), так и после отжига и интенсивной пластической деформации. Методами ПЭМ, ПРЭМ, энергодисперсионного рентгеновского микроанализа и РФА определена структура выделений Гинье-Престона в таких сплавах, двойных, тройных и четверных интерметаллидов, включая новые фазы, уточнена последовательность их образования, при этом использован метод получения Z-контрастных изображений и элементного картирования с атомным разрешением в электронных микроскопах Титан 80-300. Кристаллические параметры новых фаз уточнены с помощью РФА с применением метода Ритвельда.

1. Inoue A., Ohtera K., Tsai A.P., Masumoto T. // Jap J Appl Phys. 1988. V. 27. P. 280.
2. Inoue A., Ohtera K., Tsai A.P., Masumoto T. // Jap J Appl Phys 1988. V.27. P.479.
3. He Y., Poons J., Shiflet G.J. Science 1988.V.241.P.1640.
4. Vasiliev A.L., Aindow M., Blackburn M.J., Watson T.J.// Intermetallics. 2004.V.12(4) P.349.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках гранта 13-02-12190 офи-м.

# ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВА ВТ6 ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ ПОЛУЧЕНИЯ ПОСЛЕ СЕЛЕКТИВНОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ПЛАВЛЕНИЯ

**Васильева М.В., Горшенков М.В., Дьяконова Н.П., Свиридова Т.А.**

*НИТУ «МИСиС», Москва, Россия*

**Перетягин П.Ю.**

*ФГБОУ ВПО МГТУ «СТАНКИН», Москва, Россия*

[marivasileva@mail.ru](mailto:marivasileva@mail.ru)

Большой интерес для нужд современной техники и науки представляют аддитивные технологии, заключающиеся в изготовлении деталей любой формы и конфигурации без последующей механической обработки. В данной работе были изучены влияния различных скоростей движения электронного луча на элементный и фазовый состав, микроструктуру, текстуру и свойства образцов сплава ВТ6, произведенных методом селективного электронно-лучевого плавления.

Образцы были изготовлены из порошка сплава ВТ6 на установке селективного электронно-лучевого плавления Arcam A2, когда на заранее разогретую до 750 °С платформу из нержавеющей стали последовательно наносились слои порошка толщиной порядка 50 мкм. Скорость движения электронного луча менялась от 240 мм/с до 1200 мм/с.

Фазовое и структурное состояние сплавов изучалось методами световой, электронной сканирующей и просвечивающей микроскопии.

Обнаружено, что фазовый состав образцов не зависит от скорости движения электронного луча и отличается от равновесного уменьшением доли остаточной  $\beta$ -фазы (тип А2) и ростом доли гексагональной  $\alpha$ -фазы (тип А3).

Выявлено, что рост скорости движения электронного луча мало влияет на характер микроструктуры, но приводит к уменьшению среднего размера пластин  $\alpha$ -фазы, что коррелирует с известной литературной зависимостью толщины пластин от скорости охлаждения.

Изучение образцов методом дифракции обратно отраженных электронов с последующей реконструкцией зерен первичной  $\beta$ -фазы обнаружило крупные зерна, вытянутые на несколько сотен микрометров вдоль направления теплоотвода, их размер мало зависит от скорости движения луча.

Исследования текстуры обнаружили отсутствие заметной текстуры  $\alpha$ -фазы в глубине образца и выявили влияние скорости движения луча, которое проявилось в:

- наличии на необработанной ростовой поверхности аксиальной текстуры, проявляющейся в усилении интенсивностей отражений от базовых плоскостей  $\alpha$ -фазы, причем острота текстуры возрастает с уменьшением скорости движения луча;

- появлении в объеме при больших скоростях участков  $\alpha$ -фазы с выраженной аксиальной текстурой.

Измерение микротвёрдости пластинок  $\alpha$ -фазы показало её заметное увеличение с ростом скорости движения луча, что объясняется обнаруженным уменьшением размеров пластин  $\alpha$ -фазы.

## ОСОБЕННОСТИ КОМПОЗИЦИОННОГО СТРОЕНИЯ СМЕШАННЫХ КРИСТАЛЛОВ $K_2Ni_xCo_{(1-x)}(SO_4)_2 \cdot 6H_2O$

**Васильева Н.А., Григорьева М.С., Гребенев В.В., Нуждин Д.С.,  
Волошин А.Э.**

*Институт Кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН, г. Москва, Россия  
Natalie5590@mail.ru*

Смешанные кристаллы  $K_2Ni_xCo_{(1-x)}(SO_4)_2 \cdot 6H_2O$  (KCNSH) являются перспективным материалом для солнечно-слепых оптических фильтров. Их использование позволит существенно повысить чувствительность приборов. В процессе роста смешанного кристалла из-за различия коэффициентов распределения компонентов соотношение изоморфных веществ в растворе меняется, вследствие чего, изменяется и состав кристалла. Ярко выраженная неоднородность смешанного кристалла приводит к высокому уровню упругих напряжений, что в свою очередь ведет к образованию трещин.

Нами были изучены условия кристаллизации KCNSH: получены изотермы совместной растворимости, а также зависимость состава кристаллов от состава маточного раствора. Из растворов с различным соотношением кобальта и никеля методом понижения температуры в статическом и динамическом режимах впервые выращены оптически однородные крупные (15\*15\*20 мм) смешанные кристаллы KCNSH. Методами атомно-эмиссионного спектрального анализа и энергодисперсионного анализа исследовано распределение изоморфных компонентов в кристаллах KCNSH. Выявлено наличие слабой зонарной неоднородности и достаточно высокой (до 9%) секториальной неоднородности. Обнаружена микромозаичность смешанных кристаллов  $K_2Ni_xCo_{(1-x)}(SO_4)_2 \cdot 6H_2O$ , причиной которой могут являться локальные проявления реакции изоморфного замещения вследствие флуктуаций состава раствора вблизи фронта кристаллизации.

## МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ЧИСЛЕННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЛОКАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ ДЛЯ МАТЕРИАЛА В АМОРФНО - НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ

**А.А. Велигжанин<sup>1</sup>, Я.В. Зубавичус<sup>1</sup>, А.А. Чернышов<sup>1</sup>, Р.В. Сундеев<sup>2</sup>, А.В. Шалимова<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> НИЦ «Курчатовский Институт», Москва, Россия

<sup>2</sup> ФГУП «ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина», Москва, Россия

*alexey.veligzhanin@gmail.com*

Представлена методика исследования локальной структуры материала в аморфно-кристаллическом состоянии с учетом неоднородности деформации в камере Бриджмена, изученной в работе. Новизна применяемой методики состоит в соединении метода рентгеновской дифракции с применением синхротронного излучения с пространственным разрешением 350 мкм с возможностью извлечения функции радиального распределения атомов из дифракционных кривых, полученных для каждой точки экспонируемого образца. Точки съемки располагались вдоль радиуса образца с шагом 500 мкм. Съемки проводили на синхротронной станции «Структурное материаловедение» НИЦ «Курчатовский Институт». В рамках рассматриваемой методики также производили оценку локальной доли кристаллической фазы в каждой выбранной точке вдоль радиуса образца. Для чего использовалась автоматическая итерационная процедура, основанная на работе [1], позволяющая разделить узкие дифракционные рефлексы и широкие аморфные гало. Проведен анализ ограничений методики с учетом особенностей используемого источника излучения, геометрии съемки, химического состава исследуемого материала и малого размера экспонируемой площади. Разработанная методика позволила выявить зависимость локальной доли кристаллической фазы вдоль радиуса образца с шагом 500 мкм при различных величинах деформации, а также предоставила возможность сравнительного анализа аморфного состояния сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ , полученного закалкой из расплава с аморфным состоянием, возникающим в процессе деформационной аморфизации при комнатной температуре в камере Бриджмена [2].

Работа частично поддержана фондом РФФИ, гранты 15-32-20451\_мол\_а\_вед и 15-02-02621\_а.

- 1 Visser J.W. Automatic Collection of Powder Data from Photographs // Journal of applied crystallography. 1975. 8. P. 1-7.
- 2 А. В. Шалимова, А. А. Велигжанин, Р. В. Сундеев, Я. В. Зубавичус, А. М. Глезер, А. А. Чернышов//Известия РАН. серия физическая, 2014, том 78, № 11, с. 1506–1512



## О ВЗАИМОСВЯЗИ ПАРАМЕТРОВ КРИВЫХ СЖАТИЯ ПРИ ВЛИЯНИИ ТЕПЛОВОГО ПОЛЯ И ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА

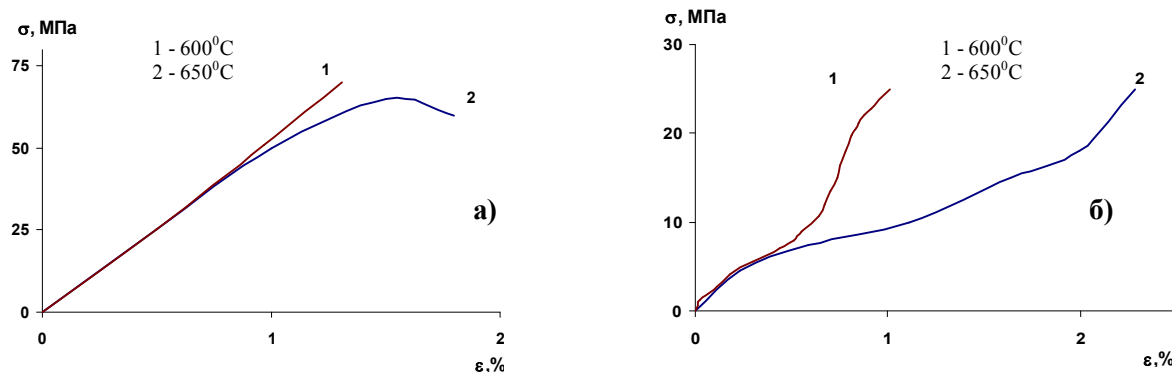
Велиханов А.Р.

ФБУН Институт Физики ДагНЦ РАН, Махачкала, Россия

[art677@mail.ru](mailto:art677@mail.ru)

В условиях традиционной горячей пластической деформации (ГПД) пластичность германия близкая к металлической, наблюдаемая в работе [1], наступала при температуре  $0,6 \cdot T_{пл}$ . При комбинированной пластической деформации (КПД) начало пластичности германия проявлялось при температурах  $0,5 \cdot T_{пл}$ . Суть этого нового способа состоит в том, что при пластическом деформировании в условиях внешнего нагрева в печи сопротивления через образец проходит постоянный электрический ток высокой плотности. Объектом исследования служили образцы монокристаллов германия р-типа с удельным сопротивлением  $\rho=39 \text{ } \Omega \cdot \text{см}$  в виде параллелепипедов размером  $15 \times 8 \times 5 \text{ мм}^3$ , ребра которых совпадали с кристаллографическими направлениями [101], [100], [110] соответственно. Сжатие проводилось вдоль направления [110]. В данной работе изучалось влияние комбинированного способа деформирования на пластические свойства и изменение удельного сопротивления монокристаллов германия.

Как видно из кривых сжатия, для ГПД (рис.(а)) в отличие от КПД (рис.(б)) характерно наличие значительной упругой области, которая наблюдается и при более высоких температурах деформации. Замечено, что величина деформации  $e$  для ГПД при меньших параметрах воздействия на кристалл отсутствует. Кроме этого различие ГПД от КПД проявляется также в изменениях таких деформационных параметров как коэффициент упрочнения  $\gamma=d\sigma/de$  и скорость пластической деформации  $\dot{\epsilon}=d\epsilon/dt$ . Полученные новые экспериментальные кривые для КПД подтверждают теоретическое предположение в работе [2] о том, что при деформации германия в постоянном электрическом поле предел текучести на кривых сжатия исчезает. Дополнительные измерения электрических свойств германия



показывают, что при одноосном сжатии полупроводника в условиях совместного действия теплового поля и электрического тока изменяется его удельное сопротивление по сравнению с исходным образцом. С ростом величины пластической деформации монокристаллического германия его удельное сопротивление растет.

[1] В.Г. Говорков, В.С. Папков. ФТТ, 4, 7, (1962) с. 789-791.

[2] Г.А. Конторова. ФТТ, 9, 4, (1967) с. 1235-1241.

# СТИМУЛИРОВАННОЕ РЕКОМБИНАЦИЕЙ СКОЛЬЖЕНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ В GaN И SiC

Вергелес П.С.<sup>1</sup>, Якимов Е.Б.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН, г. Черноголовка, Московская обл., Россия

<sup>3</sup>Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия

[yakimov@iptm.ru](mailto:yakimov@iptm.ru)

Ускоренное движение дислокаций при облучении светом или электронным пучком наблюдалось во многих кристаллах и в лазерных структурах. Например, в структурах на основе GaAs это явление приводит к размножению дислокаций и деградации. Обычно это ускоренное движение объясняют рекомбинационно-ускоренным скольжением дислокаций (REDG). В светоизлучающих структурах на основе GaN размножения дислокаций, несмотря на чрезвычайно высокую плотность дислокаций не наблюдалось. Это послужило основой для предположения, что в кристаллах GaN эффект REDG отсутствует. В настоящей работе показано, что при облучении пленок GaN в растровом электронном микроскопе часть дислокаций в базисной плоскости начинает двигаться уже при токе меньше 1 нА и энергии пучка 35 кэВ. При этом следует отметить, что двигается только малая часть дислокаций и, как правило, они сдвигаются на небольшие расстояния порядка 1-10 мкм и затем останавливаются и при дальнейшем облучении не сдвигаются. Таким образом, показано, что REDG в GaN происходит даже при сравнительно низком уровне возбуждения. Однако наличие большого числа стопоров, закрепляющих дислокации и препятствующих их движению, затрудняет его наблюдение и подавляет размножение дислокаций. Такими стопорами могут служить, например, проникающие дислокации или кластеры точечных дефектов. Однако, на данный момент их природа не выяснена.

На кристаллах SiC эффект REDG хорошо известен. Более того, известно, что движение частичных дислокаций в базисной плоскости при инжекции носителей заряда приводит к формированию дефектов упаковки и, вследствие этого, к деградации параметров мощных полупроводниковых приборов в процессе их работы. Однако относительно типа частичных дислокаций, двигающихся в условиях повышенной концентрации неравновесных носителей заряда, в литературе единое мнение отсутствует. В процессе пластической деформации при 500-700°C также вводятся дефекты упаковки (двойные дефекты упаковки) путем скольжения пары частичных кремниевых дислокаций в соседних плоскостях скольжения. В настоящей работе показано, что облучение в растровом электронном микроскопе дефектов упаковки, введенных в процессе пластической деформации, приводит к формированию и росту новых одинарных дефектов упаковки, а уже присутствующие в кристалле не изменяются. По нашему мнению, полученные результаты свидетельствуют о том, что при инжекции неравновесных носителей заряда в РЭМ стимулируется подвижность углеродных дислокаций. Таким образом, можно предполагать, что при повышенных температурах выше подвижность кремниевых частичных дислокаций, однако при комнатной температуре для углеродных частичных дислокаций эффект REDG выражен существенно сильнее.

# ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ КРИСТАЛЛОВ СЕМЕЙСТВА ЛАНГАСИТА В ТЕРМИНАХ «МАЛОГО ХАОСА»

**Веремейчик Т.Ф.**  
**Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия**  
**vtam@ns.crys.ras.ru**

Кристаллы из семейства лангасита (пр. группа  $P321$ ) относятся к современным многофункциональным материалам с разнообразными и применяемыми свойствами. Изоморфизм катионов  $K(3e)$ ,  $K(1a)$ ,  $K(3f)$ ,  $K(2d)$  в позициях  $3e$ ,  $1a$ ,  $3f$ ,  $2d$  структуры уникален для МТ-каркасов, так что число кристаллов достигает  $\sim 200$ .

Ранее показаны: 1) особенность электронных оболочек катионов [1]; 2) подобие двух зависимостей – числа кристаллов от величины отношения  $c/a$  параметров эл. ячейки (данные по 175 кристаллам) с минимумом при  $c/a = 0.618$  и числа кластеров разной структуры атомов углерода от числа этих атомов в кластерах; [2]; 3) зависимость от  $c/a$  коррелирует с плотностью упаковки и уд. зарядом  $\gamma(K(3e)) = Z(K(3e))/r(3e)$ , где  $Z$  – заряд,  $r$  – радиус иона [2,3]; 4) тяготение величин  $a/c$  и  $c/a$  к коэффициентам золотого сечения  $\phi = 1.618$  и  $1/\phi = 0.618$  [2,3]; 5) возможность локальных квазикристаллических областей и несоразмерной периодичности [4,5-8].

В работе рассмотрены другие уровни структуры, ее отличия в ряду кристаллов.

Большинство кристаллов – германаты и галлаты – содержат ионы  $Ga^{3+}$ ,  $Ge^{4+}$  в одной смешанной или в разных позициях, а величина  $\gamma_1(Ga^{3+})/\gamma_2(Ge^{4+}) = 0.622$  для КЧ = 4 (тетраэдров  $3f$ ,  $2d$ ) и близка к 0.618. Значения  $\gamma_1/\gamma_2$  для некоторых частых сочетаний других ионов сопоставимы с членами последовательности Фибоначчи

**Табл.** Члены  $F$  ряда Фибоначчи,  $F_n/F_{n+1}$  (табл.), тесно связанной с золотым сечением отношения удельных зарядов  $\gamma_1/\gamma_2$ , нием и квазикристаллами. Далее, например, ионы и их КЧ. «плотность упаковки» по параметру  $c$ , равна

$\Phi$	$\gamma_1/\gamma_2$	ионы (КЧ)
0.500	0.484	$Ga^{3+}(6)/W^{6+}(6)$
0.667	0.667	$Si^{4+}(4)/Ge^{4+}(4)$
0.600	0.581	$Ga^{3+}(6)/Sb^{5+}(6)$
0.625	0.622	$Ga^{3+}(4)/Ge^{4+}(4)$
0.619	0.619	$Ga^{3+}(6)/Ta^{5+}(6)$
0.618	0.618	$Mn^{2+}((6)/Ga^{3+}(6))$

$c/[(r(3e) + r(1a) + r(3f) + r(2d))]$ , где  $r(i)$  – радиус полиэдра, и 0.618, 0.619, 0.619, 0.619, 0.620, 0.620, 0.623, 0.625 для соответственно кристаллов CGG, LGT, LGN, SGG, LGG, CTGS, LGS, STGS.

На такого рода и ранее полученных данных, сопоставлении кристаллохимии катионов кристаллов и квазикристаллических сплавов, на данных по разностям в заселенности и величинах  $\gamma_1/\gamma_2$  для смешанных позиций, по характеристикам химических связей сделан вывод о характере различий в структуре кристаллов с величинами  $c/a > 0.618$ ,  $c/a < 0.618$  и о «критической точке»  $c/a \approx 0.618$ ,

соответствующей в основном кристаллам без смешанных позиций. В терминах «малого хаоса» [6-8] различия касаются наложения несоразмерных периодичностей, формирования локальных областей с псевдоосью 5-го порядка и влияют на устойчивость соединения и его физические свойства.

### Литература

- [1] Веремейчик Т.Ф., Симонов В.И. // Кристаллография. 2010. Т. С. 1189;  
 [2] Веремейчик Т.Ф. Труды 15-го Междун. симп. «Порядок, беспорядок и свойства оксидов», Ростов-на-Дону, п. Лоо. 2-17 сентября. 2012. С. 63; [3] Веремейчик Т.Ф. Труды 16-го Междун. симп. «Порядок, беспорядок и свойства оксидов», Ростов-на-Дону, г. Туапсе, 7-12 сентября 2013. С. 70; [4] Веремейчик Т.Ф. // Тез. докл. конф. стран СНГ по росту кристаллов, Харьков, Украина, 1–5 октября 2012. А21. С. 40;  
 [5] Веремейчик Т.Ф. // Кристаллография. 2011. Т. 56. С. 1129; [6] Векилов Ю.Х., Черников М.А. // УФН. 2010. Т.180. С. 561; [7] Заславский Г.М., Сагдеев Р.З., Усиков Д.А. и др. // УФН. 1988. Т.156. С. 193; [8] Гратиа Д. // УФН. 1988. Т.156. С. 348.

# МИКРОТРЕЩИНЫ В ОБРАЗЦАХ ГРАНИТА ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

**Викторов С.Д., Кочанов А.Н.**

**Федеральное государственное бюджетное учреждение науки  
Институт проблем комплексного освоения недр РАН, Москва, Россия**

[kochanov@mail.ru](mailto:kochanov@mail.ru)

Проблема прочности и разрушения твердых тел, в том числе и отдельных кристаллов, связана с развитием дефектов их структуры, наиболее типичными из которых являются микротрещины. В настоящей работе для изучения данных элементов структуры твердых тел проведены экспериментальные исследования применительно к образцам гранита. Гранит представляет собой природный поликристаллический материал, состоящий из зерен кварца и полевого шпата, которые отличаются различной прочностью. Кварц имеет очень высокие значения предела прочности на сжатие, но низкие значения коэффициента трещиностойкости.

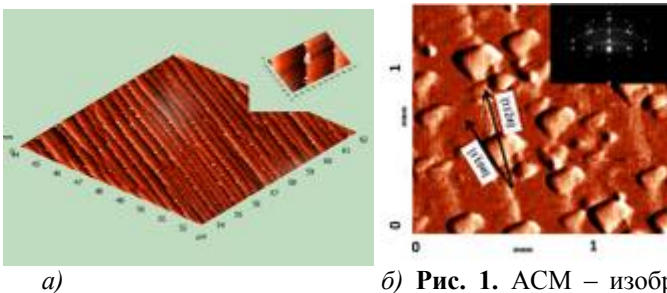
При проведении исследований образцы гранита подвергались динамическому воздействию с помощью взрывчатого вещества. Анализ дефектов, образовавшихся после динамического воздействия, выполнен с применением методов электронной и оптической микроскопии. Получены изображения микротрещин при различной степени увеличения и определены их параметры. Сочетание методов оптической и электронной микроскопии позволило уточнить механизм развития дефектов на разных масштабных уровнях. Анализ изображений показал, что большинство микротрещин, возникающих в граните в результате динамического разрушения, имеют характер трещин растяжения, сдвиговый характер формирования дефектов не просматривается. Микротрещины, как это следует из полученных изображений, отличаются сравнительно гладкими поверхностями своих стенок. Преобладают внутрикристаллические трещины, но также встречаются: микротрещины по границам раздела зерен, связанные или полностью совпадающие с границей раздела зерен. Зерна кварца и полевого шпата подвержены примерно в равной степени образованию микротрещин. В большинстве случаев длина микротрещин, точное определение которой сложнее, чем величины раскрытия, находится в диапазоне от 10,0 до 100,0 мкм. Важной характеристикой микротрещин является величина их раскрытия, минимальная величина которой составляла ~0,1 мкм. Оценка величины раскрытия микротрещин имеет значение для понимания механизма формирования микродефектов. Зарождение и развитие микротрещины представляет собой дискретное событие взрывного характера, реализующиеся за очень короткий промежуток времени. Этот механизм зарождения микротрещин предполагает наличие неких критических размеров с нижней и верхней границей значений.

По результатам экспериментальных исследований, выполненных с помощью электронной микроскопии, следует важный вывод, что при реализованном динамическом воздействии в образцах гранита не удалось обнаружить микротрещины раскрытием менее 0,1 мкм. Очевидно, это объективный факт, не связанный с техническими возможностями метода электронной микроскопии. Микротрещины меньшего размера просто не существуют в силу физической природы и специфики своего образования. Полученные экспериментальные результаты расширяют представления и имеют значение для понимания механизма формирования микродефектов в твердом теле.

## ВЛИЯНИЕ РЕЛЬЕФА ПОДЛОЖЕК (0001) ЛЕЙКОСАПФИРА НА ЭПИТАКСИАЛЬНЫЙ РОСТ ПЛЕНОК

В.П. Власов, А.Э. Муслимов, А.В.Буташии, А.Б.Колымагин, Е.А.Данилина, В.М. Каневский.  
Институт кристаллографии РАН, г. Москва, Россия. [amuslimov@mail.ru](mailto:amuslimov@mail.ru)

Уникальные электрические и оптические свойства ансамблей нанокристаллов золота на диэлектрических подложках делают их перспективными материалами современной электроники. Поэтому изучение процессов эпитаксии пленок золота и образования ансамблей золотых нанокристаллов представляется актуальным в научном плане и практически значимым. В работе выполнены исследования эпитаксиального роста пленок золота на структурированных подложках (0001) лейкосапфира. Рост золота на таких подложках определялся температурой подложки. При температуре 300°C и скорости роста 0,2 А/с формировалась поликристаллическая пленка золота без признаков упорядочения. При уменьшении скорости роста до 0,09А/с образуются нанокристаллы без какой-либо ориентации относительно поверхности сапфира (рис. 1,а). Нанокристаллы располагаются на остриях ступеней, (рис. 1,а).



а) б) **Рис. 1.** АСМ – изображение пленки золота на поверхности (0001) сапфировой подложки при  $T_n=300^\circ\text{C}$  (вставка- увеличенное изображение нанокристалликов золота) (а); при  $T_n=500^\circ\text{C}$  (вставка – электронограмма от этой пленки ) (б).

Существенное изменение ориентации происходит в том случае, когда нанесение золота происходит при скорости роста 0,09А/с и температуре подложки 500°C (рис. 1,б). На рисунке наблюдаются ограниченные нанокристаллы в виде прямоугольников со стороной до 0,2 мкм и более мелкие нанокристаллы треугольной и округлой формы. Наибольшую плотность имеют островки прямоугольной формы. Электронографический анализ (рис. 1,б) показал наличие 3-х преимущественных ориентаций:  $\text{Au } (001)[010] \parallel \text{Al}_2\text{O}_3 (0001)[1\bar{1}00]$ ;  $\text{Au } (111)[1\bar{1}0] \parallel \text{Al}_2\text{O}_3 (0001)[1\bar{1}20]$ ;  $\text{Au } (112)[0\bar{2}1] \parallel \text{Al}_2\text{O}_3 (0001)[10\bar{1}0]$ . Данные ориентации оказались довольно устойчивыми при отжиге при температуре 500°C, что можно объяснить хорошим атомным совпадением по указанным направлениям. Таким образом, ориентированный рост Au из газовой фазы на сапфировые (0001) подложки имеет место при нагревании подложки до 500°C. При более низких температурах, золото кристаллизуется на ребрах атомно-гладких ступеней подложки в виде нанокристаллов, но без предпочтительной ориентации. Имеет место формирование упорядоченных вдоль ребер ступеней на подложке ансамблей нанокристаллов Au размером 100÷200 нм. Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН № 1 «Наноструктуры: физика, химия, биология, основы технологий», Российского фонда фундаментальных исследований (грант №13-02-01065 а).

## ПАРАМЕТРИЧЕСКОЕ УПРАВЛЕНИЯ ВНУТРЕННИМИ НАПРЯЖЕНИЯМИ В ДИФФУЗИОННОЙ КИНЕТИКЕ

**Н.М. Власов, О.И. Челябинина**

*Подольский институт (филиал) Московского государственного машиностроительного университета (МАМИ), Подольск, Россия, [chelyapina@pochta.ru](mailto:chelyapina@pochta.ru)*

Диффузионная кинетика точечных дефектов зависит от уровня и характера распределения внутренних напряжений различной физической природы [1,2]. Поэтому весьма актуальна задача управления внутренними напряжениями при математическом моделировании диффузионных процессов в металлах и сплавах. В общем случае математическая теория управления включает уравнение состояния системы, управляющие переменные и критерий-функционал [3]. Решение задачи управления сводится к определению управляющих переменных для получения экстремальных значений критерия-функционала (функции цели). Решение подобных задач сопряжено с определенными математическими трудностями. Особенности внутренних напряжений позволяют свести их действие к некоторым безразмерным параметрам, которые допускают их алгебраическое суммирование в уравнениях диффузионной кинетики. Это упрощает решение определенного класса задач математической теории управления. Предлагаемое сообщение посвящено использованию безразмерных параметров для управления внутренними напряжениями в диффузионной кинетике.

Диффузионная кинетика точечных дефектов при наличии внутренних напряжений описывается уравнением параболического типа при соответствующих начальном и граничных условиях

$$\frac{1}{D} \frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial^2 C}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial C}{\partial r} + \frac{\nabla(CVV)}{kT}, r_0 < r < R, \nabla = \frac{\partial}{\partial r}, \quad (1)$$

где  $C$  – концентрация точечных дефектов,  $k$  – постоянная Больцмана,  $T$  – абсолютная температура,  $D$  – коэффициент диффузии точечных дефектов. Влияние внутренних напряжений на процесс диффузии точечных дефектов зависит от безразмерных параметров задачи  $\alpha_1$ ,  $\alpha_2$  и  $\alpha_3$

$$\frac{1}{D} \frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial^2 C}{\partial r^2} + \frac{1 - \alpha_1 - \alpha_2 - \alpha_3}{r} \frac{\partial C}{\partial r}, r_0 < r < R. \quad (2)$$

Параметры  $\alpha_1$ ,  $\alpha_2$  и  $\alpha_3$  в соответствии со знаком определяют вклад внутренних напряжений различной физической природы при математическом моделировании диффузионных процессов. Таким образом, математические особенности внутренних напряжений позволяют осуществить параметрическое управление в некоторых задачах диффузионной кинетики.

### Список литературы

1. Драгунов Ю.Г., Власов Н.М., Иванов С.Д., Федик И.И. Самоуравновешенные внутренние напряжения. М.: МГОУ, 2010, 391 с.
2. Власов Н.М., Звягинцева А.В. Математическое моделирование водородной проницаемости металлов. Воронеж, ВГТУ, 2012, 247 с.
3. Корн Г., Корн Т. Справочник по математике для научных работников и инженеров. Пер с англ., М.: Наука, 1973, 832 с.

## О РОЛИ ДИНАМИЧЕСКИХ ФАЗОВЫХ РАВНОВЕСИЙ ПРИ МЕХАНОСИНТЕЗЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Fe-C

**В. А. Волков, А. А. Чулкина, И. А. Елькин, А.В.Загайнов, Е. П. Елсуков**  
Физико-технический институт УрО РАН, 426000, г. Ижевск, Россия  
e-mail: volkov@ftiudm.ru

Несмотря на многолетнюю историю исследования процессов фазообразования при интенсивной пластической деформации (ИПД), в том числе в случае использования шаровых планетарных мельниц, до сих пор не достигнуто полного понимания сущности процессов, протекающих в материалах при таких воздействиях. Поэтому в литературе имеется большое количество разноречивых результатов, не укладывающихся в рамки определенной системы. Это указывает на необходимость поиска новых подходов к описанию данного класса явлений.

В работе методами рентгеновской дифракции, мессбауэровской спектроскопии, измерения динамической магнитной восприимчивости исследовались наноструктурные гетерофазные состояния, получаемые механосплавлением (МС) в сплавах на основе системы Fe-C. Полученные результаты позволили авторам сделать заключение о важной роли термически активируемых процессов, связанных с образованием фаз, в формировании фазового состава МС сплавов.

На примере сплавов  $Fe_{75}C_{25-x}Si_x$  было показано, что на поздних стадиях МС, когда устанавливается стационарный режим, фазовый состав сплавов определяется условиями динамического равновесия между аморфной фазой (АФ) и кристаллическими фазами  $\alpha$ -Fe и  $Fe_3C$ . Т.е. наблюдается одновременное превращение части объема АФ в кристаллические фазы и наоборот. Изменение состава сплава приводит к изменению количественного соотношения фаз, находящихся в состоянии динамического равновесия.

Сравнение фазовых превращений при механосплавлении и при низкотемпературных отжигах МС сплавов, проведенное на сплаве  $Fe_{72,6}C_{24,5}O_{1,1}N_{1,8}$ , показало, что в обоих случаях процессы протекают похожим образом. Разница заключается в том, что при отжигах карбиды образуются непосредственно в результате взаимодействия наноструктурированного железа и углерода, а при МС - главным образом, через стадию АФ. В зависимости от условий проведения механосплавления количество АФ, участвующей в превращении может изменяться. Также было показано, что на разных стадиях МС изменение фазового состава сплава может быть описано с точки зрения фазовых равновесий, с учетом их динамической природы.

Легирование сплавов, как металлическими элементами, так и металлоидными, такими как О и N, может изменять состав фаз находящихся в состоянии динамического равновесия с АФ. Одновременно с  $\alpha$ -Fe и  $Fe_3C$  могут наблюдаться также карбиды  $Fe_5C_2$  и  $Fe_7C_3$ . При этом совокупный химический состав кристаллических фаз продолжает соответствовать составу АФ. Это обстоятельство также подтверждает взаимопревращение кристаллических фаз и АФ.

Полученные результаты объясняются тем, что формирование фаз при интенсивной пластической деформации сплавов на основе системы Fe-C в значительной степени происходит в результате процессов, связанных с релаксацией избыточной энергии, накопленной при деформировании. Эти процессы стремятся привести систему в состояние равновесия, что отражается в тенденции к установлению фазовых составов, определяемых условиями стабильных или метастабильных равновесий. Было показано, что при МС сплавов системы Fe-C образование карбидов с тригонально-призматическим окружением атомов углерода, имеющих сложную кристаллическую решетку, происходит преимущественно через стадию аморфной фазы, а плотноупакованные фазы с простой кристаллической решеткой образуются прямо, за счет рекристаллизационных процессов.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФИ\_а № 14-03-00044.

# ДВОЙНИКОВАНИЕ В КРИСТАЛЛАХ ТРИГОНАЛЬНЫХ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ АЛЮМО-, ГАЛЛО-, ФЕРРОБОРАТОВ И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Волков Н.В., Гудим И.А., Еремин Е.В., Молокеев М.С, Темеров В.Л.  
Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН, Красноярск, Россия  
[irinagudim@mail.ru](mailto:irinagudim@mail.ru)

Алюмо-, галло- и ферробораты редкоземельных элементов кристаллизуются в нецентросимметричной структуре, аналогичной природному материалу хантиту  $\text{CaMg}_3(\text{CO}_3)_4$  (пространственная группа R32) [1]. Их отличительной особенностью являются а) сравнительно простая кристаллическая структура с двумя магнитными подсистемами, квазиодномерным и однопозиционным распределением магнитных ионов (редкоземельного элемента и железа), б) железная подрешетка образована геликоидальными цепочками - спиралями из октаэдров  $\text{FeO}_6$ , которые могут быть закручены влево или вправо, в) в объеме кристалла эти цепочки могут формировать хиральные кластеры с различным содержанием лево- и правозакрученных спиралей.

Внимание к тригональным редкоземельным ферроборатам, обладающим нецентросимметричной структурой (пространственная группа R32), проявилось после обнаружения в  $\text{GdFe}_3(\text{BO}_3)_4$  сосуществования магнитного и электрического упорядочения [2]. Затем такие же свойства были обнаружены у остальных ферро-, алюмо- и галлоборатов [3].

На величину регистрируемой макроскопической магнитоэлектрической поляризации может существенно влиять сегрегация изомеров [4], так как знаки магнитоэлектрической поляризации левых и правых изомеров противоположны. Максимальную величину магнитоэлектрической поляризации можно получить для кристаллов на 100% состоящих из левых или правых изомеров.

Кристаллы  $\text{RM}_3(\text{BO}_3)_4$  плавятся инконгруэнтно, поэтому достаточно крупные кристаллы выращиваются раствор-расплавным методом. Для выращивания используются обычно 3 типа растворов-расплавов:  $\text{K}_2\text{MoO}_4 + \text{V}_2\text{O}_5$ ,  $\text{Bi}_2\text{Mo}_3\text{O}_{12}$  и  $\text{Li}_2\text{WO}_4$ . Соотношение левых и правых изомеров зависит как от состава кристалла, так и от режима их охлаждения после окончания процесса роста.

Работа была частично выполнена в рамках грантов РФФИ № 14-02-00307 и № 13-02-12442.

1. Ballman A.A., Am. Mineral. 1962. V.47, pp. 1380-1383.
2. P Fischer, V Pomjakushin, D Sheptyakov, et.al. J. Phys.: Condens. Matter. 18, iss. 34 (2006) 7975
3. Irina A. Gudim, Evgeny V. Eremin, Maksim S. Molokeev. Solid State Phenomena, 215 2014, p.364
4. C Ritter, A Vorotynov, A Pankrats, et. al. J. Phys.: Condens. Matter. 20, 2008, 365209



## О СЕРТИФИКАЦИИ НАНОМАТЕРИАЛОВ

Волкова И.Р.<sup>1</sup>, Чиганова Г.А.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Красноярский научный центр СО РАН, г. Красноярск, Россия

<sup>2</sup> СФУ, ИИФирЭ, г. Красноярск, Россия,

*Irina\_24@mail.ru*

Сертификация наноматериалов (НМ) является актуальной проблемой, от которой зависят эффективность и перспективы их применения. Повышенная активность атомов на межфазных границах предопределяет зависимость НМ от способа и условий их получения, в результате основные производители НМ утверждают отдельные технические условия на свой продукт, что значительно затрудняет решение задачи.

В работе рассматривалась возможность сертификации НМ на примере наноалмазов детонационного синтеза (НА) с учетом их особенностей (малый размер областей когерентного рассеяния, кубическая кристаллическая структура, повышенное содержание примесей, в основном поверхностных).

В результате сравнения НА различных способов извлечения из продуктов детонации углеродсодержащих взрывчатых веществ нами было показано, что такие НА можно рассматривать, как генетический надмолекулярный ряд, каждому члену которого соответствует свой гомологический ряд алмазов, определяемый условиями синтеза [1]. Проблемам паспортизации детонационных наноалмазов посвящен ряд работ, в [2] предлагается осуществление унификации химических свойств поверхности наноалмазов модифицированием поверхности частиц путем термического окисления на воздухе. Эффективность применения НА в различных сферах зависит от функционального покрова наночастиц, и такая унификация может привести к значительному сужению областей применения НА.

Проведенные эксперименты и сравнительный анализ ГОСТа 9206-80 на порошки алмазные и технических условий на порошки детонационных наноалмазов ряда производителей (ТУ 3974-001-10172699-94, ТУ 2-037-677-94 и др.) позволяют предположить, что основными критериями сертификации НА могут являться: рентгеновская чистота продукта, размеры областей когерентного рассеяния, степень измельчения, интервалы количественного содержания углерода кубической модификации и примесей, в том числе поверхностных.

Подход к рассмотрению наноматериалов с позиций теории надмолекулярных соединений [3], представляющей кристаллическое твердое тело в виде остова с характерными структурой и размерами, и функционального поверхностного покрова, актуален и при установлении зависимостей «условия получения – состав – свойства», и для решения проблем сертификации НМ.

### Литература:

1. Чиганова Г.А., Чиганов А.С. Структура и свойства ультрадисперсных алмазов детонационного синтеза // Неорганические материалы. 1999, т.35, №5. С. 581–586.
2. Кошеев А.П. Термодесорбционная масс-спектрометрия в свете решения проблемы паспортизации и унификации поверхностных свойств детонационных наноалмазов // Российский химический журнал. 2008, т. LII, № 5. С. 88–96.
3. Алесковский В.Б. Курс химии надмолекулярных соединений. Л.: ЛГУ, 1991. -284 с.

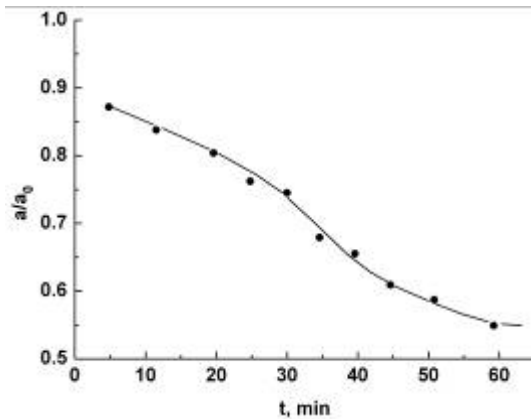
# ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЕ ЗАЛЕЧИВАНИЕ ТРЕЩИН В УСЛОВИЯХ ОДНООСНОГО НАГРУЖЕНИЯ

***Волосюк М.А., Волосюк А.В., Рохманов Н.Я.***

***Харьковский национальный автомобильно-дорожный университет,  
Харьковский национальный аграрный университет им. В.В. Докучаева,  
Харьков, Украина, E-mail: [marina\\_andreevna@inbox.ru](mailto:marina_andreevna@inbox.ru)***

В работе экспериментально исследована кинетика высокотемпературного залечивания трещин при одноосном сжатии образцов из поликристаллической меди (99,999% чистоты). Образцы изготавливались из двух пластин, каждая размером (20×20×5) мм, в одной из которых делались плоскодонные выемки диаметром  $\approx 10^{-1}$  см и глубиной  $\approx 4 \cdot 10^{-4}$  см. Пластины складывались парами (с выемками и без выемок) и диффузионно сваривались при  $T = 1073 \text{ K}$  в вакууме  $10^{-4}$  мм рт. ст. в течение 30 мин. Отжиги под нагрузкой, нормальной к плоскости залегания трещин, проводились в вакууме порядка  $10^{-4}$  мм рт.ст. Зависимость относительного размера трещины ( $a/a_0$ ) от времени выдержки под нагрузкой  $t$  при напряжении от внешней нагрузки  $\sigma \approx 5 \cdot 10^6 \text{ Н/м}^2$  приведена на рисунке. Уравнение кинетики залечивания трещины дислокационно-диффузионным механизмом, полученное в [1], имеет вид:

$$1 - (a/a_0)^2 = (\alpha \gamma + \alpha \beta D_V \Delta C_i)(t - t_0) / \sigma_p^2,$$



где  $t, t_0$  – время текущее и время формирования квазистационарного дислокационного ансамбля после нагружения (в нашем случае  $t_0 = 5$  мин);  $a_0, a, a_0'$  – радиусы трещины начальный, текущий и ко времени  $t_0$  ( $a_0 = 4,5 \cdot 10^{-4}$  м,  $a_0' = 0,88 a_0$ ),  $D_V$  – коэффициент диффузии вакансий;  $\Delta C_i$  – пересыщение решетки межузельными атомами;  $\sigma_p$  – порог Пайерлса,  $\alpha, \beta, \gamma$  – константы эксперимента. Первое слагаемое характеризует поток растворения петель за счет их кривизны, второе – за счет пересыщения решетки межузельными атомами.

Зависимость  $\left(1 - (a/a_0')^2\right)$  от  $(t - t_0)$ , построенная по данным эксперимента, действительно близка к линейной. Если считать неизвестную величину  $\Delta C_i = 0$ , то, учитывая величину углового коэффициента прямой, получим значение  $\sigma_p \approx 0,4 \cdot 10^5 \text{ Н/м}^2$ , которое представляется заниженным, что свидетельствует о неправомерности

предположения нулевого вклада межузельной миграции, которая, в принципе, ускоряет залечивание. Если предположить, например, что вклад второго слагаемого такой же, как и первого, то из уравнения и данных эксперимента получим значение  $\sigma_p$  в  $\sqrt{2}$  раз большее, что и означает реальность и значимость вклада межузельной миграции. Как показывает анализ [2], пересыщение межузлиями действительно возникает в связи с их рождением при пластической деформации в точках пересечения винтовых дислокаций. Кроме того, рождению межузлий способствует не только термические флуктуации, но и работа сил внешней нагрузки [2]. Высокой подвижности межузлий способствует образование краудинных конфигураций в направлениях плотной упаковки атомов.

1. Yu.I. Boyko, M.A. Volosyuk, V.G. Kononenko. *Functional Materials*, 19, 245 (2012).

2. J.Hirth, J.Lothe, *Theory of dislocations*, McGraw-Hill, New York (1968).

## НАБЛЮДЕНИЕ КВАНТОВАНИЯ ЭНЕРГИИ НОСИТЕЛЕЙ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ ЛИНЕЙКИ ЛАЗЕРНЫХ ДИОДОВ

**Воронова К. А., д. т. н. проф. Гармаш В. М.**

**Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»**

[Xeniamartynova@yandex.ru](mailto:Xeniamartynova@yandex.ru)

Согласно классической теории электромагнитных явлений, источником магнетизма являются потоки электрических зарядов. Это означает, что направленный поток заряженных частиц через полупроводниковый лазерный диод так или иначе создает в нем собственное магнитное поле, вектор магнитной индукции которого будет направлен перпендикулярно вектору напряженности электрического поля в силу своей природы (перпендикулярно направлению электрического тока, проходящего через лазерный диод). В импульсном режиме работы полупроводникового лазера обеспечивается быстрое нарастание импульса тока (менее 10 нс) и большая амплитуда токового импульса, это приводит к тому, что магнитное поле повторяет импульсное поведение электрического тока. При заданной проекции скорости движения частиц поперек магнитного поля частица может занимать только дискретные энергетические уровни – уровни Ландау.

Полупроводниковые структуры на основе квантовых ям, к которым приложено квантующее магнитное поле, имеют ряд особенностей, представляющих значительный интерес, как с точки зрения фундаментальных исследований, так и точки зрения прикладных практических применений.

Для исследования были выбраны две линейки лазерных диодов (ЛЛД) из двухсот аналогичных, которые имели одинаковую конструкцию и длину волны излучения 940 нм, были изготовлены на основе гетероструктуры GaAs/InGaAs, сформированной в процессе МОС-гидридной эпитаксии. Для них была построена зависимость интенсивности излучения отдельных диодов ЛЛД от величины тока накачки. В режиме спонтанного излучения при увеличении тока накачки в самом начале зависимости интенсивности излучения от тока накачки имеет место спад интенсивности излучения. Спад интенсивности излучения при увеличении тока накачки связан с поглощением и накоплением электрической энергии полупроводниковой средой. За счет поглощения энергии полупроводниковая среда частично переходит в другое состояние, состояние с более высокой энергией. Для того чтобы проанализировать, как ведет себя спад интенсивности по отдельным диодам линейки, для кривой интенсивности определили угол наклона линейной части. Таким образом, для каждого лазерного диода линейки был найден свой характерный угол наклона кривой интенсивности по отношению к оси токов. Далее все величины углов наклона кривой для лазерных диодов были сгруппированы по величине от наименьшего к большему. Было показано, что величина поглощаемой энергии накачки принимает строго дискретные значения.

В заключение был сделан вывод о том, что в лазерных диодах в составе ЛЛД, к которым приложена ускоряющая разность потенциалов, в режиме люминесценции может иметь место квантование энергии свободных носителей в собственном поперечном магнитном поле.

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ НА ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ ОЦК МЕТАЛЛОВ С ВЫСОКОЙ ЭДУ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

**Воронова Л.М., Чашухина Т.И., Гапонцева Т.М., Красноперова Ю.Г., Дегтярев М.В., Пилюгин В.П.**  
*ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия*  
[highpress@imp.uran.ru](mailto:highpress@imp.uran.ru)

Понижение температуры деформации затрудняет дислокационное скольжение и может привести к развитию двойникования в ОЦК металлах со средним значением ЭДУ, в которых в обычных условиях основным механизмом деформации является дислокационное скольжение. Считается, что двойникование способствует ускорению измельчения, так как границы двойников представляют собой сильные барьеры для движения дислокаций. С другой стороны, исследование большой пластической деформации железа при температуре жидкого азота показало, что двойникование замедляет формирование субмикроструктурной (СМК) структуры. И в результате большая деформация при комнатной температуре приводит к большему измельчению. Интересно проследить измельчение структуры при холодной и криогенной деформации в металлах с высоким значением ЭДУ и высокой подвижностью дислокаций. В качестве материала для исследования были выбраны металлы с ОЦК решеткой: Мо с высоким значением ЭДУ (300 мДж\*м<sup>-2</sup>), но обладающий низкой пластичностью, особенно при криогенных температурах, и Nb, характеризующийся аномально высокой пластичностью (ЭДУ=200 мДж\*м<sup>-2</sup>). Предпожили, что, вследствие высокой ЭДУ деформация этих металлов при температуре жидкого азота не будет сопровождаться двойникованием, и в них удастся получить однородную СМК структуру, а низкая температура деформации позволит достичь максимального измельчения до наноразмерного диапазона.

Монокристаллические Мо (110) и Nb (001) деформировали при 290 и 80К сдвигом под давлением 6 – 12 ГПа с углом поворота наковальни от 15<sup>0</sup> до 15 оборотов. Расчетная истинная деформация  $\epsilon$  изменялась в интервале от 1 до 10.5. Структуру исследовали методом электронной микроскопии на расстоянии 1.5 мм от центра образца. Определяли размеры элементов структуры - дислокационных ячеек и микрокристаллитов. Текстуру оценивали по результатам рентгеноструктурного анализа по изменению относительной интегральной интенсивности дифракционных максимумов (110), (200), (211) и (310), при этом для каждого образца рассчитывали среднюю степень деформации.

Установлено, что в Мо и Nb двойникование в ходе низкотемпературной деформации не происходит, однако на начальной стадии деформации формируются полосовые структуры, например, полосы локализации деформации и полосы сброса. В Nb границы полос тонкие и взаимная разориентировка соседних областей небольшая, в отличие от широких высокоугловых границ, образующихся в Мо. С увеличением степени деформации при 290 К в обоих металлах не формируется однородная СМК структура, сохраняются области слаборазориентированной структуры, средний размер микрокристаллитов достигает 130 нм. Структура Мо неоднородна и после максимально достигнутой деформации при 80К, размер микрокристаллитов сохраняется на уровне 150 нм. В Nb в результате низкотемпературной деформации образуется достаточно однородная структура наномасштабного уровня ( $d_{cp.}=40$  нм). По данным рентгеноструктурного анализа после деформации  $\epsilon \sim 1.5$  независимо от температуры в обоих материалах происходит разрушение исходной монокристаллической ориентировки. Деформация при комнатной температуре приводит к бестекстурному поликристаллическому состоянию обоих металлов, а при криогенной деформации текстуры Мо и Nb различаются: в Мо формируется преимущественная ориентировка (310), а в Nb текстура отсутствует.

Работа выполнена по теме ИФМ УрО РАН «Кристалл» и при финансовой поддержке гранта РФФИ №15-03-00909 а.

## **СВЯЗЬ СТРУКТУР ЖИДКОГО И ТВЁРДОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛОВ, УСТАНОВЛЕННАЯ НА ОСНОВАНИИ АНАЛИЗА СИГНАЛОВ АЭ ПРИ ЗАТВЕРДЕВАНИИ Al**

**Воронцов В.Б., Першин В.К., Удинцева М.С.**

**Уральский государственный университет путей сообщения (УрГУПС)  
e-mail: VVorontsov@bgd.usurt.ru; тел р.: +7(343)2212411, моб. :89630554727**

Представление о близости структур расплава и твёрдой фазы высказывалось многими учёными, но экспериментально подтверждение этому нет, поэтому получение любой информации из зоны кристаллизации представляет научный интерес .

В нашей работе для получения представления о структурном состоянии расплава и процессах, происходящих на межфазной поверхности, мы воспользовались спектральным анализом сигналов акустической эмиссии (АЭ), сопровождающих кристаллизацию Al.

Цель нашего исследования:

1. Определение частотного диапазона сигналов АЭ, сопровождающих кристаллизацию Al.
2. Объяснение на основе экспериментальных результатов механизма формирования твёрдой фазы.

На основе проведённых исследований высказано предположение, что процесс кристаллизации сопровождается посадкой кластеров , имеющих структуру близкую к структуре кристалла

Дальнейшее продвижение поверхности раздела происходит импульсно нормально фронту с частотой, определяемой профилем кластера.

## ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ КОЭФФИЦИЕНТА ТЕПЛОВОЙ ДИФФУЗИИ ЛЕГИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ ГЕРМАНИЯ

**Гавалян М.Ю., Малышкина О.В., Калугина О.Н., Каплунов И.А.**  
*Тверской государственный университет, Тверь, Россия*  
*E-mail: [mamikonghavalyan@mail.ru](mailto:mamikonghavalyan@mail.ru)*

На характеристики оптических приборов и устройств на основе кристаллического германия (как в оптике, так в электронике) существенное влияние оказывает температура – снижается подвижность носителей заряда, падает оптическое пропускание и т.д. В настоящей работе были исследованы температурные зависимости коэффициента тепловой диффузии (температуропроводности) образцов кристаллического германия (Ge) легированных галлием (р-тип, концентрации примеси  $9 \cdot 10^{13}$ ,  $6.5 \cdot 10^{14}$ ,  $8.5 \cdot 10^{14}$  см<sup>-3</sup>) и сурьмой (п-тип, концентрация примеси  $6 \cdot 10^{13}$ ,  $1.3 \cdot 10^{13}$ ,  $1.7 \cdot 10^{13}$ ,  $3.7 \cdot 10^{14}$ ,  $6 \cdot 10^{14}$  см<sup>-3</sup>). Образцы для исследования в форме пластин размером 10 x 10 x 5 мм с кристаллографической ориентацией [111] (сечение 10 x 10 мм) изготавливались из монокристаллов, выращенных из расплава методом Чохральского.

Измерения температурных зависимостей коэффициента тепловой диффузии проводились с использованием импульсного анализатора температуопроводности Linseis XFA500 в температурном диапазоне от - 40°C до 100°C в вакууме. При комнатной температуре проведен независимый анализ зависимости тепловых характеристик (коэффициента тепловой диффузии и теплопроводности) образцов кристалла Ge легированного сурьмой от концентрации примеси с использованием пироэлектрического (TSWM) метода [1].

С увеличением температуры наблюдалось незначительное уменьшение коэффициента тепловой диффузии у образцов, легированных галлием, и увеличение величины коэффициента у образцов, легированных сурьмой.

Было обнаружено увеличение значения коэффициента тепловой диффузии у Ge легированного сурьмой с уменьшением концентрации легирующей примеси.

У образцов, легированных галлием, в исследуемом температурном диапазоне изменение величины коэффициента тепловой диффузии для данных значений концентраций примеси выражено слабо.

Исследования при комнатной температуре кристаллов Ge электронного типа проводимости TSWM методом подтвердили, что с ростом концентрации примеси снижается коэффициент тепловой диффузии и растет величина теплопроводности.

Работа выполнена в рамках реализации ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы», Соглашение 14.577.21.0004.

1. А.А. Мовчикова, О.В. Малышкина, О.Н. Калугина Новый метод определения коэффициента тепловой диффузии тонких пленок с использованием сегнетоэлектрических кристаллов // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2012. № 1. С. 37–41.

# НЕЛИНЕЙНОЕ ПРОПУСКАНИЕ КРИСТАЛЛАМИ $\text{Fe}^{2+}:\text{ZnSe}$ ИЗЛУЧЕНИЯ НЕЦЕПНОГО НЧ ЛАЗЕРА

Гаврищук Е.М.<sup>1,2</sup>, Казанцев С.Ю.<sup>3</sup>, Кононов И.Г.<sup>3</sup>, Роголин В.Е.<sup>4,5</sup>, Родин С.А.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>*ИХВВ РАН, Нижний Новгород, Россия, gavr@ihps.nnov.ru*

<sup>2</sup>*НИИУ, Нижний Новгород, Россия, rodin@ihps.nnov.ru*

<sup>3</sup>*ИОФ РАН, Москва, Россия, kazan@kapella.gpi.ru*

<sup>4</sup>*ОАО «НЦЛСК «Астрофизика», Москва, Россия, v-rogalin@mail.ru*

<sup>5</sup>*ФГБОУ ВПО «Тверской государственный университет», Тверь, Россия;*

В настоящее время наиболее перспективным материалом для создания мощных твердотельных лазеров с оптической накачкой, перестраиваемых в спектральном диапазоне 4-5 мкм, являются кристаллы  $\text{Fe}^{2+}:\text{ZnSe}$  [1-3]. При комнатной температуре для накачки наиболее эффективны нецепные импульсные и импульсно-периодические НЧ лазеры [3].  $\text{Fe}^{2+}:\text{ZnSe}$  может также использоваться для создания высокоэффективных модуляторов излучения лазеров 3-х микронного диапазона спектра [4]. Представлены результаты исследований пропускания излучения нецепного импульсного НЧ лазера [1] различными образцами поликристаллов  $\text{Fe}^{2+}:\text{ZnSe}$ . Они были изготовлены из поликристаллического  $\text{ZnSe}$ , полученного химическим осаждением из газовой фазы (CVD) в реакции паров цинка с селеноводородом в потоке аргона [2]. Исследовалось пропускание  $\text{Fe}^{2+}:\text{ZnSe}$  в условиях, как присутствия, так и отсутствия, генерации лазерного излучения в спектральной области 4-5 мкм. Получены зависимости пропускания излучения от интенсивности (при плотности до 3 Дж/см<sup>2</sup>). Обнаружено, что пропускание излучения НЧ лазера в  $\text{Fe}^{2+}:\text{ZnSe}$  растет с увеличением плотности мощности облучения и выходит на насыщение при плотности падающего излучения  $\sim 1$  Дж/см<sup>2</sup>. Величина пропускания излучения НЧ лазера, при которой происходит насыщение поглощения при наличии генерации в кристалле  $\text{Fe}^{2+}:\text{ZnSe}$ , существенно ниже.

Работа поддержана грантами РФФИ № 15-08-02562 и № 15-02-06005.

## Литература

1. Великанов С.Д., Данилов В.П., Захаров Н.Г., Ильичев Н.Н., Казанцев С.Ю., Калинушкин В.П., Кононов И.Г., Насибов А.С., Студеникин М.И., Пашинин П.П., Фирсов К.Н., Шапкин П.В., Щуров В.В. «Лазер на кристалле  $\text{ZnSe}:\text{Fe}^{2+}$  с накачкой излучением нецепного электроразрядного НЧ-лазера при комнатной температуре»// *Квант. электроника*, 2014, **44** (2), 141–144.
2. Firsov K N, Gavrishchuk E M, Kazantsev S Yu, Kononov I G and Rodin S A «Increasing the radiation energy of  $\text{ZnSe}:\text{Fe}^{2+}$  laser at room temperature»// *Laser Phys. Lett.* (2014) **11** (8) 085001.
3. Firsov K. N., Gavrishchuk E. M., Kazantsev S. Yu., Kononov I. G., Nefedov S. M. and Rodin S. A. «Spectral and temporal characteristics of  $\text{ZnSe}:\text{Fe}^{2+}$  laser pumped by radiation of non-chain HF(DF) laser at room temperature»// *Laser Phys. Lett.* (2014) **11** 125004.
4. Воронов А.А., Козловский В.И., Коростелин Ю.В., Ландман А.И., Подмарьков Ю.П., Полушкин В.Г., Фролов М.П., "Пассивный затвор на основе монокристалла  $\text{Fe}^{2+}:\text{ZnSe}$  для модуляции добротности лазеров трехмикронного диапазона"// *Квантовая электроника*, 2006, 36 (1), 1–2.

## ПОЛУЧЕНИЕ МОЩНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ГЕНЕРАЦИИ НА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦАХ $\text{Fe}^{2+}:\text{ZnSe}$ И $\text{Fe}^{2+}:\text{ZnS}$ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Гавришук Е.М.<sup>1,2</sup>, Казанцев С.Ю.<sup>3</sup>, Кононов И.Г.<sup>3</sup>, Роголин В.Е.<sup>4,5</sup>, Родин С.А.<sup>1,2</sup>, Фирсов К.Н.<sup>3,6</sup>

<sup>1</sup>*ИХВВ РАН, Нижний Новгород, Россия, [gavr@ihps.nnov.ru](mailto:gavr@ihps.nnov.ru)*

<sup>2</sup>*НИИУ, Нижний Новгород, Россия, [rodin@ihps.nnov.ru](mailto:rodin@ihps.nnov.ru)*

<sup>3</sup>*ИОФ РАН, Москва, Россия, [kazan@kapella.gpi.ru](mailto:kazan@kapella.gpi.ru)*

<sup>4</sup>*ОАО «НЦЛСК «Астрофизика», Москва, Россия, [v-rogalin@mail.ru](mailto:v-rogalin@mail.ru)*

<sup>5</sup>*ФГБОУ ВПО «Тверской государственный университет», Тверь, Россия;*

<sup>6</sup>*НИЯУ МИФИ, Москва, Россия, [k\\_firsov@rambler.ru](mailto:k_firsov@rambler.ru)*

В области 2,6-3,1 мкм самыми мощными и удобными для практического использования являются электрохимические HF лазеры на нецепной реакции [1]. Генерация в этих лазерах наблюдается почти одновременно на 1-2 десятках узких линий в области 2,6-3,1 мкм. Для решения ряда прикладных задач необходимы источники лазерного излучения в диапазоне 4 – 5 мкм. Поэтому актуален поиск методов преобразования излучения HF лазера в данную область с возможностью плавной перестройки длины волны генерации. Параметры импульса HF лазера оптимальны для оптической накачки твердотельных лазеров на легированных  $\text{Fe}^{2+}$  кристаллах ZnSe и ZnS. В докладе представлены результаты исследований спектральных и энергетических характеристик  $\text{Fe}^{2+}:\text{ZnSe}$  и  $\text{Fe}^{2+}:\text{ZnS}$  лазеров, возбуждаемых импульсом нецепного HF лазера (длительность импульса ~150 нс) при комнатной температуре [2]. Активные элементы изготовлены из поликристаллического ZnSe (ZnS), легированного методом диффузии [3]. Образцы поликристаллов  $\text{Fe}^{2+}:\text{ZnSe}$  и  $\text{Fe}^{2+}:\text{ZnS}$ , отличались временем отжига, необходимого для легирования ионами  $\text{Fe}^{2+}$  (7 и 15 дней). На образце  $\text{Fe}^{2+}:\text{ZnSe}$  (отжиг 7 дней) получена энергия генерации  $W_r=250$  мДж в спектральной области 4-5 мкм при эффективности преобразования  $\geq 25\%$ . На образце  $\text{Fe}^{2+}:\text{ZnS}$  энергия генерации составила  $W_r=12,2$  мДж в спектральной области 3,7-4,65 мкм при эффективности преобразования ~12%. Достаточно низкий КПД  $\text{Fe}^{2+}:\text{ZnS}$  лазера обусловлен тем, что длительность импульса накачки ( $\tau_{0,5}=150$  нс) превышает время жизни верхнего лазерного уровня в  $\text{Fe}^{2+}:\text{ZnS}$  лазере (при комнатной температуре  $\tau_{ж}<60$  нс). Работа поддержана грантами РФФИ № 15-08-02562 и № 15-02-06005.

### Литература

5. Булаев В.Д., Гусев В.С., Казанцев С.Ю., Кононов И.Г., Лысенко С.Л., Морозов Ю.Б., Познышев А.Н., Фирсов К.Н. "Электроразрядный импульсно-периодический HF-лазер с большой энергией излучения"//*Квантовая электроника*, (2010) **40** (7), 615–618.
6. Firsov K N, Gavrishchuk E M, Kazantsev S Yu, Kononov I G and Rodin S A «Increasing the radiation energy of ZnSe:  $\text{Fe}^{2+}$  laser at room temperature»// *Laser Phys. Lett.* (2014) **11** (8) 085001.
7. Firsov K.N., Gavrishchuk E.M., Kazantsev S.Yu., Kononov I.G., Maneshkin A.A., Mishchenko G M, Nefedov S.M., Rodin S.A., Velikanov S.D., Yutkin I.M., Zaretsky N.A., Zotov E.A.// *Laser Phys. Lett.* (2014) **11** 125004.



# ДИФФУЗИОННЫЙ РОСТ ПОР В НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ МЕХАНИЧЕСКИХ НАГРУЖЕНИЯХ

**Галактионова А.В., Емалетдинов А.К.**

*Уфимский государственный авиационный технический университет, г.Уфа, Россия g-arina@yandex.ru*

Длительная эксплуатация рабочих лопаток турбины из нанокристаллического жаропрочного сплава с  $\gamma'/\gamma$ -микроструктурой в условиях высоких температур и нагрузок сопровождается развитием пор и трещин, которые определяют ресурс. Сплавы испытывают комплексное воздействие нескольких эксплуатационных факторов: высоких нагрузок, вибрации, неравномерного циклического нагрева. Под действием термомеханических нагрузок происходит зарождение вакансий, активация диффузионных процессов, в частности рост пор. Рост пор в жаропрочном сплаве при эксплуатации включает ряд физических процессов: возникновение избыточной концентрации вакансий; неустойчивость и коагуляция вакансий в кластеры и зарождение поры критического размера; рост пор. За счет работы термомеханических нагрузок происходит зарождение избыточных вакансий, которые будут конденсироваться в кластеры и поры.

Рассматривается бесконечная изотропная пластина, находящаяся под действием постоянных и циклических растягивающих напряжений вдоль пластины и температурного градиента поперек пластины. Записано уравнение кинетики изменения плотности избыточных вакансий. С помощью уравнений для потока вакансий и химического потенциала получено выражение для плотности потока вакансий с учетом диффузионного и дрейфового движений вакансий. При взаимодействии одиночных избыточных вакансий в поле напряжений и температур возникают неустойчивости, приводящие к образованию кластеров вакансий. Записано выражение для избыточной плотности вакансий. Избыточные вакансии будут поглощаться кластерами и приводить к зарождению пор. Распределение вакансий вблизи поры определяется полем напряжений поры и зависит от радиуса поры. Устойчивый рост поры реализуется, когда концентрация вакансий вблизи поверхности поры становится меньше средней избыточной концентрации вакансий вдали от поры. Условием этого является превышение значения размера поры критического значения. Получено уравнение для критического размера при росте пор. Кинетика роста поры определяется потоком вакансий на поверхность поры и вероятностью их поглощения. Показано, что, используя приведенные уравнения, можно получить уравнение кинетики для поры. Записана система уравнений, описывающая кинетику зарождения избыточных вакансий, кластеров вакансий и роста поры под действием термомеханической нагрузки. Решение возможно только численными методами. Отмечается, что образование, рост и рассасывание поры под действием термомеханической нагрузки зависят от ее критического размера: при размере поры больше критического пора растет, в то время как при размере поры меньше критического пора начинает рассасываться. Интенсивность скорости рассасывания и роста поры зависят от параметров самого материала

## ИНЖЕНЕРИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН И ПРОЧНОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛОВ

**Глезер А.М.<sup>1,2</sup>, Столяров В.Л.<sup>1</sup>, Шурыгина Н.А.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> *НИТУ «МИСиС», Москва, Россия*

<sup>2</sup> *ГНЦ РФ «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия*

[a.glezer@mail.ru](mailto:a.glezer@mail.ru)

Рассмотрены общие принципы достижения теоретической прочности поликристаллов, основанные на конкуренции процессов дислокационного течения в соответствии с соотношением Холла-Петча и низкотемпературного зернограничного проскальзывания в соответствии с обратным соотношением Холла-Петча. Показано, что торможение и полное подавление зернограничного проскальзывания с использованием метода инженерии границ зерен (целенаправленного введения в границы зерен наночастиц боридных нанофаз), способствует достижению значений микротвердости в нанокристаллических сплавах на основе титана, близких к предельным (теоретическим) значениям. Проведены эксперименты по компьютерному моделированию, которые полностью подтверждают эффективность метода инженерии границ зерен для достижения сверхвысоких прочностных характеристик.

# ОЦЕНКА ПОКАЗАТЕЛЕЙ ПРЕЛОМЛЕНИЯ И ВРАЩЕНИЯ ПЛОСКОСТИ ПОЛЯРИЗАЦИИ СВЕТА В КРИСТАЛЛАХ СЕМЕЙСТВА ЛАНГАСИТА

Головина Т.Г., Константинова А.Ф., Дудка А.П., Милль<sup>1</sup> Б.В.

Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия

<sup>1</sup>Московский государственный университет, Россия

E-mail: [tatgolovina@mail.ru](mailto:tatgolovina@mail.ru)

Проведен расчет показателей преломления  $n_o$ ,  $n_e$ , двупреломления  $\Delta n$  и вращения плоскости поляризации света  $\rho$  в направлении оптической оси для некоторых кристаллов семейства лангасита. Использована формула  $n^2 = (2R + M/d)/(M/d - R)$ , где  $R$  – рефракция,  $M$  – молярная масса,  $d$  – плотность вещества. Рефракция для кристалла была выражена как сумма рефракций "фрагментов", на которые можно "разбить" его формулу, например,  $\text{La}_3\text{Ga}_5\text{SiO}_{14}$  записывается в виде  $3/2(\text{La}_2\text{O}_3)5/2(\text{Ga}_2\text{O}_3)(\text{SiO}_2)$ . Из известных значений  $n_o$  и  $n_e$  кристаллов LGS, LGG, LNG, LTG, CGG, SGG [1], с использованием некоторых экспериментальных рефракций [2] вычислены рефракции "фрагментов":  $\text{La}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Ga}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Nb}_2\text{O}_5$ ,  $\text{Ta}_2\text{O}_5$ ,  $\text{GeO}_2$ ,  $\text{CaO}$ ,  $\text{SrO}$ ,  $\text{BaO}$ ,  $\text{ZrO}_2$ . На основании полученных значений рефракций и структурных данных [3] произведен расчет  $n_o$ ,  $n_e$  и  $\Delta n$  для кристаллов CTGS, STGS, BTGS, CNGS, SNGS, LTGS, LTZG, NGS, BGG, LGTi для разных длин волн. Используя экспериментальные значения  $\rho$  [1,4-6], экспериментальные [1] и рассчитанные  $\Delta n$ , построена зависимость  $\rho$  от  $\Delta n$  (рис. 1, ● – экспериментальное  $\Delta n$ , ■ – рассчитанное  $\Delta n$ ). Эта зависимость хорошо аппроксимируется прямой линией. Можно предположить, что для кристаллов NGS, BTGS, LTGS, LTZG, BGG, LGTi, для которых нет экспериментальных данных, значения  $\rho$  также согласуются с указанной зависимостью (рис. 1, ◆).

Также, с использованием полученных результатов для  $\rho$  и  $\Delta n$  и структурных данных (координаты атомов и анизотропные параметры атомных смещений) [3] проведен расчет поляризуемостей ионов по программе WinOptAct [7]. Поляризуемости подбирались таким образом, чтобы выдаваемые программой величины  $\rho$  и  $\Delta n$  были близки к ранее вычисленным.

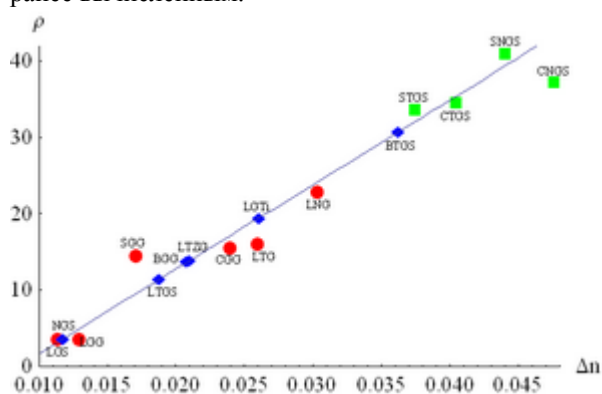


Рис. 1. Зависимость  $\rho$  от  $\Delta n$ , длина волны  $\lambda = 0.589$  мкм.

● измерены  $\rho$  и  $\Delta n$ ;  
 LGS –  $\text{La}_3\text{Ga}_5\text{SiO}_{14}$ , LGG –  $\text{La}_3\text{Ga}_5\text{GeO}_{14}$ ,  
 LNG –  $\text{La}_3\text{Nb}_{0.5}\text{Ga}_{5.5}\text{O}_{14}$ , LTG –  $\text{La}_3\text{Ta}_{0.5}\text{Ga}_{5.5}\text{O}_{14}$ ,  
 CGG –  $\text{Ca}_3\text{Ga}_2\text{Ge}_4\text{O}_{14}$ , SGG –  $\text{Sr}_3\text{Ga}_2\text{Ge}_4\text{O}_{14}$ .  
 ■ измерены  $\rho$  и рассчитаны  $\Delta n$   
 CTGS –  $\text{Ca}_3\text{TaGa}_3\text{Si}_2\text{O}_{14}$ , STGS –  $\text{Sr}_3\text{TaGa}_3\text{Si}_2\text{O}_{14}$   
 CTGS –  $\text{Ca}_3\text{TaGa}_3\text{Si}_2\text{O}_{14}$ , CNGS –  $\text{Ca}_3\text{NbGa}_3\text{Si}_2\text{O}_{14}$   
 ◆ рассчитанные  $\rho$  и  $\Delta n$ .  
 NGS –  $\text{Nd}_3\text{Ga}_5\text{SiO}_{14}$ , LTGS –  $\text{La}_3\text{Ta}_{0.25}\text{Ga}_{5.25}\text{Si}_{0.5}\text{O}_{14}$   
 LTZG –  $\text{La}_3\text{Ta}_{0.25}\text{Zr}_{0.5}\text{Ga}_{5.25}\text{O}_{14}$ ,  
 BTGS –  $\text{Ba}_3\text{TaGa}_3\text{Si}_2\text{O}_{14}$ , BGG –  $\text{Ba}_3\text{Ga}_2\text{Ge}_4\text{O}_{14}$ ,  
 LGTi –  $\text{La}_3\text{Ga}_5\text{TiO}_{14}$

## ЛИТЕРАТУРА

1. Батурина О.А. и др. // Кристаллография. 1987. Т. 32. № 2. С. 406.
2. Бацанов С.С. Структурная рефрактометрия. М., 1976. 304 с.
3. Дудка А.П., Милль Б.В. // Кристаллография. 2014. Т. 59. № 5. С. 759.
4. Wei A. et al // Cryst. Res. Technol. 2006. V. 41. № 4. P. 371.
5. Гераськин В.В. и др. // Материалы электронной техники. 2009. № 3. С. 33.
6. Веремейчик Т.Ф. // Труды симпозиума ОДРО-15, 2012 г. С. 59.
7. Glazer A.M. // J. Appl. Cryst. 2002. V. 35. P. 652.

# КРИСТАЛЛЫ SrMgF<sub>4</sub> КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЙ НЕЛИНЕЙНЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ ВУФ-ДИАПАЗОНА

Голошумова А.А.<sup>1</sup>, Исаенко Л.И.<sup>1,2</sup>, Елисеев А.П.<sup>1</sup>, Наумов Д.Ю.<sup>3</sup>, Лобанов С.И.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт геологии и минералогии им. В.С. Соболева СО РАН, Новосибирск, Россия, [alingol-nsk@yandex.ru](mailto:alingol-nsk@yandex.ru)

<sup>2</sup>Новосибирский национальный исследовательский государственный университет, Новосибирск, Россия.

<sup>3</sup>Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН, Новосибирск, Россия.

В настоящее время существует значительная потребность в лазерных источниках для ВУФ-УФ диапазона. Однако, число нелинейных материалов для генерации когерентного излучения в этом диапазоне очень мало: как правило, материалы с широкой запрещенной зоной имеют низкие нелинейные коэффициенты. Известно, что для сегнетоэлектрических кристаллов существует возможность повысить эффективность нелинейного преобразования путем приложения внешнего электрического поля. В последнее время внимание исследователей привлекают кристаллы SrMgF<sub>4</sub>. Согласно теоретическим расчетам они имеют две фазы (температура фазового перехода составляет около 450К) и могут обладать сегнетоэлектрическими свойствами [1]. Однако этот факт не имел практического подтверждения.

Цель представленной работы заключалась в выращивании кристаллов SrMgF<sub>4</sub> высокого качества и исследовании их на предмет наличия фазового перехода, определении структур высоко- и низкотемпературной фаз, диапазона прозрачности, а также оценки нелинейных коэффициентов.

Синтез SrMgF<sub>4</sub> проводили из фторидов стронция и магния в присутствии фтор-агента (CF<sub>4</sub>). Методом Бриджмена были выращены кристаллы высокого качества размером 10×10×5 мм<sup>3</sup>. Структурные исследования проводились на автоматическом дифрактометре Bruker APEX DUO (MoK $\alpha$ -излучение, графитовый монохроматор, CCD-детектор) в диапазоне температур от 123К до 623К с интервалом 50К. В результате было установлено наличие низкотемпературной и высокотемпературной фаз. При комнатной температуре SrMgF<sub>4</sub> имеет моноклинную сингонию, пространственная группа P2<sub>1</sub>. При температуре 478К кристалл претерпевает фазовый переход со сменой симметрии P2<sub>1</sub>→Smc2<sub>1</sub>. Поляризационно-оптическими методами было установлено, что имеет место сегнетоэластический фазовый переход второго рода [2]. Исследования спектров пропускания показали, что коротковолновый край поглощения находится на 122 нм. Нелинейные коэффициенты для низкотемпературной и высокотемпературной фаз были оценены из первых принципов на основе данных об их электронных структурах. Для низкотемпературной фазы коэффициент нелинейности составляет d<sub>22</sub>=0.044 пм/В, что превышает соответствующую величину для ближайшего аналога – кристалла BaMgF<sub>4</sub>.

Таким образом, кристаллы SrMgF<sub>4</sub> могут рассматриваться в качестве перспективного сегнетоэлектрического материала для преобразования лазерного излучения в ВУФ диапазоне.

Работа выполнена при финансовой поддержке междисциплинарного интеграционного проекта фундаментальных исследований СО РАН № 28.

- 
1. S.C. Abrahams, *Acta Cryst.* 2002, B58, 34.
  2. S. V. Mel'nikova, L. I. Isaenko, A. A. Goloshumova and S. I. Lobanov, *Physics of the Solid State* 2014, 56, 757.

# ОЦЕНКА РИСКОВ КАК ИНСТРУМЕНТ УЛУЧШЕНИЯ СИСТЕМЫ МЕНЕДЖМЕНТА КАЧЕСТВА ИСПЫТАТЕЛЬНОЙ ЛАБОРАТОРИИ

**Гореева Ж.А., Быкова М.Б., Диденко И.С., Козлова Н.С.**  
*НИТУ «МИСиС», Москва, Россия, E-mail: [goreeva\\_j@mail.ru](mailto:goreeva_j@mail.ru)*

В соответствии с ГОСТ ISO 9000-2011 постоянное улучшение деятельности должно являться неизменной целью организации [1]. Также, в соответствии с требованиями к аккредитованным испытательным лабораториям, установленным межгосударственным стандартом ГОСТ ИСО/МЭК 17025-2009, лаборатория должна постоянно улучшать результативность системы менеджмента качества [2].

Однако, невозможно и нецелесообразно улучшать одновременно всё, важно определиться с приоритетами, чтобы улучшать то, что действительно наиболее актуально и значимо в данный момент.

В работе приводится опыт аккредитованной испытательной лаборатории «Монокристаллы и заготовки на их основе» (ИЛМЗ) НИТУ «МИСиС» в практической реализации такого инструмента анализа деятельности как оценка рисков с целью определения приоритетных областей улучшения.

Менеджмент риска помогает в принятии решений в условиях неопределенности и возможности возникновения событий или обстоятельств воздействующих на достижение целей организации [3].

Для выявления и анализа рисков в деятельности ИЛМЗ был проведен «мозговой штурм» с участием сотрудников лаборатории, в результате которого определено 20 рисков, так или иначе влияющих на деятельность ИЛМЗ.

Для каждого риска по 10-ти бальной шкале оценены:

- влияние на деятельность лаборатории, А (1 – степень влияния минимальная, 10 – степень влияния максимальная),
- вероятность проявления риска, В (1 – вероятность проявления риска минимальная, 10 – вероятность проявления риска максимальная),
- возможность устранения риска своими силами, С (1 – возможность устранить риск своими силами минимальная, 10 – возможность устранить риск своими силами максимальная).

Итоговой оценкой риска является коэффициент приоритета риска (К), рассчитанный как произведение влияния, вероятности и возможности устранения ( $K = A * B * C$ ).

Риски отсортированы от максимального к минимальному коэффициенту приоритета и разделены на три группы в зависимости от его величины: I группа ( $K \geq 250$ ), II группа ( $150 \leq K < 249$ ), III группа ( $K < 149$ ). Риски I группы имеют наибольшее влияние, вероятность и возможность устранения силами лаборатории, их снижение является приоритетной задачей для улучшения деятельности лаборатории.

Оценка рисков позволяет комплексно проанализировать деятельность испытательной лаборатории и выявить наиболее проблемные области, требующие первоочередного внимания.

## **Список использованных источников**

- 1 ГОСТ ISO 9000-2011 «Системы менеджмента качества. Основные положения и словарь».
- 2 ГОСТ ИСО/МЭК 17025-2009 «Общие требования к компетентности испытательных и калибровочных лабораторий».
- 3 ГОСТ Р ИСО/МЭК 31010-2011 «Менеджмент риска. Методы оценки риска».

# ЭВОЛЮЦИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ПРОСЛОЙКИ В СПЛАВАХ ТИТАН-ЖЕЛЕЗО

**Горнакова А.С., Афоникова Н.С., Прокофьев С.И.**  
*Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия*  
[alenahas@issp.ac.ru](mailto:alenahas@issp.ac.ru)

Образование прослоек второй фазы на границах зерен (ГЗ) сильно влияет на механические свойства многофазных материалов и, в частности, сплавов на основе титана, которые часто подвергаются закалке и старению для достижения высокой механической прочности [1–4]. Кинетика формирования зернограничных прослоек второй фазы является важным фактором, контролирующим механические свойства сплавов. Поэтому изучение кинетики формирования зернограничных прослоек и влияния на нее температуры имеет большое практическое значение, т.к. данные, получаемые в подобных исследованиях, помогают при выборе параметров термообработки, при которой достигаются оптимальные характеристики многофазных сплавов. Вторая твердая фаза на ГЗ может как формировать сплошные прослойки, так и состоять из отдельных частиц [5]. При этом, в зависимости от температуры, равновесию могут соответствовать или прослойки, или цепочки частиц [6, 7].

В данной работе исследовалось влияние температуры, атмосферы и времени отжига на рост зернограничных прослоек в сплавах Ti-1 масс.% Fe, Ti-2.8 масс.% Fe, Ti-4.3 масс.% Fe, Ti-6.5 масс.% Fe и Ti-10 масс.% Fe (595-815°C). Было показано, что концентрация второго компонента влияет на температурную зависимость доли границ зерен полностью покрытых ( $\alpha$ Ti)-фазой. Также экспериментально было показано, что атмосфера не влияет на образование и толщину зернограничных прослоек, в то время как продолжительность отжига оказывает существенное влияние.

## Литература:

1. *Колачев Б.А., Ливанов В.А., Буханов А.А.* // Механические свойства титана и его сплавов. М.: Metallurgy, 1974.
2. *Вульф Б.К.* // Термическая обработка титановых сплавов. М.: Metallurgy, 1969.
3. *Цвиккер У.* // Титан и его сплавы. / Под ред. О.П. Елютина, С.Г. Глазунова. М.: Metallurgy, 1979. С. 511.
4. *Маквиллэн М.К.* // Фазовые превращения в титане и его сплавах. / Под ред. Н.Ф. Аношкина. М.: Metallurgy, 1967. С. 75.
5. *Straumal B.B., Gornakova A.S., Kucheev Y.O., Baretzky B., Nekrasov A.N.* // J. Mater. Eng. Performance 2012. Vol. 21. P. 721.
6. *Straumal B.B., Gust W.* // Mater. Sci. Forum 1996. Vol. 207. P. 59.
7. *Straumal B.B., Gornakova A.S., Kogtenkova O.A., Protasova S.G., Sursaeva V.G., Baretzky B.* // Phys. Rev. B 2008. Vol. 78. P. 054202.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 12-03-00894).

# ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ВЫЗВАННЫЕ ПЛАСТИЧЕСКИМИ ДЕФОРМАЦИЯМИ В СПЛАВАХ Ti-Fe

**Горнакова А.С., Страумал Б.Б., Кильмаметов А.Р.**  
*Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия*  
[alenahas@issp.ac.ru](mailto:alenahas@issp.ac.ru)

Сочетание низкой плотности, отличных механических свойств и хорошей устойчивости к коррозии делает титан и его сплавы одними из лучших конструкционных материалов. Сплавы Ti-Fe имеют весьма важное значение среди сплавов на основе титана легированных  $\beta$ -стабилизатором.

В работе исследовались два сплава титана с добавлением 1 и 10 масс. % Fe. Слитки сплавов готовились в вакууме из высокочистых компонентов (99,9% Ti и 99,97% Fe), диаметр слитка - 10 мм. После распилки, шлифовки и химического травления, были приготовлены диски толщиной 0,7 мм. Далее диски деформировали кручением под высоким давлением (КВД) в блоке Бриджмена (типа наковальня), при комнатной температуре, давлении 7 ГПа и было сделано 5 оборотов (1 оборот в минуту). Так же сплавы были подвергнуты одноосному сжатию, в той же КВД машине, без кручения, при 7 ГПа в течение 5 мин.

Результаты представлены на Рис. 1, видно, что в сплаве Ti - 10 масс.% Fe пик соответствующий фазе ( $\omega$ Ti) отсутствует.

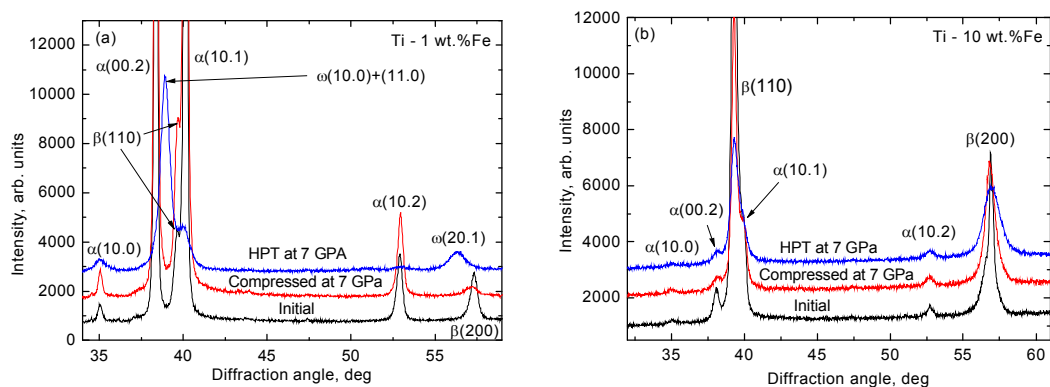


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы сплавов: (а) Ti-1 масс. % Fe и (б) Ti-10 масс. % Fe. Нижняя линия соответствует литому (исходному) состоянию, средняя - при сжатии 7 ГПа и верхняя - сжатие 7 ГПа и кручение. Рисунки вертикально сдвинуты для лучшего сравнения.

## Выводы:

- (1). Интенсивная пластическая деформация при КВД приводит к сильному измельчению зерна в сплавах Ti-Fe.
- (2). Во время КВД в сплаве Ti-1 масс. % Fe появляется фаза высокого давления ( $\omega$ Ti) и данная фаза остается при давлении окружающей среды.
- (3). Фаза высокого давления ( $\omega$ Ti) исчезает при нагревании около 143°C.
- (4). Сплав Ti-10 масс.% Fe содержит в исходном состоянии смесь ( $\alpha$ Ti) + ( $\beta$ Ti), после одноосного сжатия и КВД, ( $\omega$ Ti) не появляется. Это означает, что добавление Fe подавляет образование ( $\omega$ Ti) во время КВД.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 12-03-00894).

## ВЛИЯНИЕ ЗАКАЛКИ ИЗ РАСПЛАВА НА СТРУКТУРУ БОРСОДЕРЖАЩИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Горшенков М.В., Щетинин И.В., Фаерштейн К.Л., Табачкова Н.Ю., Белов Н.А., Глезер А.М.  
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

Интерес к борсодержащим сплавам на основе алюминия обусловлен их потенциальной применимостью как конструкционных, так и функциональных элементов в контейнерах сухого хранения отработанного ядерного топлива. Из-за высокого сечения захвата тепловых нейтронов у бора, данные элементы конструкции несут в себе функцию поглотителей нейтронного излучения, не позволяя развиваться цепной ядерной реакции внутри контейнера. Для получения наилучшей эффективности поглощения нейтронов, в материал необходимо ввести как можно больше бора. Однако, задача введения бора не является тривиальной, т.к. растворимость бора в алюминии при комнатной температуре практически нулевая. Существующие подходы введения бора и борсодержащих частиц в алюминий через расплав, не обеспечивают равномерности распределения бора, сохранения легирующих элементов алюминиевого сплава, т.к. борсодержащие частицы вступают в химическую реакцию с ними. За счет того теряется существенная часть упрочнения материала. Метод механо-химического синтеза имеет недостатки в виде загрязнения материала продуктами износа мелющих тел, а так же окисления получаемого порошка.

В настоящей работе был применен совершенно новый подход к формированию борсодержащего алюминиевого сплава. Сплавы систем Al-10B и Al-2B-2Cu-2Mn-0.2Zr-0.1Sc были получены методом закалки из расплава от температур, превышающих температуру растворения бора в расплаве алюминия. Формирование микроструктуры было исследовано методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа. Исследования показали, что при закалке из расплава происходит формирование наноразмерных частиц  $AlB_2$  в матрице алюминиевого сплава, как результат распада пересыщенного твердого раствора. При том, в матрице алюминиевого сплава, практически нет растворенного бора. Анализ дифракционной картины в ПЭМ показывает наличие тяжей вдоль направлений типа 111, обусловленных малостью частиц  $AlB_2$ . Таким образом, в быстрозакаленном сплаве Al-10B присутствуют пластинчатые выделения, растущие на плоскостях  $\{111\}$ , связанные с алюминиевой матрицей ориентационным соотношением  $[0001]AlB_2 \parallel [111]Al$ , а  $[10\bar{1}0]AlB_2 \parallel [110]Al$ . В сплаве с 2% бора, таких наноразмерных частиц  $AlB_2$  найдено не было.

Термическая устойчивость наноразмерных частиц  $AlB_2$  была исследована методом просвечивающей электронной микроскопии путем нагрева образца in-situ в колонне микроскопа. Показано, что данные частицы устойчивы вплоть до 400°C. При нагреве выше 400°C происходит укрупнение частиц  $AlB_2$  до микронного размера внутри алюминиевых зерен.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ мол\_А проект номер 14-03-32098.



# КРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ СТРУКТУРЫ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ФАЗ

**Грешняков В.А., Беленков Е.А.**

*Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия*

*v.greshnyakov@yandex.ru*

Алмазоподобные фазы – это структурные разновидности углерода, состоящие из атомов в четырехкоординированных состояниях. Интерес к исследованию этих фаз обусловлен возможностью управления свойствами за счет изменения структуры соединений без изменения химического состава. Теоретически предсказана возможность существования более чем трех десятков алмазоподобных фаз [1-6]. В данной работе выполнен систематический анализ структуры и свойств ряда новых алмазоподобных фаз.

Расчеты структур, энергетических характеристик и плотностей электронных состояний алмазоподобных фаз были выполнены методом теории функционала плотности. Обменно-корреляционная энергия определялась в обобщенном градиентном приближении B3LYP. Влияние ионных остовов учитывалось по методу сохраняющего норму псевдопотенциала. Для интегрирования использовался набор  $k$ -точек  $12 \times 12 \times 12$ . Значение энергии отсечки было принято равным 60 Ридберг.

В результате вычислений была установлена возможность устойчивого существования 36 углеродных алмазоподобных фаз с эквивалентными позициями атомов. Из этих фаз 10 были модельно получены при сшивке графеновых слоев (L-фазы), 9 – сшивке или совмещении углеродных нанотрубок (T-фазы), 13 – сшивке или совмещении фуллереноподобных кластеров (C-фазы), и 4 фазы были сформированы при сшивке 3D-графитов (S-фазы). Кристаллические решетки этих фаз относятся к следующим сингониям: кубической, гексагональной, тригональной, тетрагональной и орторомбической. Для всех алмазоподобных фаз рассчитаны длины связей ( $L$ ), углы между связями ( $\beta$ ), плотности ( $\rho$ ), энергии сублимации ( $E_{sub}$ ), объемные модули ( $B_0$ ) и ширины запрещенных зон ( $\Delta$ ), диапазоны величин которых приведены в таблице.

Таблица. Структурные характеристики и свойства алмазоподобных фаз

Группа	$L$ , Å	$\beta$ , °	$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	$E_{sub}$ , эВ/ат.	$B_0$ , ГПа	$\Delta$ , эВ
L-фазы	1.469-1.837	81.4-131.8	2.59-3.49	7.03-7.86	325-446	0.8-5.44
T-фазы	1.483-1.687	81.8-142.2	2.58-3.07	7.16-7.51	306-373	1.3-4.6
C-фазы	1.422-1.647	59.5-148.3	1.46-2.82	6.35-7.44	141-351	1.9-4.4
S-фазы	1.484-1.731	85.8-134.4	3.17-3.55	6.69-7.73	341-438	2.6-4.9

Также были определены параметры деформации Def и Str, которые характеризуют отклонение длин межатомных связей и углов между связями в конкретной фазе относительно соответствующих величин для кубического алмаза. Установлено, что плотность и объемный модуль алмазоподобной фазы линейно зависят от деформационного параметра Def, тогда как энергия сублимации зависит от линейной комбинации Def и Str. Подобные закономерности наблюдаются также для кремниевых и карбидокремниевых аналогов алмазоподобных фаз.

- [1] В.А. Грешняков, Е.А. Беленков, ЖЭТФ **140**, 99 (2011).
- [2] Е.А. Беленков, В.А. Грешняков, ЖСХ **55**, 439 (2014).
- [3] Е.А. Беленков, В.А. Грешняков, ЖЭТФ **146**, 116 (2014).
- [4] Е.А. Belenkov, M.M. Brzhezinskaya, V.A. Greshnyakov, Diamond & Related Materials **50**, 9 (2014).
- [5] Е.А. Беленков, В.А. Грешняков, ФТТ **57**, 192 (2015).
- [6] Е.А. Беленков, В.А. Грешняков, ФТТ **57**, 1229 (2015).

## СТРАННОСТЬ В ПОВЕДЕНИИ ДИСЛОКАЦИЙ ОПРЕДЕЛЕННОГО ТИПА: АВТОБЛОКИРОВКА

**Гринберг Б.А., Иванов М.А.\***

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,  
Россия, [bella@imp.uran.ru](mailto:bella@imp.uran.ru)*

*\*Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова, НАНУ, Киев,  
Украина, [ivanov@imp.kiev.ua](mailto:ivanov@imp.kiev.ua)*

Представлен обзор, который содержит результаты исследования эффекта автоблокировки, представляющего собой превращения скользящих дислокаций в заблокированные при нулевом внешнем напряжении [1]. Эффект был предсказан теоретически на основе простой модели. Доказательства существования эффекта, состоящие в наблюдении вытягивания дислокаций вдоль выделенного направления, были получены с помощью экспериментов, включающих пластическую деформацию и последующий нагрев без нагрузки. Была разработана новая концепция, состоящая в том, что при двухдолинном потенциальном рельефе дислокации существует эффективная сила, пропорциональная разности в глубине долин, которая вызывает превращение дислокации в неразрушаемый барьер. На рис. 1 приведены цепочки асимметричных перегибов, возникающих в материалах с двухдолинным потенциальным рельефом дислокаций. В результате два эффекта – температурная аномалия предела текучести и автоблокировка – имеют единую природу: двухдолинный потенциальный рельеф дислокации. Оба этих эффекта наблюдались в интерметаллидах типа  $Ni_3Al$  и  $TiAl$ , а из чистых металлов - в Mg.

Вопрос о возможности блокировки дислокаций без помощи внешнего напряжения принадлежит к тем вопросам, на которые незамедлительно следует ответ: этого не может быть. Но после того, как в соответствии с теоретическими предположениями получены наблюдения автоблокировки, следует ответ: это очевидно. Реакция на наблюдение автоблокировки состояла в следующем: эффект возможен лишь в интерметаллидах из-за нагромождения частичных внутри сверхдислокаций. Тогда мы и попытались найти какой-либо простой металл, в котором возможна автоблокировка.

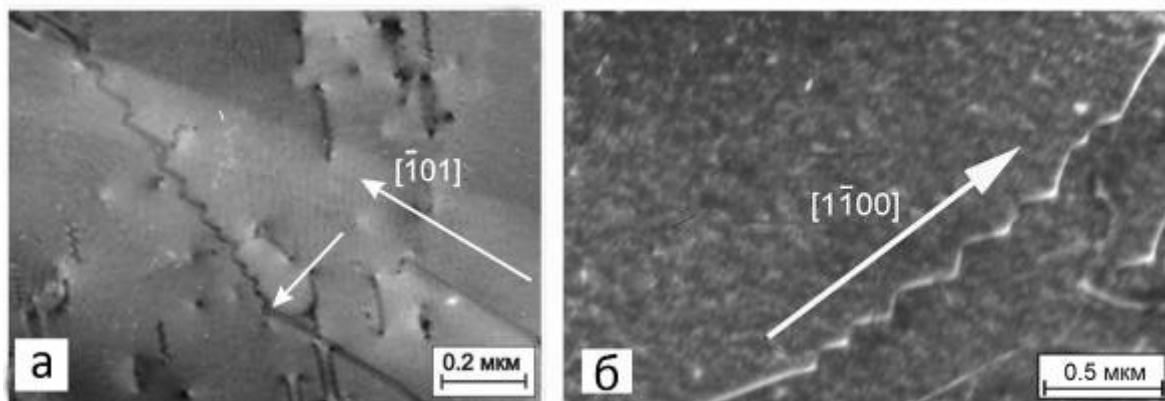


Рис. 1. Цепочка асимметричных перегибов вдоль направления, образующего некоторый угол с выделенным: а -  $Ni_3Ge$ ; б - магний

Исследование выполнено за счет гранта РФФИ № 14 02 00015.

Б.А. Гринберг, М.А. Иванов, О.В. Антонова, А.М. Пацелов, А.В. Плотников,  
А. М. Власова. Блокировка дислокаций без помощи внешнего напряжения: эксперимент и теория. Успехи физики металлов. 2013, Т.14, №2, С. 107 – 227.

# КИНЕТИКА НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО РАСПАДА МАРТЕНСИТА СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Гринберг Е. М., Алексеев А. А.

Тульский государственный университет, Тула, Россия,  
ant.suv-tula@mail.ru

В работе представлены результаты исследования кинетики низкотемпературного распада мартенсита закаленной стали 40X с помощью многофункционального нейтронного спектрометра ДН-2, который является типичным времяпролетным дифрактометром со средним разрешением по межплоскостному расстоянию. Измерения параметров кристаллической решетки производили в ходе вылеживания при комнатной температуре после закалки в минеральном масле и 10 %-ом водном растворе NaCl.

Как было установлено ранее с помощью измерения микротвердости, распад мартенсита при вылеживании или низкотемпературном отпуске разделяется на два этапа со значительно отличающейся интенсивностью снижения микротвердости: на первом этапе распад происходит с высокой скоростью, которая тем выше, чем больше скорость охлаждения при закалке, на втором этапе – распад резко замедляется.

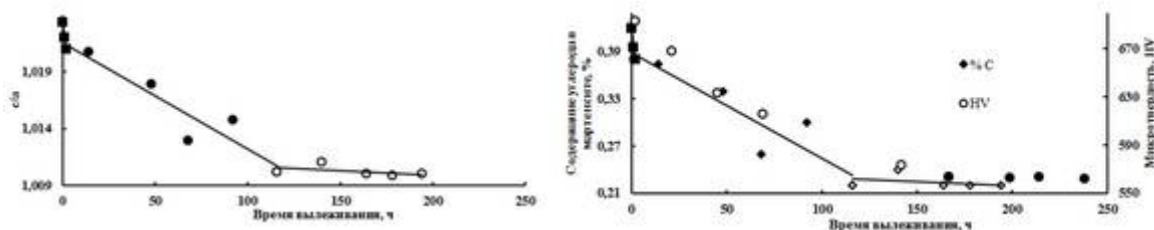


Рис. 1 – Зависимость степени тетрагональности от времени вылеживания в мартенсите и микротвердости (закалка в соли) от времени вылеживания (закалка в соли)

На рис. 1 видно, что характер изменения степени тетрагональности с течением времени вылеживания такой же, как и изменения микротвердости стали. Сокращение времени до первого измерения после окончания закалочного охлаждения до 10 мин позволило выделить две стадии превращения на первом этапе распада мартенсита. Первая стадия связана преимущественно с сегрегацией углерода на дислокациях. После закалки в соли ее продолжительность составила около 2 ч, а в масле – ~ 4 ч, что связано с меньшим пересыщением твердого раствора углеродом и меньшей плотностью дислокаций в свежезакаленной стали вследствие более низкой скорости охлаждения при закалке.

Вторая стадия интенсивного снижения степени тетрагональности обусловлена уходом углерода из решетки мартенсита с образованием предвыделений и далее дисперсных выделений промежуточного карбида. Завершение первого этапа распада определяется наступлением относительного равновесия между дисперсными частицами промежуточного карбида и окружающим их пересыщенным твердым раствором

По степени тетрагональности кристаллической решетки было рассчитано содержание углерода в мартенсите и построена его зависимость от времени вылеживания (рис. 2). Сопоставление изменения содержания углерода в решетке мартенсита и микротвердости от времени вылеживания показывает, что определяющим процессом, приводящим к изменению микротвердости, является уход углерода из пересыщенного твердого раствора.

## **ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВАНАДИЕВЫХ СПЛАВОВ РАЗНЫХ СИСТЕМ**

**Гриняев К.В.<sup>1,2,3</sup>, Дитенберг И.А.<sup>1,2</sup>, Тюменцев А.Н.<sup>1,2,3</sup>, Смирнов И.В.<sup>2,3</sup>,  
Чернов В.М.<sup>4</sup>, Потапенко М.М.<sup>4</sup>**

<sup>1</sup> *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

<sup>2</sup> *Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия*

<sup>3</sup> *Томский государственный университет, Томск, Россия*

<sup>4</sup> *ОАО «ВНИИНМ» им. А.А. Бочвара, Москва, Россия*

*(kvgrinyaev@inbox.ru)*

Представлены результаты сравнительного исследования влияния режимов термомеханических обработок на параметры структурно-фазовых состояний и характеристики кратковременной прочности и пластичности малоактивируемых ванадиевых сплавов систем V-4Ti-4Cr, V-2.4Zr-0.25C, V-1.2Zr-8.8Cr и V-1.7Zr-4.2Cr-7.6W.

Предложен универсальный режим модификации гетерофазного структурного состояния ванадиевых сплавов в процессе термомеханической обработки. Установлено, что применение этого режима обработки приводит к трансформации исходного крупнокристаллического состояния этих сплавов в мелкокристаллические состояния, в том числе с полигональной структурой. Показано, что реализуемые при этом термодинамические условия обеспечивают возможность трансформации исходных грубодисперсных (более 1 мкм) частиц метастабильных карбидов в однородно распределенные по объему наноразмерные (3-10 нм) частицы стабильной неметаллической фазы на основе фаз внедрения.

Результатом модификации гетерофазного структурного состояния ванадиевых сплавов является существенное увеличение кратковременной высокотемпературной прочности при сохранении значительного запаса низкотемпературной пластичности.

Обсуждается природа высокой термической стабильности гетерофазных структурных состояний, сформированных в результате термомеханической обработки изучаемых сплавов по предложенному режиму.

Рассмотрен вклад в увеличение значений предела текучести различных (твердорастворного, дисперсного, зернограничного, субструктурного) механизмов упрочнения. Проанализирована эффективность дисперсного упрочнения указанных выше сплавов при реализации механизма упрочнения по типу механизма Орована. В соответствии с проведенными оценками, для повышения прочности сплавов ( $\Delta\sigma$  до  $\approx 100$  МПа) необходимо трансформировать в мелкодисперсное состояние с однородным распределением не менее 25-50 % общей объемной доли исходных грубодисперсных частиц.

Исследования проведены с использованием оборудования Томского регионального центра коллективного пользования Томского государственного университета.

# ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА V-4Ti-4Cr В ПРОЦЕССЕ РАСТЯЖЕНИЯ ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

**Гриняев К.В.<sup>1,2,3</sup>, Дитенберг И.А.<sup>1,2</sup>, Тюменцев А.Н.<sup>1,2,3</sup>, Смирнов И.В.<sup>2,3</sup>,  
Чернов В.М.<sup>4</sup>, Потапенко М.М.<sup>4</sup>**

<sup>1</sup> *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

<sup>2</sup> *Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия*

<sup>3</sup> *Томский государственный университет, Томск, Россия*

<sup>4</sup> *ОАО «ВНИИНМ» им. А.А. Бочвара, Москва, Россия*

*([kvgrinyaev@inbox.ru](mailto:kvgrinyaev@inbox.ru))*

Методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии проведено комплексное изучение особенностей пластической деформации и разрушения мелкокристаллического сплава V-4Ti-4Cr после механических испытаний растяжением при температурах 20 и 800 °С.

Установлено, что пластическая деформация при комнатной температуре протекает, в основном, в объёме зерен, что приводит к фрагментации крупных кристаллитов на мелкие зерна и формированию высокодефектной микроструктуры с элементами субмикрокристаллического и наноструктурного состояния.

В процессе растяжения при повышенной (800 °С) температуре, вследствие разупрочнения границ зерен, пластическая деформация осуществляется, преимущественно, по этим границам.

Предполагается, что активизация явления локализации пластического течения является результатом формирования в высокопрочных состояниях мощных концентраторов напряжений и новых высокоэнергетических носителей кооперативных мод деформации – взаимосвязанных ансамблей дислокаций и точечных дефектов, взаимодействующих с ультрадисперсными частицами второй фазы.

Для объяснения структурной и токовой неустойчивости пластического течения в зонах локализации деформации, в рамках дислокационно-вакансионной модели [1, 2], в качестве механизма пластической деформации рассматривается механизм движения краевых дислокаций, подвижность которых определяется процессами их переползания при преодолении частиц второй фазы в условиях высокой концентрации деформационных точечных дефектов.

Показано, что взаимосвязь параметров микроструктуры и уровня прочностных свойств изучаемого сплава во многом определяется действующими механизмами пластической деформации и переориентации кристаллической решетки, активизация которых, в свою очередь, зависит как от условий внешнего воздействия, так и от особенностей локального упруго-напряженного состояния.

Исследования проведены с использованием оборудования Томского регионального центра коллективного пользования Томского государственного университета.

## **Литература**

1. Коротаяев А.Д., Тюменцев А.Н., Гончиков В.Ч., Олемской А.И. // Известия вузов. Физика. – 1991. – № 3. – С. 81-92.

2. Тюменцев А.Н., Гончиков В.Ч., Олемской А.И., Коротаяев А.Д. // Томск: Изд-во Том. ун-та. Препринт № 5, 1989. 40 с.

# МЕХАНОАКТИВАЦИЯ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛА – КАК СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СЛОЕВ И ПОКРЫТИЙ С РАЗВИТОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ

Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Тюрков М.Н.  
Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия  
[gryzunova-natalja@yandex.ru](mailto:gryzunova-natalja@yandex.ru)

Создание материалов различного функционального назначения с высокой удельной поверхностью возможно методом механоактивации катода непосредственно в процессе электрокристаллизации металла. Такие материалы широко используются в качестве эффективных катализаторов и адсорбентов. В данной работе предлагается способ получения материалов с развитой поверхностью на основе меди. Показано, что активация катода инертными микрочастицами (например, оксидом кремния и (или) оксидом алюминия) в процессе электрокристаллизации меди из сернокислых электролитов позволяет увеличить удельную поверхность медных покрытий в десятки и сотни раз. В экспериментах содержание активатора не превышало 10% от общего объема сернокислого электролита. Электроосаждение меди проводилось на сетчатом носителе из нержавеющей стали или никеле в потенциостатическом режиме осаждения. Активация осуществлялась путем перемешивания электролита с частицами. В результате активации медный осадок на сетчатом носителе приобрел весьма развитую поверхность (рис. 1 а). Проведенные рентгеноспектральные исследования медного покрытия показали, что инертные микрочастицы активатора в медное покрытие в процессе электроосаждения не включаются. После электроосаждения носитель с медными кристаллами (рис. 1 б) подвергли отжигу при температуре 400 С° в течение 4 часов, в результате чего на поверхности медного осадка сформировались нановискерные структуры (рис. 1 б, в), что позволило увеличить удельную поверхность покрытия еще на порядок.

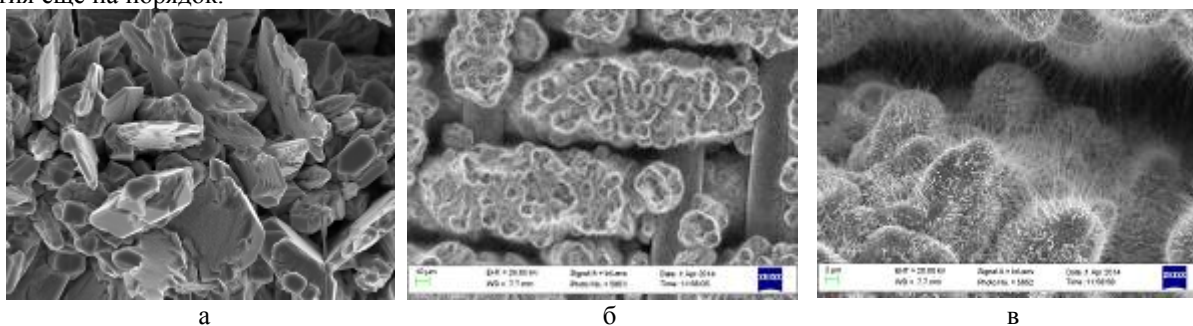


Рисунок 1 – Сетчатый носитель с электролитическим медным осадком: (а) осаждение в электролите с активацией катода; (б и в) – электроосаждение в электролите с активацией катода и после термообработки

Электронно-микроскопические снимки и рентгеноспектральный анализ медного покрытия после отжига показали, что в процессе термообработки, на поверхности кристаллов меди образовался пористый слой  $\text{Cu}_2\text{O}$ , на котором растут вискеры из  $\text{CuO}$  (рис. 1 б, в). Таким образом, активация инертными частицами катода, способствует формированию медных кристаллов с развитой поверхностью и с дефектной структурой, а последующая их термообработка обеспечивает формирование нановискерных структур, специфического рельефа и особого фазового состава покрытия.

*Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление №220, в ФГБОУ ВПО «Тольяттинский государственный университет», договор №14.В25.31.0011.*

# ИССЛЕДОВАНИЕ RABITS-ПОДЛОЖЕК Ni-W С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СИНХРОТРОННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

**Гурьев В.В., Светогоров Р.Д., Никонов А.А., Зубавичус Я.В., Шавкин С.В., Круглов В.С.**  
*Национальный Исследовательский Центр «Курчатовский институт», Москва, Россия*  
[gurjev@mail.ru](mailto:gurjev@mail.ru)

Биаксиально текстурированные никель-вольфрамовые (Ni-W) ленты рассматриваются в качестве подложек для рентабельного производства высокотемпературных сверхпроводящих лент второго поколения (ВТСП - 2). Твердые растворы системы Ni-W имеют ГЦК структуру, и при соответствующих условиях термомеханической обработки в лентах образуется острая кубическая текстура необходимая для дальнейшего технологического процесса. Термомеханическая обработка состоит из холодной прокатки ленты с высокой накопленной степенью деформации (не менее 92%) и последующего короткого (1 – 60 мин) текстурирующего отжига в температурном диапазоне 1000 – 1300 °С. Известно, что с увеличением концентрации вольфрама благоприятно меняются механические и магнитные свойства, однако для формирования острой текстуры необходима большая степень накопленной деформации [1], что существенно увеличивает стоимость производства. Для оценки целесообразности масштабного производства необходимо детальное понимание модификаций всех свойств с изменением состава ленты.

В настоящей работе исследуется влияние механических напряжений на магнитные свойства биаксиально текстурированных лент изготовленных из сплава NiW<sub>x</sub> с разной концентрацией вольфрама и степенью нагартовки. А также изменение структуры в образцах до и после отжига. С помощью метода спектроскопии поглощения EXAFS на синхротронном излучении установлено, что химическое состояние и локальное окружение W в образцах до и после отжига неэквивалентно. Обсуждаются причины полученных результатов. Эволюция структурных параметров получена методом рентгеновской дифракции.

Ленты для исследования с различным содержанием вольфрама 6,0; 7,4; 7,7; 9,0 at%W. были изготовлены в ОАО «ВНИИНМ» [1,2].

Измерения методами EXAFS и XRD проводились на станции структурное материаловедение Курчатовского источника синхротронного излучения.

## Список литературы

1. Д.Н.Раков, В.В.Самусевич, А.В.Николаев et. al. исследование влияния степени деформации на текстуру лент из сплавов системы Ni – W с различным содержанием вольфрама. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014 г., 7.
2. A.E.Vorobieva, I.M.Abdyukhanov, D.N.Rakov et al. Development of the paramagnetic RABiTS tapes for coated conductors. *Journal of Physics: Conference Series*. 2014 г., Т. 507, 022-027.

# СОЗДАНИЕ РЕГУЛЯРНОЙ СИСТЕМЫ ПОР В КРЕМНИИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ

Гусева Д.Г., Дмитриевский А.А., Ефремова Н.Ю., Столяров Р.А.

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

E-mail: dmitr2002@tsu.tmb.ru

Уникальные свойства пористого кремния в совокупности с простотой управления параметрами структуры обеспечивают ему широчайшую область для практических приложений [1]. Особый интерес вызывают регулярные системы пор кремния (РСПК), технология получения которых, как правило, основывается на электрохимическом анодировании пластин кремния, поверхность (100) которых предварительно текстурируется с использованием фотолитографии. Использование фотолитографии обуславливает наличие нижних границ для значений периода  $i$  и поперечного размера  $d$  каналов РСПК. В [2] было показано, что при формировании РСПК параметр  $d$  ограничивается снизу значением  $\sim 0.3 \mu\text{m}$ . Стремление к миниатюризации различных устройств на основе РСПК требует увеличения поверхностной плотности каналов пор и, соответственно, уменьшения  $i$  и  $d$ .

В работе для изготовления РСПК (методом электрохимического анодирования) на поверхности монокристаллического кремния предварительно формировались «матрицы» отпечатков индентора (глубина  $h = 140 \text{ nm}$ , период  $3 \mu\text{m} < i < 15 \mu\text{m}$ ). Морфология полученных РСПК исследована с использованием сканирующей электронной микроскопии (Рис.1). Установлено, что уменьшение расстояния между отпечатками индентора позволяет формировать РСПК с поперечными размерами пор  $d < 300 \text{ nm}$ , что недостижимо при использовании методов фотолитографии. Полученные данные свидетельствуют о возможности использования метода нанопринта для формирования регулярной системы микро- и нанопор в кремнии.

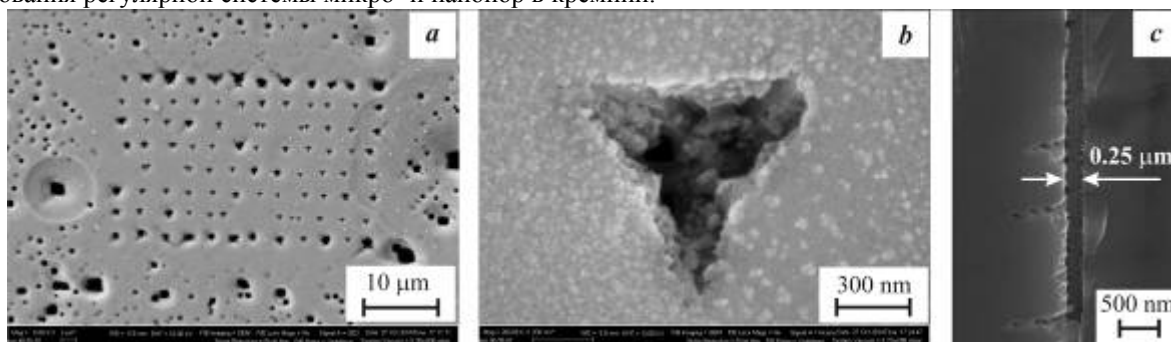


Рис. 1. СЭМ-изображения *a*) регулярной структуры пор кремния (период  $i = 3 \mu\text{m}$ ), *b*) основания канала, сформированного в области затравочной ямки – отпечатка индентора (пирамида Берковича), *c*) фрагмента поры на поперечном срезе.

Показано, что от периода  $i$  зависит форма основания каналов регулярной системы пор. Для РСПК с  $i = 3 \mu\text{m}$  характерна треугольная форма основания, «повторяющая» форму затравочных ямок (пирамида Берковича) (Рис.1, *b*). По мере увеличения периода основания каналов РСПК приобретают форму квадратов ( $5 \mu\text{m} \leq i \leq 10 \mu\text{m}$ ), крестов ( $8 \mu\text{m} \leq i \leq 15 \mu\text{m}$ ) и крестов-снежинок ( $i = 15 \mu\text{m}$ )

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 15-31-20235 мол\_а\_вед.

## Список литературы

1. Wehrspohn R.B. Ordered Porous Nanostructures and Applications / Springer. 2005. 207 p.
2. Lehmann V., Gruing U. // Thin Solid Films. 1997. V. 297. P. 13.



# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЗРЫВА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 110Г13Л

Гуськов А. В., Ломан В. А., Милевский К.Е.

*Новосибирский государственный технический университет*

*г. Новосибирск e-mail: [guskov@corp.nstu.ru](mailto:guskov@corp.nstu.ru), [Loman\\_95@mail.ru](mailto:Loman_95@mail.ru), [milevskiy\\_k@mail.ru](mailto:milevskiy_k@mail.ru)*

Исследования механических свойств стали 110Г13Л производились после её нагружения взрывом. Эксперименты проводились на клинообразных технологических пробах с использованием пластического взрывчатого вещества ЛВВ11-01.

Исследования механических свойств стали проводились по следующим направлениям:

- Исследование распределение твёрдости по глубине упрочнённого слоя, оно показало, что максимальная твёрдость достигается у поверхностного слоя, 39-42 HRC и падает с ростом расстояния от поверхности, на глубине 30 мм – 18-21 HRC;
- Кристаллографическое исследование структуры зёрен металла показало, что деформация зёрен менее 5 – 7%, но появляются полосы скольжения в зёрнах;
- Испытание на растяжение, показало, что увеличивается предел текучести материала. Распределение удлинения имеет максимальное значение на расстоянии от 9 до 21 мм от поверхности нагружения;
- Исследование плотности материала выявило, что плотность после нагружения взрывом, увеличивается. На расстоянии от поверхности нагружения 3-21 мм, зарегистрировано увеличение плотности стали 110Г13Л, на 3 – 4%.

На основе полученных результатов исследований, в упрочнённом слое материала, можно поделить на несколько подслоёв, с однородными механическими свойствами.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дерибас А.А. Физика упрочнения и сварки взрывом. – Новосибирск, 1972 г.
2. Лашко Н.Ф., Еремин Н.И. Фазовый состав и структура аустенитных сталей, М.:Машгиз,1957, 457 с
3. Гуськов А. В., Милевский К. Е., Яковлев А. Г. Сравнительный анализ упрочнения стали Гадфильда статической и высокоскоростной нагрузкой // Наука. Промышленность. Оборона труды XV всероссийской научно-технической конференции (г. Новосибирск, 23-25 апреля 2014г.) – Новосибирск НГТУ, 2014 – с 207 – 210.
4. Гуськов А.В., Драньков Н.О., Милевский К.Е. исследование механических свойств стали гадфильда при высокоскоростном нагружении // Деформация и разрушение материалов – Москва – 2011. - № 3. – с. 39-41.
5. Тушинский Л.И., Гуськов А. В., Милевский К. Е., Петров А. Ф. Влияние высокоскоростной ударной волны на микроструктуру и механические свойства стали Гадфильда 110Г13Л // Научный вестник НГТУ. – 2006. – № 4(25) с 186 – 194.
6. Guskov A.V., Milevsky K.E., N. Y. Mihaylova Research of Gadfield steel structure after dynamic loading // 7<sup>th</sup> World conference on explosives & blasting – Moscow, Russia, 2013.
7. Гуськов А. В., Милевский К. Е., Яковлев А. Г. Физико-механические свойства стали Гадфильда после ударно-волнового воздействия // Наука. Промышленность. Оборона труды XV всероссийской научно-технической конференции (г. Новосибирск, 23-25 апреля 2014г.) – Новосибирск НГТУ, 2014 – с 193 – 196.

# РЕГИСТРАЦИЯ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ КРЕМНИЯ Si-I→Si-II, ПРОТЕКАЮЩИХ ПОД ИНДЕНТОРОМ

Дмитриевский А.А., Ефремова Н.Ю., Гусева Д.Г., Столяров Р.А.

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

E-mail: dmitr2002@tsu.tmb.ru

При различных видах микро- и наноконтактных нагрузок могут быть развиты высокие давления, достаточные для протекания фазовых превращений в кремнии [1]. Это вызывает изменение свойств приповерхностных слоев Si. Таким образом, механические воздействия, фазовый состав и приповерхностные свойства Si оказываются взаимосвязанными. Известно [1], что при внедрении индентора алмазоподобная решетка Si-I переходит в так называемую металлизированную фазу Si-II ( $\beta$ -tin структура). При уменьшении нагрузки эта фаза превращается в относительно стабильные фазы Si-XII, Si-III и  $\alpha$ -Si (аморфный кремний). Одним из наиболее удобных, «классических» методов исследования фазового состава внутри отпечатка (после извлечения индентора) является микрорамановская спектроскопия. Однако, этот метод не позволяет регистрировать фазу Si-II, поскольку она полностью исчезает при разгрузке индентора.

В работе развит предложенный Трефиловым В.И. с соавторами [2] способ регистрации металлизированной фазы Si-II. Разработанный метод основан на синхронной регистрации электрического сопротивления образца и  $P$ - $h$ -диаграмм в процессе внедрения индентора (с линейно нарастающей нагрузкой) в узкий ( $d \approx 2 \mu\text{m}$ ) зазор между металлическими контактами (Рис. 1). Показана высокая чувствительность метода к изменению фазового состава (образованию фазы Si-II) в условиях сосредоточенной нагрузки.

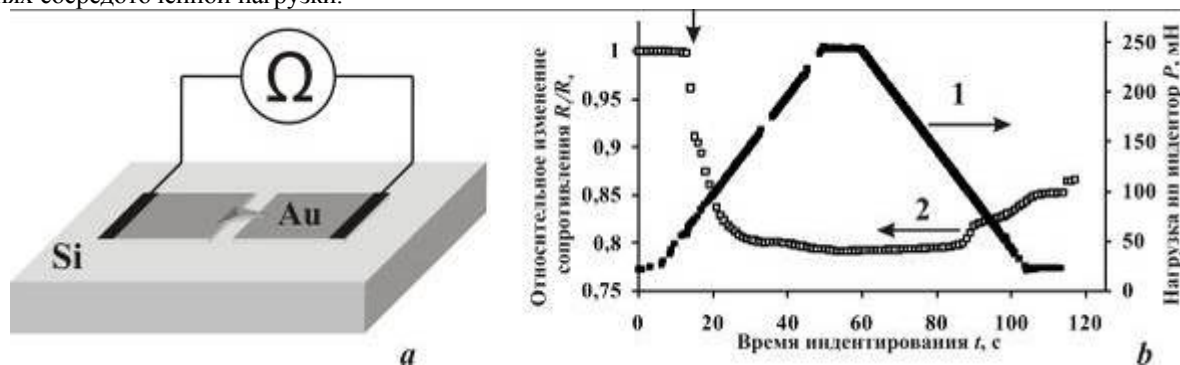


Рис. 1. Схематическое изображение измерительной ячейки - *a*) и зависимости нагрузки на индентор  $P$  и относительного изменения электрического сопротивления  $R_t/R_0$  при внедрении индентора от длительности индентирования - *b*). Стрелкой отмечен момент «замыкания» омических контактов металлизированной фазой.

Разработанный метод позволяет производить численную оценку объема металлизированной фазы, формируемой при индентировании. В частности, установлено, что при глубине внедрения индентора (пирамида Берковича)  $h = 1,42 \mu\text{m}$  объем металлизированной фазы имеет значение  $V = 32,3 \mu\text{m}^3$ .

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 15-02-04797 а.

## Список литературы

1. *Dominich V., Gogotsi Yu.* // Rev. Adv. Mater. Sci. 2002. V. 3. P. 1.
2. *Gridneva I.V., Milman Yu.V., Trefilov V.I.* // Phys. Stat. Sol. (a). 1972. V. 14. № 177. P. 177.

# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СУПЕРПРОТОННЫХ КРИСТАЛЛОВ СИСТЕМЫ $K_3H(SO_4)_2 - (NH_4)_3H(SO_4)_2 - H_2O$

**Е.В. Дмитричева, И.П. Макарова, В.В. Гребенев**  
*Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН, Москва, Россия*  
*MsDmitrichEva@yandex.ru*

Одно из наиболее перспективных направлений в области разработки топливных элементов – поиск новых материалов для протонообменных мембран, работающих при умеренных температурах 150 - 400°C. Из известных материалов таким требованиям удовлетворяют кристаллы семейства  $M_mH_n(XO_4)_{(m+n)/2}$  ( $M = K, Rb, Cs, NH_4; X = S, Se, P$ ). Практическое применение этих кристаллов-суперпротоников выводит на первый план необходимость установления закономерных связей между их составом, атомной структурой и физическими свойствами, стабилизацию суперпротонных фаз, выяснение особенностей кинетики структурных изменений.

Впервые проведено изучение солевой системы  $K_3H(SO_4)_2 - (NH_4)_3H(SO_4)_2 - H_2O$ , и выращены новые монокристаллы  $(K_{1-x}(NH_4)_x)_mH_n(SO_4)_{(m+n)/2} \cdot yH_2O$ . Обнаружено, что в зависимости от состава исходного раствора кристаллы имеют различные структурные типы. Использование растворов  $K_3H(SO_4)_2$  и  $(NH_4)_3H(SO_4)_2$  с соотношением близким к 1:1 приводит к росту монокристаллов со структурным типом, отличающимся от исходных соединений:  $(K_{1-x}(NH_4)_x)_9H_7(SO_4)_8 \cdot H_2O$  [1, 2]. Появление высокой проводимости в кристаллах  $K_9H_7(SO_4)_8 \cdot H_2O$  [3] при повышении температуры связано с диффузией кристаллизационной воды, перестройкой системы водородных связей в частично динамически разупорядоченную и формированием каналов для движения ионов K, причем только вдоль одного направления. В результате структурных исследований образцов  $(K_{1-x}(NH_4)_x)_9H_7(SO_4)_8 \cdot H_2O$  установлено, что в их состав вошло не менее 4% аммония. Сравнение данных для кристаллов  $K_9H_7(SO_4)_8 \cdot H_2O$  и  $(K_{1-x}(NH_4)_x)_9H_7(SO_4)_8 \cdot H_2O$  [2] показало, что замещение атомов K аммонием привело к снижению температуры структурного ФП на 8 K. В тоже время появление дополнительных водородных связей групп  $NH_4$ , блокирующих каналы проводимости ионов K, привело к уменьшению проводимости на 4 порядка.

Использование растворов  $K_3H(SO_4)_2$  и  $(NH_4)_3H(SO_4)_2$  с соотношением 9:1 приводит к росту кристаллов с таким же структурным типом, что и  $K_3H(SO_4)_2$ :  $(K_{1-x}(NH_4)_x)_3H(SO_4)_2$  [4]. На основании структурных исследований установлено, что в состав образцов  $(K_{1-x}(NH_4)_x)_3H(SO_4)_2$  вошло не менее 3% аммония, что оказалось достаточно для существенного изменения кинетики структурного ФП в сравнении с кристаллами  $K_3H(SO_4)_2$  в результате появления дополнительных водородных связей и изменения анизотропии координационного окружения, как катионов, так и тетраэдров  $SO_4$ . Использование растворов  $K_3H(SO_4)_2$  и  $(NH_4)_3H(SO_4)_2$  с соотношением 3:7 приводит к росту кристаллов с 57% аммония и пр. гр.  $R\bar{3}$  [5]. При этом величина проводимости монокристаллов уже при комнатной температуре соответствует проводимости исходных соединений при повышенных температурах.

Работа выполнена при финансовой поддержке по Программе фундаментальных исследований ОФН РАН П.5.

1. Е.В. Дмитричева и др. // Кристаллография (2014), 59(3), с.387 – 395.
2. E.V. Dmitricheva et al. // Solid State Ionics (2014), v.268, p.68 – 75.
3. I. Makarova et al. // Acta Cryst. B (2014), v.70(2), p.218.
4. Е.В. Дмитричева и др. // Кристаллография (2014), 59(6), с.966 – 972.
5. Е.В. Дмитричева и др. // Кристаллография (2015), в печати.

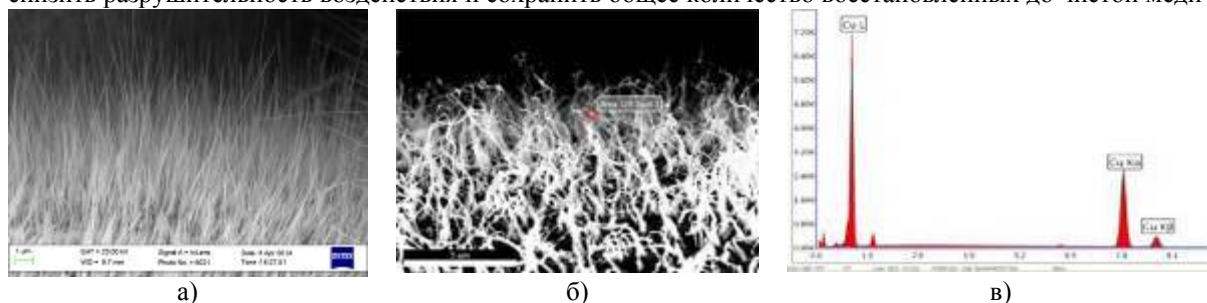
# ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ОКСИД МЕДНЫХ НАНОВИСКЕРОВ В АТМОСФЕРЕ ВОДОРОДА

Довженко О.А., Бекин В.В., Викарчук А.А., Хусаинова О.В.  
Тольяттинский государственный университет, г.Тольятти, Россия  
[oadov@mail.ru](mailto:oadov@mail.ru)

Оксид меди II является катализатором многих химических реакций, в том числе одним из компонентов катализаторов синтеза метанола. Медьсодержащие катализаторы синтеза метанола относятся к низкотемпературным катализаторам, которые помимо оксида меди содержат также оксид цинка в комбинации с алюминием, хромом, магнием, марганцем и другими элементами. Весьма перспективным является применение в катализе наноструктурных материалов, имеющих высокую удельную поверхность. Применение ультрадисперсных катализаторов позволяет снизить температуру каталитической реакции и в некоторых случаях повысить ее селективность. Как правило, наночастицы металлов и их соединений закрепляются на различных, преимущественно оксидных или углеродных носителях. Весьма интересными с точки зрения применения в качестве катализаторов являются нановискерные структуры на основе оксида меди II, получаемые нами комбинированным методом, включающим электроосаждение и последующую термическую обработку. В связи с тем, что во многих каталитических процессах таких как синтез метанола, конверсия оксида углерода и др., идущих на медьсодержащих катализаторах, активным веществом является не оксид меди, а сама медь, то практический интерес представляет исследование процесса восстановления оксида меди до чистой меди в нановискерах CuO.

В данной работе методом электроосаждения из раствора электролита на микросетках из нержавеющей стали с размером ячейки 40 мкм и диаметром проволоки 30 мкм получали медное покрытие толщиной порядка 7-10 мкм. Затем образцы с медным покрытием подвергались термической обработке в воздушной атмосфере муфельной печи, в результате которой на поверхности меди происходило массовое образование вискерообразных структур с размерами от 30 до 100 нм и поверхностной плотностью  $10^9$ - $10^{10}$  см<sup>-2</sup> (рис.1а). Локальный энергодисперсионный микроанализ нановискеров показал, что они представляют собой оксид меди II CuO.

Восстановление оксид медных нановискеров проводили в трубчатой печи в атмосфере водорода. Эксперименты показали, что восстановление оксида меди до меди в вискерах CuO в атмосфере чистого водорода происходит, начиная с температуры 200°C и выдержке при этой температуре в течение 10 ч. Однако при этом наблюдаются значительные разрушения вискерообразных структур, сопровождающиеся заметным сокращением их общего количества, уменьшением размеров и преобразованием из прямолинейных и однородных стержней в изогнутые нитевидные структуры (рис.1б). Увеличение температуры и одновременное уменьшение времени выдержки, а также скорости подачи водорода в печь позволяют снизить разрушительность воздействия и сохранить общее количество восстановленных до чистой меди нановискеров.



**Рис.1.** Нановискеры CuO до восстановления (а), после восстановления (б), локальный энергодисперсионный микроанализ нановискеров после восстановления (в).

*Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление № 220, в ФГБОУ ВПО "Тольяттинский государственный университет", договор № 14.В25.31.0011.*

## ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ СПЕКТРАЛЬНО-ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МОНОКРИСТАЛЛОВ $\text{SrMoO}_4$ , ЛЕГИРОВАННЫХ $\text{Ho}^{3+}$ И $\text{Tm}^{3+}$

Дунаева Е.Э., Ивлева Л.И., Зверев П.Г., Дорошенко М.Е.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт общей физики им. А.М. Прохорова Российской академии наук, Москва, Россия, [edyunaeva@rambler.ru](mailto:edyunaeva@rambler.ru)*

Для современной науки и техники требуются высокоэффективные, компактные, твердотельные источники лазерного излучения, работающие на новых длинах волн в среднем ИК (1.5-5 мкм) спектральном диапазоне. Они необходимы для оптико-волоконных систем связи, наземной связи с летающими и космическими объектами, дистанционного воздействия на атомные и молекулярные системы, обладающие узкими спектральными резонансами, в том числе систем экологического контроля и создания приборов медицинской техники.

Структура ВКР-активного кристалла молибдата стронция допускает легирование лазерно-активными редкоземельными элементами, например, гольмием и тулнием. Такой кристалл может успешно работать, выполняя одновременно две функции: во-первых, позволяет осуществить лазерное усиление и генерацию на ионах  $\text{Ho}^{3+}$  и  $\text{Tm}^{3+}$  (функция лазерной среды), во-вторых – обеспечить высокоэффективную ВКР конверсию лазерного излучения (функция нелинейной среды). Такая новая многофункциональная лазерно-рамановская среда позволяет генерировать мощное когерентное излучение на многих новых длинах волн и осуществляет дискретную перестройку частоты излучения.

Нами разработана технология получения монокристаллов молибдата стронция, легированных гольмием и тулнием, позволяющая воспроизводимо получать методом Чохральского кристаллы хорошего оптического качества. Получены концентрационные серии кристаллов  $\text{SrMoO}_4$ , легированных  $\text{Ho}^{3+}$  и  $\text{Tm}^{3+}$  с размерами до 15мм в диаметре и длиной до 75мм. Нами оценено качество ВКР-активных кристаллов методами динамической голографии и оптической коноскопии. Изучены спектрально-люминесцентные характеристики выращенных кристаллов. Спектры поглощения  $\text{SrMoO}_4:\text{Ho}^{3+}$ , измеренные при комнатной температуре, выявляют пики поглощения на 538нм, 1157нм, 1187 нм. Были получены спектры поглощения для кристаллов  $\text{SrMoO}_4$ , солегированных  $\text{Ho}^{3+}$  и  $\text{Tm}^{3+}$ . Поглощение легированных кристаллов растет пропорционально концентрации ионов активатора в кристалле. Спектр люминесценции на кристалле  $\text{SrMoO}_4$ , со-легированном  $\text{HoNbO}_4+\text{TmNbO}_4=1:1$ , был получен при накачке 790нм; измерены времена жизни для гольмия ( $\tau=4.8\text{мс}$ ) и для туллия ( $\tau=900\text{мкс}$ ). Исследованы температурные зависимости теплопроводности данных монокристаллов в температурном интервале от 50К до 300К. Кристалл  $\text{SrMoO}_4$  со-легированный ионами  $\text{Ho}^{3+}$  и  $\text{Tm}^{3+}$  является перспективным материалом для разработки лазера с само-ВКР преобразованием излучения внутри активной среды.

## МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СТЕКЛА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА, ТПУ-ФАЗЫ И АПЕРИОДИЧЕСКИЕ СТРУКТУРЫ

**Дьяконова Н.Б., Дьяконов Д.Л., Дясоцкий И.В., Молотилев Б.В.  
ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П.Бардина", Москва, Россия  
n-dyakonova@yandex.ru**

Ю.А.Скаков развивал представления о металлических стеклах (МС), как о модифицированных (топологически разупорядоченных) кристаллических интерметаллидах с тетраэдрически плотной упаковкой (ТПУ). МС на основе железа, легированного неметаллами – В, Р, Si, С – наиболее распространены и широко используются благодаря уникальным магнитным свойствам. Использование идей Ю.А.Скакова для МС этого типа сдерживалось из-за отсутствия данных о метастабильных ТПУ фазах. В сообщении приводятся данные структурных исследований, восполняющие этот пробел.

В основе работы лежит широкий охват составов МС – исследованы практически все МС, полученные в ЦНИИчермет им. И.П.Бардина за несколько десятилетий. Специфика подхода – анализ начальных стадий девитрификации с использованием прецизионно подобранных термообработок, в частности, скоростных нагревов.

Получены следующие результаты. В широкой области составов сплавов железа с металлоидами обнаружены ТПУ фазы на ранних стадиях кристаллизации. Среди них – фазы со структурами типа  $\alpha$ -Mn, сигма фазы, аперриодические структуры ("кубический квазикристалл") на их основе и др. Предкристаллизационные процессы имеют вид ряда внутрифазовых превращений (типа спинодальных): исходная быстрозакаленная структура – средний порядок – наноквазикристаллы.

Концентрационные интервалы образования ТПУ фаз в сплавах железа с неметаллами в первом приближении согласуются с групповым номером (электронной концентрацией), как и в случае известных интерметаллических соединений типа  $\alpha$ -Mn (ГН ~6-7), с одной стороны, и фазы типа E9 с большой ГЦК решеткой (ГН ~5-6) с другой. Закономерности появления указанных фаз подобны случаю кривых Слейтера-Полинга для атомных магнитных моментов (примерно симметричны относительно ГН=8). Определена структура "кубического квазикристалла". Выявлена зависимость характерных периодичностей, которые связаны с электронной концентрацией.

Подбор специальных обработок для ряда сплавов позволяет получить практически однофазное состояние на основе "кубического квазикристалла" и, используя зависимость периодов модуляции от концентрации интересующего элемента, выявить вклад неметаллических атомов в систему коллективизированных электронов.

Обсуждаются возможности использования полученных результатов:

- для построения моделей МС на основе политетраэдрических кластеров с учётом вклада коллективизированных электронов;
- для оптимизации составов сплавов с целью одновременного улучшения магнитных свойств, аморфизирующей способности и пластичности;
- для изучения отпускного охрупчивания МС и отпускной хрупкости кристаллических сталей, связанной с зернограничными сегрегационными процессами;
- для развития представлений о фазообразовании в конденсированных средах, благодаря получению ТПУ и аперриодических структур для широкого круга не рассматривавшихся ранее составов.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 13-02-01229)*

## **ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ВВЕДЕНИЯ БОРА И ЕГО КОЛИЧЕСТВА НА СКЛОННОСТЬ К АМОРФИЗАЦИИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПРИ МЕХАНОАКТИВАЦИИ**

**Дьяконова Н.П., Захарова Е.А., Свиридова Т.А.**  
**МИСиС, г.Москва, Россия, E-mail: [nemezia27@rambler.ru](mailto:nemezia27@rambler.ru)**

Целью работы был поиск способов введения бора в сплавы на основе железа при механическом сплавлении (МС) для получения аморфных сплавов с высокой стеклообразующей способностью.

В качестве исходных реагентов использовались элементарные порошки, кристаллические слитки сплавов со стабильными фазами, смеси специально приготовленных кристаллических лигатур, быстрозакаленные стержни с метастабильными кристаллическими фазами и аморфные жидкозакаленные ленты. Варьировалось количество содержания бора до 30%.

МС проводилось в высокоэнергетической мельнице АГО-2У, полученные порошки исследовались методами рентгеноструктурного и термического анализа, стеклообразующая способность сплавов оценивалась по скорости и полноте перехода в аморфное состояние.

Наибольшая стеклообразующая способность была получена при введении бора в виде готовой аморфной фазы. Наименьшую стеклообразующую способность имели слитки, содержащие стабильные соединения, среди которых наибольшую устойчивость к механическому размолу обнаруживают бориды  $Fe_2B$  (стр. тип С16),  $NbFeB_2$  (стр. тип D5a),  $NbB_2$  (стр. тип С32). Установлено, что скорость и полнота протекания процесса аморфизации определяется типом структуры боросодержащей фазы. Показано, что увеличение содержания бора приводит к ускорению аморфизации сплава.

# НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

**Евдокимов И.А., Перфилов С.А., Поздняков А.А., Бланк В.Д.**  
**ФГБНУ ТИСНУМ, г. Москва, г. Троицк, Россия**  
**[ivan\\_911@mail.ru](mailto:ivan_911@mail.ru)**

На сегодняшний день наноструктурирование рассматривается в качестве одного из наиболее перспективных путей повышения физико-механических свойств материалов конструкционного и функционального назначения. Значительный интерес с точки зрения современной промышленности и материаловедения представляют наноструктурные алюминиевые сплавы и композиционные материалы (КМ) на их основе. Несмотря на значительные результаты, достигнутые в этом направлении [1,2], вопросы влияния структурно-фазового состава на конечные физико-механические свойства таких КМ, остаются открытыми.

В рамках данной работы были проведены исследования взаимосвязи физико-механических свойств со структурой и фазовым составом наноструктурных алюмоматричных КМ, упрочненных фуллереном C<sub>60</sub>. В качестве матричного сплава использовали сплав алюминия с магнием.

Объемный наноструктурный композиционный материал получали механоактивацией исходных компонентов в среде инертного газа, с последующими компактированием и экструзией полученных порошков. Средний размер кристаллитов алюминия по данным рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии, составлял 48-52 нм.

Полученные материалы обладают повышенными физико-механическими и технологическими свойствами: предел прочности при растяжении – более 800 МПа, микротвердость – 210 НV, хорошая обрабатываемость резанием. Изучение структурно-фазового состава КМ, показало, что наибольшее влияние на механические свойства оказывает состояние границ зерен и содержание магния в твердом растворе. Избыточное количество β-фазы на границах зерен ведет к охрупчиванию материала, а распад твердого раствора магния в алюминии с образованием интерметаллидной фазы уменьшает степень упрочнения КМ.

Регулирование фазового состава и структуры таких КМ может быть осуществлено изменением технологических параметров процесса получения, либо введением добавок, способных влиять на кинетику фазообразования в процессе получения объемного материала.

## Список используемой литературы

1. I. Sabirov, Nanostructured aluminium alloys produced by severe plastic deformation: New horizons in development / I. Sabirov, M.Yu.Murashkin, R.Z.Valiev // *Materials Science & Engineering A* – 2013. – 1–24. – P. 560
2. Евдокимов, И. А. Металлоуглеродный композиционный материал на основе алюминия / И. А. Евдокимов, Г. И. Пивоваров, В. Д. Бланк, В. В. Аксенков, А. Н. Кириченко, В. Е. Ваганов // *Известия высших учебных заведений. Серия «Химия и химическая технология»*. – 2011. – Т. 54, вып. 7.– С. 58-62.



## СИНТЕЗ ОБЪЕМНЫХ КВАЗИКРИСТАЛЛОВ Al-Cu-Fe

**Екимов Е.А.<sup>1</sup>, Иванов А.С.<sup>2</sup>, Круглов В.С.<sup>3</sup>, Паль А.Ф.<sup>2,5</sup>, Петржик М.И.<sup>4</sup>,  
Рябинкин А.Н.<sup>2,5</sup>, Серов А.О.<sup>2,5</sup>, Сиротинкин В.П.<sup>5</sup>, Цетлин М.Б.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>ИФВД РАН, Троицк, РФ, <sup>2</sup>ТРИНИТИ, Троицк, РФ, <sup>3</sup>НИЦ «КИ» Москва, РФ, <sup>4</sup>МИСиС, Москва, РФ; <sup>5</sup>НИИЯФ МГУ, Москва, РФ, <sup>6</sup>ИМЕТ РАН, Москва, РФ

[ekimov@hppi.troitsk.ru](mailto:ekimov@hppi.troitsk.ru)

Свойства квазикристаллов системы Al-Cu-Fe, такие как высокая твердость и износостойкость, низкий коэффициент трения и низкая смачиваемость и др. могут быть востребованы в изделиях современной техники. Разработка новых эффективных методов механоактивационного синтеза порошков квазикристаллов выдвигает на передний план задачу спекания компактных изделий на их основе. В то же время, хрупкость квазикристаллов Al-Cu-Fe при температурах до 900 К, отсутствие трансляционной симметрии и низкая поверхностная энергия делают поставленную задачу чрезвычайно сложной. Спеканием при высоких давлениях и температурах получить прочные образцы без трещин практически невозможно. Мы предложили новый подход в получении беспористых компактов на основе квазикристаллов с использованием техники высокого давления и пылевой плазмы.

Целью данной работы является получение объемных образцов на основе квазикристаллов Al-Cu-Fe, а также изучение структуры, физико-механических и трибологических свойств полученных образцов.

Образцы диаметром 5 мм и высотой 3 мм получали из порошков чистого квазикристалла и квазикристалла с добавкой 2-3 % никеля. Проводили холодное прессование порошков при давлениях 8-9 ГПа с последующим спеканием при нормальном давлении. Проблема однородного введения добавки в квазикристаллический порошок решалась путем нанесения тонкого никелевого покрытия на микронные частицы исходного порошка при помощи магнетронного распыления в условиях пылевой плазмы. Хорошие трибологические характеристики полученных образцов указывают на возможность применения результатов данной работы на практике.

Мы показали, что при холодном прессовании под давлением 8-9 ГПа происходит интенсивная пластическая деформация квазикристаллов Al-Cu-Fe, что делает возможным получение плотных образцов. Наиболее вероятным механизмом пластической деформации является нанофрагментация зерен и проскальзывание по границам нанофрагментов. Высокая плотность прессовок и сильнодеформированное состояние спрессованных частиц могут существенно снизить температуру и время спекания квазикристаллов при нормальном давлении, что весьма важно при получении мелкозернистых компактов. Кроме того, прессование при низких температурах позволяет избежать образования в квазикристаллах специфических фазонных дефектов. Подход допускает использовать в качестве исходного материала для прессования как порошок квазикристалла, так и композитный порошок, содержащий, помимо квазикристалла, модифицирующую добавку.

*Работа поддержана ГК "Росатом" (контракт Н.4х.44.90.13.1107) и грантом Президента РФ (НШ-493.2014.2), а также Министерством Образования и Науки РФ по программе повышения конкурентоспособности НИТУ «МИСиС» среди ведущих мировых научно-образовательных центров на 2013–2020 гг (проект No. К2-2014-012).*

1. Ekimov E. A., Sirotkin V. P., Petrzhik M. I. et al, Inorg. Materials, 50(1), 52-57 (2014)
2. Ekimov E.A., Borovikov N.F., Ivanov A.S. et al, Diam. Relat. Mater., 41, 1-5 (2014)

# ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПО РЕНГЕНОВСКИМ ДИФРАКТОГРАММАМ

**Елькин И.А., Волков В.А., Чулкина А.А.**  
*Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск, Россия*  
[ivan.a.elkin@gmail.com](mailto:ivan.a.elkin@gmail.com)

Методами рентгеновской дифракции была исследована тонкая структура нанокристаллических порошковых модельных сталей на основе Fe – 4,5 ат. % (1 масс.%) C, легированных Si и Cr, полученных механическим сплавлением (МС) в шаровой планетарной мельнице Fritsch Pulverisette 7.

При помощи современного метода CMWP (Convolutional Multiple Whole Profile fitting method), примененного для анализа рентгеновских дифрактограмм, определены средние размеры блоков когерентного рассеяния и их распределения по размерам (в приближении логнормального типа распределения), а также плотности дислокаций и их характеристики.

В работе показано, что объемно-взвешенные размеры кристаллитов для механосплавленных порошков близки в исходном состоянии (3-4 нм) и монотонно увеличиваются по мере повышения температуры отжига до размеров порядка 60 нм. Однако увеличение размеров происходит с различной скоростью в зависимости от легирования. Если для нелегированного порошка сильное ускорение роста происходит уже при 300 °С, то для порошка легированного Si и Cr – только после 400 °С.

Анализировались зависимости мат. ожидания и среднеквадратического отклонения логнормального распределения блоков когерентного рассеяния сплавов после МС и от температур отжигов. Показано что в различных сплавах эти распределения имеют разную зависимость от температуры отжига.

Показано что после МС сплавы характеризуются очень высокой плотностью дислокаций – до  $10^{13}$  1/см<sup>2</sup>. Наиболее высокая плотность дислокаций наблюдается для сплава с хромом, однако уже после отжига при 300 °С она падает до минимальных значений таких же, как в нелегированном сплаве. Наибольшей устойчивостью дислокационная структура характеризуется в сплаве с кремнием. Анализировались графики температурных зависимостей, полученные для величины протяженности упругого поля единичной дислокации, а также скоррелированность дислокаций. Показано, что эти величины зависят от легирования. Наблюдаемые закономерности можно связать с тем, что Si и Cr по-разному взаимодействуют с дислокациями, как во время образования наноструктурного состояния, так и во время отжигов. С увеличением температуры отжига во всех сплавах уменьшается доля винтовых дислокаций и увеличивается доля краевых, что связано с более низкой подвижностью последних.

Начало интенсивного роста кристаллитов феррита и достижение минимальных значений плотности дислокаций во всех сплавах совпадает с началом образования цементита. Данное обстоятельство говорит о том, что до тех пор, пока в сплаве не возникают условия для образования цементита приграничные прослойки аморфной фазы, содержащие углерод, блокируют рост кристаллитов.

# ГЕНЕРАЦИЯ ПРОТЯЖЕННЫХ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ КРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ

Еременко В.Г.

*Учреждение Российской академии наук Институт проблем технологии микроэлектроники и особо чистых материалов РАН, г. Черноголовка, Моск. обл., Россия. [eremenko@iptm.ru](mailto:eremenko@iptm.ru)*

Кремний является уникальным материалом, пластические свойства которого изучаются более 50 лет. Естественно, значительное внимание уделялось влиянию пластической деформации и возникающих структурных дефектов на свойства кристаллов и элементов кремниевой микроэлектроники. Однако, кремний стал также идеальным модельным материалом для изучения механизмов пластической деформации и фундаментальных свойств ее основного носителя-дислокации с использованием практически всего спектра методов спектроскопии и микроскопии [1]. Тем не менее, несмотря на многочисленные экспериментальные и теоретические исследования атомные механизмы зарождения и движения дислокации остаются неясными [2,3, 4]. Развитие микро-и наномеханики, создание элементов биомеханики стимулировали исследования пластических свойств нанообъектов вместе с использованием методов молекулярной динамики, для моделирования атомных процессов деформации, структуры и эволюции дефектов решетки [5,6]. В целом, прогресс в данных исследованиях требует получения новых экспериментальных данных, хотя, очевидно, эксперименты в данной области весьма сложны и, в идеале, требуют развития методов прямой (“in situ”) визуализации процессов в решетке [7]. В этой связи, обнаружение нового типа протяженных дефектов, генерируемых движущейся дислокацией в условиях макроскопической деформации [8] показывает, что реальная структура ядра дислокации в алмазной решетке отличается от развитых представлений [1-3]. В данной работе изучены условия генерации протяженных дефектов в широком интервале температур, напряжений и скорости движения дислокаций. Показано, что протяженные дефекты образуются в Ge и SiGe. Результаты позволяют считать, что генерация протяженных дефектов является фундаментальным свойством дислокации в кристаллах с алмазной решеткой. Атомная природа дефектов неясна, но можно предполагать, что ядро содержит протяженные структуры из собственных точечных дефектов с сохранением тетраэдрической координации [9]. Предполагается, что наличие протяженных дефектов даст дополнительную информацию об атомном механизме зарождения и движения дислокации не только в области пластичности, но и в области хрупкого разрушения и, таким образом, приблизиться к пониманию атомной природы перехода пластичность-хрупкость [5,10].

1. H. Alexander and H. Teichler, in: *Materials Science and Technology*, Editor W. Schröter (VCH, Weinheim, Vol. 4, 249 (1991).
2. R. Jones, *Mater. Sci. Eng. B* **71**, 24 (2000).
3. A. Jacques and A. George, *Scripta Materialia*, **45**, 1279-1285 (2001).
4. Ju Li, K. J. Van Vliet, T. Zhu, S. Yip and S. Suresh, **18**, 307 (2002).
5. D. Sen, A. Cohen, A.P. Thompson, A.C.T. van Duin, W.A. Goddard III and M. J. Buehler, *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* Vol. **1272**, PP04-13 (2010).
6. D. Chrobak, N. Tymiak, A. Beaber, O. Ugurlu, W. W. Gerberich and R. Nowak, *Nature nanotechnology*, **6**, 480 (2011).
7. Christopher A. Schuh, *Materialstoday*, **9** (5), 32 (2006).
8. V. Eremenko, E. Yakimov, N. Abrosimov, *PSS(C)*, **4** (2007) 3100.
9. S. Goedecker, T. Deutsch, and L. Billard, *Phys. Rev. Lett.* **88**, 235501 (2002).
10. J. Rabier and J.-L. Demenet, *Scripta Materialia*, **45**, 1259 (2001).

# СТРУКТУРА И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПРОЧНОСТЬ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ti-Al, ПОЛУЧЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ

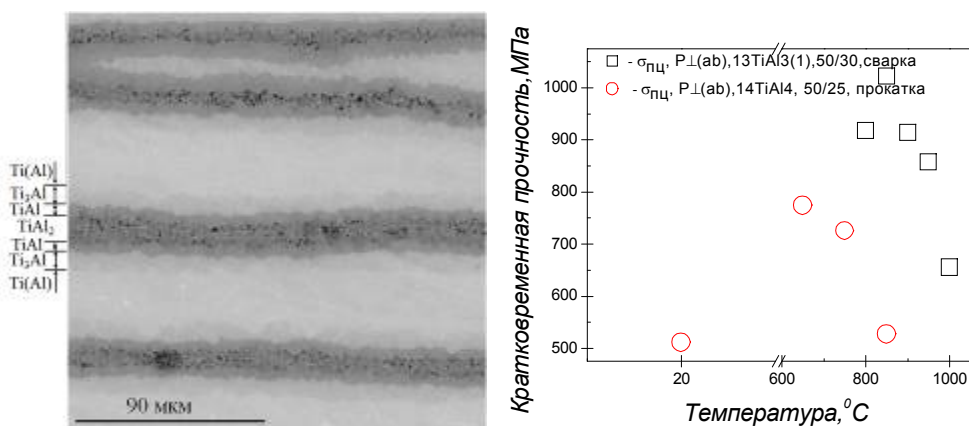
**Желтякова И.С., Карпов М.И., Коржов В.П.**

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

[terekhova@issp.ac.ru](mailto:terekhova@issp.ac.ru)

Интерес к Ti/Al слоистым композитам обусловлен тем, что в условиях нагрева соединенные между собой слои титана и алюминия образуют достаточно прочные интерметаллиды. В результате чего образуется слоистая структура из чередующихся пластичной прослойки твердого раствора на основе титана и высокопрочной интерметаллидной фазы, способных в значимой мере влиять на комплекс механических свойств. Одним из важных преимуществ этих материалов является их малая плотность, обеспечивающая возможность создания композитов с достаточным уровнем удельной прочности.

При выполнении данной работы в качестве исходных материалов использовались фольги из титана и алюминия различной толщины. Слоистый композиционный материал получали диффузионной сваркой (ДС) под давлением и пакетной прокаткой с последующей ДС в 2 этапа слоистых пакетов, после которой они отжигались при 850°C в течение 5 и 10 часов.



а б

Рис. 1. Фрагмент микроструктуры поперечного сечения слоистого композита после отжига 850°C в течение 10 часов (а) и результаты кратковременных испытаний на 3х точечный изгиб 2 композитов, полученных ДС под давлением и пакетной прокаткой, с последующей ДС под давлением (б).

Структура композита Ti/Al после пакетной прокатки, последующей ДС и отжига 850°C в течение 10 часов показана на рис. 1 (а). Видно, что на месте Al-прослоек образовались диффузионные слои, каждый из которых состоит из 2-х интерметаллических слоёв Ti<sub>3</sub>Al (21,9-26,1 ат.%Al; 73,62-77,46 ат.%Ti), 2-х слоёв TiAl (~53,07 ат.%Al; ~46,74 ат.%Ti) и одного внутреннего TiAl<sub>2</sub>-слоя (60,73-63,76 ат.%Al; 35,76-35,89 ат.%Ti). Ti-слои после ДС превращались в твёрдый раствор алюминия в титане Ti(Al).

Приводятся первые результаты кратковременных испытаний на 3х точечный изгиб при температурах в интервале от 650-850 °C и сравнение их с пакетом, полученным только ДС. Испытания на 3х точечный изгиб проводились после дополнительного отжига при 850°C в течение 10 ч.

# ПРИМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ НАНОСИСТЕМ

**Жигалина О.М.**

**ФГБУН Институт кристаллографии им. А.В.Шубникова, Москва, Россия**

**zhigal@ns.crys.ras.ru**

Электронная микроскопия с обширным арсеналом методов в течение многих лет является мощным методом в области исследования вещества.

В последнее время коррекция aberrаций электронных линз стала определяющей стратегией развития, благодаря реализации которой стала возможна, например, характеристика точечных дефектов в углеродных наноструктурах. Одним из первых примеров, когда структурно-чувствительные физические свойства измерены с помощью изображений с ультравысоким разрешением было исследование границ доменов в сегнетоэлектрических пленках титаната-цирконата свинца [1], где они описаны с помощью визуализации смещений атомов при поляризации. При этом величина смещения составляет несколько пикометров.

Сегодня субангстремное разрешение доступно не только при высоких ускоряющих напряжениях 200-300 кВ. Благодаря прогрессу в коррекции aberrаций атомы или их колонки можно увидеть отдельно друг от друга даже для материалов, которые разрушаются при напряжениях ниже 60 кВ [2]. Альтернативные стратегии, такие как растровая микроскопия, низковольтная электронная микроскопия, развиваются с целью одновременного улучшения разрешения, контрастности и качества изображения поверхности. При этом движущей силой прогресса является стремление зафиксировать исходную структуру объекта, не поврежденную электронным пучком. Это особенно важно как для биологических систем, так и для гибридных материалов, которые являются связующим звеном между органическими и неорганическими материалами.

Однако сегодня для оценки влияния размеров и формы нанообъектов на их свойства требуется уже не только получение изображений структуры материалов и интерфейсов с атомным разрешением, но также понимание изменений их структуры в режиме реального времени. Развитие методов сверхбыстрой кристаллографии и динамической просвечивающей микроскопии открыло новый путь изучения структурно-динамических процессов в наносистемах [3]. Возможность объединения высокого пространственного и временного разрешения позволяет изучать процессы изменения структуры и перераспределение энергии конденсированного состояния вещества в режиме реального времени с пико- и субпикосекундным разрешением. В результате открывается возможность исследования таких процессов, как поверхностное плавление наночастиц, гетерогенный катализ, неравновесная структурная динамика фазовых переходов, реакция адсорбированных молекул на неравновесные структурные изменения поверхности и т.д. [4].

[1] C.L.Jia, S.B.Mi, K.Urban, I.Vrejoin, M.Alexe, D.Hesse.-Nature Mat.-V.7-2008.-P.870.

[2] U.Kaiser.-Ultramicroscopy.- 2014.- V. 145.- P.1.

[3] A.H.Zewall, J.M.Thomas.-4D Electron Microscopy.-Imperial Colledge Press.-2010.

[4] А.А.Ищенко, Г.В. Гиричев, Ю.И.Тарасов. –Дифракция электронов: структура и динамика свободных молекул и конденсированного состояния вещества.-М.:Физматлит.-2013.-616С.

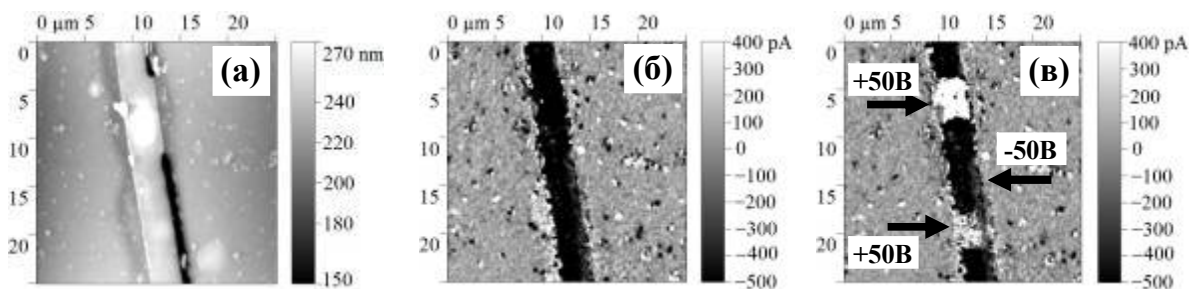
# СОЗДАНИЕ УПРАВЛЯЕМЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ДЛЯ ПРЕЦИЗИОННОЙ ФОТОНИКИ НА ОСНОВЕ ЭЛЕКТРООПТИЧЕСКИХ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР

**Жуков Р.Н., Киселев Д.А., Кубасов И.В., Темиров А.А., Тимушкин Н.Г.;  
Ксенич С.В., Быков А.С., Малинкович М.Д., Пархоменко Ю.Н.**

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия  
rom\_zhuk@mail.ru*

Тонкие ориентированные поликристаллические пленки ниобата лития ( $\text{LiNbO}_3$ ) представляют практический интерес для различных электрооптических и акустооптических приложений, в числе которых интегрированные приборные структуры, содержащие микро- и оптоэлектронные компоненты.

В работе представлены результаты исследований эффектов поляризации методами атомно-силовой микроскопии и электрооптического коэффициента методом эллипсометрии поликристаллических образцов  $\text{LiNbO}_3$ . Тонкопленочные образцы ниобата лития (толщиной 200 нм) синтезировались методом ВЧ магнетронным распылением на монокристаллическую подложку из сапфира с золотыми электродами, полученные методом фотолитографии (рис. 1, а). Электроды имели ширину 4 мкм, длину через весь образец, расстояние между электродами составляло 200 мкм. После роста, образец был подвергнут термической обработки до  $700^\circ\text{C}$  длительностью 2 минуты. В режиме силовой микроскопии пьезоэлектрического отклика, получены изображения доменной структуры пленки ниобата лития до и после процесса локальной поляризации постоянным напряжением  $\pm 50\text{В}$  (рис. 1, б, в). Хорошо видно, что наиболее «высокий» (темный) контраст сигнала пьезоотклика наблюдается на участке пленки с имеющимся нижним золотым электродом, и на нем происходит полное переключение поляризации под действием локального электрического поля. В области пленки, не включающую в себя нижний электрод, переключение поляризации не обнаружено. В работе обсуждаются условия создания управляемых элементов для прецизионной фотоники на основе электрооптических градиентных структур.



**Рисунок 1.** Топография (а), сигнал пьезоотклика до (б) и после поляризации (в) тонкой пленки  $\text{LiNbO}_3$ . Области приложения постоянного напряжения ( $\pm 50\text{В}$ ) указаны стрелками.

## ТОЧЕЧНЫЕ ДЕФЕКТЫ И ИССЛЕДОВАНИЯ ДИХРОИЗМА В КРИСТАЛЛАХ ГРУППЫ ЛАНГАСИТОВ

**Забелина Е.В.**<sup>1)</sup>, Бузанов О.А.<sup>2)</sup>, Быкова М.Б.<sup>1)</sup>, Гореева Ж.А.<sup>1)</sup>, Диденко И.С.<sup>1)</sup>, Козлова А.П.<sup>1)</sup>, Козлова Н.С.<sup>1)</sup>, Черных А.Г.<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> НИТУ «МИСиС», Москва, Российская Федерация, [zabev@mail.ru](mailto:zabev@mail.ru)

<sup>2)</sup> ОАО «Фомос-Материалс», 107023, Москва, ул. Буженинова, д.16, стр.1

Соединения семейства лантан-галиевого силиката обладают уникальным сочетанием люминесцентных, лазерных, оптических нелинейных, упругих, диэлектрических, пьезоэлектрических свойств. Совершенство кристаллического строения и оптическая однородность являются необходимыми условиями успешного применения этих кристаллов. Дефекты, возникающие в кристаллах, влияют на оптические, спектроскопические и другие свойства, тем самым ограничивая возможности их использования. Неоднородность кристаллического поля, возникающая из-за наличия дефектов, может приводить к ухудшению оптических свойств в связи с потерями на рассеяние, преломление, поглощение или отражение, что приводит в итоге к непредсказуемости и неоднородности свойств материала. [1, 2]

Основными источниками дефектов в кристаллах лангаситов являются нарушения стехиометрии в исходных компонентах, в процессе роста и термического отжига кристалла. Было показано [2], что атмосфера выращивания оказывает значительное влияние на окраску получаемых кристаллов. Природа центров окраски в кристаллах семейства лангасита остается недостаточно исследованной.

Центры, ответственные за полосы поглощения в видимой и ближней УФ области спектра обладают существенной анизотропией [3]. Это особенно отчетливо проявляется на спектрах пропускания кристаллов, выращенных в атмосфере аргона с 2% кислорода, полученных при различной линейной поляризации падающего света (s- и p-поляризация) [3].

В данной работе исследовались оптические характеристики следующих кристаллов:  $\text{La}_3\text{Ga}_5\text{SiO}_{14}$  (лангасит),  $\text{Ca}_3\text{TaGa}_3\text{Si}_2\text{O}_{14}$  (катангасит),  $\text{La}_3\text{Ga}_{5,5}\text{Ta}_{0,5}\text{O}_{14}$  (лангатат),  $\text{La}_3\text{Ga}_{5,3}\text{Al}_{0,2}\text{Ta}_{0,5}\text{O}_{14}$  (ЛГТА), а также кварц и ниобат лития. Использовались образцы в виде параллелепипедов с гранями перпендикулярными кристаллофизическим осям. Измерения проводились на спектрофотометре UV-Vis-Nir Cary-5000. Были получены спектры пропускания образцов кристаллов в диапазоне длин волн 250-3100 нм, в том числе с различной поляризацией падающего света.

При исследовании всех кристаллов при распространении поляризованного света наблюдалось явление дихроизма – различное поглощение света в зависимости от направления его распространения. Показано, что этот эффект усиливается при проведении эксперимента с различной линейной поляризацией падающего света.

1. Каминский А.А. Физика и спектроскопия лазерных кристаллов. – Москва: Наука. – 1986. – 272 с.

2. Buzanov O.A., Kozlova N.S., Zabelina E.V. / [Optical properties of lanthanum-gallium tantalate at different growth and post-growth treatment conditions // Crystallography Reports](#). - 2007. - V. 52. - № 4. - P. 691-696.

3. Kozlova N.S., Bykova M.B., Buzanov O.A., Didenko I.S., Kozlova A.P., Siminel N.A. / Langasite - type crystals: heterogeneity and point defects // Proceedings of ISC "Optics of crystals". – 2014. – P. 122-123

# ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ДВУХСТОРОННЕЙ КОВКОЙ

**Задорожный В.Ю.<sup>1,2</sup>, Щетинин И.В.<sup>1</sup>, Железный М.В.<sup>1</sup>, Чириков Н.В.<sup>1</sup>,  
Т. Wada<sup>2</sup>, Лузгин Д.В.<sup>3</sup>, Н. Kato<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Национальный исследовательский технологический университет “МИСИС”, Москва*

<sup>2</sup>*Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai, Japan*

<sup>3</sup>*WPI Advanced Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai, Japan*

*vuz@misis.ru*

В настоящей работе был проведён анализ структуры и механических свойств низколегированных титановых сплавов  $Ti_{88.5}Fe_5Cu_5Al_{1.5}$  ( $\beta$ -Ti сплав) и  $Ti_{94}Fe_3Cu_3$  ( $\alpha+\beta$ -Ti сплав), полученных двухсторонней ковкой. Показано, что механические свойства исследуемых сплавов зависят от размеров зёрен, приобретённых в процессе двухстороннейковки. Формирование крупнозернистости в структуре образцов при проведении двухстороннейковки приводит к ухудшению механических свойств исследуемых сплавов (уменьшению прочности и пластичности на растяжение).

Анализ полюсных фигур образцов исследуемых сплавов, а также данные, полученные с помощью сканирующей электронной микроскопии, показали, что в процессе двухстороннейковки происходят процессы динамической рекристаллизации с образованием мелких равноосных зёрен (с размерами структурных составляющих  $\approx 100$  нм). Но не всегда процесс двухстороннейковки завершается образованием мелкозернистой равноосной структуры относительно всего объёма образца. Иногда продолжительностьковки (с выдержкой при относительно высоких температурах) приводит к инициализации процессов вторичной и собирательной рекристаллизации, образованию относительно крупных зёрен и деградации механических свойств. Что приводит к снижению прочности и пластичности образцов исследуемых сплавов при испытаниях на растяжение.

Например, при анализе полюсных фигур образцов сплавов с относительно высокими механическими свойствами на растяжение: сплав  $Ti_{88.5}Fe_5Cu_5Al_{1.5}$  ( $\sigma_B = 1136$  МПа,  $\delta \approx 2\%$ ) и сплав  $Ti_{94}Fe_3Cu_3$  ( $\sigma_B = 1200$  МПа,  $\delta \approx 9\%$ ), текстуры или крупнозернистости обнаружено не было (Рис. 1, а и с). Тогда, как на полюсных фигурах относительно хрупких образцов этих же сплавов, обнаружены относительно чёткие рефлексы, характеризующие наличие крупных зёрен (Рис. 1, b и d).

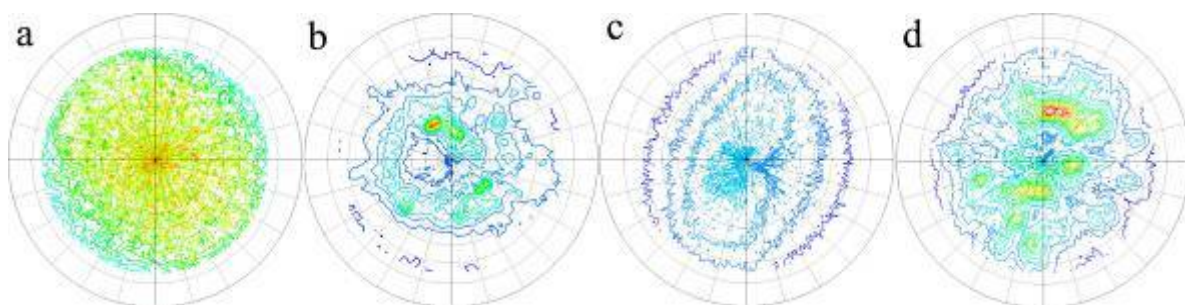


Рисунок 1. Полюсные фигуры образцов исследуемых сплавов: сплав  $Ti_{88.5}Fe_5Cu_5Al_{1.5}$ , полученный, при температуре 1273 К, двухсторонней ковкой (а) и прокаткой (b); сплав  $Ti_{94}Fe_3Cu_3$ , полученный двухсторонней ковкой при температуре 1173 К (с) и 1273 К (d).

Работа выполнена при поддержке гранта для молодых исследователей в рамках программы Японо-Российского молодежного обмена (JREX Fellowship).



## КОНСОЛИДАЦИЯ ПОРОШКОВ СПЛАВОВ-НАКОПИТЕЛЕЙ ВОДОРОДА ПОЛУЧЕННЫХ МЕХАНООБРАБОТКОЙ

**Задорожный М.Ю.<sup>1</sup>, Клямкин С.Н.<sup>2</sup>, Калошкин С.Д.<sup>1</sup>,  
Задорожный В.Ю.<sup>1</sup>, Стругова Д.В.<sup>1</sup>, Миловзоров Г.С.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>*Национальный исследовательский технологический университет “МИСиС”, Москва*

<sup>2</sup>*Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва*  
*vuz@misis.ru*

Предложен режим консолидации механообработанных порошков сплавов-накопителей водорода на основе интерметаллических соединений TiFe, LaNi<sub>5</sub>, Mg<sub>2</sub>Ni, позволяющий получить наноструктурированные объёмные образцы, не разрушающиеся после многократных циклов абсорбции-десорбции водорода.

Дефекты полученные при механообработке в шаровом планетарном активаторе играют ключевую роль в процессе консолидации механообработанных порошков сплавов и обеспечивают сильное взаимодействие между частицами порошка и образованию контактных площадок «шеек».

Образование контактных площадок при консолидации порошков сплавов-накопителей водорода, наблюдалось для всех трех используемых сплавов-накопителей водорода: TiFe (рис. 1 а), LaNi<sub>5</sub> (рис. 1 б), Mg<sub>2</sub>Ni (рис. 1 в). Нужно также отметить, что те порошки сплавов, которые подвергались консолидации в объёмные образцы (по аналогичному режиму: компактирование + отжиг) без процедуры предварительной механической активации не имели контактных площадок (рис. 1 г.) и разрушались уже после первого цикла абсорбции-десорбции.

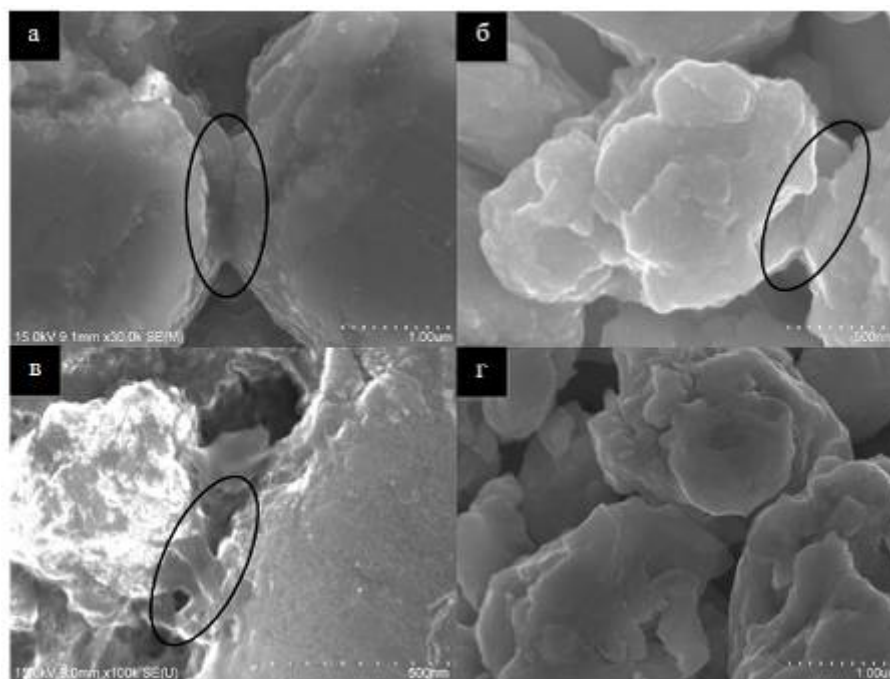


Рисунок 1. СЭМ изображения поверхности объёмных консолидированных образцов различных ИМС, с выделением контактных площадок: (а) - между частицами порошка TiFe; (б) - между частицами порошка LaNi<sub>5</sub>; (в) - между частицами порошка Mg<sub>2</sub>Ni (отжиг при 300 °С); (г) - отсутствие контактных площадок в объёмном образце CHV TiFe, марки HY-STOR-101.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ № 14-03-31621 мол\_а и № 13-03-12424 офи\_м2.

# РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИМЕСЕЙ АЛЮМИНИЯ И ИНДИЯ ВДОЛЬ ОДНОРОДНЫХ КРИСТАЛЛОВ Ge-Si, ВЫРАЩЕННЫХ МОДЕРНИЗИРОВАННЫМ МЕТОДОМ ЧОХРАЛЬСКОГО

**Захрабекова З.М., Казимова В.К., Алекперов А.И., Аждаров Г.Х.**

*Институт Физики НАНА, Баку, Азербайджан*

*E-mail: [zangi@physics.ab.az](mailto:zangi@physics.ab.az)*

В рамках модели виртуального кристалла для твёрдых растворов решена задача распределения примесей Al и In в однородных кристаллах Ge-Si, выращенных методом Чохральского с использованием монокристаллической затравки с соответствующим составом и подпитывающего слитка кремния.

Задачу распределения примеси алюминия и индия в кристаллах Ge-Si, выращенных этим методом решали в пфанновском приближении при выполнении следующих условий: на фронте кристаллизации существует равновесие между твёрдой и жидкой фазами; фронт кристаллизации плоский; диффузия примеси и конвекция в расплаве обеспечивают однородность жидкой фазы по всему объёму; диффузия атомов алюминия и индия в твёрдой фазе пренебрежимо мала. Отметим, что для системы Ge-Si эти условия выполняются практически при скоростях роста кристалла менее  $1 \times 10^{-6}$  м/с.

Одновременно модернизированным методом Чохральского с использованием монокристаллической затравки с соответствующим составом и подпитывающего слитка кремния были получены кристаллы  $Ge_{1-x}Si_x\langle Al \rangle$  и  $Ge_{1-x}Si_x\langle In \rangle$  с содержанием кремния 10, 20 и 30 %. Их образцы были исследованы на распределение примесей на основании данных по экспериментам Холла и электропроводимости.

Теоретические расчеты предсказывают: 1. Существенное уменьшение скорости роста концентрации примесей алюминия и индия по длине кристалла с увеличением содержания кремния в матрице. Такое поведение объясняется с одной стороны уменьшением коэффициента сегрегации данных примесей с ростом концентрации кремния в расплаве, с другой увеличением объёма расплава, обусловленным его подпитыванием кремнием. 2. Закономерное уменьшение концентрации примеси в начальной части кристаллов с увеличением содержания кремния, обусловленное линейным спадом коэффициентов распределения алюминия и индия. 3. Практическую неизменность концентрации примеси в достаточно протяжённой области в сплавах с большим содержанием кремния. Такой характер распределения открывает возможность получения кристаллов Ge-Si с практически равномерным концентрационным профилем примеси алюминия и индия.

Резюмируя вышеизложенное, можно сделать следующее заключение. В однородных монокристаллах твёрдых растворов Ge-Si, выращенных модернизированным методом Чохральского в режиме подпитывания расплава кремнием, на скорость изменения концентрации примесей алюминия и индия вдоль оси кристаллизации существенно влияет зависимость коэффициента сегрегации примесей от состава Ge-Si и изменение объёма расплава, связанное с его подпиткой. Учёт этих факторов является необходимым условием при решении вопросов, связанных с выращиванием кристаллов с заданным концентрационным профилем примесей в кристаллах системы Ge-Si. Хорошее совпадение экспериментальных данных с расчетными, подтверждает правильность использованных нами теоретических расчетов.

# ФЕРРОМАГНИТНОЕ СОСТОЯНИЕ КРЕМНИЯ С МАГНИТНЫМИ НАНОКЛАСТЕРАМИ

Илиев Х.М, Мавлонов Г.Х., Саттаров О.Э., Бахарырханов М.К. Аюпов К.С.  
Ташкентский государственный технический университет, Ташкент, Узбекистан  
[mavlonov\\_g@mail.ru](mailto:mavlonov_g@mail.ru)

Получение ферромагнитного состояния монокристаллического кремния легированного различными парамагнитными примесными атомами представляет очень большой научный и практический интерес, не только для современной спинтроники, но и для создания принципиально новых магнитных приборов на их основе.

В данной работе приведены особенности магнитных свойств кремния с нанокластерами содержащих четыре атома марганца. Установлено, что в таких материалах при комнатной температуре наблюдается аномально большое отрицательное магнетосопротивление (ОМС) (Рис 1.), значением которого можно существенно управлять с помощью температуры, электрических и магнитных полей, а также при освещении образцов светом. Установлено, что такие образцы при низких температурах  $T < 30$  К, приобретают ферромагнитное состояние (Рис.2.).

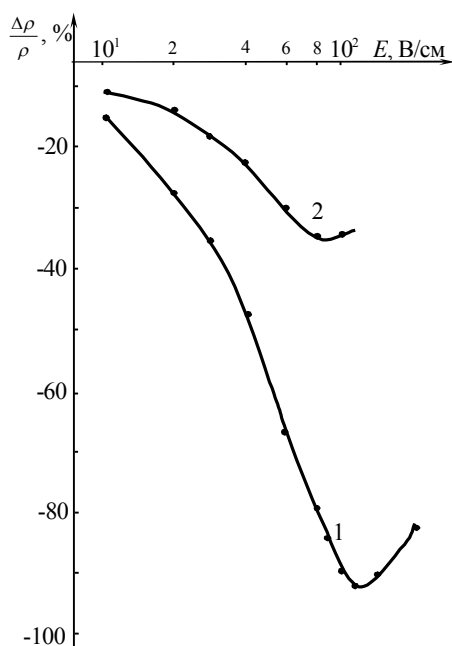


Рис. 1. Зависимость магнито-сопротивления от электрического поля,  $B=2$  Тл: 1-темновая, 2-20 Лк

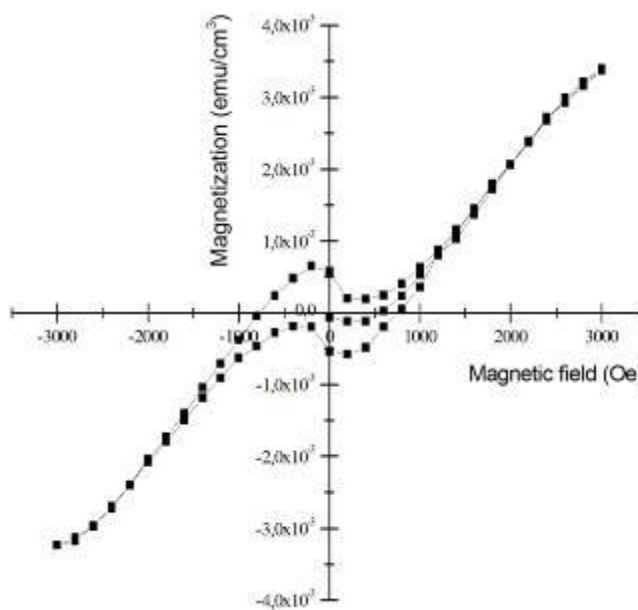


Рис. 2. Зависимость намагниченности кремния с магнитным нанокластерами атомов марганца от магнитного поля (гистерезис),  $T=30$ К.

Эксперимент показал, что с повышением концентрации кластеров ферромагнитное состояние материала существенно смещается в сторону высоких температур  $T > 30$  К. Полученные результаты объясняются тем, что кластеры атомов марганца обладают достаточно высоким магнитным моментом (спин  $s=10$ ) вследствие чего являются нано ферромагнитными центрами. Экспериментальные результаты показывают, что кремний с нанокластерами атомов марганца является очень перспективным магнитным материалом с большими функциональными возможностями.

## ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ $\omega$ -ФАЗЫ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ti-Nb-Zr И Ti-Nb-Ta

Инаекян К.Э.<sup>1</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>2</sup>, Браиловский В.<sup>1</sup>, Пушин В.Г.<sup>3</sup>, Дубинский С.М.<sup>2\*</sup>,  
Шереметьев В.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Ecole de technologie superieure, Монреаль, Канада

<sup>2</sup>Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва,  
Россия

<sup>3</sup>Институт Физики Металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

\* \* [dubinskiy@tmo.misis.ru](mailto:dubinskiy@tmo.misis.ru)

Сплавы с памятью формы на основе Ti-Nb легированные цирконием и танталом одни из наиболее перспективных металлических материалов для медицинских имплантов. Они содержат только биосовместимые элементы и обладают высокими коррозионными свойствами, что делает их биохимически совместимыми, а благодаря низкому модулю Юнга и сверхупругому поведению, их механическое поведение близко к костной ткани. Функциональные свойства сплавов с памятью формы – структурно чувствительные и зависят от фазовых превращений, таких как  $\beta \leftrightarrow \alpha'$  и  $\beta \leftrightarrow \omega$ . Для управления структурой и свойствами сплавов без изменения их составов применяются методы термомеханической обработки, включающие в себя пластическую деформацию, последеформационный отжиг и старение. Настоящая работа посвящена исследованию влияния старения, приводящего к выделению частиц  $\omega$ -фазы, на формирование структуры и механическое поведение термомеханически обработанных сплавов с памятью формы Ti-22Nb-6Zr и Ti-22Nb-6Ta (ат.%) с использованием методов просвечивающей электронной микроскопии, рентгенофазового анализа, функциональных механических и термомеханических испытаний. Различное влияние термомеханической обработки на механическое поведение Ti-Nb сплавов, легированных цирконием и танталом объясняется разной склонностью к образованию  $\omega$ -фазы, разными размерами частиц, их количеством и распределением, а также влиянием на предел прочности и температуры мартенситных превращений. Так даже кратковременное старение сплава Ti-Nb-Zr приводит к его существенному охрупчиванию, вызванному «перестариванием». С другой стороны, при старении сплава Ti-Nb-Ta, выделение мелкодисперсных частиц  $\omega$ -фазы происходит постепенно и контролируемо, что позволяет использовать механизм дисперсионного упрочнения как дополнительный инструмент для управления функциональными свойствами сплавов Ti-Nb-Ta.

## ОСОБЕННОСТИ ПРОХОЖДЕНИЯ МОЩНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ HF(DF) ЛАЗЕРА ЧЕРЕЗ КРИСТАЛЛЫ GE

Казанцев С.Ю.<sup>1</sup>, Кононов И.Г.<sup>1</sup>, Рогалин В.Е.<sup>2,3</sup>, Фирсов К.Н.<sup>1,4</sup>

<sup>1</sup>ИОФ РАН, Москва, Россия, [kazan@kapella.gpi.ru](mailto:kazan@kapella.gpi.ru)

<sup>2</sup>ОАО «НЦЛСК «Астрофизика», Москва, Россия, [v-rogalin@mail.ru](mailto:v-rogalin@mail.ru)

<sup>3</sup>ФГБОУ ВПО «Тверской государственный университет», Тверь, Россия;

<sup>4</sup>НИЯУ МИФИ, Москва, Россия, [k\\_firsov@rambler.ru](mailto:k_firsov@rambler.ru)

В ИК технике широко используются оптические системы из германия [1], что обуславливает актуальность исследования особенностей взаимодействия мощного лазерного излучения с этим материалом [2]. В работе представлены результаты исследований пропускания излучения импульсного нецепного HF(DF) лазера [3] образцами германия различной степени чистоты, толщины и проводимости; изучено влияние геометрических параметров пучка и распределения интенсивности излучения по пятну облучения на зависимости пропускания образца от плотности падающей мощности лазерного излучения. Длительность лазерного импульса составляла  $t_{1/2}=150$  нс. Обнаружено что уже при достаточно низких интенсивностях ( $I_{\text{las}}=0,3$  МВт/см<sup>2</sup>) облучения HF лазером наблюдается существенно нелинейный характер прохождения излучения через германий. Этот эффект обусловлен поглощением на неравновесных носителях, образующихся при двухфотонном поглощении излучения HF лазера [4]. Показано, что пластина германия может являться эффективным корректором распределения плотности мощности излучения HF лазера по сечению лазерного пучка. Установлено, что пропускание излучения HF лазера через образец германия имеет размерный характер - чем больше размеры пятна облучения, тем меньше интенсивность прошедшего излучения (при прочих равных условиях). Полученные данные могут быть использованы при создании эффективных ограничителей мощности лазерного излучения диапазона 2,5-3,2 мкм.

Нелинейность пропускания излучения DF лазера (диапазон 3,6 – 4,1), обусловленная трехфотонными процессами, проявляется при значительно более высоких плотностях облучения ( $w_{\text{las}}>1$  Дж/см<sup>2</sup>).

Работа поддержана грантами РФФИ № 15-08-02562 и № 15-02-06005.

### Литература

1. Ровинский Р.Е., Рогалин В.Е., Шершель В.А. «Оптические свойства и области применения полупроводниковых монокристаллов германия» Изв. АН СССР (сер. физ.), 1983, 47, №2, 432-435.
2. Левинзон Д.И., Ровинский Р.Е., Рогалин В.Е., Рыкун Е.П., Трайнин А.Л., Ценина И.С., Шейхет Э.Г. «Исследование монокристаллов профильного германия, облучённых импульсным СО<sub>2</sub>-лазером», Изв. АН СССР (сер. физ.), 1979, 43, №9, 2001-2005.
3. Игнатъев А.Б., Казанцев С.Ю., Кононов И.Г., Марченко В.М., Феофилактов В.А., Фирсов К.Н. «О возможности контроля волнового фронта широкоапертурного HF(DF)-лазера методом тальбот-интерферометрии»// Квантовая электроника, 2008, 38 (1), 69-72.
4. Gibson A., Hatch C., Maggs P., Tilley D. and Walker A. «Two-photon absorption in indium antimonide and germanium» // J. Phys. C: Chern. Solid State Phys. V. 9, 3259–3275, (1976).

## ИССЛЕДОВАНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ Co-9 ат. % Al

**Казанцева Н.В.<sup>1,2</sup>, Степанова Н.Н.<sup>1,2</sup>, Виноградова Н.И.<sup>1</sup>, Демаков С.Л.<sup>2</sup>, Рыжков М.А.<sup>2</sup>,  
Давыдов Д.И.<sup>1</sup>, Шишкин Д.А.<sup>1</sup>, Ригмант М.Б.<sup>1,2</sup>**

**1 ИФМ УрО РАН, 620137 Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18, Россия**

**2 Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н.Ельцина, 620002  
г. Екатеринбург, ул. Мира, 19, Россия  
kazantseva-11@mail.ru**

Сплавы системы Co-Al имеют высокий научный и практический интерес как материалы с эффектом магнитной памяти формы (ЭМПФ), напряжение в которых можно контролировать внешним магнитным полем. К этому типу сплавов относят сплавы: Ni-Mn-Ga (в особенности сплав Гейслера), Co-Ni-Al, Ni-Fe-Ga, Fe-Pd (Pt). В отличие от известных температурных материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ) типа NiTi или CuAlNi, в ЭМПФ материалах отсутствует влияние тепловой инерции. В Co-Al сплавах с содержанием алюминия от 4 до 10 ат.% температура обратного мартенситного превращения составляет 200-300 °С. Предполагается, что за эффект памяти формы в сплавах Co-Al отвечает наличие высокой объемной фракции мартенситной фазы. При этом, температура Кюри в системе Co-Al при содержании алюминия в сплаве свыше 8 ат.% составляет порядка 840 °С, что позволяет рассматривать эти материалы как высокотемпературные материалы с эффектом магнитной памяти формы. Согласно диаграмме состояния сплавы с содержанием алюминия до 46.2% претерпевают эвтектоидное превращение при 300 °С и при низких температурах являются двухфазными:  $\epsilon$  + B2. Интерметаллидная фаза CoAl (B2), имеющая область гомогенности от 46.2 до 50.7 ат.%Al, парамагнитна. В закаленных Co-Al сплавах наряду с мартенситной  $\epsilon$ -фазой (ГПУ) может сохраняться высокотемпературная фаза  $\alpha$ -Co (ГЦК).

В докладе представлено исследование мартенситного превращения в сплаве Co-9 ат.% Al. Сплав был получен методом Бриджмена, скорость направленной кристаллизации составила 0,83 мм/мин, температурный градиент на фронте кристаллизации 80 град/см. Полученные слитки были подвергнуты гомогенизирующему отжигу при 1250°C - 24 ч. с последующим медленным охлаждением с печью. По данным рентгеноструктурного анализа в сплаве обнаружены линии  $\epsilon$ -фазы,  $\alpha$ -Co и неизвестной фазы, линий B2 фазы не обнаружено. На электронно-микроскопических снимках наблюдается области мартенсита и  $\alpha$ -Co с большим количеством дефектов упаковки. Проводится обсуждение полученных результатов в соответствии с литературными данными.

# ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ДВИЖУЩИЕ СИЛЫ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ МЕХАНОХИМИЧЕСКОМ СИНТЕЗЕ

**С.Д.Калошкин**

**Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»**

**Москва, Россия**

***E-mail: kaloshkin@misis.ru***

В настоящее время механохимию рассматривают как науку об ускорении и инициировании химических реакций под воздействием упругой энергии, осуществляемых обычно в механоактивационных аппаратах различных типов. Все большее развитие механохимический метод приобретает для получения сплавов и композиционных материалов. Этот метод, как правило, не требует специальной подготовки образцов, позволяет получать значительные количества продуктов. Метод особенно удобен при получении ультрадисперсных и наноструктурных гетерогенных порошковых материалов и позволяет в широких пределах варьировать состав и степень воздействия на продукт. Применительно к сплавам используются термины «механическое сплавление» (МС) или «механическое легирование» - Mechanical Alloying в мировой литературе.

Научное направление МС к настоящему времени прошло стадию первичного накопления экспериментальных результатов и перешло в стадию разработки технологий получения материалов. Механосплавлением компонентов получены: дисперсно-упрочненные оксидами сплавы (1966), интерметаллиды (1971), твердые растворы (1981), разупорядоченные интерметаллиды (1982), аморфные фазы (1983), квазикристаллические фазы (1989), пересыщенные твердые растворы в несмешивающихся системах (1990). Устанавливаются основные закономерности протекания процесса механосплавления различных компонентов, образования и устойчивости фаз. Активно разрабатываются новые типы высоко-энергетического оборудования для механоактивационной обработки материалов, в том числе и в промышленных масштабах.

Данный доклад посвящен рассмотрению термодинамических причин фазообразования при механохимическом синтезе компонентов. Показано, что несмотря на сильные отклонения обрабатываемой системы от условий термодинамического равновесия, процессы протекают в строгом соответствии с термодинамическими движущими силами при условии наложения запрета на перераспределение компонентов между образующимися фазами в условиях низкой термоактивируемой подвижности атомов. Понимание движущих сил процесса, соотношения термодинамических и кинетических факторов, определяющих результирующий продукт механосинтеза, может оказать существенную помощь при получении новых фаз и композиционных материалов методом твердофазного механохимического синтеза.

## **ВЛИЯНИЕ МЕХАНОАКТИВАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА PdBa ДЛЯ МОЩНЫХ ЭЛЕКТРОВАКУУМНЫХ ПРИБОРОВ СВЧ-ЭЛЕКТРОНИКИ**

*Калошкин С.Д., Костишин В.Г., Адамиов А.Ю., Задорожный В.Ю., Горский Е.К.  
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
119049, г. Москва, Ленинский проспект, 4  
[aav1990@gmail.com](mailto:aav1990@gmail.com)*

Металлосплавные катоды PdBa нашли широкое применение в производстве магнетронов, ламп бегущей волны (ЛБВ) [1]. Сплав PdBa обладает рядом свойств, характерных для чистых металлов: устойчивостью эмиссии к действию электронной бомбардировки, высокой электро- и теплопроводностью, гладкостью поверхности [1]. Один из возможных способов улучшения эмиссионных характеристик - равномерное распределение Ba в сплаве, достичь чего можно с помощью механоактивации исходных порошков.

Механоактивация — процесс образования химически активного вещества путем механического измельчения. Уникальность этого метода заключается в том, что с его помощью легко достигается предельная степень измельчения кристаллитов. Кроме того, изменяя режимы и среду механоактивации, можно изменять характеристики материалов, получать новые материалы и фазы, в том числе неравновесные и аморфные [2].

Целью настоящей работы было изучения влияния механоактивации на структуру и свойства сплава PdBa для производства катодных лент ЛБВ. Для проведения механоактивации использовалась планетарная мельница АГО-2С. Использовались циркониевые шары Ø5 мм и керамические барабаны.

Изучены результаты механоактивации исходных порошков в 3-х режимах (6 минут, 15 минут, 30 минут). Проведены сравнения средней длины, минимальной длины и максимальной длины распределения частиц механоактивированных и исходных порошков. Получена зависимость среднего размера частиц от времени механоактивации и выбрано оптимальное время механоактивации.

С помощью рентгенофазового анализа установлено, что при проведении механоактивации порошка палладия в шихту из шаров попадают частицы циркония.

Проведена плавка сплавов PdBa с различным содержанием в шихте механоактивированного в течение разного времени порошка Pd. Рентгеноспектральный анализ позволит также обнаружить в готовом сплаве иттрий.

Показано, что механоактивация может эффективно использоваться в технологии получения сплава PdBa как способ повышения однородности сплава и его эмиссионных характеристик. Установлены оптимальные режимы проведения механоактивации для этих целей.

Предложен механизм для объяснения влияния механоактивации на структуру исходных порошков, отмечено важное практическое значение полученных результатов.

[1] Дюбуа Б. Ч., Королёв А. Н. Современные эффективные катоды/ Электронная техника, сер. 1, СВЧ - техника, вып. 1, 2011, 508 с

[2] Ермилов А. Г. Предварительная механоактивация : монография / А. Г. Ермилов, Е. В. Богатырева, Нац. исслед. технологический ун-т "МИСиС" . – М. : Изд. Дом МИСиС, 2012 . – 135 с.



## **ОПТИЧЕСКАЯ ОДНОРОДНОСТЬ КРУПНОГАБАРИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ ГЕРМАНИЯ ДЛЯ ИНФРАКРАСНОЙ ОПТИКИ**

**Каплунов И.А., Колесников А.И., Соколова Е.И.**  
*Тверской государственный университет, Тверь, Россия*  
*E-mail: Ivan.Kaplunov@tversu.ru*

При использовании кристаллов для изготовления на их основе оптических элементов – многие важные параметры конечных устройств – величина оптических потерь, отношение сигнал/шум (для изображений), разрешающая способность, спектральная чувствительность, и т.д. – напрямую зависят от структурного и оптического совершенства исходного материала. Германий является одним из самых распространенных материалов ИК оптики, для ряда применений требуются оптические детали больших размеров – до 300-400 мм в поперечном сечении.

На качество изображения инфракрасных систем существенно влияет оптическая однородность, которую можно оценить по величине изменения показателя преломления по объему оптической заготовки. В кристаллах германия оптические аномалии в виде неоднородности показателя преломления связаны, прежде всего, с наличием остаточных термоупругих напряжений, обусловленных технологией получения кристаллов.

В работе выполнены исследования оптических характеристик монокристаллов германия диаметром 150 и 200 мм, полученных способами Чохральского и направленной кристаллизации. Исследовали спектральное пропускание монокристаллов в диапазоне длин волн 2-25 мкм, измеряли направленное пропускание и светорассеяние для длин волн 2-3 мкм и изучали неоднородность показателя преломления заготовок интерференционным методом на длине волны 3,39 мкм. Результаты измерений показывают различное оптическое качество монокристаллов, что накладывает ограничения на характер применения заготовок (например для изготовления защитных окон, однолинзовых или многолинзовых объективов).

Полученные значения оптических характеристик, знание структурного совершенства монокристаллов, известные характеристики процессов выращивания монокристаллов позволяют корректировать ростовую технологию. Определяющим параметром являются величины температурных градиентов в кристалле, скорости вытягивания или кристаллизации (для разных методов), скорости охлаждения и применение дополнительного отжига.

Работа выполнена в рамках реализации ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы», Соглашение 14.577.21.0004.

# СВОЙСТВА И СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ИЗНОСОСТОЙКОЙ НАПЛАВКИ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

**Капралов Е.В., Райков С.В., Романов Д.А., Громов В.Е.**

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,*

[romanov\\_da@physics.sibsiu.ru](mailto:romanov_da@physics.sibsiu.ru)

Целью работы являлось изучение структуры, фазового состава и трибологических характеристик износостойкого покрытия, наплавленного электродуговым методом на мартенситную сталь.

Оптическая микроскопия поперечных шлифов покрытий показала, что толщина наплавленных слоев достигает 5,0...5,5 мм. По глубине покрытий выделяются 4 слоя, которые отличаются друг от друга контрастом травления. А именно, поверхностный, приповерхностный, промежуточный и тонкая прослойка на границе с основой. Толщина указанных слоев составляет 3,5...4,0; 0,25...0,40; 0,25 и 0,01 мм соответственно. В зоне термического влияния, располагающейся ниже покрытия, также выделяется тонкий слой толщиной 0,04 мм. Общая толщина зоны термического влияния достигает 4 мм. В структуре слоя 1 выделяются дендриты с осями первого и второго порядка. Среднее расстояние между ними составляет 3 мкм. Расстояние между осями дендритов первого порядка составляет 20 мкм. В промежутках между дендритами наблюдаются включения округлой формы размерами от 2 до 16 мкм. Исходя из спецификации наплавленной проволоки, можно ожидать, что кристаллические включения являются карбидами железа, хрома и ниобия. Микротвердость включений составляет 1500 HV. В слое 1 выявляются продольные и поперечные трещины, что говорит о его хрупкости, обусловленной термическими напряжениями. Слой 1 плавно переходит в слой 2, который характеризуется мелкодисперсной зеренной структурой с размерами кристаллитов  $\approx 3$  мкм и присутствием карбидов, характерные размеры которых 6 мкм, формирующих скопления. Слой 3 имеет дендритную структуру с осями первого и второго порядка, среднее расстояние между которыми составляет (15...50) мкм и 5 мкм, соответственно. В слое 3 также наблюдаются включения карбидов. Карбиды располагаются между осями дендритов второго порядка.

Выполненные исследования механических свойств системы наплавка/сталь показали, что микротвердость наплавленного покрытия остается неизменной по всей глубине до (3,7...4,0) мм. Среднее значение микротвердости упроченного слоя составляет 900 HV, что в 3 раза больше микротвердости основного материала. Канавка износа наплавки визуально существенно меньше по сравнению с канавкой износа стали. Об этом же свидетельствуют и результаты профилометрии канавки износа наплавки и стали. Количественный анализ полученных таким образом результатов исследования износостойкости материала свидетельствует о том, что износостойкость наплавки в  $\approx 3$  раза выше износостойкости исходной стали, а коэффициент трения в  $\approx 2$  раза ниже коэффициента трения исходной стали.

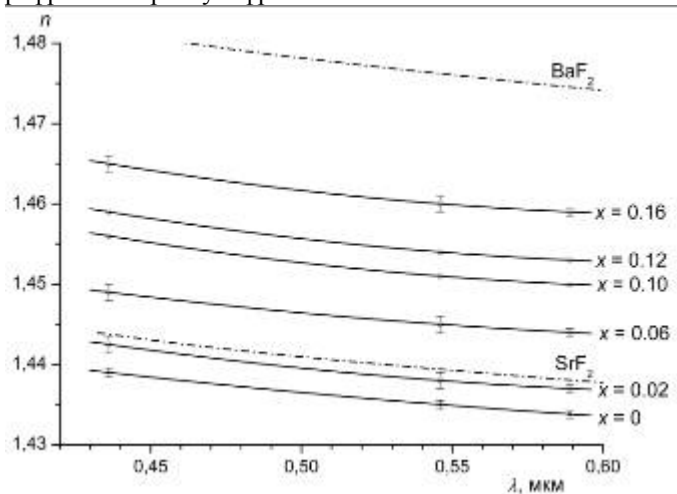
*Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук МК-4166.2015.2, РФФИ в рамках научных проектов № 13-02-12009 офи\_м, 15-08-03411, госзаданий Минобрнауки №№ 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научноисследовательской работы. Данная работа была выполнена с частичным использованием оборудования Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ.*

# ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ ТВЕРДОГО РАСТВОРА $\text{Ca}_{1-x}\text{Y}_x\text{F}_{2+x}$ ( $0 < x < 0.16$ ) В ВИДИМОМ ДИАПАЗОНЕ СПЕКТРА

**Каримов Д.Н., Соболев Б.П., Зудина Ю.Г., Глушкова Т.М.\***  
*Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия*  
*\*Московский государственный университет, Москва, Россия*  
*e-mail: dnkarimov@gmail.com*

Интерес к многокомпонентным фторидным кристаллам  $M_{1-x}R_xF_{2+x}$  ( $M = \text{Ca}, \text{Sr}, \text{Ba}; R = \text{Y}, \text{La} - \text{Lu}$ ) связан с возможностью управления их физическими свойствами в широких пределах, изменяя их состав и дефектную структуру, что не реализуется для однокомпонентных кристаллов щелочноземельных фторидов, таких как  $\text{CaF}_2$ ,  $\text{SrF}_2$ ,  $\text{BaF}_2$ . Кристаллы  $\text{Ca}_{1-x}\text{Y}_x\text{F}_{2+x}$  (тип  $\text{CaF}_2$ , пр. гр.  $Fm\bar{3}m$ ), являются перспективными конструкционными оптическими материалами широкого диапазона спектра.

В работе приводятся результаты исследования дисперсии показателя преломления  $n$  кристаллов  $\text{Ca}_{1-x}\text{Y}_x\text{F}_{2+x}$  ( $0 < x < 0.16$ ) в видимом диапазоне спектра. Образцы выращивались методом Бриджмена в графитовом тепловом узле во фторирующей атмосфере. Измерения проводили методом наименьшего отклонения на гониометре ГС-2 и при помощи рефрактометра Пульфриха.



Наблюдаемая симбатность хода дисперсионных кривых для  $\text{Ca}_{1-x}\text{Y}_x\text{F}_{2+x}$  и  $\text{MF}_2$  ( $M = \text{Ca}$  ( $x = 0$ ),  $\text{Sr}$ ) указывает на сравнимую по величине и характеру с  $\text{MF}_2$  дисперсию  $n$  изучаемых кристаллов в изучаемом диапазоне (рис. 1).

Математическая обработка зависимостей  $n(\lambda)$  проводилась по формуле Друде:

$$n^2(\lambda) = 1 + A\lambda^2 / (\lambda^2 - \lambda_0^2),$$

где  $A$  – множитель, связанный с количеством и силой осцилляторов,  $\lambda_0$  – характеристическая длина волны, определяющая положение края поглощения в УФ-области спектра.

Рис. 1. Дисперсия показателей преломления кристаллов  $\text{Ca}_{1-x}\text{Y}_x\text{F}_{2+x}$ ,  $\text{SrF}_2$  и  $\text{BaF}_2$  [1].

Параметр  $\lambda_0 = 0.076 \pm 0.002$  мкм для всех изученных составов  $x = 0 - 0.16$ . Множитель  $A = 0.0044x + 1.039$ , возрастает линейно с увеличением  $x$ .

Расчетная кривая  $n_D(x)$ , полученная с помощью метода аддитивности молекулярных рефракций [2], может быть представлена полиномом вида:  $n_D = 1.434 + 0.1694x - 0.0092x^2$ , который описывает весь массив имеющихся экспериментальных данных с точностью не хуже  $\Delta n = \pm 0.002$ .

По величине  $n_D$  кристаллы  $\text{Ca}_{1-x}\text{Y}_x\text{F}_{2+x}$  занимают промежуточное положение между  $\text{CaF}_2$  и  $\text{BaF}_2$  при  $0 < x < 0.25$ . Вариацией содержания  $\text{YF}_3$  ( $x$ ) в пределах области гомогенности  $\text{Ca}_{1-x}\text{Y}_x\text{F}_{2+x}$  ( $x < 0.38$ ) может быть обеспечено получение оптических материалов с  $n_D$ , плавно изменяющимися с составом в интервале 1.434 – 1.500.

1. Malison I.N. // J. Opt. Soc. Am. 1964. V. 54. № 5. P. 628.

2. Константинова А.Ф., Кривандина Е.А., Каримов Д.Н., Соболев Б.П. // Кристаллография. 2010. Т. 55. № 6. С. 1050.

# ФИЗИЧЕСКИЕ ПРИНЦИПЫ СОЗДАНИЯ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЖАРОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Карпов М. И.

Институт физики твердого тела РАН  
г. Черноголовка, Россия, [karpov@issp.ac.ru](mailto:karpov@issp.ac.ru)

Разработка новых поколений отечественных высокоэкономичных газотурбинных двигателей (ГТД) длительного ресурса для нужд авиационного и энергетического машиностроения требует разработки новых жаропрочных материалов для изготовления наиболее нагруженных деталей горячего тракта: турбинных и сопловых лопаток, обеспечивающих возможность повышения температур рабочего газа на входе в турбину до 1600-1800°C. Становится очевидным, что это - первоочередная задача для отечественного материаловедения. Достижение указанных сверхвысоких температур может быть осуществлено путем создания более тугоплавких, чем применяемые в настоящее время материалы на никелевой основе, жаропрочных материалов.

В настоящем сообщении представлены возможные пути решения этой проблемы, основанные на создании искусственных или естественных композитных материалов типа тугоплавкий металл – интерметаллид тугоплавкого металла. В таких композитах чередуются слои тугоплавкого металла и его интерметаллида (искусственный многослойный композит) или протяженные структурные элементы тугоплавкого металла и его интерметаллида (естественные или in-situ композиты). В качестве примера искусственного композита приведены данные о методе получения, структуре и высокотемпературных механических свойствах многослойного композита Nb – Nb<sub>3</sub>Al. В качестве примера естественного композита приведены данные о структуре и высокотемпературных свойствах образцов эвтектического состава Nb – Nb<sub>3</sub>Si, полученных методом направленной кристаллизации. Показаны возможности повышения свойств этих материалов за счет специального легирования. Полученные результаты свидетельствуют о перспективности таких материалов как нового поколения жаропрочных материалов.

# ЖАРОПРОЧНЫЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДЫ НА ОСНОВЕ $\gamma$ -TiAl С МЕТАСТАБИЛЬНОЙ $\beta$ (Ti)-ФАЗОЙ: ИНЖЕНЕРИЯ СОСТАВА, МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

**Картавых А.В., Калошкин С.Д., Горшенков М.В., Степашкин А.А., Коротитский А.В.**  
НИТУ МИСиС, Москва, Российская Федерация  
[karta@korolev-net.ru](mailto:karta@korolev-net.ru)

Представлен обзор авторских разработок и публикаций в области материаловедения и инженерии свойств инновационных лёгких жаропрочных интерметаллических сплавов на основе  $\gamma$ -TiAl. Разрабатываемая система TiAl(Nb,Cr,Zr) является улучшенной базой создания TiAl-интерметаллидов 3-го поколения (TNM, TiAl-Nb-Мо-подобных сплавов), наиболее перспективных сегодня для применения в авиационном турбостроении. В отличие от сплавов 2-го поколения (TNB, на основе TiAl-Nb и TiAl-Nb-B), материал содержит суммарно до 10 ат.% элементарных примесей, наиболее эффективно стабилизирующих первичную фазу  $\beta$ (Ti)/B2, которая обладает приемлемыми характеристиками высокотемпературной пластичности. Результатом такого легирования является закономерное изменение фазовой диаграммы и схем твердотельных температурно-фазовых трансформаций сплавов с участием метастабильной фазы  $\beta$ (Ti)/B2 во всех технологически важных фазовых доменах (см. рис. 1а,б в сравнении).

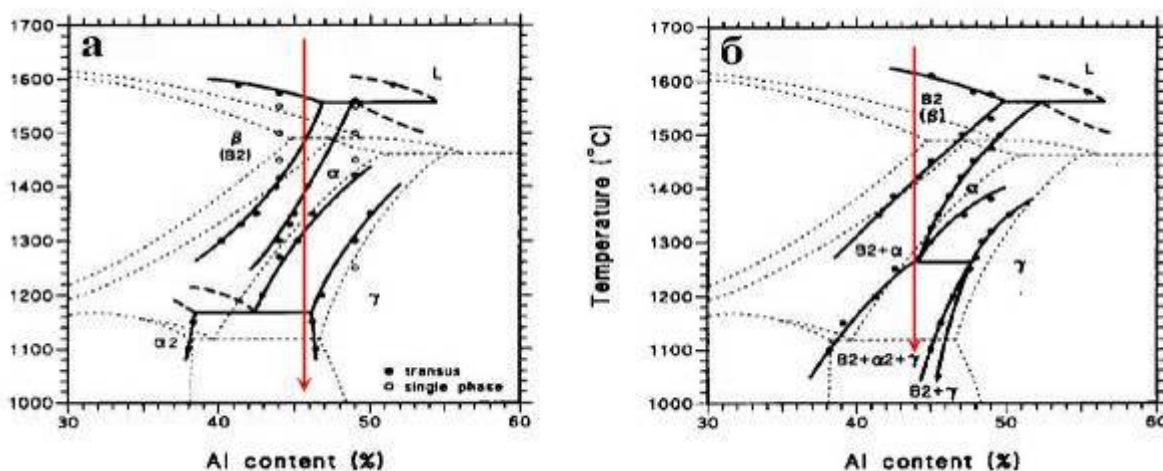


Рисунок 1 – Псевдодвойные изоплеты систем TiAl-8ат.%Nb (а) и TiAl-10ат.%(Nb+Cr+Zr) (б), где стрелками показаны пути фазовых трансформаций сплавов 2-го поколения Ti-46Al-8Nb и 3-го поколения Ti-44Al-5Nb-3Cr-1.5Zr, соответственно. Пунктиром дана реперная диаграмма TiAl.

Исходя из новой последовательности и механизмов фазовых трансформаций  $L \rightarrow L + \beta(\text{Ti}) \rightarrow \beta(\text{Ti}) \rightarrow \beta(\text{Ti})/B2 + \alpha \rightarrow B2 + \alpha_2 - \text{Ti}_3\text{Al} + \gamma - \text{TiAl}$ , методом высокоградиентной индукционной бестигельной зонной плавки получена упорядоченная lamellar-granular фазовая структура сплава Ti-44Al-5Nb-3Cr-1.5Zr (ат.%) субмикронного масштаба, обладающая улучшенным балансом прочности/пластичности.

Обсуждаются специфические механизмы и результаты формирования перспективной изотропной ультрамелкозернистой структуры при эффективном геттерировании растворённого кислорода в интерметаллидах системы TiAl(Nb,Cr,Zr)B<sub>6</sub>La с дополнительным совместным микролегированием бором и РЗЭ в форме LaB<sub>6</sub>.

Работа выполняется в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы» (проект ID RFMEFI57514X0042), и частично поддержана грантом РФФИ 13-03-00500.

## ПОЛУЧЕНИЕ НАНОДИСПЕРСНОГО ПОРОШКА КАРБИДА ЦИРКОНИЯ

Касимцев А.В.<sup>1</sup>, Табачкова Н.Ю.<sup>2</sup>, Левинский Ю.В.<sup>3</sup>, Вольдман Г.М.<sup>3</sup>, Юдин С.Н.<sup>4</sup>

<sup>1</sup>ООО «Метсинтез» г. Тула, Россия

<sup>2</sup>НИТУ МИСИС г. Москва, Росси

<sup>3</sup>МИТХТ им. М.В. Ломоносова г. Москва, Россия

<sup>4</sup>Тульский государственный университет, г. Тула, Россия

[Sergey-USN@mail.ru](mailto:Sergey-USN@mail.ru)

Карбид циркония относится к тугоплавким соединениям и обладает высокой температурой плавления, твердостью, химической стойкостью, малым сечением захвата тепловых нейтронов. Благодаря этим свойствам порошки ZrC и изделия из них перспективны для использования в качестве упрочнителей жаропрочных сплавов, износостойких покрытий, тиглей и других изделий, контактирующих с расплавленными металлами, некоторых узлов ядерных реакторов на тепловых нейтронах. В настоящее время основным направлением повышения физико-механических и функциональных свойств материалов на основе тугоплавких карбидов является получение их в наноструктурном состоянии.

Для получения нанодисперсных порошков карбида циркония использовали гидридно-кальциевый (металлотермический) метод восстановления оксидов металлов гидридом кальция в присутствии углеродсодержащего компонента.

В качестве компонентов шихты использовали диоксид циркония ZrO<sub>2</sub>, гидрид кальция CaH<sub>2</sub> и углерод в виде сажи. Нагрев шихты вели в контейнере из нержавеющей стали. Синтез вели при различных температурах в интервале 1000–1200 °С.

Образцы полученных порошков исследовали методами химического и рентгенофазового анализов, размеры частиц порошков определяли методом БЭТ и по данным сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии. Порошки карбида циркония представляли собой агломераты, состоящие из мелкодисперсных частиц размером ~ 70 нм. Изображения агломерата и отдельной частицы порошка ZrC приведены на рисунке 1. Порошки карбида циркония обладали достаточно узким распределением частиц по размерам, совершенной структурой, на отдельных частицах хорошо просматривается огранка.

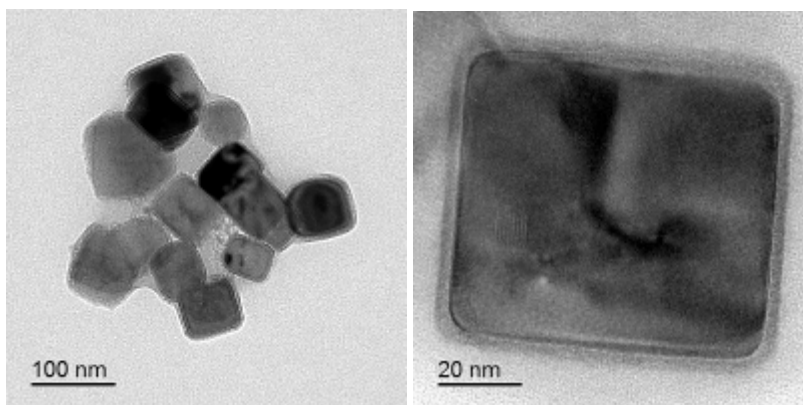


Рисунок 1 – Изображения частиц порошка карбида циркония

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты №13-03- 97512 и 15-03-04982).

# РОЛЬ ИСХОДНЫХ ИЗГИБНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ФОРМИРОВАНИИ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ИХ РЕЛАКСАЦИИ ПРИ ОТЖИГЕ МАГНИТНО-МЯГКИХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА И ЖЕЛЕЗА

**И.Б. Кекало, П.С. Могильников**

**Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия  
([pavel\\_mog@mail.ru](mailto:pavel_mog@mail.ru))**

На примере аморфного сплава на основе кобальта ( $\text{Co}_{69}\text{Fe}_{3,7}\text{Cr}_{3,8}\text{Si}_{12,5}\text{B}_{11}$ ) с низкой магнитострикцией ( $\lambda_s < 10^{-7}$ ) впервые показано, что величина исходных изгибных напряжений оказывает влияние на развитие релаксации этих напряжений в процессе отжига. С увеличением уровня исходных изгибных напряжений не только возрастает степень релаксации этих напряжений, но изменяется также сам характер кинетики их изменения, что особенно явно проявляется на начальной стадии быстрой релаксации. В случае сплава на основе железа ( $\text{Fe}_{57}\text{Co}_{31}\text{Si}_{2,9}\text{B}_{9,1}$ ), у которого  $\lambda_s = 35 \cdot 10^{-6}$ , исходные изгибные напряжения не оказывают заметного влияния на степень их релаксации. На основе полученных результатов сделан вывод, что только для сплавов на основе железа рассчитанная по кинетическим кривым энергия активации  $U$  может рассматриваться как характеристика материала. Для сплавов на основе кобальта с близкой к нулю магнитострикцией энергия активации отражает ее уровень в данном сплаве при заранее заданном значении исходного напряжения изгиба, т.е. она не может, строго говоря, рассматриваться как однофакторная характеристика материала, которая зависит только от состава сплава. Проведенные расчеты показали, что при изменении величины исходных изгибных напряжений от 50 МПа до 240 МПа энергия активации сплава на основе кобальта может изменяться почти в два раза – от 1,18 эВ до 0,57 эВ. Обнаружено, что в случае сплава на основе железа энергия активации  $U$ , не зависящая от исходного уровня изгибных напряжений, в то же время зависит от степени их релаксации, а именно, с увеличением степени релаксации энергия  $U$  также увеличивается. В сплаве на основе кобальта последняя закономерность отсутствует – энергия активации практически не зависит от степени релаксации изгибных напряжений.

# ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ДОКАЗАТЕЛЬСТВО ВЛИЯНИЯ НАПРАВЛЕННОГО И ИЗОТРОПНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО БЛИЖНЕГО УПОРЯДОЧЕНИЯ НА ГИСТЕРЕЗИСНЫЕ МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

**И.Б. Кекало, П.С. Могильников**

**Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва,  
Россия**

**[pavel\\_mog@mail.ru](mailto:pavel_mog@mail.ru)**

Изучены закономерности влияния различных видов термической обработки на гистерезисные магнитные свойства (ГМС) аморфного сплава  $\text{Co}_{69}\text{Fe}_{3,7}\text{Cr}_{3,8}\text{Si}_{12,5}\text{B}_{11}$ , находящегося в исходном (свежезакаленном) или предварительно отожженном состоянии. При температурах отжига  $T_a$  ниже точки Кюри  $T_c$  ( $260^\circ\text{C}$ ) основную роль в формировании ГМС играет стабилизация границ доменов (ГД) вследствие развития процесса направленного упорядочения (упорядочения под действием сил магнитной природы). Предварительный высокотемпературный отжиг при  $T_a > T_c$  с последующей закалкой в воде не предотвращает деградации ГМС в результате стабилизации ГД (термически обратимый эффект). После отжигов при  $T_a > T_c$  происходит деградация ГМС вследствие развития процесса кластеризации, фиксируемой методом малоуглового рассеяния рентгеновских лучей. Являясь необратимым процессом, этот тип кластеризации не должен сказываться на зависимости ГМС от температуры отжига, если образцы подвергались предварительной высокотемпературной обработке. Однако эксперименты показали, что на кривой зависимости ГМС от температуры повторного изохронного отжига при  $T_a > T_c$  отчетливо наблюдается, как и в исходных образцах, деградация ГМС. Такая деградация вызвана кластеризацией, обусловленной изотропным композиционным (химическим) ближним порядком, который по своей природе является обратимым процессом. Это доказывает, что изотропный композиционный ближний порядок может влиять на уровень ГМС аморфных сплавов.



# СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ В СИСТЕМАХ Mo-B-(N), Mo-Si-B-(N) И Mo-Al-Si-B-(N)

**Кириуханцев-Корнеев Ф.В., Яцюк И.В., Погожев Ю.С.,  
Шевейко А.Н., Потанин А. Ю., Левашов Е.А., Штанский Д.В.  
НИТУ «МИСус», Ленинский проспект, 4, Москва, Россия  
[kiruhancev-korneev@yandex.ru](mailto:kiruhancev-korneev@yandex.ru)**

Бориды и боронитриды переходных металлов (например, TiBN, ZrBN, CrBN) являются перспективными материалами для использования их в качестве защитных покрытий для металлообрабатывающего инструмента, тяжело нагруженных узлов трения, топливных ячеек, деталей авиакосмической промышленности и т.д. благодаря высоким значениям твёрдости, износо- и коррозионной стойкости, низкому коэффициенту трения. При легировании боронитридных покрытий Al и Si заметно повышается жаростойкость за счёт формирования на их поверхности плотных оксидных слоёв SiO<sub>2</sub> и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, препятствующих диффузии кислорода вглубь покрытий. В настоящей работе изучено влияние легирующих элементов на структуру и свойства нанокomпозитных (нк-) покрытий Mo-B-(N), Mo-Si-B-(N) и Mo-Al-Si-B-(N).

Многокомпонентные мишени MoB, MoBSi, MoBSiAl были изготовлены по технологии силового СВЧ-компактирования с использованием порошков молибдена, алюминия, бора и кремния. Магнетронное распыление мишеней проводилось в среде аргона. В ряде экспериментов в состав покрытий вводился азот путем распыления в азотсодержащих газовых смесях. В качестве подложек использовались Mo, NiCrAlW, WC-Co, Si, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, C/SiC. Для исследования жаростойкости, термической стабильности и стойкости нк-покрытий к диффузии элементов из подложки проводились изотермические отжиги на воздухе в интервале температур 600-1700<sup>0</sup>С. Изучена кинетика окисления покрытий путем длительной выдержки от 1 до 12 ч. Структура исходных и подвернутых термической обработке покрытий исследовалась с использованием методов растровой и просвечивающей электронной микроскопии, рентгенофазового анализа, в том числе при динамическом нагреве, инфракрасной спектроскопии, спектроскопии комбинационного рассеяния, рентгеновской фотоэлектронной и оптической эмиссионной спектроскопии. Кроме того, проведены трибологические испытания при высоких температурах и измерены механические свойства покрытий.

Полученные покрытия обладали плотной малодефектной структурой с отсутствием следов столбчатого роста. Покрытия Mo-B-(N), основу которых составляет фаза MoB<sub>x</sub> с размером кристаллитов 1-2 нм, имеют твёрдость 22-27 ГПа и жаростойкость, ограниченную температурой 600<sup>0</sup>С. Покрытия в системе Mo-Si-B-(N) имеют твердость до ~35 ГПа, а предельное значение температуры, выше которой происходит полное окисление и разрушение покрытия, возрастает с 600 до 1600<sup>0</sup>С при увеличении концентрации кремния в мишени от 5 до 60 ат. %. Данный эффект обусловлен формированием защитного слоя SiO<sub>2</sub>. Рекордные значения жаростойкости до 1500-1600<sup>0</sup>С были получены для покрытий, содержащих нанокристаллиты гексагональной фазы MoSi<sub>2</sub>, разделённые областями с аморфной структурой. Покрытия Mo-Si-B-(N) и Mo-Si-B-Al-(N) демонстрировали схожее поведение в процессе окисления.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение 14.575.21.0001, уникальный идентификатор проекта RFMEFI57614X0001).

# ВКЛАДЫ В ПЛАСТИЧЕСКУЮ СОСТАВЛЯЮЩУЮ ДЕФОРМАЦИИ КОМПОНЕНТ ИЗГИБА И КРУЧЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ И ИХ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ<sup>1</sup>

**Киселева С.Ф., Попова Н.А., Конева Н.А., Козлов Э.В.**  
**Томский государственный архитектурно-строительный**  
**университет, Томск, Россия**  
*kisielieva1946@mail.ru*

Известно, что в деформированном теле возникают внутренние поля напряжений. Это приводит к появлению на электронно-микроскопических изображениях деформированного материала изгибных экстинкционных контуров, по параметрам которых можно восстановить поля внутренних напряжений. Изгибные экстинкционные контуры отражают природу деформации локальных участков образца. Различают три типа деформации кристаллической решетки: изгиб, кручение или смешанный случай. Они идентифицируются по взаимной ориентации линии экстинкционного контура и вектора действующего отражения  $\vec{g}$ . При пластической деформации материала, как правило, наблюдаются контуры смешанного типа, т.е. присутствуют одновременно две компоненты: изгиб и кручение кристаллической решетки. Целью настоящей работы является изучение вкладов компонент изгиба и кручения в пластическую составляющую внутренних напряжений. Для этого определялись компоненты тензора напряжений и строились их распределения, на примере деформированной растяжением при комнатной температуре аустенитной стали 110Г13. Анализ полученных результатов показал, что для компоненты напряжения изгиба  $\sigma_{11}$  в интервале степеней деформации от  $\varepsilon = 5\%$  до  $\varepsilon = 20\%$  на гистограммах присутствуют две моды. При  $\varepsilon > 25\%$  на гистограмме для компоненты изгиба появляются третья, четвертая и др. моды. Начиная с  $\varepsilon = 29\%$ , их площадь заметно увеличивается. Однако общая площадь первых двух мод всегда больше по величине, чем для остальных мод. Из этого следует, что существует большое количество участков образца, для которых компонента изгиба  $\sigma_{11пл} < 0.6$  ГПа. Для компоненты изгиба вклад во внутренние напряжения от первой моды уменьшается при степенях деформации  $\varepsilon \geq 29\%$ , т.е. уменьшается количество участков образца с вкладом  $\sigma_{11}$  меньшим 0.3 ГПа. При этом количество участков с  $\sigma_{11} > 0.3$  ГПа возрастает. Общий же вклад  $\sigma_{11}$  при  $\varepsilon > 29\%$  убывает. Для компоненты напряжения кручения  $\sigma_{12}$  при степенях деформации  $\varepsilon = 5\%$  и  $\varepsilon = 10\%$  на гистограммах присутствуют две моды. Третья, четвертая и др. моды появляются, начиная с  $\varepsilon = 14\%$ , и их вклад довольно большой. Так продолжается до разрушения образца ( $\varepsilon = 36\%$ ). При  $\varepsilon = 36\%$  все значения вклада компоненты кручения в пластическую составляющую ( $\sigma_{12пл} = 0-0.9$  ГПа) оказываются равновероятными. Вклады в пластическую составляющую внутренних напряжений от компоненты кручения так же, как и от компоненты изгиба, уменьшаются в интервале от  $\varepsilon > 25\%$  вплоть до  $\varepsilon = 36\%$ . При  $\varepsilon = 29-36\%$  вклады в пластическую составляющую убывают, и средние внутренние напряжения по всему образцу также уменьшаются. Таким образом, вклады изгиба и кручения в пластическую составляющую внутренних напряжений при  $\varepsilon = 5\%$  одинаковы, затем при увеличении степени деформации до  $\varepsilon = 14\%$  они в основном растут, при этом кручение вносит больший вклад, чем изгиб. При 25% обе компоненты убывают и далее вновь растут вплоть до 29%, но теперь преобладает изгиб. Начиная с 29%, то есть перед разрушением образца, компоненты изгиба и кручения убывают, снижаются и внутренние напряжения в деформированном материале.

---

<sup>1</sup> Работа выполнена в рамках гос. задания Минобрнауки России №3.295.2014/К

# IMPACT EVIDENCE OF THE PLASTIC DEFORMATION ORIGIN OF PHASE TRANSITIONS: THE CRYOGENIC ADSORPTION OF HELIUM ISOTOPES

Valery P. Kisel

Inst. of Solid State Physics, RAS, 142432 Chernogolovka, Moscow distr., RUSSIA

[kisel@issp.ac.ru](mailto:kisel@issp.ac.ru)

The standard physical adsorption (A) is usually characterized by the S-shaped of adsorption isotherms (AI, the degree of surface filling vs pressure P at a constant temperature T) with the complete 3 (or 2) stages, the rate of adsorption (RA) is T-dependent function due to Arrhenius equation with the heat of adsorption, Q, as an activation energy. This is in line with deformation nature of the processes of ion/particle insertion/extraction into/from solids. So the mechanism of matrix local plasticity around the new ion-atoms [1] prompts us to interpret the above properties of A with standard dislocation mechanisms.

i) This is confirmed by the fact that the AI and RA curves topologically look like strain-stress and strain rate curves in all experiments, respectively, in the process of deformation between the adsorbent monolayers and adsorbate atoms, molecules and clusters under external pressure P. This is in line with the well-known adsorption experiments on the other materials and the swelling (deformation at absorption) of the samples under the diffusive flow of different particles. The numerous features of recent experiments on adsorption of He gas isotopes with Ar or N<sub>2</sub> adsorbent cryogenic layers in the temperature range 2 to 4.2K gave proofs in favor of new universal deformation origin of phase transitions. The experiments showed that:

ii) the adsorbing ability of nitrogen atomic monolayers is less effective in comparison with the Ar ones at the same conditions; the adsorption-isosteric curves shift to higher pressures of He with its higher concentrations in adsorbents and for the light isotopes of <sup>3</sup>He in comparison with <sup>4</sup>He at the same conditions;

iii) AI curves of <sup>3</sup>He on Ar layers showed much higher values of adsorption with decreasing thickness *d* (and its stiffness) for Ar cryogenic layers due to the so-called "size-effect" in plasticity of films deposited on the rigid surface;

iv) the adsorption isosteres of <sup>4</sup>He were changed abruptly at temperatures close to the temperature (T) of its phase transition (for example, the lambda point T<sub>λ</sub> for the transition of the bulk normal <sup>4</sup>He-I to the so-called superfluid <sup>4</sup>He-II). An abrupt pressure and RA change existed at <sup>4</sup>He film thickness, *d*, was approximately equal to 2 monolayers, and it decreased with increasing *d* or increasing stiffness of <sup>4</sup>He. The cryogenic adsorption of <sup>3</sup>He on Ar layer with the height of *d* approximately one monolayer displays monotonous changes within the experimental temperature range (without the transition of normal to superfluid state). The AI(T) curves at *d* = const are the same as the mean dislocation pathlength *l*(T) at constant stress of deformation flow in various crystals;

v) the heat of adsorption Q (or an activation energy of deformation) was abruptly changed in <sup>4</sup>He films at phase transition, and its temperature dependence and the parts i) to iv) confirm the deformation origin of phase transition of normal <sup>4</sup>He-I to the superfluid <sup>4</sup>He-II and the standard deformation nature of the properties of <sup>4</sup>He-II. Part ii) is explained through the fact that the solid N<sub>2</sub> is harder than the solid Ar, and the harder P (stresses) make higher P for insertion or higher concentration of He atoms at P=const in cryogenic layers. It should be stressed that the "isotope effect" in adsorption is mainly due to the standard plastic deformation between the large segregates (clusters) of adsorbed/adsorbate atoms with the signs of bulk lattice structures but not to their separate atoms because the lattice parameters of <sup>3</sup>He is usually higher than the <sup>4</sup>He ones at the same conditions, and the reversed one is valid for the sizes of their atoms. The typical cluster segregates of gaseous atoms are well known for various states including the gaseous state. In this case the part iv) is an ordinary result of the so-called 'size effect' during standard plastic deformation, and the parts iv-v) are the strict consequence of various local heating conditions of solid <sup>3,4</sup>He layers under the standard deformation at phase transition- cryogenic adsorption.

1 .Kisel V.P. The 2<sup>nd</sup> Intern. Conference on Cryocrystals and Quantum Crystals, Polanica-Zdroj, 07-12.12.09.1997, Poland. The Abstracts No P13, P-24.

# ДЕФОРМАЦИОННЫЕ МЕХАНИЗМЫ АКТИВАЦИОННОЙ ТЕРАПИИ, ЗАРОЖДЕНИЯ, ЭВОЛЮЦИИ И СТАРЕНИЯ БИОЛОГИЧЕСКИХ СИСТЕМ

В. П. Кисель

Институт физики твердого тела РАН, 142 432 Черноголовка, Моск. обл, [kisel@issp.ac.ru](mailto:kisel@issp.ac.ru)

Работа показывает, что стадии деформации биологических тканей (БТ) от молекул до всего живого соответствуют неспецифическим адаптационным реакциям БТ на внешние воздействия в виде последовательного повторения основных пяти реакций: ареактивности, тренировки, активации, повышенной активации и стресса, что лежит в основе зарождения, эволюции и терапии эндогенных заболеваний; прямое и обратное развитие этих процессов управляется механизмами пластического течения.

Физиологи Ростовского госуниверситета профессора Гаркави Л.Х., Квакина Е.Б., Уколова М.А. (1975) и к.б.н. Кузьменко Т.С. обосновали, совершили и развили фундаментальное после Г. Селье открытие в теоретической физиологии, состоящее в обнаружении других фундаментальных реакций организма на внешние воздействия **средней и слабой интенсивности**, названных авторами реакциями ареактивности, тренировки и две реакции активации организма, а также создали новое направление в медицине – **активационную терапию (АТ)** [1]. Г. Селье обнаружил в физиологии одни и те же специфические реакции организма на **сильные воздействия** и как провидец предложил для них **название “стресс”- напряжение** (соответствует напряжению предразрушения кристаллов, биологических тканей и органов (БТ)); для слабых раздражителей-эустресс **по аналогии с физикой твердого тела**, где оно характеризует механическое напряжение/упрочнение при приложении к телу внешних сил. Как показано в экспериментах проф. М. З. Меерсона с соавторами, разнообразные физико-химические, психологические и физиологические стресс-воздействия на организм проявляют себя именно изменениями в деформации/ механической жесткости БТ в полном соответствии с закономерностями пластической деформации в твердых телах.

В 2003 году в ИФТТ РАН было обнаружено, что особенности процессов, лежащих в основе влияния эффекта сверхмалых (ЭСМД), микро- и терапевтических доз физиологических, фито- и физико-химических воздействий на биологические ткани и организмы, а также в развитии болезней, старения организмов, описываются одними и теми же закономерностями микродеформации (ЗМД) материи на границе фаз и в объеме при фазовых переходах (**фп**) в масштабе от атомов-молекул до космоса как в БТ, так и в твердых телах и т.д.. Ясно, что отслеживать и влиять на одну и ту же интегральную характеристику БТ –механическую жесткость– гораздо легче, чем на сложную цепочку биохимических процессов в страдающих органах – как это делают биохимики и гомеопаты, хотя принципиального различия в действии разных видов терапии и физико-химических/физиологических методов лечения (дозированные периодические воздействия температуры, голодания, гипоксии, низкочастотных электромагнитных и звуковых полей малой мощности, фракционированного облучения частицами и светом и т.д.) с точки зрения ЗМД при **фп. Универсальными возможностями обладает – активационная терапия (АТ)**, поскольку она позволяет, во-первых, с помощью специальных критериев, связанных с лейкоцитарной формулой, отражающей интегральное состояние БТ, определить в начале и в течение всего курса лечения текущее состояние всего организма и его органов, во-вторых, на основании этого знания и теоретически рассчитанных методик она позволяет предельно точно управлять универсально действующими алгоритмами воздействия на весь организм, в той или иной степени исправляя работу всех органов без исключения путем понижения их механической жесткости (этажа реактивности). В-третьих, воздействия АТ практически не имеют противопоказаний и резко усиливают лечебный эффект других методов терапии.

Гаркави А.Х.,Квакина Е.Б.,Кузьменко Т.С.Антистрессовые реакции и активацион. терапия. М., ИМЕДИС, 1998.  
[www.homeopatica.ru/professional\\_school\\_st1201.shtml](http://www.homeopatica.ru/professional_school_st1201.shtml)

# ПЛАСТИЧЕСКИЕ ЗОНЫ ПОД ПОВЕРХНОСТЬЮ ИЗЛОМОВ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ С ОЦК И ГЦК РЕШЕТКОЙ КАК КРИТЕРИЙ ОЦЕНКИ ЛОКАЛЬНОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ

Клевцов Г.В.<sup>1</sup>, Клевцова Н.А.<sup>1</sup>, Валиев Р.З.<sup>2</sup>

<sup>1)</sup> *Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,  
klevtsov11948@mail.ru*

<sup>2)</sup> *Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия, RZValiev@mail.rb.ru*

Целью работы является установление связи критерия локального напряженного состояния  $h_{max}/t$  (где  $h_{max}$  – максимальная глубина пластической зоны под поверхностью изломов;  $t$  – толщина образца) с критериями механики разрушения и механизмами разрушения наноструктурированных материалов с ОЦК и ГЦК решеткой.

В качестве исследуемых материалов использовали наноструктурированные: сталь 10 (ОЦК решетка), аустенитную сталь AISI 321 и алюминиевый сплав АК4-1 (ГЦК решетка). Показано, что наноструктурирование путем РКУП неоднозначно влияет на трещиностойкость исследуемых материалов (табл. 1). Для оценки локального напряженного состояния у вершины трещины в наноструктурированных материалах может быть использован критерий  $h_{max}/t$ . Если  $h_{max}/t < 10^{-2}$ , то разрушение произошло в условиях плоской деформации (ПД); если  $h_{max}/t > 10^{-1}$  – то в условиях плоского напряженного состояния (ПН); если  $10^{-2} < h_{max}/t < 10^{-1}$  – то в переходной области от ПД к ПН. При испытании наноструктурированных материалов на статическую трещиностойкость ( $K_{1C}$ ) оценку условия плоской деформации (ПД) по критерию механики разрушения  $t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2$  необходимо проводить с учетом типа кристаллической решетки материала. Для материалов с ОЦК решеткой условие ПД реализуется при  $t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2 \geq 5$ , а для материалов с ГЦК решеткой – при  $t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2 \geq 10$  (рис. 1).

Таблица 1 – Трещиностойкость ( $K_{1C}$ ,  $K_C$ ) исследуемых материалов и отношение  $h_{max}/t$

Материал	Состояние	$K_{1C}$ ( $K_C$ ), МПа $\sqrt{м}$	$h_{max}/t$
Сталь 10	После РКУП	31,0	$5,00 \cdot 10^{-3}$
Сталь AISI 321	После РКУП	106,4	$4,17 \cdot 10^{-1}$
	Горячекатаное	99,8	$5,65 \cdot 10^{-1}$
Сплав АК4-1	После РКУП	25,0	$3,75 \cdot 10^{-2}$
	Т6 (закалка + старение)	27,5	$4,00 \cdot 10^{-2}$

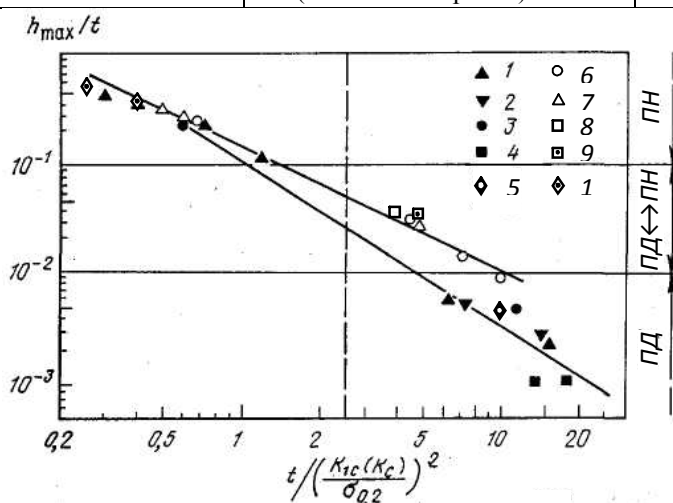


Рисунок 1 – Связь критериев  $h_{max}/t$  и  $t/(K_{1C}(K_C)/\sigma_{0,2})^2$  для материалов с ОЦК (темные точки) и ГЦК (светлые точки) решеткой при испытании на статическую трещиностойкость обычных (1-4,6-8) и наноструктурированных материалов (5, 9, 10). Пунктиром отмечен критерий  $t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2 \geq 2,5$ . 1- сталь 20; 2- сталь 40; 3- 15X2МФА; 4- сталь 15; 5- сталь 10 (после РКУП); 6- Д16; 7- 03X13АГ19; 8- АК4-1; 9- АК4-1 (после РКУП); 10- сталь AISI 321 (после РКУП)

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 15-48-02119)

## ВЛИЯНИЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

**Кобзарева Т.Ю.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2,3</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>, Будовских Е.А.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия,*

<sup>2</sup>*Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия*

<sup>3</sup>*Национальный томский политехнический университет, г. Томск, Россия,*

[kobzarevatanya@mail.ru](mailto:kobzarevatanya@mail.ru)

Исследовалась структура поверхностного слоя титанового сплава ВТ6, подвергнутого комбинированной обработке, сочетающей электровзрывное науглероживание (ЭВЛ) с диборидом титана и последующую электронно-пучковую обработку (ЭПО). Изменение прочностных характеристик упрочняемого материала анализировали, определяя микротвердость поверхности облучения и строя профили микротвердости. Изучая, распределение микротвердости по глубине зоны ЭВЛ отчетливо видно, что максимум микротвердости достигается на поверхности легирования и превышает микротвердость объема в 6,6 раз. Толщина упрочненного слоя составляет ~50 мкм. Профиль микротвердости изменяется неравномерно: в поверхностном слое толщиной 8-10 мкм микротвердость снижается в 2 раза, далее выявляется протяженное плато 25 мкм с высоким уровнем микротвердости 700 МПа. При большем удалении от поверхности ЭВЛ микротвердость упрочняемого слоя быстро снижается.

Последующая обработка легированного слоя титанового сплава ВТ6 высокоинтенсивным электронным пучком сопровождается существенным изменением как микротвердости поверхности легирования, так и профиля микротвердости. Наблюдается снижение микротвердости поверхностного слоя, по сравнению с образцом после ЭВЛ. Микротвердость поверхности упрочнения зависит от выбора режима ЭПО и изменяется в пределах от 1260 МПа до 770 МПа. Максимального значения микротвердость, более чем в 6 раз превышающего величину микротвердости объема образца, достигает в приповерхностном слое на глубине 10-15 мкм. Не зависимо от режима облучения, ЭПО приводит к формированию объемных максимумов микротвердости. После обработки толщина упрочненного слоя увеличивается до более 100 мкм. Увеличение плотности энергии пучка электронов с 45 Дж/см<sup>2</sup> до 60 Дж/см<sup>2</sup> при постоянном общем времени обработки 100 мкс и количестве импульсов 10 приводит к увеличению толщины упрочненного слоя с 70 мкм до 100 мкм. Увеличение времени облучения и количества импульсов (со 100 мкс, 10 имп. до 200 мкс, 20 имп.) при плотности энергии пучка электронов 45 Дж/см<sup>2</sup> приводит к снижению микротвердости поверхности обработки в 1,6 раза, а также к формированию приповерхностного максимума микротвердости и увеличению толщины упрочнения слоя в 1,3 раза.

Таким образом, ЭВЛ титанового сплава ВТ6 позволяет многократно (более чем в 6,6 раз) увеличить микротвердость поверхности модифицирования при общей толщине упрочненного слоя 50 мкм. Последующая ЭПО при оптимальном режиме облучения (60 Дж/см<sup>2</sup>, 100 мкс, 10 имп., 0,3 с<sup>-1</sup>) приводит к повышению микротвердости поверхностного слоя более чем в 6 раз (по отношению к микротвердости объема образца) при общей толщине упрочненного приповерхностного слоя более 100 мкм.

Выполненные в работе исследования микротвердости поверхностного слоя титанового сплава ВТ6, подвергнутого комбинированной обработке, позволяют сделать следующее заключение. При ЭВЛ титанового сплава ВТ6 микротвердость поверхностного слоя увеличивается в 6,6 раза. Последующая обработка высокоинтенсивным импульсным электронным пучком легированного слоя сплава ВТ6 приводит к увеличению толщины упрочненного слоя до 100 мкм и более, а также сопровождается формированием приповерхностного максимума микротвердости, в 6 раз превышающего величину микротвердости объема образца.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ научного проекта №13-02-12009 офи\_м и госзадания Минобрнауки № 270ГЗ.*

## КАК МАГНИТНОЕ ПОЛЕ ВЛИЯЕТ НА РАСТВОРИМОСТЬ КРИСТАЛЛОВ

**С.И. Ковалёв, А.Е. Смирнов, А.Э. Волошин**  
**Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН**  
**Россия, 119333, Москва, Ленинский проспект, д. 59**

Обнаружено и исследовано влияние магнитной обработки кристаллов и растворов KDP, ADP на температуру их равновесия.

Максимум изменения температуры возникает сразу после «намагничивания». Затем эффект монотонно спадает и за 5 часов температура равновесия приближается к равновесному значению.

Установлено, что наблюдаемое уменьшение растворимости зависит от содержания примесей и максимально для магнитообработанных кристаллов KDP с примесью хрома, а далее снижается в ряду: кристалл KDP, кристаллы KDP-ADP в растворе KDP-ADP, кристалл KDP в растворе KDP-ADP, раствор KDP. Для всех пяти изученных систем определены времена релаксации.

Выявлено, что эффект быстро нарастает и насыщается при  $B = 0.02$  Тл.

# ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩИЕ РЕЖИМЫ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО СКРАЙБИРОВАНИЯ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ И ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПЛАСТИН

А.Ф. Коваленко

Всероссийский научно-исследовательский институт автоматики им. Н.Л. Духова. Россия, г. Москва, ул. Сущевская, д.22. Тел. (499) 972-57-23. (E-mail: alexanderfkov@yandex.ru)

Для скрайбирования диэлектрических и полупроводниковых пластин а также для пробития в них сквозных отверстий используют импульсные лазеры. Как правило, обрабатываемые материалы обладают объемным поглощением лазерного излучения на длине волны лазерного излучения. В [1, 2] в рамках модели «мгновенного» выделения энергии лазерного импульса в объеме обрабатываемого материала получено аналитическое соотношение для расчета удельной (на единицу вложенной энергии) массы испарившегося материала

$$m_{вд} = \frac{m}{(1-R)W} = \frac{\rho}{(1-R)\chi W} \ln \frac{(1-R)\chi W}{Q}, \quad (1)$$

где:  $m$  – масса испаренного на единицу площади материала;

$R$  – коэффициент отражения лазерного излучения материалом пластины;

$W$  – плотность энергии лазерного излучения;

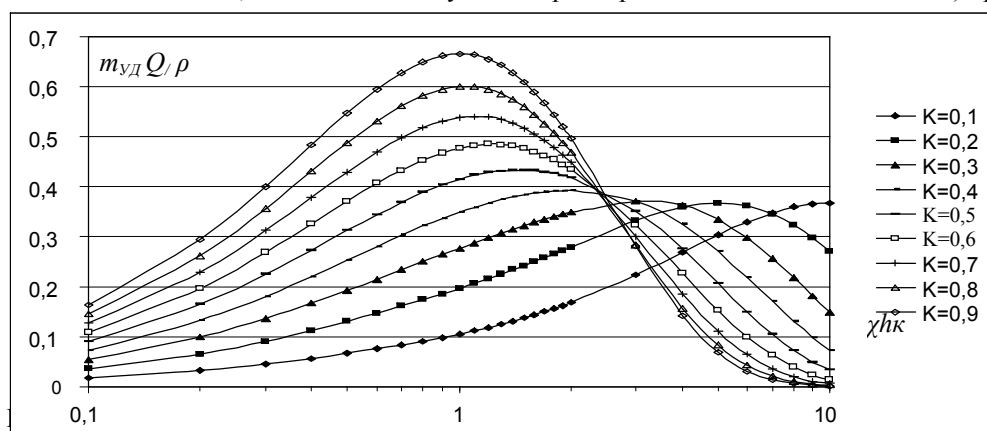
$\chi$  – показатель поглощения материала пластины на длине волны лазерного излучения;

$\rho$  – плотность материала пластины;

$Q$  – удельная энергия испарения материала пластины.

Показано, что  $(m_{вд})_{\max} \approx 0,368\rho/Q$  при  $\frac{(1-R)\chi W}{Q} = e$ . При этом толщина испаренного слоя материала

составляет  $1/\chi$ . Предлагается оригинальный способ лазерной обработки, позволяющий увеличить до двух раз удельную массу испарившегося материала при скрайбировании пластин из диэлектрических и полупроводниковых материалов и при пробитии в них сквозных отверстий за счет перераспределения выделенной энергии лазерного импульса по толщине пластины. Зависимость  $m_{вд}$  от безразмерного параметра  $\chi h \kappa$  ( $h$  – толщина пластины,  $\kappa$  – отношение глубины скрайбирования к толщине пластины) представлена на рис. 1.



Литература

1. Коваленко А.Ф., Воробьев А.А. Сахаров М.В. и др. Способ обработки неметаллических материалов. Патент RU 2486628. Оpubл. 27.06.2013. Бюл. № 18.
2. Коваленко А.Ф., Воробьев А.А. Оптимальный режим лазерной обработки стеклянных и керамических материалов. Стекло и керамика. 2014. № 2. С. 10 – 12.



# ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩИЕ РЕЖИМЫ ЛАЗЕРНОГО ОТЖИГА ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ И ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПЛАСТИН

А.Ф. Коваленко

Всероссийский научно-исследовательский институт автоматики им. Н.Л. Духова. Россия, г. Москва, ул. Сущевская, д.22. Тел. (499) 972-57-23. (E-mail: alexanderfkov@yandex.ru)

Для обработки полупроводниковых, керамических, стеклообразных материалов применяют импульсные лазеры [1, 2]. Полупроводниковые пластины подвергают высокотемпературному лазерному отжигу после ионной имплантации [1], что позволяет улучшить нарушенную структуру монокристаллического полупроводника и изменить концентрацию имплантата по толщине пластины. Быстрый нагрев лазерным излучением пластин из диэлектрических материалов и относительно медленное их охлаждение приводит к релаксации остаточных напряжений, возникающих в приповерхностном слое при шлифовке и полировке, что способствует повышению их лучевой стойкости к лазерному излучению в полосе прозрачности пластин. Обрабатываемые материалы, как правило, частично прозрачны для лазерного излучения. В этих возможны такие режимы, при которых термоупругие напряжения будут определяющими в технологическом процессе.

В рамках квазистатической несвязанной задачи термоупругости для пластины, нагреваемой импульсным объемным источником, обоснованы режимы высокотемпературного лазерного отжига диэлектрических и полупроводниковых пластин, позволяющие уменьшить термоупругие напряжения в пластине в несколько раз по сравнению с традиционными режимами и уменьшить энергетические затраты до 40% (рис.1). Проведена экспериментальная проверка адекватности расчетной модели.

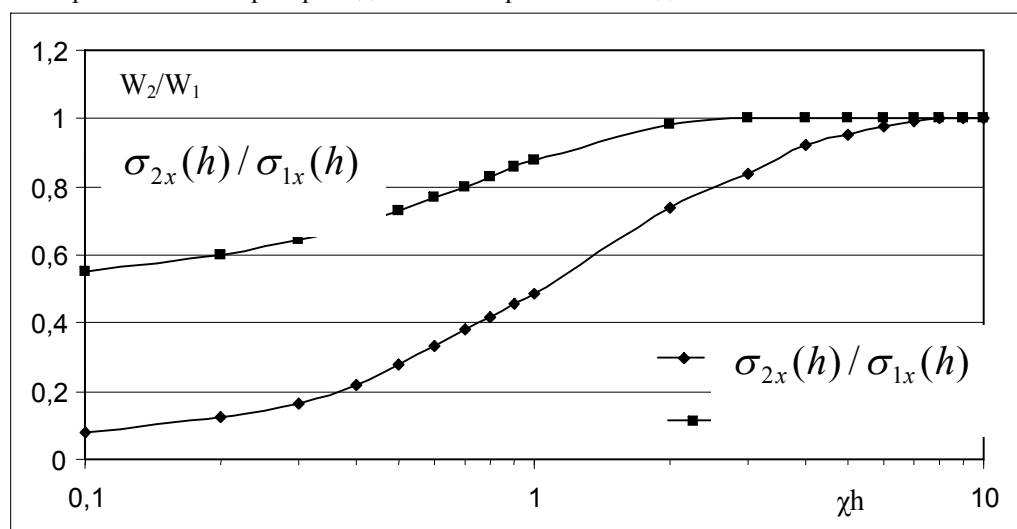


Рис. 1. Зависимости отношений максимальных растягивающих напряжений в пластине и плотностей энергии на ее поверхности от безразмерного параметра  $\chi h$  при традиционном (1) и предлагаемом (2) режимах отжига.

Литература

1. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. – 664 с.
2. Коваленко А.Ф. Неразрушающие режимы импульсного лазерного отжига стеклянных и керамических пластин. // Стекло и керамика. 2006. №7. С. 31 - 33.

## ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ПАРАМЕТРА РЕШЕТКИ В СПЛАВАХ АЛЮМИНИЯ ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Когтенкова О.А.<sup>1</sup>, Страумал Б.Б.<sup>1</sup>, Мазилкин А.А.<sup>1</sup>, Страумал А.Б.<sup>1</sup>,  
Колесникова К.И.<sup>2</sup>, Усманова В.Р.<sup>1</sup>, Чеппе Т.<sup>3</sup>, Земба П.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия

<sup>2</sup> НИТУ "МИСИС", Москва, Россия

<sup>3</sup> Институт металлургии и материаловедения Польской академии наук, Краков, Польша  
*koololga@issp.ac.ru*

Настоящая работа посвящена исследованию параметра решетки (Al) в сплавах Al–Zn и Al–Mg в литом состоянии, после интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением (КВД) и в результате нагрева с помощью метода дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). В работе [1] нами было показано, что в системе Al–Zn в исходном состоянии (до деформации) параметр решетки твердого раствора непрерывно уменьшается с ростом содержания Zn в сплаве. КВД приводит к увеличению параметра решетки (Al) по сравнению с исходным состоянием. Параметр решетки сплавов после КВД практически не зависит от содержания Zn в сплаве и близок к параметру решетки чистого алюминия. Это означает, что при КВД произошел полный распад твердого раствора (Al). В системе Al–Mg в результате КВД параметр решетки (Al) уменьшается, также приближаясь к значению для чистого алюминия, однако это изменение не столь значительно, как в случае сплавов Al–Zn.

Сплав Al–10 масс.% Mg после КВД исследовался в низкотемпературной двухфазной области объемной фазовой диаграммы Al–Mg с помощью ДСК. На ДСК-кривой наблюдалось несколько минимумов и максимумов. Согласно данным рентгеноструктурного анализа, при температурах минимумов и максимумов был определен параметр решетки (Al). При комнатной температуре параметр решетки (Al) равен 0,4089 нм, далее с ростом температуры он падает до 0,40746 нм при  $T = 255^\circ\text{C}$ , а затем снова растет до 0,40866 нм при  $T = 350^\circ\text{C}$  (рис. 1).

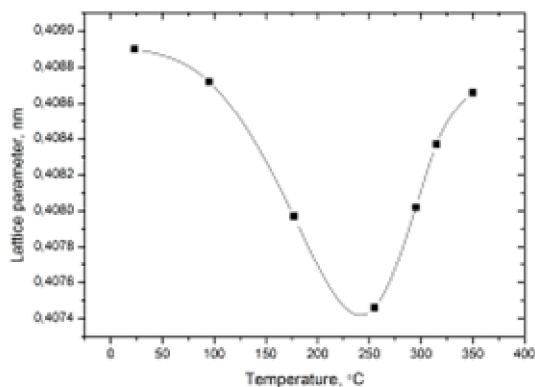


Рис. 1. Температурная зависимость параметра решетки (Al) для сплава Al–10 масс.% Mg после кручения под высоким давлением.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 14-03-31510)

1. А.А. Мазилкин, Б.Б. Страумал, С.Г. Протасова, О.А. Когтенкова, Р.З. Валиев. *ФТТ* 49 (2007) 824–829

## ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ СТАЛИ 10Г2ФТ<sup>2</sup>

**Козлов Э.В., Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Сизоненко Н.Р., Конева Н.А.**

*Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Томский государственный архитектурно-строительный университет», г. Томск, Россия,*

[kozlov@tsuab.ru](mailto:kozlov@tsuab.ru)

Низкоуглеродистые стали являются основным классом конструкционных материалов, поэтому улучшение их механических свойств носит важное фундаментальное и прикладное значение. Получение ультрамелкозернистых и нанокристаллических состояний методом интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяет значительно расширить область применения сталей благодаря достижению повышенных прочностных свойств. Несмотря на значительные успехи в исследовании процессов измельчения зерна и описании эволюции структуры различных пластичных материалов при ИПД, комплексное действие этих механизмов в сталях изучено недостаточно и требует детального анализа.

Настоящая работа посвящена исследованию структурно-фазового состояния и определению вкладов прочностных составляющих, входящих в предел текучести, стали 10Г2ФТ бейнитного класса, деформированной равноканальным угловым прессованием (РКУП). При РКУП образцы подвергались сдвиговой деформации путём сжатия по двум пересекающимся под углом  $120^{\circ}$  каналам равного диаметра при температуре  $T = 400^{\circ}\text{C}$  без промежуточных отжигов. Число проходов соответствовало  $N = 4$ .

Структурные исследования проводились двумя методами: 1) просвечивающей дифракционной электронной микроскопией на тонких фольгах и 2) рентгеноструктурным анализом. Для эксперимента были выбраны: 1) электронный микроскоп ЭМ-125, настроенный на высокое разрешение при ускоряющем напряжении 125 кВ и рабочем увеличении в колонне 10 000-30 000 крат; 2) рентгеновский дифрактометр DRON-3 с использованием  $K_{\beta}$  рентгеновского излучения высокой интенсивности.

В работе выполнен анализ фазового состава (проведена идентификация основных и вторичных фаз, изучено распределение частиц вторых фаз, выполнены измерения их размеров, плотности распределения и объемных долей), проведены измерения тонкой структуры (скалярной и избыточной плотности дислокаций, амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки, величины дальнедействующих напряжений). Все измерения выполнены как до, так и после РКУП.

На основе результатов измерений различных характеристик структуры стали была проведена оценка различных механизмов упрочнения, определяющих предел текучести стали после РКУП. Установлено, что этими механизмами являются: 1) зернограницное упрочнение по Холлу-Петчу; 2) субструктурное упрочнение, которое определяется суммой двух величин (вкладом от блоков или ячеек и вкладом от распределенных дислокаций); 3) твердорастворное упрочнение, которое определяется суммой вкладов от отдельных легирующих элементов, входящих в состав стали; 4) наличие карбидной фазы ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{V}_2\text{C}$  и  $\text{TiC}$ ) приводит к дисперсному упрочнению; 5) значительный вклад в сопротивление деформированию вносят внутренние поля напряжений.

---

<sup>2</sup>Работа выполнена в рамках гос. задания Минобрнауки России № 3.295.2014/К

# ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СТРУКТУРА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Ni–Al<sup>3</sup>

Козлов Э.В., Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Сизоненко Н.Р., Конева Н.А.  
Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия  
[kozlov@tsuab.ru](mailto:kozlov@tsuab.ru)

Таблица

Элемент	Ат.%
Cr	3.01
Co	11.43
Al	13.57
W	0.32
Mo	1.31
Ta	3.08
Re	2.99
C	0.14
La, Ce, Nd, Y	мало
Ni	64.15

Методами дифракционной электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа проведены исследования фазового состава и тонкой структуры сплава на основе Ni–Al. Для улучшения механических свойств сплав дополнительно легировали рядом элементов, в том числе рением (атомный процентный состав сплава приведен в таблице). Сплав был приготовлен методом направленной кристаллизации (НК). Исследуемый сплав обладал монокристаллической структурой (ориентация [001]). Установлено, что основными фазами являются  $\gamma$ -фаза и  $\gamma'$ -фаза на основе ГЦК решетки, суммарная объемная доля которых составила 99.7%. Частицы  $\gamma'$ -фазы, обладающие сверхструктурой L1<sub>2</sub>, имеют форму однородных кубоидов. Однородные кубоиды – это кубоиды, размер которых практически одинаков, т.е. дисперсия составляет величину, не более 0.005 мкм. Кубоиды, в основном (на ~90%) являются изотропными. Анизотропные квазикубоиды (они составляют 10%  $\gamma'$ -фазы) также присутствуют в структуре. Коэффициент анизотропии в них невелик и составляет величину  $K = 1.2$ , где  $K = l/d$  ( $l$  и  $d$  – взаимно перпендикулярные поперечные размеры кубоидов). Изотропные кубоиды имеют четкую огранку и форму в плоскости фольги, вырезанной перпендикулярно направлению роста кристалла, близкую к квадрату. Кубоиды  $\gamma'$ -фазы разделены прослойками  $\gamma$ -фазы. Ширина прослоек около 0.05 мкм. При этом  $\gamma'$ -фаза охватывает 80% материала, а  $\gamma$ -фаза – 19.7%.

Из вторичных фаз в небольших количествах (~0.3%) присутствует  $\chi$ -фаза (TaRe<sub>x</sub>) – электронное соединение переходных металлов со сложной ОЦК решеткой (тип  $\alpha$ -Mn) и пространственной группой  $I\bar{4}3m$ . Эта фаза является твердым раствором, содержащим Re, Co, Mo, W, Ta. Количество её менее 0.5%.

Кубоиды  $\gamma'$ -фазы представлены двумя ориентациями. Одна ориентация – [001]. Вторая ориентация – это пластинчатые выделения (по типу пакетов тонких длинных двойников), присутствующие в отдельных местах структуры. Расположены они относительно кубоидов  $\gamma'$ -фазы, как правило, либо по направлению  $\langle 110 \rangle$ , либо по  $\langle 001 \rangle$ . По форме и размерам они практически совпадают с основными, или первичными, кубоидами  $\gamma'$ -фазы. По направлению сторон они либо развернуты на угол ~45°, либо как бы встраиваются в первичные кубоиды  $\gamma'$ -фазы. На микроэлектроннограммах, полученных с таких участков структуры, присутствуют лишь рефлексы от атомных плоскостей  $\gamma'$ -фазы, что может свидетельствовать о том, что это тоже кубоиды  $\gamma'$ -фазы.

Средний размер квазикубоидов  $\gamma'$ -фазы составляет 0.44 мкм. Ширина прослоек  $\gamma$ -фазы между  $\gamma'$ -квазикубоидами – 0.05 мкм.

Установлено, что сплав после НК является трехфазным.  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фазы являются основными сплавобразующими фазами. Сплав после НК содержит  $\gamma'$ - фазу (объемная доля 80%),  $\gamma$ -фазу (19,7%) и  $\chi$ -фазу (0,3%). Частицы  $\chi$ -фазы располагаются на дислокациях в  $\gamma$ -фазе и имеют нанометрический размер (<10 нм).

<sup>3</sup> Работа выполнена в рамках гос. задания Минобрнауки России № 3.295.2014/К и при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-02-92605 КО\_а

# ФОРМИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР И НАКОПЛЕНИЕ ДЕФЕКТОВ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ Cu-Mn: РОЛЬ РАЗМЕРА ЗЕРЕН И ТВЕРДОРАСТВОРНОГО УПРОЧНЕНИЯ

Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Конева Н.А.  
ТГАСУ, Томск, Россия, [koneva@tsuab.ru](mailto:koneva@tsuab.ru)

Пластическая деформация металлов и сплавов приводит к накоплению в них различного рода дефектов и формированию дислокационных субструктур (ДСС). В поликристаллических материалах на накопление дефектов значительное влияние оказывает размер зерен. В твердых растворах величина твердорастворного упрочнения (ТРУ) также влияет на формирование ДСС и накопление дислокаций. В количественном отношении эти вопросы мало изучены. Исследование накопления дислокаций при деформации твердых растворов Cu-Mn с разным содержанием Mn позволяет выяснить роль ТРУ в этом процессе. Целью настоящей работы было изучение эволюции дислокационной структуры и накопления дислокаций в поликристаллах сплавов Cu-Mn с разным размером зерен и разным содержанием легирующего элемента. В работе исследовались твердые растворы системы Cu – Mn, содержащие 2, 4, 8, 10 и 20 ат.% Mn. Исследовались сплавы с размерами зерен 10, 100 и 200 мкм. Деформация проводилась растяжением со скоростью  $2 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  при температуре 293 К. Дислокационную структуру изучали на электронных микроскопах, снабженных гониометром с наклоном и прецессией.

Установлено, что в сплавах Cu-Mn, при умеренных степенях деформации ( $\epsilon_{\text{ист}} = 0.2..0.15$ ), при концентрации легирующего элемента от 2 до 4 ат.% происходит образование и эволюция неразориентированной ячеистой субструктуры. Повышение степени деформации ( $\epsilon_{\text{ист}} > 0.15$ ) приводит к появлению разориентировок в ячеистой ДСС сначала. Наблюдается разориентация между соседними ячейками. Увеличение степени деформации ( $\epsilon_{\text{ист}} = 0.35$ ) приводит к возникновению разориентировок между группами ячеек. Дальнейший рост степени деформации ( $\epsilon_{\text{ист}} \approx 0.45$ ) сопровождается появлением новых структурных элементов в виде более мощных границ, чем границы ячеек. Эти границы являются началом формирования микрополосовой ДСС. Образование микрополосовой ДСС, как правило, происходит от границ зерен, а внутри зерен – на фоне разориентированной ячеистой ДСС. В сплавах Cu+2ат.% Mn и Cu+4ат.% Mn наблюдается следующая последовательность превращения ДСС: неразориентированная ячеистая → разориентированная ячеистая → микрополосовая.

В сплаве Cu+10ат.% Mn при степенях деформации  $\epsilon_{\text{ист}} = 0.02$  наблюдается дислокационный хаос и дислокационные скопления. По мере увеличения степени деформации происходит формирование однородной сетчатой ДСС и после  $\epsilon_{\text{ист}} > 0.15$  образуется разориентированная ячеисто-сетчатая ДСС. Увеличение деформации до  $\epsilon_{\text{ист}} = 0.45$  приводит к появлению микрополосовой ДСС, которая зарождается из разориентированной ячеисто-сетчатой. В сплаве наблюдается следующая последовательность превращений ДСС при увеличении степени деформации: дислокационный хаос и дислокационные скопления → неразориентированная сетчатая и ячеисто-сетчатая → разориентированная ячеисто-сетчатая → микрополосовая.

Установлено, что средняя скалярная плотность дислокаций во всех исследованных сплавах растет по мере увеличения  $\epsilon_{\text{ист}}$ . Плотность дислокаций тем выше, чем выше в сплавах содержание легирующего элемента, т.е. чем выше ТРУ. Уменьшение размера зерен так же приводит к увеличению плотности дислокаций и способствует более интенсивному формированию разориентировок в субструктуре.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России № 3.295.2014/к.

## ОСОБЕННОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО РАЗЛОЖЕНИЯ В НИЗКОСИММЕТРИЧНЫХ ПОЛЯРНЫХ КРИСТАЛЛАХ

**Козлова А.П., Быкова М.Б., Козлова Н.С.**  
**НИТУ «МИСиС», Москва, Россия, E-mail: [ane4kot@mail.ru](mailto:ane4kot@mail.ru)**

Одним из важнейших требований, предъявляемых к кристаллам, используемым в нелинейной оптике, является оптическая стабильность, которая главным образом, определяется неравновесным состоянием кристалла.

Неравновесность кристаллов, может быть вызвана свойствами самого кристалла, его предысторией и условиями эксплуатации, например, деградация поверхности элементов квантовой электроники при действии электрических полей. Известно, что нанесение металлических электродов на поверхности кристаллов полярных срезов приводит к старению и их деградации, а природа электродов заметно влияет на измеряемые электрофизические параметры, но механизм оставался непонятным.

Ранее было экспериментально установлено и теоретически объяснено неизвестное явление электрохимического саморазложения в кристаллах  $\alpha$ -LiIO<sub>3</sub>[1], обусловленное различной химической активностью поверхностей перпендикулярных полярной оси. Данное явление проявляется возникновением ЭДС и ТКЗ в вырезанных перпендикулярно полярной оси пластинках с нанесенными на поверхности симметричными электродами.

В работе исследовалось наличие токов короткого замыкания (ТКЗ) в различных кристаллах с низкотемпературными фазовыми переходами: **сегнетова соль** (NaKC<sub>4</sub>H<sub>4</sub>O<sub>6</sub>·4H<sub>2</sub>O), **ТГС** [(CH<sub>2</sub>·NH<sub>2</sub>·COOH)<sub>3</sub>·H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>].

Образцы вырезались перпендикулярно полярной оси. На базисные плоскости всех образцов наносились индиевые электроды. Для всех образцов, имеющих полярную структуру, наблюдались ТКЗ. Величины тока различаются для разных кристаллов (Таблица 1).

**Таблица 1** - Величина ТКЗ в исследованных кристаллах

Кристалл	Точечная группа T = 20 °C	Полярная ось	T <sub>к</sub> , °C	ТКЗ, А
(CH <sub>2</sub> NH <sub>2</sub> COOH) <sub>3</sub> ·H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	2	[001]	49	5·10 <sup>-11</sup> –10 <sup>-13</sup>
NaKC <sub>4</sub> H <sub>4</sub> O <sub>6</sub> ·4H <sub>2</sub> O	2	[100]	-18; +24	1·10 <sup>-12</sup> –10 <sup>-14</sup>

В кристаллах даже без внешних воздействий, идут процессы разложения кристаллов. Когда кристалл находится в полярной фазе из-за анизотропии химического потенциала на поверхностях полярных срезов, скорости этих процессов различны, в результате чего на этих поверхностях выделяются либо разное количество, либо разные по составу продукты разложения.

Нанесение электродов и их короткое замыкание приводит к интенсификации процесса разложения кристалла. Нагрев кристалла, также приводит к дополнительной интенсификации процесса. Это приводит к возникновению разности потенциалов, которая определяет ЭДС этой электрохимической ячейки. Результатом возникновения ЭДС являются ТКЗ. Если полярный кристалл проходя через точку Кюри, переходит в парафазу, разность потенциалов сохраняется, благодаря выделившимся продуктам разложения электрохимической реакции.

[1] Blistanov A.A., Geraskin V.V., Kozlova N.S. / The Phenomenon of electrochemical self decomposition in Polar Dielectrics // Ferroelectrics. - 1997. - V.198.

# МЕТОД ТОЧНОГО РАСЧЕТА ФОРМ ИЗОХРОМ В КОНОСКОПИЧЕСКИХ КАРТИНАХ ОДНООСНЫХ КРИСТАЛЛОВ, И ЕГО ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ПРОВЕРКА

Колесников А.И., Каплунов И.А., Гречишкин Р.М., Третьяков С.А.,  
Молчанов В.Я.\*, Морозова К.А., Кутузов Д.С., Шмелева Е.В.  
Тверской государственный университет, Тверь, Россия

\*Национальный исследовательский технический университет «МИСиС», Москва, Россия

Метод коноскопии заключается в наблюдениях интерференционных картин оптически анизотропных кристаллов в проходящих через них конических пучках линейно-поляризованного света. При определенной модернизации он не только позволяет выявлять различные оптические аномалии-свилы, малые вариации показателей преломления, аномальную двусосность, но и рассчитывать механические напряжения и их знаки в кристаллах на основании искажений формы изохром – линий, соответствующих максимумом интерференции обыкновенных и необыкновенных волн. Однако для правильной интерпретации экспериментально фиксируемых форм изохром необходимы уравнения, точно описывающие их теоретический, неискаженный вид.

Между тем, во всех известных работах при выводе уравнений изохром даже одноосных, не говоря уже о двусосных, кристаллов использованы упрощения, приводящие к неправильным результатам количественного и качественного характера. Утверждается, например, что изохромами одноосных кристаллов могут быть только кривые второго порядка – окружности, эллипсы и гиперболы.

Целью настоящей работы являлся точный, без обычно применяемых упрощений, вывод уравнения изохром в плоскости наблюдения коноскопической картины одноосного кристалла. С помощью уравнения Френеля и определенных матричных преобразований такое уравнение получено:

$$(N_o^2 - N_e^2) \left( \frac{Y \sin \psi}{\frac{m\lambda}{h} \sqrt{C + \sqrt{N_o^2 C - X^2 - Y^2}}} \right)^2 = N_o^2 \left[ \frac{X^2 + Y^2 - N_o^2 C}{\left( \frac{m\lambda}{h} \sqrt{C + \sqrt{N_o^2 C - X^2 - Y^2}} \right)^2} + 1 \right],$$

где  $C = X^2 + Y^2 + f^2$ ,  $X$  и  $Y$  – координаты точки на плоскости наблюдения,  $N_o$  и  $N_e$  – главные значения показателей преломления обыкновенного и необыкновенного лучей,  $h$  – толщина кристалла,  $m$  – порядок максимума,  $\lambda$  – длина волны падающего излучения,  $\psi$  – угол между нормалью к параллельным поверхностям кристалла и оптической осью,  $f$  – фокусное расстояние проекционной системы. Уравнение соответствует кривым в общем случае 8-го порядка, и только при  $\psi = 0$  дает кривые второго порядка – окружности. На специальном образце, вырезанном из кристалла парателлуриата, получены экспериментальные подтверждения форм изохром, предсказываемых согласно уравнению. Прикладное значение результатов работы состоит в создании надежного математического аппарата для анализа искажений оптической индикатрисы одноосных кристаллов с помощью коноскопии.

Работа выполнена в рамках реализации ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы», Соглашение 14.574.21.0113.

## **ПРОПУСКАНИЕ СВЕТА КРИСТАЛЛАМИ ГЕРМАНИЯ И ПАРАТЕЛЛУРИТА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ПАРАМЕТРОВ НАНОРЕЛЬЕФА ИХ ПОЛИРОВАННЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ**

**Колесников А.И., Каплунов И.А., Третьяков С.А., Морозова К.А., Айдинян Н.В., Рябина С.С., Хохлов Д.В.**

**Тверской государственный университет, Тверь, Россия**

Достигнутое за последние 10-15 лет резкое повышение энергетических характеристик излучения газовых и твердотельных лазеров – как непрерывного действия, так и импульсных – предъявляет новые требования к качеству обработки поверхностей кристаллических элементов, входящих в состав оптических лазерных схем. Эти требования диктуются необходимостью увеличения коэффициента пропускания света материалом за счет уменьшения суммарного коэффициента диффузного отражения, вызываемого мелкомасштабными неровностями полированных поверхностей кристаллического элемента.

В отличие от коэффициента отражения света идеально гладкой поверхностью прозрачного кристалла, легко рассчитываемого по классической формуле Френеля, индикатриса и суммарный коэффициент отражения кристаллом со случайно-шероховатой поверхностью, имеющей размеры неровностей даже на порядок меньшие, чем длина волны излучения, вычисляются в настоящее время согласно достаточно приближенным теориям (например, ЕМТ-теории), часто не обеспечивающим ни качественного, ни количественного совпадения с результатами измерений.

Целью настоящей работы являлась экспериментальная проверка на кристаллах германия и парателлурифта метода компьютерного расчета индикатрис и коэффициентов диффузного отражения и пропускания света элементами с полированными поверхностями, имеющими известный микро- и нанорельеф. В методе используется не волновая, а геометрическая модель отражений и преломлений фотонов из начального пучка света, падающего на кристалл.

Получение изображений поверхностей, измерения параметров их шероховатости, а также их фурье-анализ произведены с помощью интерференционного профилометра, после чего необходимые данные в цифровом виде вводились в компьютер, где обрабатывались с помощью специальной программы. Результатами расчетов являлись индикатрисы пропускания и отражения, а также коэффициенты спектрального пропускания света исследованных кристаллов. Расчетные значения указанных величин сравнивались с экспериментальными данными, полученными с помощью инфракрасного спектрофотометра и инфракрасного фурье-спектрометра в диапазонах 2-20 мкм для германия и 2-6 мкм для парателлурифта. Установлено высокое соответствие теоретически рассчитанных и измеренных характеристик пропускания и отражения света кристаллами. Получены практические выводы относительно влияния технологии обработки, размеров зерен абразивов и химических составов полирующих суспензий на оптические параметры элементов из кристаллов, в том числе, на их лазерную прочность.

Работа выполнена в рамках реализации ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы», Соглашение 14.577.21.0004.



# ГРАНИ РАВНОВЕСНОЙ ФОРМЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ ПАРАТЕЛЛУРИТА, ВЫРАЩЕВАЕМЫХ СПОСОБОМ ЧОХРАЛЬСКОГО

Колесников А.И., Соколова Е.И., Ильяшенко С.Е., Третьяков С.А., Морозова К.А.,  
Гречишкин Р.М.,  
Айдинян Н.В.

Тверской государственный университет, Тверь, Россия

Из условия Гиббса-Кюри следует, что при приближении условий роста к равновесным в габитусе кристалла должны преобладать грани, имеющие минимально возможную удельную поверхностную энергию  $\sigma_{hke}$ . В направлениях, ортогональных таким граням "равновесной формы" наблюдаются острые минимумы на пространственной диаграмме удельной поверхностной энергии  $\sigma(\vec{n})$ , а объемы кристалла, сформированные при росте этих граней, всегда отличаются наивысшим структурным совершенством - малой плотностью дислокаций, малыми концентрациями посторонних примесей, максимально однородным распределением дефектов всех размерностей.

Монокристаллы парателлуриата обладают уникальным набором ценных в техническом отношении физических свойств, делающих этот материал одним из самых эффективных для применения в акустооптических и оптических устройствах, работающих в широком спектральном диапазоне 0,35-5,5 мкм, а также в качестве детекторов актов двойного бета-распада в ядерной физике. Несмотря на большие успехи, достигнутые за последние годы в области технологий роста этих кристаллов, проблемы увеличения их размеров и, одновременно, повышения их качества, достаточно актуальны.

До настоящего времени на боковых поверхностях буль, вытягиваемых всегда в направлении [110], а также на поверхностях отрыва (фронте кристаллизации) обнаруживались грани только двух ориентаций - наиболее развитые по площади грани тетрагональной призмы {110}, а также вторые по площади грани тетрагональной дипирамиды {101}. Сравнительно недавно авторы настоящей работы обнаружили в габитусе парателлуриата новые элементы огранения, не относящиеся к указанным типам граней.

В связи с этим целями работы являлись исследования тонкой структуры поверхностей обнаруженных граней, измерение их площадей и, в итоге, их кристаллографическая индексация. Рельефы поверхностей участков выходов граней изучены при различных увеличениях методами оптической и растровой микроскопии, а также с помощью интерференционного профилометра. Установлено, что по крайней мере две новые грани - это грани {113}, а другие (самые малые) - грани типа {hhl}. Важным результатом работы является твердое установление последовательности значений поверхностной энергии граней парателлуриата:

$\sigma_{110} < \sigma_{101} < \sigma_{113} < \sigma_{hhl} < \dots < \sigma_{001} < \sigma_{100}$ . Сделан имеющий прикладное значение вывод о перспективности экспериментальной проверки направления [113] в качестве направления вытягивания кристаллов парателлуриата из расплава способом Чохральского.

Работа выполнена в рамках реализации ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы», Соглашение 14.574.21.0113.

## КОАЛЕСЦЕНЦИЯ КАК ПРОЦЕСС УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРОЙ НАНОЧАСТИЦ РАЗЛИЧНЫХ МЕТАЛЛОВ

**Колосов А.Ю., Сдобняков Н.Ю., Комаров П.В., Соколов Д.Н., Харитонов М.А.**  
**ФГБОУ ВО «Тверской государственный университет», Тверь, Россия**  
[nsdobnyakov@mail.ru](mailto:nsdobnyakov@mail.ru)

Применение наночастиц в прикладных задачах вызывает большой научный интерес. При этом переход от макроструктур к наносистемам существенно меняет свойства вещества, которые зависят не только от размеров кластеров, но и от способа их организации. В связи с этим возникает множество задач связанных с миниатюризацией систем и управлением структурой. Уменьшение техпроцесса интегральных микросхем приводит к проблемам создания наноконтактов и нанопроводов. Обработка и передача информации приводит к проблеме создания нанокластеров и пленок, обладающими магнитными свойствами. Создание устройств с магнитной записью, нанодиодов, нанопроволок, устройств одноэлектронного переноса, перестраиваемых за счет изменения размеров нанолазера, все это рождает проблему получения и организации нанокластеров.

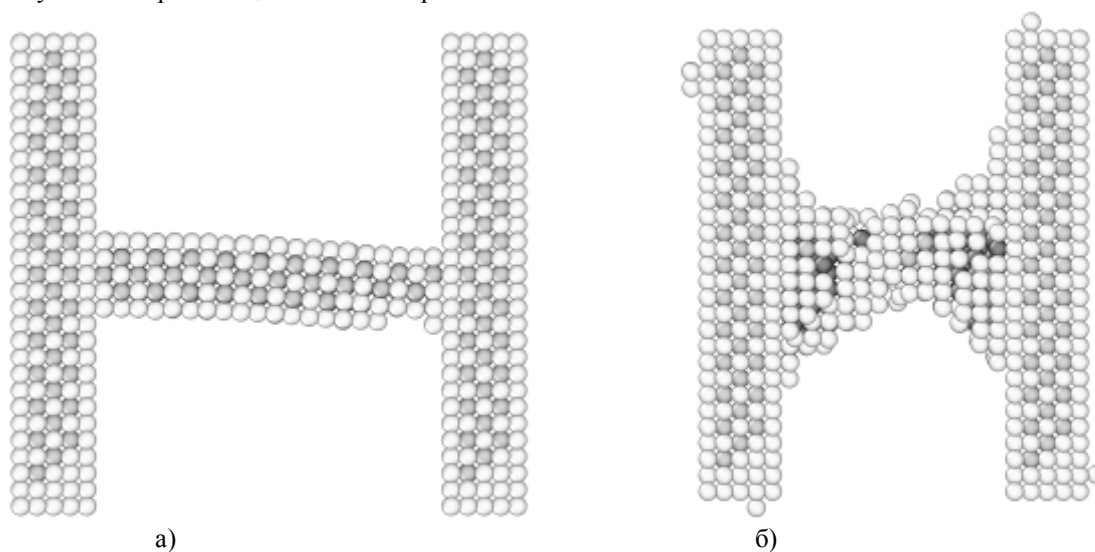


Рис 1. Результат структурного анализа нанокластеров золота после образования наноконтакта. Серые атомы – ГЦК, черные атомы – ГПУ. Температура 293К.

В тех случаях, когда наноконтакт формируется при температурах до плавления, можно говорить о возможности предсказания механических и термодинамических свойств конечной системы. Поверхностные дефекты будут зависеть от формы наноконтакта, от деформационных свойств вещества наноконтакта, а также от расстояния между наноконтактом и дорожками наноразмерной шины. При его формировании после плавления, конечная структура является беспорядочной, что делает невозможным прогнозирование механических и термодинамических свойств такой системы. Поэтому имеет смысл получать наноконтакты до температуры фазового перехода для данного числа атомов, чтобы избежать полного разрушения кристаллической решетки [1,2].

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 13-03-00119).

1. Колосов А.Ю. и др // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов: межвуз. сб. науч. тр. / под общей редакцией В.М. Самсонова, Н.Ю. Сдобнякова. Тверь: Тверской государственный университет. 2013. Вып. 5. С. 134-145.
2. Gupta R.P. // Physical Review B. 1981. V. 23. I. 12. P. 6265-6270.

# ТРАНСРОТАЦИОННЫЕ КРИСТАЛЛЫ И МИКРОСТРУКТУРЫ, ОБРАЗУЮЩИЕСЯ В ТОНКИХ АМОРФНЫХ ПЛЁНКАХ

**Колосов В. Ю.**

Уральский федеральный университет, Екатеринбург, [kolosov@urfu.ru](mailto:kolosov@urfu.ru)

Исследуются необычного типа микрокристаллы с закономерным внутренним искривлением плоскостей кристаллической решётки [1], рис.1, образующиеся при переходах аморфная фаза-кристалл в тонких плёнках и слоях, содержащих элементы VI группы (O/S/Se/Te). Застройку решётки необычных кристаллов можно упрощённо описать обычной трансляцией элементарной ячейки (рис. 1), усложнённую небольшим поворотом (чем и обусловлен выбор термина “транслотационные” [2]). Максимальные выявленные значения  $\sim 0,1^\circ$  в расчёте на ячейку, соответствуют случаям с наиболее сильным внутренним упругим изгибом (из наблюдавшихся экспериментально в диапазоне от  $1 - 300^\circ$  на 1 мкм).

Исходные плёнки получены разными способами, в т. ч. вакуумным напылением (термическое, ионно-плазменное, электронно-лучевое, лазерное), пиролизом, твёрдофазной аморфизацией, анодным окислением. Основные данные получены методами дифракционной просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), с использованием метода изгибных экстинкционных контуров [3]. Закристаллизованные нанотолщинные участки (10-100 нм), варьируются от мельчайших кристаллов/зёрен (с одним из размеров 100 нм – 100 мкм), лент, усов, сферолитов до областей большой протяжённости, соответствующим поликристаллической или сложно текстурированной структуре. Их изогнутые атомные плоскости могут быть описаны как соответствующие гипотетическим 180-градусным секторам-половинкам многостенных нано- трубок/луковиц/торов и т.п., причём бесконечно протяжённым в плоскости плёнки.

Приведены данные по величинам транслотации (градиента разориентировки) и вариантам геометрии искривления решётки. Обсуждаются механизмы роста транслотационного кристалла и математическая модель расположения атомов.

Исследуемые высоко совершенные транслотационные кристаллы (в т. ч. “монокристаллы”) демонстрируют новый тип упорядочения атомов в твёрдом тонкоплёночном состоянии. Альтернативно транслотации можно классифицировать как нелокализованные протяжённые виды дефектности, дополняющие дислокации и дисклинации. Транслотационные кристаллы в последние годы идентифицируются и исследуются в ряде известных тонкоплёночных халькогенсодержащих системах [4, 5] для технологий памяти на фазоизменяемых материалах.

- [1] I. E. Bolotov, V. Yu. Kolosov, A V Kozhyn, *Phys. Stat. Sol.* **72a** 645 (1982).
- [2] V. Yu. Kolosov and A. R. Thölen, *Acta Mat.* **48** 1829 (2000).
- [3] I. E. Bolotov and V. Yu. Kolosov, *Phys. Stat. Sol.* **69a** 85 (1982).
- [4] B. J. Kooi and J T M De Hosson, *J. App. Phys.* **95** 4714 (2004).
- [5] E. Rimini et. al., *J. App. Phys.* **105** 123502 (2009).



**Рис. 1.** схема внутреннего изгиба плоскостей решётки, показанная в сечении кристалла (слева, условно выделены 2 системы кристаллографических плоскостей, 1 линия на 20 плоскостей, изгиб преувеличен для наглядности) и соответствующая схема расположения ориентировок кристаллической решётки транслотационного кристалла с 2-осевым изгибом (справа).

# ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ, РАСТУЩИХ В ТОНКИХ ПЛЁНКАХ $Sb_2Se_3$ -Ge

Колосов В. Ю., Веретенников Л.М., Квашнин В. А.  
Уральский федеральный университет, Екатеринбург, [kolosov@urfu.ru](mailto:kolosov@urfu.ru)

Плёнки системы GST (Ge-Sb-Te), и аналогичные системы интересны для новых поколений памяти на фазовых переходах ввиду их успеха в технологиях оптической памяти (CD-RW, DVD RW и последующие). С помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) исследован рост кристаллов  $Sb_2Se_3$ , образующихся в аморфных двухслойных Ge- $Sb_2Se_3$  и  $Sb_2Se_3$ -Ge под действием электронного пучка разной интенсивности и фокусировки. Ранее в наших работах было показано, что при кристаллизации аморфных пленок селена и теллура [1] и ряда других веществ [2] могут формироваться кристаллы с сильным (до  $120^\circ$  на 1 мкм) внутренним искривлением плоскостей кристаллической решетки. Двухслойные пленки Ge- $Sb_2Se_3$  и  $Sb_2Se_3$ -Ge толщиной в диапазоне 50 – 100 нм были получены термическим распылением материалов в вакууме  $10^{-3}$  Па. Подложкой служила слюда, предварительно покрытая слоем аморфного углерода. Распыление веществ было последовательным: для пленок Ge- $Sb_2Se_3$  германий распылялся первым, а для пленок  $Sb_2Se_3$ -Ge - последним. Структура пленок исследовалась в ПЭМ (в т.ч. *in situ*) с использованием метода изгибных контуров экстинкции [3].

**Двухслойные пленки Ge- $Sb_2Se_3$ .** При умеренном прогреве участков данной пленки возникали, как правило, округлые кристаллы (рис. 1а) с преимущественными ориентировками [100] или [010] орторомбической ячейки селенида сурьмы с заметным локальным изгибом кристаллической решетки (радиус изгиба – доли мкм). При более интенсивном прогреве пленки возникали серповидные кристаллы селенида (рис. 1б) с достаточно сильным искривлением кристаллической решетки ( $20^\circ - 60^\circ$  на 1 мкм).

**Двухслойные пленки  $Sb_2Se_3$ -Ge.** Характер кристаллизации иной – при интенсивном прогреве пленки электронным пучком возникают небольшие зародыши кристаллов различной огранки: ромбической (рис. 1с), квадратной (рис. 1d) или шестиугольной (рис. 1е, f), причем иногда непрозрачные для электронов (рис. 1f).

[1] I. E. Bolotov, V. Yu. Kolosov, A V Kozhyn, *Phys. Stat. Sol.* **72a**, p. 645 (1982).

[2] V. Yu. Kolosov and A. R. Thölen, *Acta Mat.* **48**, p. 1829 (2000).

[3] I. E. Bolotov and V. Yu. Kolosov, *Phys. Stat. Sol.* **69a**, p. 85 (1982).

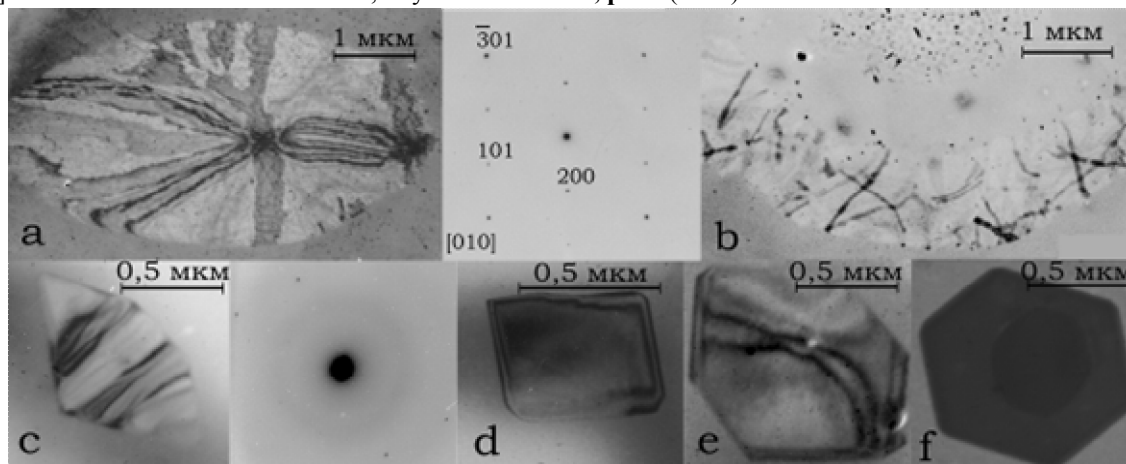


Рис.1. ПЭМ микрофотографии кристаллов, выращенных в аморфном окружении в двухслойных пленках: а, б – в пленках Ge- $Sb_2Se_3$ , с, d, e, f – в пленках  $Sb_2Se_3$ -Ge (для кристаллов а и с справа также приведены их электронограммы)

# ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВА U-Mo С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ МОЛИБДЕНА МЕТОДОМ АТОМИСТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

**Колотова Л.Н., Стариков С.В.**

**Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия**

**lada.kolotova@gmail.com**

В данной работе методом атомистического моделирования было выполнено исследование структуры квазиравновесной тетрагональной фазы U-Mo, образованной при кристаллизации расплава. Для анализа подрешеток урана и молибдена в сплаве рассчитывались парно-корреляционная функция и угловая функция распределения. Были получены значения параметров решетки сплава уран-молибден для различных концентраций молибдена. Результаты расчетов хорошо согласуются с экспериментальными данными и подтверждают анизотропию решетки при малых концентрациях молибдена. Рассчитана температура перехода анизотропной тетрагональной фазы в объемно-центрированную кубическую фазу при различных концентрациях молибдена. Обнаружено, что анизотропия является следствием локального расположения атомов урана в структуре сплава U-Mo. В работе показано, что при увеличении концентрации молибдена анизотропия исчезает не за счет изменения положений атомов урана, а за счет накопления "центров стабилизации изотропии" - атомов молибдена.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ РЕАКЦИОННОЙ ПОВЕРХНОСТИ ГРАФИТА ПРИ ОКИСЛЕНИИ

А.И. Комир, Н.П. Одейчук, А.А. Николаенко

Национальный Научный Центр “Харьковский физико-технический институт”,  
Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий, ул.Академическая, 1,  
61108 Харьков, Украина. E-mail [nikolaenko@kipt.kharkov.ua](mailto:nikolaenko@kipt.kharkov.ua)

Исследование общей и доступной внутренней поверхности графита в зависимости от режимов окисления проводились Mohamed S. El-Genk [1]. В качестве образцов для окисления использовался ядерный мелкозернистый изотропный графит IG-110. В данной статье была предложена аппроксимация полиномом 3 степени зависимости внутренней поверхности графита в зависимости от степени окисления.

Для расчетов коэффициента сферичности пор использовалось предположение о возможности представить полученные контуры пор в качестве тел вращения, где осью вращения будет выступать секущая через половины меньших сторон описанного вокруг кривой прямоугольника. Исходя из определения коэффициента сферичности пор, как отношения поверхности шара того же объема, что и тело, к поверхности тела [2], производились соответствующие расчеты.

Исследовался коэффициент сферичности пор, как один из общих критериев описывающих внутреннюю поверхность и её взаимосвязь с объемом. В исследовании использовались образцы ядерного мелкозернистого графита марки АРВ-2 с различными степенями окисления (при температурах 400 – 800 °С). Степень окисления вычислялась следующим образом:

$$\alpha = \frac{P - P_{init}}{1 - P_{init}}, \text{ где } \alpha - \text{степень окисления, } P - \text{площадь пор на исследуемом изображении, } P_{init} - \text{площадь}$$

пор на изображении не окисленного образца.

В данной работе анализировались фотографии металлографических шлифов и электронно-микроскопических изображений графита АРВ-2. Выделение контуров проводилось с помощью кода сегментирования изображения Berkeley Segmentation Engine [3]. Учитывая используемый алгоритм и разрешение полученных фотографий, достигалась точность выделения контура с минимальной длиной отрезка ломаной 0,25 мкм. Используя полученные в результате работы алгоритма контуры, исследовались характеристики полученных кривых, такие как периметр, площадь, длины сторон описанного вокруг кривой прямоугольника минимальной площади.

Результатами исследований по распределению коэффициентов сферичности пор в зависимости от степени окисления графита АРВ-2 представлены на рис. 1.

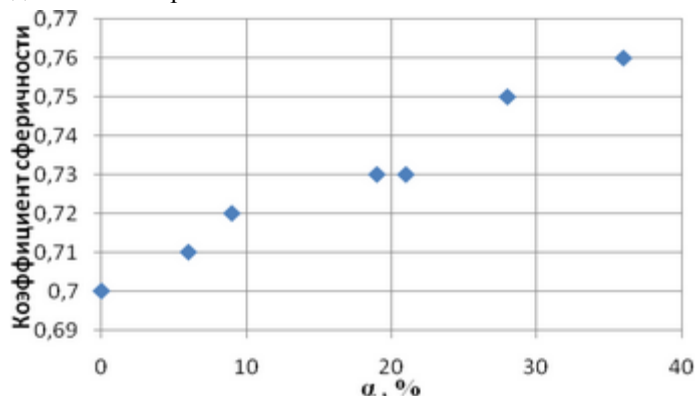


Рис. 1. Зависимость коэффициента сферичности пор от степени окисления образцов графита АРВ-2.

Как видно из рис. 1, общая площадь внутренней поверхности графита по отношению к объему пористости уменьшается, что говорит об окислении микроразмерных элементов и сглаживании неровностей внутренней поверхности.

1. Mohamed S. El-Genk, Development and validation of a model for the chemical kinetics of graphite oxidation / Mohamed S. El-Genk, Jean-Michel P. Tournier // Journal of Nuclear Materials, Volume 411, Issues 1–3, April 2011, p. 193–207.
2. С. Вейлас, Химическая кинетика и расчеты промышленных реакторов / С. Вейлас // Издательство «Химия», М. 1964, 432 с.
3. D. Martin, C. Fowlkes, J. Malik. "Learning to Detect Natural Image Boundaries Using Local Brightness, Color and Texture Cues", ТРАМІ 26 (5) p.530-549.

# ПОЛУЧЕНИЕ СЛОЖНЫХ ПРОТОНПРОВОДЯЩИХ ГИДРОСУЛЬФАТФОСФАТОВ РУБИДИЯ И ЦЕЗИЯ

*Коморников В.А.<sup>1</sup>, Гребенев В.В.<sup>1</sup>, Макарова И.П.<sup>1</sup>, Дмитричева Е.В.<sup>1</sup>, Зимица Г.В.<sup>2</sup>, Андреев П.В.<sup>3</sup>*

*Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН*

*<sup>2</sup>Московский Государственный Университет тонкой химической технологии им.М.В.Ломоносова*

*<sup>3</sup>Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского (ННГУ) Физический факультет.*

Ионика твердого тела является стремительно развивающимся разделом наук о материалах. Вместе с ее развитием расширяется и круг материалов, обладающих ионной проводимостью.

Среди ионных проводников можно выделить подсемейство материалов, называемых суперпротониками, примером которых могут служить кристаллы семейства  $Me_mH_n(AO_4)_{(m+n)/2} \cdot xH_2O$  ( $Me = NH_4, K, Rb, Cs; A = S, Se, P, As$ ), чьи высокотемпературные фазы характеризуются значительной протонной проводимостью.

Для полноценного и корректного изучения физико-химических свойств подобных материалов задача определения условий воспроизводимого получения образцов соединений в различной функциональной форме (в виде порошков, монокристаллов, композитных материалов) становится актуальной.

Работа посвящена изучению фазовых равновесий в системах  $CsH_2PO_4 - CsHSO_4 - H_2O$ ,  $Rb_3H(SO_4)_2 - RbH_2PO_4 - H_2O$  и определению условий получения сложных гидросульфатфосфатов рубидия и цезия в виде монокристаллов и однофазных мелкодисперсных порошков.

С целью изучения взаимодействия исходных компонентов ( $CsH_2PO_4$  и  $CsHSO_4$ ) методом изотермических сечений (при 25, 50 и 75°C) во всем интервале концентраций изучена тройная система  $CsH_2PO_4 - CsHSO_4 - H_2O$ . Изучение фазовых равновесий в системе  $Rb_3H(SO_4)_2 - RbH_2PO_4 - H_2O$  осуществляли методом добавок при 25°C с индифферентом фаз методом РФА.

На основании проведенного исследования определены условия (молярные соотношения компонентов, температурный интервал, характер растворимости) получения сложных гидросульфатфосфатов цезия и рубидия в виде монокристаллов и порошков. Получены крупные (до 3 см) кристаллы и решены структуры для соединений  $Cs_3(HSO_4)_2(H_2PO_4)$  [1],  $Cs_4(HSO_4)_3(H_2PO_4)$ ,  $Cs_6H(HSO_4)_3(H_2PO_4)_4$  [2,3] и  $Rb_2(HSO_4)(H_2PO_4)$  [4]. Исследованы физико-химические свойства полученных монокристаллов и порошков (фазовые переходы, проводимость). При проведении представленного исследования применяли широкий спектр методов физико-химических исследований, включающий в себя методы аналитической химии, энергодисперсионный рентгеновский анализ (EDAX) монокристаллов, импедансную спектроскопию монокристаллов и порошков, термические методы анализа (ДСК/ТГА) и т.д.

Работа выполнена при поддержке гранта № 14-03-31631 по программе «Мой первый грант» и при поддержке гранта № 13-03-12216 офи\_м. Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП ИК РАН при поддержке Минобрнауки (проект RFMEFI62114X0005).

I. P. Makarova, V. V. Grebenev, I. I. Vasiliev, E. V. Dmitricheva, V. A. Komornikov, V. V. Dolbinina. Crystallog. Rep. 2015. **V. 60**. In press.

V. V. Grebenev, I. P. Makarova, D. A. Ksenofontov, V. A. Komornikov, and E. V. Dmitricheva. Crystallog. Rep. 2013, **V. 58(6)**. P. 894–898.

V.V. Grebenev, I.P. Makarova, D.A. Ksenofontov, V.A. Komornikov and E.V. Dmitricheva. Solid State Ionics. 2015. In press.

В. А. Коморников, В. В. Гребенев, П. В. Андреев, Е. В. Дмитричева. КРИСТАЛЛОГРАФИЯ. 2015. **Т.60 (3)**. С. 496–502

## ВЛИЯНИЕ МИКРОДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ НА АНТИФАЗНУЮ ДОМЕННУЮ СТРУКТУРУ В СПЛАВАХ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$

**Е. В. Коновалова<sup>1</sup>, О. Б. Перевалова<sup>2</sup>, Н. А. Конева<sup>3</sup>, Э. В. Козлов<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>*Сургутский государственный университет, 628400, г. Сургут, пр. Ленина 1,  
e-mail: [knv123@yandex.ru](mailto:knv123@yandex.ru)*

<sup>2</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021, г. Томск,  
пр. Академический, 2/4*

<sup>3</sup>*Томский государственный архитектурно-строительный университет, 634003, г. Томск,  
пл. Соляная, 2*

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии исследована структура антифазных доменов в упорядоченных сплавах  $Pd_3Fe$  и  $Ni_3Mn$  со сверхструктурой  $L1_2$ . Разная степень дальнего атомного порядка в сплавах достигалась путем вариации режима отжига на упорядочение атомов в  $Pd_3Fe$  (ступенчатый и изотермический) и отклонением от стехиометрического состава в  $Ni_3Mn$  ( $Ni + 25$  ат. %  $Mn$ ,  $Ni + 257$  ат. %  $Mn$ ,  $Ni + 30$  ат. %  $Mn$ ). В твердых растворах из-за несоответствия атомных радиусов элементов возникают микродеформации кристаллической решетки или микронапряжения II рода ( $\frac{\Delta d}{d}$ ).

Цель настоящей работы состоит в том, чтобы применяя методы рентгеноструктурного анализа определить микронапряжения II рода, степень дальнего атомного порядка и установить их влияние на доменную структуру, а именно, на средний размер антифазных доменов.

Обнаружено, что при уменьшении степени дальнего атомного порядка в исследуемых сплавах средний размер антифазных доменов увеличивается, растет ширина контраста на антифазных границах. Последнее непосредственно демонстрирует эффект размытия антифазных границ. В сплаве  $Ni_3Mn$  наименьшее размытие имеет место при стехиометрическом составе сплава и нарастает по мере отклонения от него. Отличительной особенностью термических АФГ является стремление к их размытию в процессе отжига и релаксация после отжига на большое число плоскостей по обе стороны от границы.

С увеличением степени дальнего атомного порядка кристаллическая решетка сплавов  $Ni_3Mn$  и  $Pd_3Fe$  становится более совершенной, так микродеформация кристаллической решетки относительно сплава с максимальной степенью дальнего порядка уменьшается. Так же в исследуемых сплавах с уменьшением степени дальнего атомного порядка величина микродеформации кристаллической решетки увеличивается. Это приводит к увеличению скорости диффузии в сплаве, и соответственно, к росту антифазных доменов.

Э. В. Козлов, Н. А. Конева и Е. В. Коновалова проводили исследования в рамках государственного задания Минобрнауки России №3.295.2014/К.



## ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В ХОДЕ КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКИ ЛАТУНИ Л70

Т.Н. Конькова<sup>1</sup>, С.Ю. Миронов<sup>2</sup>, А.В. Корзников<sup>1</sup>, Г.Ф. Корзникова<sup>1</sup>,  
М.М. Мышляев<sup>3,4</sup>

<sup>1</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов Уфа, Россия*

<sup>2</sup>*Университет Тохоку, Сендай, Япония*

<sup>3</sup>*Институт Металлургии и Металловедения им. Байкова, Москва, Россия*

<sup>4</sup>*Институт Физики Твердого Тела, Москва, Россия*

[konkova\\_05@mail.ru](mailto:konkova_05@mail.ru), [S-72@mail.ru](mailto:S-72@mail.ru), [korznikov@imsp.ru](mailto:korznikov@imsp.ru), [korznikova@anrb.ru](mailto:korznikova@anrb.ru),  
[mr-mmm@yandex.ru](mailto:mr-mmm@yandex.ru)

Формирование микроструктуры в ходе криогенной прокатки латуни Л70 исследовано посредством ориентационной микроскопии с использованием дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Установлено, что эволюция зеренной структуры и формирование кристаллографической текстуры в значительной мере подобны процессам, протекающим при обычной холодной прокатке материалов с низкой энергией дефекта упаковки. В частности, зерна с кристаллографическими ориентировками близкими к  $\{112\}\langle 111 \rangle$  (так называемая «текстура меди») и  $\{123\}\langle 634 \rangle$  (так называемая «текстура S») подвергаются интенсивному механическому двойникованию и последующему образованию полос сдвига. В результате, формируется ультрамелкозернистая микроструктура со вредным размером зерен  $\sim 0,2$  мкм. С другой стороны, вследствие относительно низкого фактора Шмида, в зернах с кристаллографическими ориентировками близкими к  $\{110\}\langle 112 \rangle$  (так называемая «текстура латуни») и  $\{110\}\langle 100 \rangle$  (так называемая «текстура Госса») двойникование является подавленным. Как следствие, измельчение этих зерен затруднено, и, таким образом, формирующаяся микроструктура является очень неоднородной.

# ИССЛЕДОВАНИЯ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННЫХ СОСТОЯНИЙ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ В СТАЛИ МЕТОДОМ КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ

Копаница Д.Г.<sup>1</sup>, Клопотов А.А.<sup>1</sup>, Потекаев А.И.<sup>2</sup>, Устинов А.М.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия, [artemustinov@bk.ru](mailto:artemustinov@bk.ru)

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия

При исследовании пластической деформации и разрушении твёрдых тел выделяют дефекты, которые разделяют на разные масштабные уровни: по тонкой структуре, по микроструктуре и по макроструктуре и которые определяют свой структурный уровень деформации твёрдого тела. В процесс пластической деформации вовлекаются дефекты разных структурных уровней. Поскольку при восхождении по ступеням иерархии структурных уровней происходит переход от отдельных дефектов к их группам и более сложным образованиям, то на этом пути появляется и нарастает роль коллективных эффектов в дефектной структуре.

В настоящее время в распоряжении у исследователей, при изучении деформации твердых тел на макро уровне и роли коллективных процессов при деформации крупномасштабных образцов, находится цифровая оптическая система Vis-3D основанная на методе корреляции цифровых изображений. Применение этой системы позволяет получить эволюцию микросмещений на поверхности образца в трех осях в процессе деформационного воздействия.

Для исследований были приготовлены образцы из стали 45 размером 12×6×6 см. Деформацию сжатием осуществляли на универсальной испытательной системе «Universal Testing Machine 4500». Максимальная средняя деформация по образцам, которая была достигнута, соответствует значению 0,171.

Обработка полученных данных позволила получить формы распределения изополей относительных горизонтальных ( $\epsilon_{xx}$ ) и вертикальных ( $\epsilon_{yy}$ ) деформаций (рис. 1).

На изополях видно, что форма деформации микрообъемов по двум взаимно перпендикулярным направлениям имеет разный характер в областях, примыкающих к торцам испытываемых образцов. Следует отметить, что величина горизонтальных деформаций значительно отличается от вертикальных.

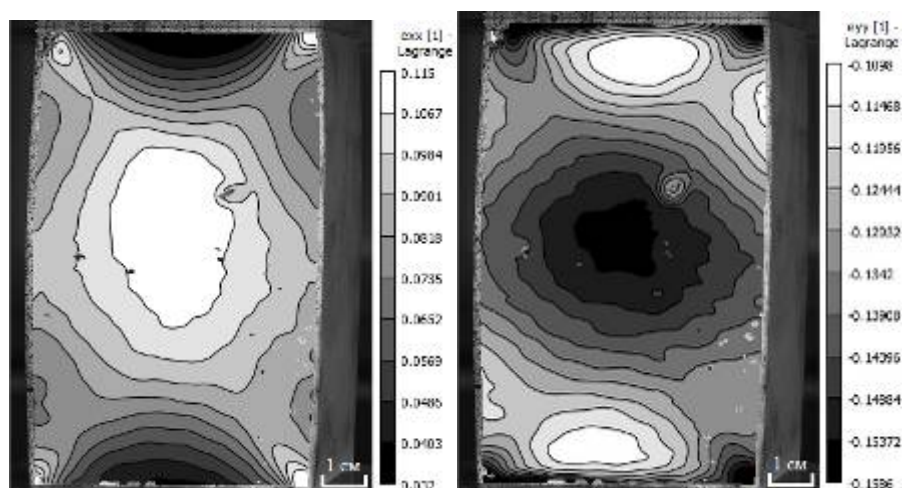


Рис. 1. Изополя относительных деформаций на передней грани образца при нагрузке 250,43

# ТВЁРДОФАЗНЫЙ СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ НА ПРИМЕРЕ NbTi-СПЛАВА И НИКЕЛИДА ТИТАНА

Коржов В.П.

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

[korzhov@issp.ac.ru](mailto:korzhov@issp.ac.ru)

Работа является продолжением исследований композиционных материалов различного назначения, получаемых методами твердофазного синтеза. Прежде из простых компонентов получали сложную систему с компонентами, выполнявшими отведенную для каждого из них функцию. Например, в многослойной ленте из нано-размерных чередующихся слоёв Nb и NbTi-сплава [1], полученной 3-разовой циклической прокаткой пакетов Nb/NbTi, слои NbTi-сплава несли сверхпроводящий ток, а Nb-слои были центрами пиннинга сверхпроводящих вихрей.

Предлагается отказаться от выплавки сплавов. Такой вариант твердофазной технологии получения изделий особенно выгоден для малогабаритных и простой формы деталей. В представленной работе на примере двухкомпонентных систем, столь различных по функциональным свойствам сплавов, предлагаются варианты твердофазной технологии получения сплава NbTi, обладающего сверхпроводящими свойствами, и никелида титана TiNi – интерметаллида с эффектом памяти формы.

На рис. 1 показаны структуры многослойных композитов NbTi/Nb и (Ni)/TiNi после 1-го этапа диффузионной сварки под давлением и прокатки при комнатной температуре многослойных пакетов Nb/Ti и Ni/Ti из чередующихся тонких фольг Nb с Ti и Ni с Ti соответственно. Уже на этом этапе композит NbTi/Nb состоял из Nb-сплава с 30 мас.%Ti и почти чистого ниобия, а (Ni)/TiNi – из (Ni), твердого раствора Ti в Ni, и слоев на 70% состоящих из TiNi эквиатомного состава.

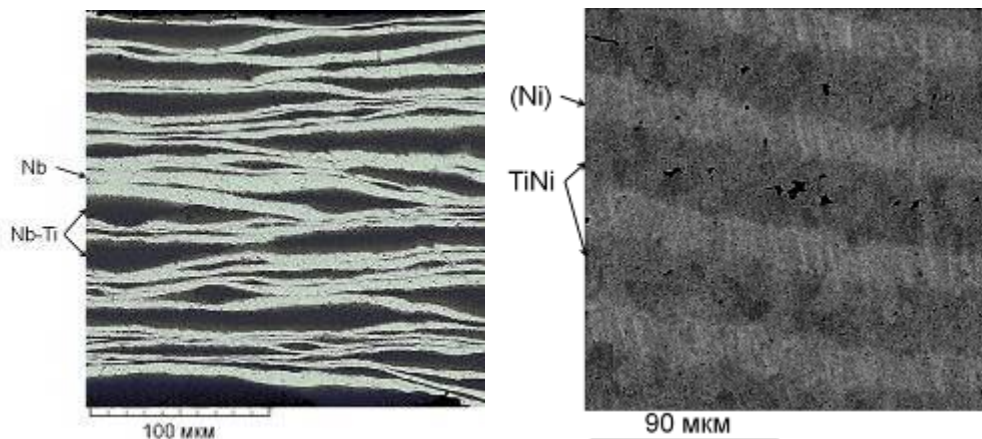


Рис. 1. Микроструктура поперечного сечения композитов Nb/Ti и Ni/Ti на промежуточной стадии технологического процесса: (Ni) – твердый раствор Ti в Ni

Первоначальное соотношение Nb и Ti было таким, чтобы после 2-й сварки пакета, собранного из уже полученных многослойных фольг NbTi/Nb, он оставался бы 2-фазным и состоял из слоёв сплава Nb с 50 мас.% титана, несущих сверхпроводящий ток, и слоёв ниобия с ролью центров пиннинга. Композит же (Ni)/TiNi после 2-го этапа будет однофазным – с TiNi по всему объёму.

1. Карпов М.И., Коржов В.П., Внуков В.И., Зверев В.Н. Получение, механические и сверхпроводящие свойства наноструктурных многослойных композитов Nb/Nb-Ti. // Известия высших учебных заведений. Физика, 2010, №3/2, с. 144-150.

# МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ СУПЕРИОННОГО ПЕРЕХОДА В СТРУКТУРАХ ТИПА ФЛЮОРИТ: ДИОКСИДЕ И ДИНИТРИДЕ УРАНА $UO_2$ И $UN_2$

*Корнева М.А., Стариков С.В.*

Московский физико-технический институт (государственный университет)  
Объединенный институт высоких температур РАН

*E-mail: [marijakorneva@yandex.ru](mailto:marijakorneva@yandex.ru)*

Целью исследования является изучение суперионного фазового перехода и процесса плавления в диоксиде урана  $UO_2$ . Термин "суперионный переход" описывает фазовое превращение в бинарной упорядоченной системе, когда при нагреве одна из подрешеток теряет упорядоченность, а вторая остается в условном кристаллическом состоянии. Полное плавление наступает при более высоких температурах. Вопрос о том, в каких структурах и при каких условиях происходит суперионный переход остается открытым.

Одним из основных вопросов является принадлежность суперионного перехода к фазовым переходам первого или второго рода. Детальный анализ этой проблемы дан в работах [1, 2]. Большинство исследователей склоняются к тому, что суперионный переход нельзя называть переходом I рода, так как потеря порядка происходит непрерывно при нагреве за счет экспоненциального накопления дефектов (хотя температурный интервал этого перехода достаточно мал и его величина является предметом дискуссии). В то же время, от фазового перехода II рода суперионный переход отличается сильным различием в энтропиях выше и ниже температуры перехода. Поэтому некоторые исследователи называют данное фазовое превращение "диффузионным переходом", не используя терминологию фазовых переходов. Стоит также отметить, что существующие на данный момент феноменологические модели этого перехода исходят из эффекта взаимодействия дефектов друг с другом и подразумевают наличие коллективных локальных эффектов, как в переходах I рода. Остается открытым вопрос о поведении температуры перехода с увеличением давления и возможности описания этой зависимости ур. Клапейрона-Клаузиуса (как переход I рода) или уравнением Эренфеста (как переход II рода).

В данной работе при помощи атомистического моделирования исследуются фазовые переходы в диоксиде и динитриде урана в широком диапазоне давлений и температур. Рассчитана зависимость числа дефектов в анионной подрешетке от температуры вплоть до температуры суперионного перехода. Исследована зависимость температуры исследуемых фазовых превращений от давления. В работе анализируется возможность описывать процесс суперионного перехода в рамках терминологии фазовых переходов первого и второго рода. Проведено сравнение полученных результатов с существующими феноменологическими теориями суперионных переходов

Литература

*E. Yakub, C. Ronchi, D. Staic.* Molecular dynamics simulation of premelting and melting phase transitions in stoichiometric uranium dioxide – J. Chem. Phys. – 2007. – V. 127, – P. 094508.

*В.Ф. Криворотов.* Новый подход в интерпретации энергетики активационных процессов в решетке суперионных проводников с собственным структурным беспорядком – Журнал технической физики – 2013. – Т. 83

## МАГНИТОИМПУЛЬСНАЯ ОБРАБОТКА КАК СРЕДСТВО ПОВЫШЕНИЯ ТВЕРДОСТИ ОКСИДНЫХ МАТЕРИАЛОВ И СПЛАВОВ

**Коровушкин В.В.<sup>1</sup>, Шипко М.Н.<sup>2</sup>, Костишин В.Г.<sup>1</sup>, Староверов Б.А.<sup>2</sup>, Степович М.А.<sup>2</sup>**  
<sup>1</sup>НИТУ «МИСиС», <sup>2</sup>Ивановский филиал РЭУ им. В.Г.Плеханова

Твердость является важным свойством различным материалам, обеспечивающая качество различных изделий. Объектами исследования были оксиды железа (магнетит, гематит), сендаст (Fe<sub>3</sub>Si), сплав ВТ-23. Оксиды железа применяются для изготовления ферритов, механическая прочность которых должна быть достаточно высокой, а также при производстве композиционных материалов. В металлургии оксиды железа должны обеспечивать высокую прочность окатышей, что бы они не разрушались при транспортировке. Сендаст с высокой магнитной анизотропией, используемый в записывающих устройствах, должен обеспечивать длительность эксплуатации. Сплавы ВТ-23, используемые в авиационной и космонавтике, также должны обладать высокой прочностью.

В результате многочисленных экспериментов по выяснению влияния импульсного магнитного поля на твердость оксидных материалов и сплавов, был выбран режим, позволяющий повысить их физико-механическую прочность: прямоугольная форма импульса, число импульсов 20, напряженность магнитного поля импульса 480 эрстед, длительность импульса 0,2 с, длительность паузы между каждым импульсом 1 с. В таблице приведены полученные результаты испытаний твердости изученных оксидных материалов и сплавов.

Твердость материалов определялась по Виккерсу (HV) на шлифах исходных образцов до и после воздействия на них импульсного магнитного поля с помощью твердометра с алмазной пирамидой при нагрузке 100 г.

Таблица. Результаты испытаний твердости оксидных материалов и сплавов

Образец	Число испытаний	Исходная средняя твердость	Средняя твердость после МИО	% повышения твердости
Поликристаллический гематит	10	1110	1257	13,2
Поликристаллический магнетит	10	519	626	20,6
Монокристалл магнетита	10	529	591	11,7
Сендаст(Fe <sub>3</sub> Si)	3	465	543	16,8
Сплав ВТ-23	5	307	353	15,0

Для объяснения механизма повышения твердости оксидных материалов и сплавов при воздействии на них импульсного магнитного поля определялась величина резонансного эффекта при измерении их мессбауэровских спектров и удельная поверхность пор в зависимости от параметров магнитоимпульсной обработки.

Установлено, что причиной упрочнения материалов является воздействие импульсов магнитного поля на спиновую систему атомов и дефектов, в результате чего облегчаются процессы перемещения дислокаций и, как следствие, происходит «залечивание» поверхностных пор. Использование слабых импульсных магнитных полей является перспективным направлением для разработки технологии повышения эксплуатационных свойств различных материалов, от металлов до диэлектриков.

## О РОЛИ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ НА ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ БАРИЕВЫХ И СТРОНЦИЕВЫХ ГЕКСАФЕРРИТОВ

Костишин В.Г.\*, Андреев В.Г.\*\*\*, Читанов Д.Н.\*, Налогин А.Г.\*\*\*, Алексеев А.А.\*, Тимофеев А.В.\*, Комлев А.С.\*

\*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», 119049, г. Москва, В-49, Ленинский проспект, 4

\*\*Кузнецкий институт информационных и управленческих технологий 442530, Пензенская область, г. Кузнецк, ул. Маяковского, д. 57а

\*\*\*ОАО НПП «Исток» им. Шокина, 141190, г. Фрязино, Московская область, ул. Вокзальная, 2а

[denchitanov@mail.ru](mailto:denchitanov@mail.ru)

Поликристаллические гексаферриты бария и стронция находят широкое применение в радиоэлектронике и приборостроении в качестве магнитотвердых материалов, подложек сверхминиатюрных микрополосковых ФРП коротковолновой части сантиметрового и миллиметрового диапазонов длин волн. К важнейшим требованиям для подложек микрополосковых ФРП относятся термостабильность таких электрофизических свойств, как ширина ферромагнитного резонанса, тангенс угла диэлектрических потерь, удельная намагниченность и поле анизотропии. Известно, что значительное влияние на термостабильность ферритов оказывает точка Кюри [1,2]. В то же время, коэрцитивная сила поликристаллических гексаферритов в значительной степени зависит от параметров микроструктуры [1]. Поэтому в данной работе с целью получения поликристаллических гексаферритов с высокими значениями поля анизотропии проводились исследования систем  $BaAl_xFe_{12-x}O_{19}$  и  $SrAl_xFe_{12-x}O_{19}$ , ( $1.3 \leq x \leq 1.8$ ). Проводились также исследования свойств гексаферритов систем  $BaSc_xFe_{12-x}O_{19}$  и  $SrSc_xFe_{12-x}O_{19}$ .

Приведены результаты работы по исследованию влияния состава и технологических режимов на термостабильность электрофизических свойств гексаферритов систем  $BaAl_xFe_{12-x}O_{19}$ ,  $SrAl_xFe_{12-x}O_{19}$ ,  $BaSc_xFe_{12-x}O_{19}$  и  $SrSc_xFe_{12-x}O_{19}$ . Частичное замещение ионов  $Fe^{3+}$  на ионы  $Al^{3+}$  и  $Sc^{3+}$  сопровождается снижением обменного взаимодействия, ответственного за абсолютное снижение температуры Кюри, что в свою очередь влияет на термостабильность ферритов. Показана возможность повышения поля анизотропии гексаферритов бария и стронция при увеличении текстуры и изоморфном замещении оксида железа на оксиды алюминия и скандия. Такой технологический прием, как увеличение давления прессования заготовок, способствующий увеличению плотности гексаферритовых пластин, позволяет уменьшить ширину ферромагнитного резонанса и тангенса угла диэлектрических потерь. Одним из недостатков гексаферритов бария и стронция является так называемый «остаточный эффект». Исследования показали, что легирование оксидами никеля и марганца позволяет уменьшить этот эффект и повысить воспроизводимость и термостабильность свойств гексаферритов.

[1] Анциферов В.Н., Летюк Л.М., Андреев В.Г. и др. Проблемы порошкового материаловедения. Ч.IV. Материаловедение поликристаллических ферритов. Екатеринбург: УрО РАН, 2004, 394 с.

[2] Duaz-Castanon S. Magnetic Properties of Hexaferrites. Mater. Science Letters 2001, v. 47, p. 356 – 360.

## О РОЛИ ВЛИЯНИЯ БАЗОВЫХ СОСТАВОВ И ЛЕГИРУЮЩИХ ДОБАВОК НА СВОЙСТВА БАРИЕВЫХ И СТРОНЦИЕВЫХ ГЕКСАФЕРРИТОВ

Костишин В.Г.\*, Андреев В.Г.\*\*\*, Читанов Д.Н.\*, Урсуньяк Н.Д.\*\*\*, Алексеев А.А.\*, Тимофеев А.В.\*, Адамцов А.Ю.\*

\*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», 119049, г. Москва, В-49, Ленинский проспект, 4

\*\*Кузнецкий институт информационных и управленческих технологий 442530, Пензенская область, г. Кузнецк, ул. Маяковского, д. 57а

\*\*\*АО НПП «Исток» им. Шокина, 141190, г. Фрязино, Московская область, ул. Вокзальная, 2а [denchitanov@mail.ru](mailto:denchitanov@mail.ru)

Поликристаллические гексаферриты бария и стронция находят широкое применение в радиоэлектронике и приборостроении в качестве магнитотвердых материалов, подложек сверхминиатюрных микрополосковых ФРП коротковолновой части сантиметрового и миллиметрового диапазонов длин волн. Известно, что поле анизотропии гексаферрита бария не превышает 254,65 кА/м (3,2 кЭ), гексаферрита стронция 278,52 кА/м (3,5 кЭ) [1]. Большая величина константы анизотропии  $K_A$  является причиной увеличения критического диаметра зерна, ниже которого возникает однодоменное состояние. В результате стронциевые ферриты можно обжигать при больших температурах, чем бариевые ферриты, то есть при тех же значениях коэрцитивной силы можно получить большую остаточную индукцию. Наконец, увеличение критического диаметра зёрен приводит к понижению критической температуры, то есть к расширению интервала рабочих температур использования магнита.

В данной работе с целью получения поликристаллических гексаферритов с высокими значениями поля анизотропии и коэрцитивной силы проводились исследования систем  $BaAl_xFe_{12-x}O_{19}$  и  $SrAl_xFe_{12-x}O_{19}$ , ( $1.3 \leq x \leq 1.8$ ). Проводились также исследования свойств гексаферритов систем  $BaGa_xFe_{12-x}O_{19}$ ,  $SrGa_xFe_{12-x}O_{19}$ ,  $BaSc_xFe_{12-x}O_{19}$  и  $SrSc_xFe_{12-x}O_{19}$ .

Исследовано влияние базового состава и легирующих добавок на намагниченность насыщения и коэрцитивную силу гексаферритов систем  $BaAl_xFe_{12-x}O_{19}$ ,  $SrAl_xFe_{12-x}O_{19}$ ,  $BaGa_xFe_{12-x}O_{19}$ ,  $SrGa_xFe_{12-x}O_{19}$ ,  $BaSc_xFe_{12-x}O_{19}$  и  $SrSc_xFe_{12-x}O_{19}$ . Установлено, что при изоморфном замещении в бариевых и стронциевых ферритах  $Fe_2O_3$  на  $Al_2O_3$ ,  $Ga_2O_3$  и  $Sc_2O_3$  происходит увеличение коэрцитивной силы, обусловленной возрастанием константы кристаллографической анизотропии, и снижается значение намагниченности насыщения.

Показано, что заметное влияние на уровень свойств исследованных ферритов при использовании легирующих добавок оказывают процессы, лимитирующие формирование их микроструктуры, в частности, рекристаллизационные процессы. Наиболее эффективными добавками являются оксиды бора, кальция и кремния, обеспечивающие формирование относительно мелкозернистой структуры. Увеличение коэрцитивной силы при легировании этими добавками также обусловлено формированием на межзеренных границах прослоек немагнитной стеклофазы, эффективно тормозящей движущиеся доменные стенки.

[1] Анциферов В.Н., Летюк Л.М., Андреев В.Г. и др. Проблемы порошкового материаловедения. Ч.IV. Материаловедение поликристаллических ферритов. Екатеринбург: УрО РАН, 2004, 394 с.

## ПОЛУЧЕНИЕ И МУЛЬТИФЕРРОИДНЫЕ СВОЙСТВА ГЕКСАФЕРРИТОВ $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ , $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ И $\text{PbFe}_{12}\text{O}_{19}$ ТИПА М

Костишин В.Г.\*, Панина Л.В.\*, Кожитов Л.В.\*, Тимофеев А.В.\*,  
Зюзин А.К.\*\*, Ковалев А.Н.\*

\* *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», 119049, г. Москва, Ленинский проспект, 4*

\*\* *Научно-технический институт межотраслевой информации, 125252, г. Москва, ул. Зорге, 22  
denchitanov@mail.ru*

Открытие материалов, проявляющих магнитоэлектричество при комнатных температурах, породило целый бум научных изысканий в этой области, направленных на исследование таких материалов, а также на изучение возможностей построения на их основе новых приборов (сенсоров магнитного поля, электрически переключаемых постоянных магнитов, устройств магнитной памяти и спиновой электроники, устройств СВЧ-техники, магноники, магнитофотоники и т.п.) с принципом работы на магнитоэлектрическом (МЭ) эффекте в условиях окружающей среды. Характерно, что известные на сегодняшний день высокотемпературные мультиферроики обладают слабыми магнитными свойствами [1]. Для практических задач магнитоэлектроники, в частности для создания электрически управляемых магнитов, потребуются мультиферроики с большими значениями намагниченности и коэрцитивной силы. Претендентами на эту роль могут быть соединения, созданные на базе гексагональных ферритов.

Целью настоящей работы было исследование возможности проявления мультиферроидных свойств классической ферритовой керамики типа М, - ферритами состава  $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ ,  $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$  и  $\text{PbFe}_{12}\text{O}_{19}$ .

Изучена возможность получения методом керамической технологии [2] гексагональных ферритов бария, стронция и свинца типа М с мультиферроидными свойствами. При использовании модифицированной керамической технологии (применялось особо чистое исходное сырье, добавка  $\text{V}_2\text{O}_5$ , спекание проводилось в атмосфере кислорода) впервые получены образцы  $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$  и  $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$  с интенсивными мультиферроидными свойствами при комнатной температуре. В тоже время, используемая технология не позволила получить образцы  $\text{PbFe}_{12}\text{O}_{19}$  с проявлением сегнетоэлектричества.

Проведено сравнение мультиферроидных характеристик полученных образцов с характеристиками классического высокотемпературного мультиферроика  $\text{BiFeO}_3$ , а также характеристиками ферритовой керамики  $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ ,  $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$  и  $\text{PbFe}_{12}\text{O}_{19}$ , полученной по технологии полимерных прекурсоров [3,4].

Предложен механизм для объяснения мультиферроидных свойств образцов гексагональной ферритовой керамики, отмечено важное практическое значение полученных результатов.

[1] Пятаков А.П., Звездин А.К. // Успехи физических наук. 2012. Т.182. № 6. С.593-620.

[2] Летюк Л.М., Костишин В.Г., Гончар А.В. Технология ферритовых материалов магнитоэлектроники. М.: МИСиС, 2005. 352 с.

[3] Sadhana Katlakunta, Pantagani Raju et. al. // Physica B. 2014. Vol. 448. P. 323-326.

[4] Guolong Tan, Xiuna Chen. // J.of Magn.And Magn.Mat. 2013. Vol. 327. P.87-90.



## О ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ МАГНИТОМЯГКОЙ ФЕРРИТОВОЙ КЕРАМИКИ МЕТОДОМ РАДИАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОГО СПЕКАНИЯ

Костишин В.Г.\*, Шведун В.И.\*\*\*, Комлев А.С.\*, Пахомов Н.И.\*\*\*,  
Ханкин В.В.\*\*\*

\* *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
119049, г. Москва, Ленинский проспект, 4*

\*\* *Лаборатория электронных ускорителей НИИ ядерной физики физического  
факультета МГУ 119991, Москва, Ленинские горы, д. 1, стр. 2*

На сегодняшний день магнитомягкие ферриты находят широкое применение в радиоэлектронике и приборостроении в качестве сердечников трансформаторов для работы в сильных полях, а также как радиопоглощающие материалы в области нескольких гигагерц. Промышленное получение настоящих ферритов осуществляется с использованием классического метода керамической технологии. Основным недостатком такого метода – высокая энергоемкость и длительность. В последние годы все больший интерес исследователей вызывает метод радиационно-термического спекания (РТС) ферритов, заключающийся в нагреве прессовок исходных компонентов пучками высокоэнергетических электронов без привлечения сторонних источников тепла. При РТС происходит объемный разогрев объекта, что сказывается на улучшении качества (однородности) образцов.

Целью настоящей работы было исследование возможности получения магнитомягкой ферритовой керамики методом РТС.

В качестве объектов исследования использовались сырые пресс-заготовки MnZn, NiZn, MgZn ферритов-шпинелей, приготовленные как из ферритизированной, так из неферритизированной шихты. Спекание проводилось на электронном ускорителе НИИЯФ МГУ с энергией быстрых электронов  $E_e = 10$  МэВ, время спекания составляло от 15 мин до 90 мин. Температура спекания составляла 900 °С, 1000 °С, 1100 °С, 1200 °С. Для спекания образцов была сконструирована и изготовлена специальная ячейка.

Полученные результаты показали, что РТС может эффективно использоваться для получения магнитомягких ферритов, причем возможно получение качественных материалов, минуя стадию ферритизации порошков. Установлено, что высокая скорость нагрева (250 °С и более) не позволяет получить качественные ферриты: имеет место растрескивание образцов, неполное спекание.

Приводятся режимы РТС для получения промышленных составов магнитомягких ферритов 600НН, 2000НН, 2000НМ. Обсуждаются характеристики ферритов, полученных методом РТС, проводится их сравнение с характеристиками ферритов тех же марок, полученных методом классической керамической технологии.

## ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В СУЛЬФИДЕ САМАРИЯ

**Костяева А.В., Стрелов В.И., Бендрышев Ю.Н., Косушкин В.Г.,**

**Сульянов С.Н.**

**ИК РАН, г. Москва, Россия**

[kostikova89@mail.ru](mailto:kostikova89@mail.ru)

Термоэлектрические материалы, работа которых основана на эффекте Зеебека, обладают низкой добротностью и КПД термоэлектрических генераторов (ТЭГ) на их основе составляет (9-14)%, что не позволяет им на равных конкурировать с классическими, углеводородными энергоносителями. Кроме того, в таких ТЭГ необходимо создавать градиент температуры на противоположных концах рабочего элемента, что дополнительно усложняет процесс производства устройства и приводит к увеличению его габаритов. Благодаря открытому в монохалькогенидах Sm фазовому переходу полупроводник-металл при равномерном нагреве, появилась возможность разработать высокоэффективный ТЭГ без необходимости создания градиента температур [1].

Для исследования возможности генерации термоЭДС, методом высокотемпературного спекания в стехиометрическом соотношении был синтезирован порошок сульфида самария (SmS) из Sm и S при температуре 1500 К в атмосфере аргона [2]. Порошок SmS (80-120 мкм) спрессовывали и отжигали при 1800 К. Для измерения термоЭДС образец SmS помещался между выводами контактирующего устройства и нагревался до 600 °С. Главным условием проведения эксперимента являлось обеспечение равномерного нагрева всего исследуемого образца. Исследование фазового состава образца проводили с помощью метода рентгенофазового анализа (РФА) с использованием Курчатовского источника синхротронного излучения.

Результаты РФА подтвердили преобладание фазы SmS с параметром решетки  $a=5,96 \text{ \AA}$  (полупроводниковая фаза SmS) в образце. Установлено, что дополнительное спекание при 1800 К приводит к увеличению количества фазы Sm<sub>3</sub>S<sub>4</sub> и снижению содержания фазы Sm<sub>2</sub>O<sub>2</sub>S.

По результатам проведенного эксперимента значение термоЭДС для образца SmS с размерами 1,5×1,5 мм составляет 37 мВ при силе тока до 24 мА. Эффект генерации термоЭДС в SmS при нагреве без создания градиента температуры наблюдался в диапазоне температур от 75 до 600 °С. Таким образом, подтверждено, что термоЭДС в SmS действительно вырабатывается при равномерном нагреве, при этом отсутствует необходимость создания разницы температур, как в случае с эффектом Зеебека.

По результатам предварительных исследований, совместно с ОАО «Восход»- КРЛЗ (г. Калуга), разработаны эскизные конструкции тонкопленочных ТЭГ. Изготовлены цветные фотошаблоны на исходные подложки из ситалла (Ст50) с маскирующим слоем Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и отработаны режимы формирования металлизации первого и второго уровня, а также режим напыления защитной диэлектрической пленки Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и технология вскрытия контактных окон к металлизации.

### **Список использованной литературы:**

1. И.А. Смирнов, В.С. Оскотский. Фазовый переход полупроводник-металл в редкоземельных полупроводниках (монохалькогениды самария) // Успехи физических наук. 1978. Т.124. Вып.2. С.241-262;
2. А.С. Высоких, П.В. Миодушевский, П.О. Андреев. Получение изделий из SmS для электроники // Вестник Тюменского государственного университета. 2011. №5. С.179-185.

# ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПЛЕНОК ПОЛИМЕРНЫХ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКОВ НА ОСНОВЕ ВИНИЛИДЕНФТОРИДА ПРИ ИХ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ИЗ РАСТВОРОВ

**В.В. Кочервинский<sup>1</sup>, Д.А. Киселев<sup>2</sup>, М.Д. Малинкович<sup>2</sup>, Б.В. Локшин<sup>3</sup>,  
А.А. Корлюков<sup>3</sup>, А.С. Павлов<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>*Научно-исследовательский физико-химический институт им. Л.Я. Карпова  
Москва, Россия*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия*

<sup>3</sup>*Институт элементоорганических соединений им. А.Н. Несмеянова РАН, Москва, Россия  
kochval@mail.ru*

Образцы пленок сополимера винилиденфторида (ВДФ) с трифторэтиленом (ТрФЭ) готовились кристаллизацией из раствора в метилэтилкетоне на стеклянную подложку при комнатной температуре. Данные рентгеновской дифракции показывают, что кристаллизация идет в смеси двух фаз – сегнетоэлектрической и параэлектрической. Доля последней при отжиге вблизи  $T_{пл}$  снижается. Колебательная спектроскопия указывает, что механизм такого процесса сводится к конформационному переходу  $T_3GT_3G^- \rightarrow (TT)_n$ , при котором повышается доля изомеров в конформации плоского зигзага. Кристаллизация пленки протекала в условиях, когда одна сторона пленки находилась в контакте с оптически полированным стеклом (сторона «С»), а вторая находилась в контакте с воздухом (сторона «В»). Топография обеих сторон пленки изучалась методом атомно-силовой микроскопии (рисунок 1). Было показано, что поверхность пленки на стороне С характеризуется низким значением шероховатости (~5 нм), в то время она более чем в 20 раз повышается на стороне В. Обнаружено, что различие в топографии обеих сторон пленки сопровождается изменением параметров сегнетоэлектрических доменов, регистрируемых как в вертикальной, так и латеральной компоненте пьезоэлектрического отклика. Характер картин поляризации в поле разного знака оказывается также чувствительным к формирующейся топографии.

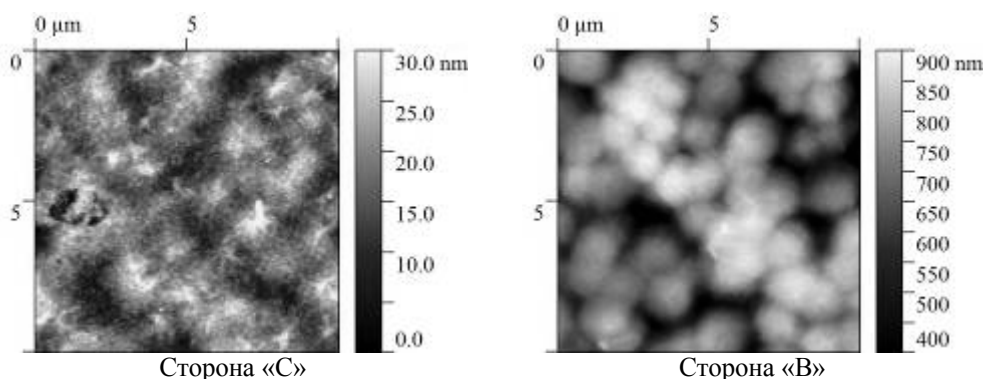


Рисунок 1. АСМ изображения поверхностей полимерной пленки.

# СИММЕТРИЙНЫЕ ОСНОВЫ ПЛОТНОЙ УПАКОВКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЖИДКОСТЕЙ И СТЕКОЛ

**Крапошин В.С.<sup>1</sup>, Талис А.Л.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Московский Государственный Технический Университет им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия*

<sup>2</sup>*Институт элементоорганических соединений им. А.Н. Несмеянова, Москва, Россия*

Металлические расплавы и металлические жидкости слишком плотны, чтобы считать их структуру хаотической. Отсутствие свидетельств дальнего порядка на дифракционных картинах этих объектов заставляет искать симметрию их атомной упаковки за пределами традиционной теории пространственных групп. Предлагается описывать строение металлических жидкостей и образующихся из них стекол на основе: 1) базового набора трех спиралей из правильных тетраэдров, обладающих особой некристаллографической симметрией; 2) комбинаторно-допустимых перестановок вершин координационных полиэдров, описывающих полиморфные превращения в металлах [1]; 3) результирующего пункты 1) и 2) ограниченного набора высокосимметричных спиралей из координационных полиэдров. Структура расплавов и стекол описывается как ансамбль геликоидальных упаковок полиэдров вдоль нецелочисленных осей винтовых осей симметрии  $30/11$ ,  $15/4$ ,  $10/3$  принадлежащих группе симметрии политопа  $\{3, 3, 5\}$  – четырехмерного аналога икосаэдра [2]. Единой структурной единицей конденсированных фаз является семивершинное объединение четырех тетраэдров по граням с общей вершиной, а разные типы спиральных упаковок порождаются 11-вершинным объединением двух таких семивершинников. При отображении четырехмерных тетраэдрических упаковок в 3-мерное Евклидово пространство необходимо устранение равнорребности достигается либо преобразованием трех объединенных по граням тетраэдров в октаэдр переброской их общего ребра, либо размещением в вершине полиэдра атома другой химической природы (другого диаметра). Указанная переброска диагоналей в ромбе из двух треугольных граней соседних тетраэдров качестве единичного акта любого структурного превращения обеспечивает выполнение переходов расплав-кристалл, расплав-стекло, стекло-кристалл и набор процессов структурной релаксации металлических стекол. Показана возможность обратимой кооперативной трансформации полиэдров Бернала с числом вершин  $Z=8, 9, 10$  и полиэдра Нельсона ( $Z=11$ ) друг в друга и во фрагменты кристаллической упаковки. Выполнение указанных видов структурных превращений возможно на 11-вершинном тетраэдрическом кластере и является реализацией симметрий специальной некристаллографической группы порядка  $11 \cdot 6! = 7920$ . В рамках предложенной схемы высокая плотность расплавов и стекол обусловлена тетраэдрической упаковкой (в пределе 78%), а отсутствие дифракционной картины расплавов и стекол отсутствием трансляции вдоль оси спирали.

[1]. Talis A., Kraposhin V. Finite noncrystallographic groups, 11-vertex equiedged triangulated clusters, and polymorphic transformations in metals// Acta Cryst. 2014, A70, 616-625.

[2]. Крапошин В.С., Талис А.Л. Кристаллография и вещество//Природа, 2014, №11, 3-15.

## СТРУКТУРА НИКЕЛЯ ДЕФОРМИРОВАННАЯ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА ПРИ 150°C

**Красноперова Ю.Г., Дегтярев М.В., Пилюгин В.П., Воронова Л.М.,  
Чашухина Т.И., Толмачев Т.П.  
ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия  
highpress@imp.uran.ru**

Целью настоящей работы было провести исследование структуры никеля, сформированной по механизму динамической рекристаллизации в ходе деформации в наковальнях Бриджмена при 150°C. Исследован монокристаллический никель (99.98% Ni), деформированный методом сдвига под давлением 8 ГПа при температуре 150°C с поворотом наковальни 15°, 30°, 45°, 60°, 90°, 180°, 360°, 2×360°, 5×360° и 7×360°. Твердость деформированных образцов измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0.5Н по двум взаимно перпендикулярным диаметрам с шагом 0.25 мм. Структуру исследовали с помощью электронного микроскопа JEM 200СХ. Анализировали гистограммы распределения элементов структуры по размерам. Рассчитывали значения температурно-скоростной скорости деформации.

Твердость никеля возрастает от 1.4 ГПа в недеформированном состоянии до 2.3 ГПа после  $e=3$ , затем с увеличением  $e$  твердость снижается до 1.7 ГПа. Относительно малые деформации при угле поворота наковален до 90° проходят в одинаковых температурно-скоростных условиях ( $\ln Z = 23.5 \pm 0.5$ ). При увеличении угла поворота наковален до 7 оборотов  $\ln Z$  плавно снижается до 20. После деформации  $e=1.5$  наблюдается структура в основном ячеистого типа, тело ячеек не содержит дислокаций, разориентировка соседних элементов структуры малоугловая, локализуется в широких границах. После  $e=2$  наблюдаются первые динамически рекристаллизованные зерна на фоне по-прежнему субзеренно-ячеистой структуры. При увеличении деформации до  $e=8$  характер структуры сохраняется. Наблюдаются: рекристаллизованные зерна в основном неправильной формы, как свободные от дислокаций, так и содержащие в своем объеме скопления дислокаций и субграницы; мелкие упруго искаженные зародыши рекристаллизации с полосчатым контрастом на границах; участки субзеренной структуры; дислокационная структура ячеистого типа с высокой плотностью дислокаций. Характерной особенностью является отсутствие двойников отжига. Средний размер динамически рекристаллизованного зерна после деформации  $2 < e < 3.5$  ( $\ln Z = 23.5$ ) составляет 0.4 мкм с увеличением истинной деформации  $d_{ep}$  увеличивается до 0.6 мкм. Рекристаллизованная структура достаточно однородна: коэффициент вариации линейных размеров составляет  $0.7 \pm 0.1$  мкм.

Работа выполнена по теме ИФМ УрО РАН «Кристалл» и при финансовой поддержке гранта РФФИ 15-03-00909 А. Электронно-микроскопическое исследование выполнено в ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

# ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ НА ИНИЦИИРУЕМОСТЬ СВС-ПРОЦЕССА В ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЯХ «TiC-ТИТАНОВАЯ СВЯЗКА»

Креницын М.Г.<sup>1,2</sup>, Прибытков Г.А.<sup>2</sup>, Корчагин М.А.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Томский политехнический университет, Томск, Россия

<sup>2</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

<sup>3</sup>Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия

krinmax@gmail.com

Для получения «толстых» износостойких покрытий на титан и его сплавы широко используется порошковая наплавка, причем, для того чтобы позволить контролировать структуру наплавленного покрытия для наплавки применяются композиционные порошки «TiC – титановая связка» с заранее заданными вышеперечисленными характеристиками структуры, полученные самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (СВС).

Композиционный порошок с расчетным содержанием связки от 30 до 60 об% был получен послойным горением на воздухе прессовок из не подвергнутой предварительной механоактивации (МА) порошковой смеси титана ТПП-8 и сажи П-803. Составы с меньшим содержанием связки были исследованы ранее [1]. Горение инициировали нагревом поджигающей таблетки молибденовой спиралью. Сразу после прохождения фронта горения, полученный спек СВС продукта охлаждали в воде. Было установлено, что скорость и температура горения уменьшаются линейно с увеличением содержания связки (Рис. 1).

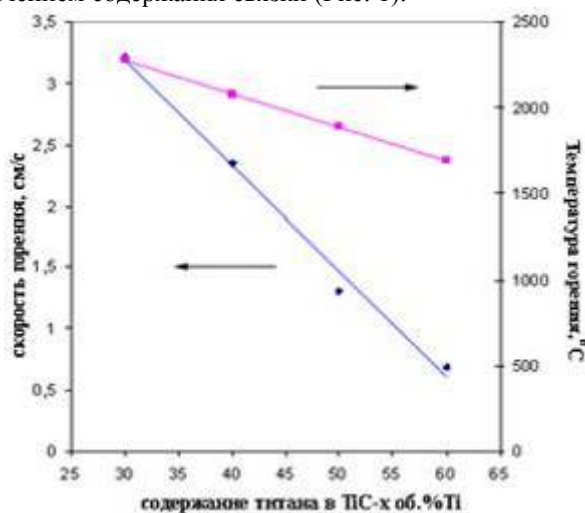


Рис. 1. Зависимость максимальной температуры и скорости горения Ti-C смесей от расчетного содержания Ti связки в композите TiC+Ti

При расчетном содержании связки более 63,5 об.% инициировать послойное горение невозможно, поскольку не достигается минимальная температура инициации процесса (1633°C). После механической активации в планетарной шаровой мельнице АГО – 2 [2] послойное горение стало возможным в смесях с расчетным содержанием титана 75 об.%, а при еще большем содержании титана (до 90 об. %) синтез идет в режиме теплового взрыва.

## Литература

Korosteleva E.N., Pribytkov G.A., Krinitsyn M.G. Structure and properties of powder cathode materials of titanium - titanium carbide system. Innovative technology and economics in mechanical engineering. National Research Tomsk Polytechnic University. Tomsk, 2014. pp. 273-276.

А.с. №975068 (СССР). Аввакумов Е.Г., Поткин А.Р., Самарин О.И. Планетарная мельница. Бюллетень изобретений, 1982. №43.

## **БИДОМЕННЫЕ СТРУКТУРЫ, СФОРМИРОВАННЫЕ В НИОБАТЕ И ТАНТАЛАТЕ ЛИТИЯ МЕТОДОМ ФОТОННОГО ОТЖИГА**

**Кубасов И.В., Кислюк А.М., Быков А.С., Малинкович М.Д., Жуков Р.Н., Киселев Д.А.,  
Ксенич С.В., Темиров А.А, Тимушкин Н.Г.  
*НИТУ «МИСиС», Москва, Россия*  
*kubasov.ilya@gmail.com***

Ниобат и танталат лития являются одними из основных материалов, используемых в лазерной технике и акустике, активно развиваются такие перспективные направления, как использование этих веществ для хранения информации (сегнетоэлектрическая память) и осуществления механических перемещений с высокой точностью (безгистерезисные актюаторы). В последнем случае для увеличения коэффициента передачи кристаллического элемента деформации используется биморфная схема на основе бидоменной структуры, сформированной в монокристалле.

Главным преимуществом бидоменных актюаторов на основе монокристаллических сегнетоэлектриков является отсутствие у них таких недостатков, как крип, гистерезис и нелинейность, которые присущи традиционно используемым для этих целей пьезокерамическим устройствам. За счет высокого (по сравнению с пьезокерамикой) значения температуры Кюри, приборы на основе ниобата и танталата лития имеют более широкий диапазон рабочих температур.

В работе методом фотонного отжига сформирована бидоменная структура в образцах ниобата и танталата лития, разработаны технологические приемы получения кристаллов с заданным положением междоменной границы. Получены бидоменные монокристаллы ниобата лития толщиной от 0,5 мм до 1,5 мм, площадью до 10 см<sup>2</sup>. Изготовлены образцы биморфных актюаторов. Проведены электромеханические испытания актюаторов. Для пластин различной площади и толщины измеренные перемещения составили от единиц до сотен микрометров при приложенном напряжении 300 В. Показан линейный характер зависимости перемещений от напряжения. Методами оптической микроскопии и сканирующей микроскопии пьезоотклика детально исследована междоменная область бидоменных структур. В случае ниобата лития междоменная область размытая, полидоменная; в кристаллах танталата лития напротив, граница между макродоменами резкая с выраженной фрактальностью.

# МУЛЬТИФРАКТАЛЬНАЯ ГЕОМЕТРИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ ФОРМ ГЕТЕРОСТРУКТУР ZnCdTe И ОЦЕНКА ПОВЕРХНОСТНОЙ ЭНЕРГИИ ФАЗЫ ПО ЕЕ ФРАКТАЛЬНЫМ ХАРАКТЕРИСТИКАМ.

**Кузнецов В.В.<sup>1</sup>, Крыжановский В.Б.<sup>2</sup>, Москвин П.П.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ» им. В.И. Ульянова (Ленина), Россия. [vkuznetsov@inbox.ru](mailto:vkuznetsov@inbox.ru)

<sup>2</sup>Житомирский государственный технологический университет, Житомир, Украина. [moskvin@us.zt.edu.ua](mailto:moskvin@us.zt.edu.ua)

Перспективным подходом для описания самоподобных состояний, наблюдаемых на поверхности полупроводниковых слоев, является мультифрактальный анализ (МФА). МФА для описания наночастиц, формирующихся на поверхности гетерокомпозиции «твердый раствор ZnCdTe – Si», выполнен нами в [1]. В настоящей работе подобный анализ применен для поиска МФ характеристик распределения объемов поверхностных наночастиц, которые образуются на поверхности той же полупроводниковой системы. В качестве источников входной информации о состоянии поверхности гетероструктур принимали её AFM изображения. При реализации МФА поверхностных наночастиц в качестве входных использовали аппроксимированные данные об их площадях и объемах. Методом огрубления разбиений для указанных входных параметров определяли числа Реньи (размерности) и параметры упорядочения для каждой из входных геометрических величин.

С применением полученных данных по основным мультифрактальным параметрам межфазной границы, были определены взаимосвязи между числами Реньи, параметрами упорядочения и условиями синтеза гетерокомпозиции «твердый раствор ZnCdTe – Si». Это позволило установить изменение состояния межфазной границы, т.е. эволюцию фрактальной геометрии поверхностных наночастиц, в процессе роста слоя.

Обобщение полученных результатов по размерностям геометрических параметров поверхности позволили предложить математическое выражение, которое дает возможность оценить вклад в поверхностную энергию компоненты, связанной с появлением ее фрактальной структуры:

$$\mu_s = \frac{\alpha \cdot M}{\rho} \cdot \frac{A_s \cdot D_{0s}}{A_v \cdot D_{0v}} \cdot r^{D_{0s} - D_{0v}}, \text{ где } \alpha, \rho, M - \text{ удельная поверхностная энергия границы раздела, плотность}$$

и молекулярная масса твердой фазы, соответственно;  $A_s, A_v$  - размерные, близкие к единице, постоянные коэффициенты,

$r$  - характерная длина наблюдения фрактальной структуры.

Полученное выражение с использованием соответствующих данных по числам Реньи применяется для оценки величины поверхностной энергии тонкой пленки твердого раствора ZnCdTe, сформированного на подложке Si.

1. Москвин П.П., Крыжановский В.Б., Рашковецкий Л.В., Литвин П.М., Вуйчик Н.В. Журн. физич. химии. 2014. Т.88, № 7–8, С. 1194–1200.



# ИССЛЕДОВАНИЕ ДОМЕНОВ В КРИСТАЛЛАХ ПАРАТЕЛЛУРИТА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ВНЕШНЕГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ РЕНТГЕНОДИФРАКЦИОННЫМИ МЕТОДАМИ

**А.Г. Куликов, Н.В. Марченков, А.Е.Благов, О.А. Кондратьев,**  
**П.А. Просеков, Ю.В. Писаревский, М.В. Ковальчук**

**Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН, [imegalomanius@gmail.com](mailto:imegalomanius@gmail.com)**

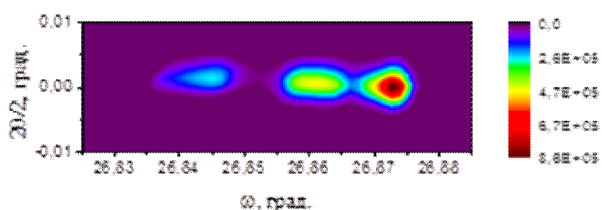
Парателлурит является одним из наиболее используемых материалов в акустооптических приборах, в приборах анизотропной и нелинейной оптики. Широкое промышленное применение парателлурита влечет за собой необходимость исследования его дефектной структуры, учитывая влияние внешних воздействий.

В докладе описывается обнаружение и исследование формирования малоугловых доменов парателлурита в постоянном электрическом поле. При исследовании пьезоэлектрических свойств парателлурита  $\alpha\text{-TeO}_2$  рентгенодифракционными методами было обнаружено нехарактерное для пьезоэлектриков уширение и расщепление кривой дифракционного отражения под воздействием электрического поля высокой напряженности на образец. Для более подробного изучения эффекта был проведен ряд исследований.

При помощи метода двухкристальной рентгеновской дифрактометрии было определено, что появление дефектов начинается с некоторого порогового значения напряженности электрического поля и стационарное состояние устанавливается в течение 2-3 часов и затем, после выключения поля, кристалл медленно возвращается к первоначальному состоянию. Были определены времена насыщения и релаксации данного анизотропного процесса.

При помощи метода высокоразрешающей трехкристальной рентгеновской дифрактометрии и различных типов сканирований было доказано, что уширение пиков не связано с изменением параметра решетки, а эффект проявляется из-за возникновения областей (доменов) с небольшой угловой разориентацией (Рис. 1). Угол разориентации зависит от величины приложенного поля линейно.

Дальнейшие исследования позволили определить характерный размер разориентированных областей (1-3 мкм). Топография в брэгговской геометрии показала, что отдельные области кристалла скручиваются друг относительно друга в диапазоне углов до 100 угл. секунд при напряженности поля в кристалле  $E=3 \cdot 10^6$  В/м. При этом с точки зрения фазового состава кристалл не меняет структуру, о чем свидетельствует результат рамановской спектроскопии.



*Рисунок 1.  
Карта обратного пространства в угл. град. рефлекса (220)  $\text{TeO}_2$ .  
Показано расщепление узла обратной решетки во внешнем электрическом поле  $E=3 \cdot 10^6$  В/м.*

Данная работа осуществлялась при финансовой поддержке грантов РФФИ 14-02-31430 мол\_а и РФФИ 14-22-01042 офи\_м.

Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП ИК РАН при поддержке Минобрнауки (проект №RFMEFI62114X0005).

## ТРАНСФОРМАЦИЯ СЕЧЕНИЯ ПОРЫ ПРИ МЕЖЗЕРЕННОМ ПРОСКАЛЬЗЫВАНИИ

Кульков В.Г., Плотников А.В., Самсонов В.К.

Филиал национального исследовательского университета «МЭИ», Волжский, Россия,  
vladokc2@gmail.com

Пористые материалы находят все большее применение в различных отраслях промышленности и науки. Это обусловлено рядом уникальных, присущих только этому классу материалов, свойств. При небольшой потере прочности они имеют значительно меньшую плотность в сравнении с компактными материалами того же состава. Наличие пор различных размеров и геометрии обуславливает значительное затухание акустических волн, распространяющихся в объеме материала, а также высокую демпфирующую способность в колебательном режиме.

Ранее нами было показано, что в области низких температур поры, расположенные в границе зерен, в процессе межзеренного проскальзывания испытывают деформацию среза по плоскости границы. Это приводит к появлению ступенек на поверхностях пор, которые изменяют силовой баланс вследствие появления участков с дополнительными силами поверхностного натяжения. Кроме того, площади сопряжения зерен уменьшаются по величине, что приводит к изменению эффективного сдвигового напряжения на них. Все перечисленные процессы приводят в тому, что внутреннее трение на таких границах имеет амплитудозависимый характер.

В предлагаемом сообщении учитывается роль диффузионных процессов на поверхностях пор, что характерно для повышенных температур. Приложенное внешнее сдвиговое напряжение срезает поры, смещая их друг относительно друга в процессе межзеренного проскальзывания. Появляется пара ступенек типа острого выступа и острой ямы. Различие знаков лапласова давления вблизи них создает разность химических потенциалов вакансий, что служит движущей силой соответствующих диффузионных потоков. Такие потоки сглаживают рельеф бывших ступенек. Происходит своего рода «залечивание» ступенек. Следует учитывать, что центры ям и выступов смещаются в процессе межзеренного скольжения. Задача имеет двумерный характер, что соответствует параллельным цилиндрическим порам, лежащим в плоскости границы, протяженным в третьем измерении.

Из решения диффузионной задачи для избыточной по отношению к равновесной концентрации вакансий определяется форма сечения таких пор в динамическом режиме. Сопрягающиеся вдоль границы кристаллиты имеют различную ориентацию, поэтому поверхности пор, различно ориентированные по отношению к решеткам кристаллитов в случае пор малых размеров имеют плоские участки с различной энергией. Это в особенности актуально для пор наноскопического масштаба. В более крупных по размеру порах этот эффект менее выражен. Поэтому в качестве исходного сечения пор в модели рассматривались квадраты с одинаковой поверхностной энергией, перерезаемые границей, а сам материал считался ультрамелкозернистым. При достаточно малых смещениях, характерных для экспериментов по внутреннему трению изменяющие свою форму две противоположные стороны квадрата подходили к двум другим параллельным сторонам под углами, близкими к прямым. Поэтому места сопряжения соседних сторон имели практически одинаковую кривизну и химический потенциал вакансий. Поэтому вдоль таких сторон квадратов, параллельных границе зерен, диффузией можно пренебречь. Модель может быть обобщена на цилиндрические поры других изначальных форм сечения

## ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ СКОЛЬЗЯЩЕЙ ДИСЛОКАЦИИ НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $Ni_3Fe$

**Куницына Т.С., Теплякова Л.А., Конева Н.А.**

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
Россия, г. Томск, пл. Соляная, 2. 634003*

**E-mail: [kma11061990@mail.ru](mailto:kma11061990@mail.ru)**

В работе представлены результаты исследования картины следов скольжения и дислокационной структуры в монокристаллах сплава  $Ni_3Fe$  в состояниях с ближним и дальним атомным порядком. Монокристаллы были ориентированы для одиночного скольжения и деформированы сжатием при комнатной температуре.

В сплаве  $Ni_3Fe$  с ближним атомным порядком начальные стадии пластической деформации связаны с кластеризацией (пачкованием) следов сдвига. Причиной такого способа локализации сдвига является разрушение ближнего атомного порядка в плоскостях скольжения после прохождения первых дислокаций, испущенных источником. Дислокационную структуру на этой стадии отличает ярко выраженная локализация дислокаций в отдельных зонах сдвига и их пачках. Большая часть наблюдающихся дислокаций, естественно, принадлежит первичной системе скольжения. Они образуют отдельные плоские скопления и группы скоплений, располагающиеся на параллельных плоскостях. При этом формируются две пространственные конфигурации из плоских скоплений: 1) пачки плоских скоплений дислокаций с одинаковым знаком вектора Бюргерса и 2) мультипольные образования из скоплений дислокаций противоположных знаков. Основываясь на исследованиях дислокационной структуры, выполненных в настоящей работе при различных увеличениях (в интервале 5000... 40000 крат) и установленном ранее факте самоподобия картины следов скольжения первичной системы, показано, что в объеме образца образуются мультиполи на разных масштабных уровнях. При этом пачки плоских скоплений дислокаций одного знака являются составной частью мультипольной конфигурации более крупного масштаба. Такое пространственное распределение дислокаций разного знака является проявлением процессов самоорганизации в формировании дислокационной структуры.

Для сплава  $Ni_3Fe$  с дальним атомным порядком с начала пластической деформации характерна иная схема развития локализации. На фоне тонких следов наблюдаются периодически распределенные следы с повышенным сдвигом (грубые следы). Первичная система скольжения развивается уплотнением как тонких, так и грубых следов. В сплаве с дальним атомным порядком основным носителем пластической деформации являются сверхдислокации. При скольжении сверхдислокаций происходит накопление антифазных границ в плоскостях скольжения, что эквивалентно снижению эффективной энергии АФГ, связывающей сверхчастичные дислокации. В настоящей работе установлено, что средняя величина расщепленности сверхдислокаций с начала пластической деформации возрастает довольно быстро. При этом в субструктуре появляются плоские скопления одиночных дислокаций, при выходе которых на поверхность кристалла и образуются грубые следы скольжения. Таким образом, снижение степени атомного порядка (ближнего и дальнего) приводит к изменению структуры и свойств скользящих дислокаций и, как следствие, к локализации деформации в полосах и зонах сдвига.

# ПОВЕРХНОСТНАЯ МОДИФИКАЦИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ TiAlSiCN С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ ИХ ЖАРОСТОЙКОСТИ

**Купцов К.А., Кирюханцев-Корнеев Ф.В., Шейко А.Н., Штанский Д.В.**

*Национальный Исследовательский Технологический Университет «МИСиС», Россия, Москва*  
[kuptsov.k@gmail.com](mailto:kuptsov.k@gmail.com)

Многокомпонентные наноструктурированные покрытия, благодаря комбинации свойств, таких как высокая твердость, износостойкость, термическая стабильность и стойкость к окислению, находят широкое применение для защиты поверхности изделий и инструмента, подвергающегося одновременному воздействию повышенных температур, агрессивных сред и различным видам износа.

Среди известных наноструктурированных покрытий, сверхтвердые покрытия TiAlSiCN с нанокomпозиционной структурой типа «гребёнки» обладают самой высокой термической стабильностью [1]. В то же время, определенным недостатком покрытий TiAlSiCN является существенный температурный разрыв между термической стабильностью (1300°C) и жаростойкостью (1000°C), что ограничивает их применение при высоких температурах. В настоящей работе, для повышения жаростойкости было апробировано 3 различных подхода: 1) осаждение тонкого поверхностного слоя алюминия, 2) поверхностная имплантация покрытия ионами алюминия и 3) осаждение тонкого поверхностного слоя оксида алюминия.

Для исследования жаростойкости, покрытия подвергались высокотемпературному окислению в муфельной печи при температурах 1000, 1100 и 1200°C в течение 1 часа. Для изучения оксидных слоёв применялись сканирующая электронная микроскопия и оптическая спектроскопия тлеющего разряда.

Полученные результаты показали, что осаждение тонкого поверхностного слоя оксида алюминия позволило повысить жаростойкость покрытий TiAlSiCN с 1000 до 1100°C. При этом, имплантация алюминия и осаждение тонкого алюминиевого слоя негативно повлияли на жаростойкость покрытий TiAlSiCN.

[1] K.A. Kuptsov, P.V. Kiryukhantsev-Korneev, A.N. Sheveyko, D.V. Shtansky, Structural transformations in TiAlSiCN coatings in the temperature range 900–1600°C, Acta Mater. 83 (2015) 408-418.

# ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ НА ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ИЗМЕРЕНИЙ ИХ АКУСТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК

**Кустов А.И., <sup>(1)</sup> Мигель И.А.**

*Воронежский государственный педагогический университет, Россия*

<sup>(1)</sup> *ВУНЦ ВВС ВВА им. профессора Н.Е. Жуковского и Ю.А. Гагарина, (Воронеж), Россия*

*E-mail: [akvor@yandex.ru](mailto:akvor@yandex.ru)*

Физические свойства материалов играют ведущую роль при отборе их для конкретно стоящих целей. Поэтому, *оценка уровня свойств* – актуальная задача, решаемая как с помощью разрушающих методов, так и неразрушающих. Параметры структуры и свойств тесно взаимосвязаны, что обуславливает необходимость их изучения методами, основанными на одинаковых физических принципах. Цель настоящей работы - разработка и использование методов выявления дефектов и их характеристики с помощью акустических волн [1,2], а также оценка степени их влияния на свойства материалов. Для её достижения использовались АМД-методы, использующие, как минимум, два направления – визуализацию структуры и измерение количественных параметров по  $V(Z)$ -кривым. Результаты применения разработанных АМД-методов для выявления дефектов в различных материалах и оценки уровня их свойств представлены на рис. 1-5.

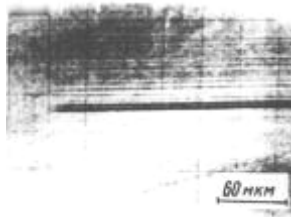


Рис.1. Выявление микротрещины в Si <111> под слоем Al (слева – оптика, справа – акустика).

Рис. 2. Трансформация  $V(Z)$ -кривой в районе микротрещины в Ge <111> ( $v_R = 2,87 \cdot 10^3$  м/с,  $\Delta Z_N = 13,25$  мкм,  $(\Delta V/V\%)_{max} = 68\%$ , масштаб по вертикали 1 дел. = 0,25 В, по горизонтали – 1 дел. = 11 мкм; расстояние от центра а) 40 мкм, б) 0 мкм).

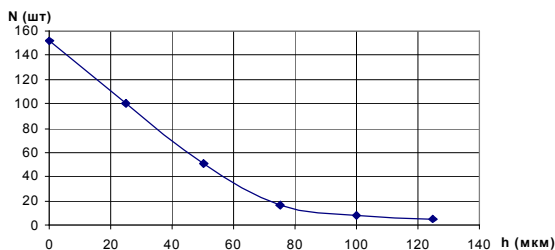
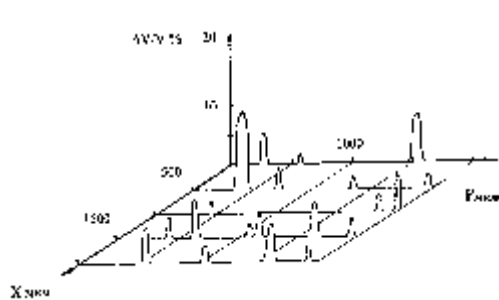


Рис.3. Выявление микродефектов в стекле в режиме  $V(Z)$ -кривых.

Рис.4. Зависимость количества  $N$  выявленных микротрещин в режиме  $V(Z)$ -кривых

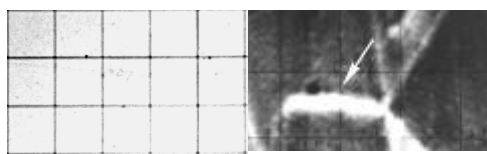


Рис. 5. а) оптика,  $400\times$ ; б) акустика, сталь с трещиной, масштаб. 24 мкм/дел на глубине ~68 мкм

Предложен ряд способов обнаружения и характеристики неоднородностей и дефектов различного типа, оценки трансформации свойств в материалах.

*Список литературы:*

1. Wilson R.G., Weglein R.D. // Appl. Phys. 1994. V. 55. N 9. P. 3261 —3275.
2. Кустов А.И., Мигель И.А. // Материаловедение, 2010, №2 (155), с.9-14.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ТРАНСФОРМАЦИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ В КОНДЕНСИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ АМД-МЕТОДАМИ ПРИ ВНЕШНИХ ФИЗИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Кустов А.И., <sup>(1)</sup> Мигель И.А.

Воронежский государственный педагогический университет, Россия

<sup>(1)</sup> ВУНЦ ВВС ВВА им. профессора Н.Е. Жуковского и Ю.А. Гагарина, (Воронеж), Россия

E-mail: [akvor@yandex.ru](mailto:akvor@yandex.ru)

Одной из актуальных проблем современного материаловедения является объективное и достоверное исследование структуры и свойств материалов, особенно *при внешних воздействиях*. Трансформация свойств проявляется как изменение локальных или интегральных характеристик под влиянием температурных, деформационных, коррозионных. В настоящей работе рассмотрены результаты *оценок влияния* внешних воздействий на структуру и свойства материалов с использованием методов акустомикроскопической дефектоскопии (АМД-методами) [1,2]. Они позволяют рассчитывать значения скорости  $v_R$  поверхностных акустических волн (ПАВ) в материалах. Измеряя значения параметров ПАВ, например,  $v_R$  и  $(\Delta V/V\%)$ , при механической деформации, термообработке различных типов (закалке, например), диффузии с помощью АМД-методов оценивают толщину приповерхностных слоёв, получаемых при внешних воздействиях, рассчитывают влияние этих процессов на структуру материалов. Результаты исследований приведены на рис.1-2.

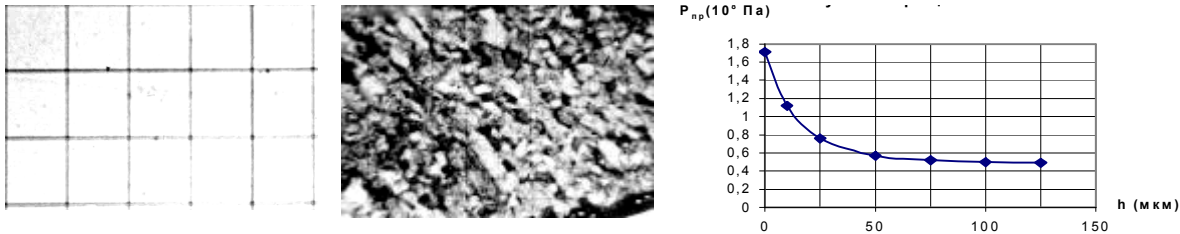


Рис. 1. а) оптика, 400 $\times$ ; б) акустика, сталь 10Х12Н2ВМФ, масштаб: 20 мкм/дел., Z = -17 мкм).

Рис. 2. Зависимость прочности стекла (K-108) от глубины трещин

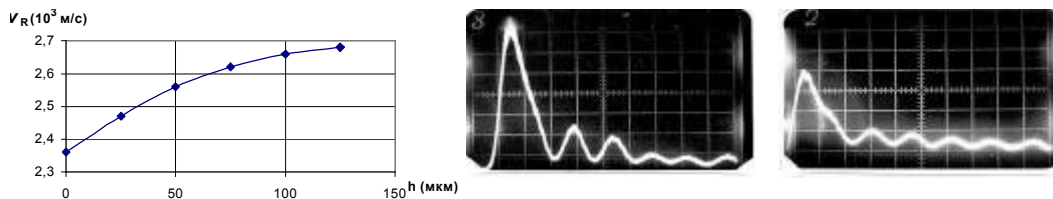


Рис. 3. Зависимость скорости ПАВ от толщины снятого слоя.

Рис. 4. Трансформация  $V(Z)$ -кривой в стали 30ХГСМЛ ( $v_R = 3,18 \cdot 10^3$  м/с,  $\Delta Z_N = 14,68$  мкм,  $(\Delta V/V\%)_{max} = 37\%$ , по вертикали 1 дел. = 0,25 В, по горизонтали – 1 дел. = 12,2 мкм) после цементации 940 $^\circ$ С, 2 часа

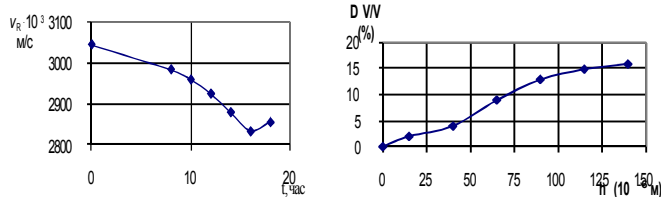


Рис. 5. Зависимость  $v_R$  в стали от времени цементации, и изменение уровня затухания АВ ( $\Delta V/V\%$ ) от глубины зондирования (H) стали 40ХН

## Список литературы:

1. Кустов А.И., Мигель И.А. // Металлофизика и новейшие технологии, межд. н.-техн. журн., Киев, 2009, Т.31, №3, с.381-388
2. Кустов А.И., Мигель И.А. // Вестник Тамбовского университета. Сер. Естественные и технические науки. - Тамбов, 2013. – Т. 18.—Вып.4.Часть 2. – 612 с. (с.1875-1877).

# ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ СТРУКТУРНОГО СТРОЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И АМОРФНЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ДЕФЕКТОСКОПИИ

Кустов А.И., <sup>(1)</sup> Мигель И.А.

Воронежский государственный педагогический университет, Россия

<sup>(1)</sup> ВУНЦ ВВС ВВА им. профессора Н.Е. Жуковского и Ю.А. Гагарина, (Воронеж), Россия

E-mail: [akvor@yandex.ru](mailto:akvor@yandex.ru)

В настоящее время актуальна проблема определения параметров структурного строения кристаллических и аморфных полупроводниковых и диэлектрических материалов. Её решение позволит не только существенно повысить характеристики разрабатываемых устройств, но и существенно снизить затраты, благодаря отбраковке материалов с неподходящими параметрами на ранних стадиях. Для решения этой проблемы перспективны АМД-методы, использующие, как минимум, два направления – визуализацию структуры и измерение количественных параметров по  $V(Z)$ -кривым [1,2]. Результаты применения АМД-методов для анализа параметров структурного строения кристаллических и аморфных полупроводниковых и диэлектрических материалов представлены в табл.1 и на рис. 1-6. Таблица 1

Значения  $v_R$  для кристаллических и аморфных диэлектрических материалов

Материал	Si <111>	LiNbO <sub>3</sub> (43°Y ср.)	GaP	GaAs	Ситалл	Борское стекло	Ge <111>
Скорость ( $v_R$ )*10 <sup>3</sup> (м/с)	4,68	3,66	3,22	2,96	3,60	3,37	2,87

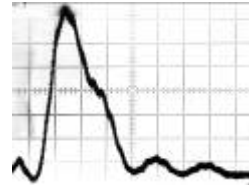
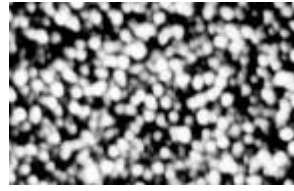
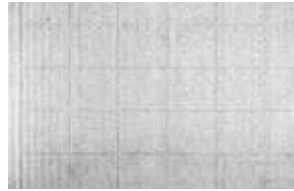


Рис.1.  $V(Z)$ -кривая для Si <111> ;  $\Delta Z_N = 35,1$  мкм, по вертикали 0,4 В, по горизонтали -

1 дел. = 16 мкм

Рис. 2. Акустическое изображение приповерхностных слоев полупроводникового материала ((Ge <111>),  $f = 404$  МГц,  $Z_a = -19$  мкм, масштаб 18 мкм/дел.)

Рис.3. Акустическое изображение строения пьезокерамики ЦТС-19 на глубине ~32 мкм (частота 404 МГц, размер по горизонтали 250 мкм)

Рис.4. Экспериментальная кривая ЦТС-22 (5,2 мкм/дел.,  $\Delta Z_N = 10,09$  мкм,  $v_R = 2,29 \cdot 10^3$  м/с).

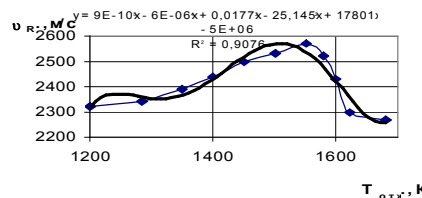
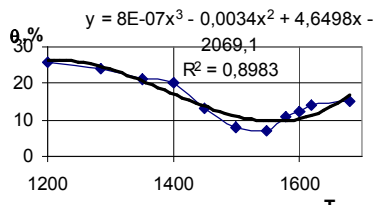


Рис.5. Зависимость  $v_R$  от  $T_{отж}$  ЦТС-22

Зависимость  $v_R$  от  $T_{отж}$

## Список литературы:

1. Морозов А. И., Чжан Сунгень, Кустов А.И. // Дефектоскопия . 1994 . N 9 . С.87–93.
2. Мигель И.А., Кустов А.И. // Материаловедение . 2010 . №2 (155) . С. 9–14

## **ОПТИЧЕСКИЕ ИСКАЖЕНИЯ В СВЕТОЗВУКОПРОВОДАХ ИЗ КРИСТАЛЛОВ ПАРАТЕЛЛУРИТА ПРИ РАБОТЕ АКУСТООПТИЧЕСКИХ УСТРОЙСТВ**

**Кутузов Д.С., Шмелева Е.В., Морозова К.А., Рыбина С.С.**  
*Тверской государственный университет, Тверь, Россия*

До настоящего времени известно сравнительно мало исследований, в которых рассматривались искажения оптической индикатрисы, возникающие в кристаллах, являющихся светозвукопроводами акустооптических устройств, вследствие нагревания, при этом, неравномерного, обусловленного поглощением в материале ультразвука, излучаемого пьезопреобразователем. Результатом таких оптических искажений является ухудшение всех рабочих параметров акустооптических устройств: спектрального разрешения - у фильтров излучений, качества изображений - у фильтров изображений, уменьшение числа разрешаемых позиций - у дефлекторов, модуляционной характеристики - у модуляторов, уменьшение эффективности дифракции - у устройств всех типов.

Целью настоящей работы являлись исследования температурных полей в светозвукопроводах работающих акустооптических устройств, а также связанных с выделением тепла оптических искажений. Измерения температурных полей были проведены в светозвукопроводе однокоординатного дефлектора и в светозвукопроводе фильтра изображений, который по объему превосходил объем светозвукопровода дефлектора примерно в 7 раз. В связи с малой теплопроводностью парателлурита, динамика нагревания, остывания (при уменьшении акустической мощности) и, соответственно, динамика оптических искажений в светозвукопроводах этих двух устройств значительно различалась.

Для температурных измерений в пяти точках каждого кристалла, расположенных на различных расстояниях от пьезопреобразователей, использовалась цветная тепловизионная ИК камера, дающая изображения, оцифрованные с точностью  $\pm 0,1$  °С. Параллельно проводились измерения КСВ на разных частотах в диапазоне 50-120 МГц, а также фиксировались коноскопические картины кристаллов, получаемые на удаленном экране с помощью расходящегося пучка лазерного излучения с длиной волны 0,533 мкм. В процессе измерений установлено, что максимальные оптические искажения, проявляющиеся в возникновении аномальной двуосности с углом  $2V$  до 50 угловых минут, соответствуют частотам, для которых КСВ близок к единице. Оптическая неоднородность по показателю преломления может достигать значений  $\Delta n$  порядка  $(5-7) \cdot 10^{-4}$ , а температурные градиенты - как сразу после включения, так и при длительной работе акустооптических устройств - доходят до 3-5 к/см. По результатам работы сделаны выводы практического характера, указывающие пути для оптимизации температурных полей в светозвукопроводах с помощью систем автоматического контроля и с помощью определенных конструктивных изменений самих устройств.



## ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ЖАРОСТОЙКИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НОВЫХ ЭЛЕКТРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

**Е.А. Левашов, Ф.В. Кирюханцев-Корнеев, Д.В. Штанский, А.Е. Кудряшов,  
Е.И. Замулаева**  
**НИТУ «МИСиС», Москва 119049, Ленинский проспект, 4**  
[levashov@shs.misis.ru](mailto:levashov@shs.misis.ru)

Методом магнетронного распыления при ассистировании ионной имплантацией с помощью композиционных СВС- мишеней получены многокомпонентные нс-покрытия: твердые с повышенной термической стабильностью и жаростойкостью; многослойные трибологические. Изучено влияние легирования Cr, Al, Si на структуру и свойства покрытий в системе Ti-B-N, Ti-C-N. Покрытие Ti-Cr-Si-C-N (а) имеет характерную колонную структуру с шириной колонн 50-150 нм и размером кристаллитов 8-25 нм, а в системе Ti-Al-Si-C-N (б) - более плотную однородную морфологию, состоящую из кристаллитов размером 3-15 нм. При этом фазовый состав покрытия (а) -  $Ti(C,N)_x$ , CrC,  $SiC_xN_y$ , а-С, покрытия (б) -  $(Ti,Al)(C,N)_x$ , SiC. Нс-пленки Ti-Al-Si-C-N, Ti-Cr-Si-C-N обладают рекордно высокой термической стабильностью до 1200°C. Разработаны высокожаростойкие до 1600°C квазиаморфные и нс- покрытия в системах Mo-Si-B-N и Cr-Al-Si-B-N. Показаны особенности строения данных покрытий.

В направлении самосмазывающихся покрытий предложены многослойные трибологические покрытия с коэффициентом трения менее 0.1, обладающие высокой выносливостью, стабильно низким коэффициентом трения без характерного участка приработки и способные работать как на воздухе, так и в воде. В частности, предложена концепция нанокompозитных самоадаптирующихся покрытий при повышенных температурах, когда каждая структурная составляющая играет свою особую роль: твердая фаза на основе карбидов, нитридов и боридов обеспечивает износостойкость; оксиды - повышенную жаро- и коррозионную стойкость; мягкие металлы Ag, Au, Pb, Cu или фазы Магнели - низкий коэффициент трения в широком интервале температур. Например, в системе Ti-Cr-B-N были получены нс- покрытия с твердостью 30 ГПа, термической стабильностью до 1000°C, скоростью износа  $(1.8-4.1) \times 10^{-7} \text{ мм}^3 \text{ Н}^{-1} \text{ м}^{-1}$ , жаростойкостью до 900°C и высокой коррозионной стойкостью в растворе 1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>. Введение в состав покрытия малого количества фазы WSe<sub>x</sub> позволило снизить коэффициент трения до 0.2 при неизменной твердости и износостойкости.

Методом электроискрового легирования при использовании наноструктурированных электродов разработаны защитные износостойкие и жаростойкие покрытия применительно к титановым и никелевым сплавам, стали и чугуна. В атмосфере аргона получены нс- покрытия на основе MAX- фазы Cr<sub>2</sub>AlC при осаждении на титановый сплав. Установлено, что на начальной стадии процесса в результате химического взаимодействия электрода Cr<sub>2</sub>AlC с Ti на подложке образуется тонкий слой TiC, являющийся диффузионным барьером. Исследована жаростойкость и трибологические свойства покрытий.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ по программе повышения конкурентоспособности НИТУ «МИСиС» среди ведущих мировых научно-образовательных центров на 2013-2020 г.г. (проект No. K2-2014-012).

# ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ХРОМОВЫХ МАГНЕТРОННЫХ ПОКРЫТИЙ

Левин И.С.<sup>1,2</sup>, Авдюхина В.М.<sup>1</sup>, Хрущов М.М.<sup>2</sup>, Тарелкин Ю.А.<sup>1</sup>,  
Шальнов С.А.<sup>1,2</sup>

МГУ имени М.В. Ломоносова, физический факультет<sup>1</sup>, Институт машиноведения имени А.А. Благонравова РАН<sup>2</sup>, Москва, Россия  
[is.levin@physics.msu.ru](mailto:is.levin@physics.msu.ru), [michel\\_x@mail.ru](mailto:michel_x@mail.ru)

Представлены результаты исследования химического и фазового состава, а также трибологических свойств алмазоподобных покрытий (АПП), легированных хромом, которые были нанесены на подложки из стали марки ХН35ВТ методом магнетронного напыления с использованием активных атмосфер различного состава (смеси ацетилена и азота\воздуха). Образцы АПП и исходные заготовки исследовались с помощью рентгеновского дифрактометра Thermo ARL X'TRA; дифрактограммы обрабатывались по методике, описанной в [1-2]. С использованием растрового электронного микроскопа MYRA TESCAN с приставкой для энергодисперсионного микроанализа INCA определялся элементный состав исследованных покрытий. Трибологические испытания покрытий проводились при помощи шарикового трибометра в условиях сухого трения по схеме шарик-плоскость.

Установлено, что по мере увеличения концентрации азота в атмосфере напыления происходит существенное изменение фазового состава карбидной фазы хрома и обнаруживаются нитридные фазы состава CrN и Cr<sub>2</sub>N. Для образцов, полученных в атмосфере воздуха с примесью ацетилена, были обнаружены фазы оксида и нитрида хрома CrO и CrN при отсутствии в покрытии карбидных фаз.

Для исследованных образцов был проведен анализ интегральной ширины соответствующих дифракционных линий и расчет размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) по формуле Селякова-Шеррера. Было установлено, что покрытия являются наноструктурированными.

Анализ трибограмм показал, что покрытия, в целом, характеризуются весьма низким коэффициентом трения и увеличенным числом циклов испытаний до разрушения. С увеличением количества азота в активной атмосфере напыления величина коэффициента трения имеет тенденцию к понижению. Показатели долговечности образцов с покрытием существенно выше, чем у образцов стали марки ХН35ВТ, и, в большинстве случаев, выше, чем у образцов стали марки ШХ15. Проведенные трибологические испытания также показали, что процессы выделения карбидных и, особенно, нитридных фаз приводят к улучшению трибологических свойств покрытий (коэффициент трения  $f$  снижался до уровня  $\sim 0,1$ ). Установлено, что работоспособность кислородосодержащих покрытий, легированных хромом, ниже аналогичных покрытий, полученных в активной атмосфере, не содержащей кислорода. Данный факт указывает на то, что для получения АПП с высокими трибологическими свойствами требуется тщательно следить за составом активной атмосферы напыления и контролировать чистоту исходных газов.

Литература

1. Хрущов М.М., Свешников С.В. // Наноинженерия. 2012, № 8, с. 37.
2. Хрущов М.М., Атаманов М.В., Марченко Е.А., Петржик М.И., Левин И.С. // Известия РАН. Серия физическая, 2014, том 78, № 10, с. 1257–1265.

# ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА КРИСТАЛЛИЧЕСКУЮ СТРУКТУРУ КЕРАМИКИ

**Летко А.К., Савчук Г.К., Рубаник В.В.**

*Государственное научно-практическое объединение “Научно-практический центр НАН Беларуси по материаловедению”, г. Минск, РБ, [letko@physics.by](mailto:letko@physics.by)*

Возможности улучшения электрофизических свойств пьезоэлектрических керамик путём изменения химического состава практически исчерпаны. Сегодня на первый план выступает задача поиска новых приёмов совершенствования структуры и морфологии уже существующих материалов, которая может решаться путем применения различных воздействий, как при приготовлении исходных порошков, так и в процессе получения керамики.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния ультразвуковой обработки исходных синтезированных порошков на кристаллическую структуру и электрофизические свойства спеченной пьезоэлектрической керамики на основе цирконата-титаната свинца.

Ультразвуковое воздействие (УЗВ) на исходный порошок способствует формированию наноструктурной керамики с меньшими размерами зерен по сравнению с образцами, изготовленными без УЗВ (рис.1).

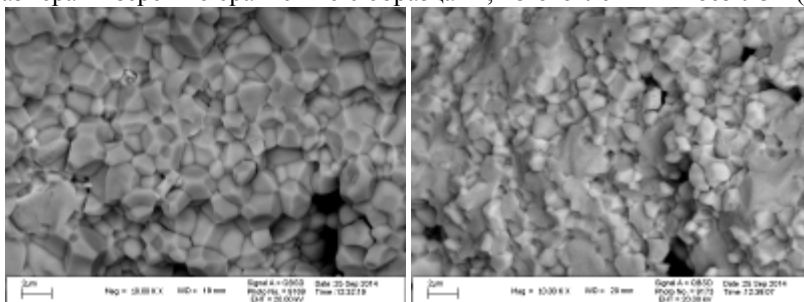


Рисунок 1 – Микроструктура поверхности излома керамических образцов ЦТС-19: а) без УЗВ; б) УЗВ 60 мин.

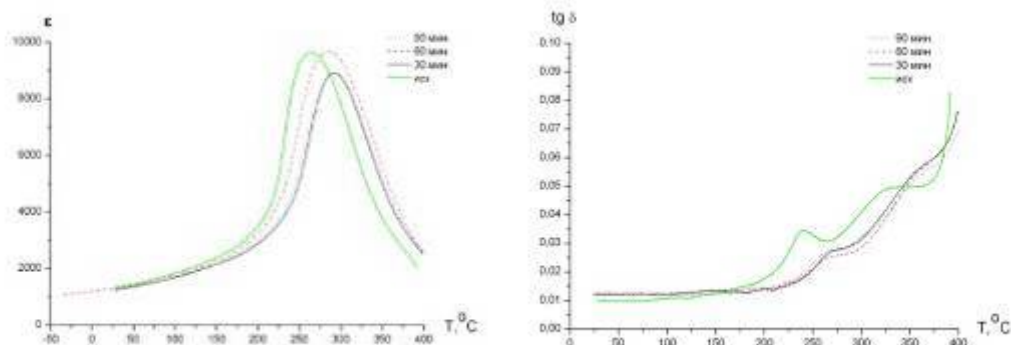


Рисунок 2 – Температурные зависимости диэлектрической проницаемости и тангенса диэлектрических потерь образцов ЦТС-19 для различных времен УЗВ

Ультразвуковая обработка порошков приводит к снижению температуры спекания пьезокерамик на  $60^{\circ}\text{C}$  и смещению температуры Кюри на  $50-60^{\circ}\text{C}$  в сторону больших температур (рис.2), что увеличивает диапазон рабочих температур устройств, изготовленных на основе керамики.

Проведенные исследования показали, что использование УЗВ на исходный порошок синтезированного состава дает возможность получать пьезоэлектрическую керамику с монокристаллической структурой и заданными физическими свойствами.

# ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО АКТИВИРОВАНИЯ ПОРОШКОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ Ti – Ca<sub>3</sub>(PO<sub>4</sub>)<sub>2</sub> ДЛЯ НАНЕСЕНИЯ БИОАКТИВНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ

**Логинов П.А., Левашов Е.А., Кудряшов А.Е.**

**Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Научно-учебный центр СВС МИСиС-ИСМАН**

[pavel.loginov.misis@list.ru](mailto:pavel.loginov.misis@list.ru)

Композиционные керамические материалы на основе титана, фосфата кальция, оксида кальция являются привлекательными для получения биоактивных покрытий на поверхности имплантатов. Они используются в данной области благодаря их близкому сходству с органическими и минеральными компонентами зубной и костной тканей и относительно высокой прочности.

Данная работа посвящена получению электродных материалов из порошковых смесей Ti – 10 % Ca<sub>3</sub>(PO<sub>4</sub>)<sub>2</sub> и Ti – 20 % Ca<sub>3</sub>(PO<sub>4</sub>)<sub>2</sub> с различной структурой, предназначенных для осаждения покрытий методом электроискрового легирования (ЭИЛ). Достоинствами метода ЭИЛ являются возможность контроля толщины и рельефа покрытия, получение требуемого химического состава на поверхности имплантата. С целью получения электродов с низкой пористостью и высокой прочностью было исследовано влияние предварительного механического активирования (МА) порошковых смесей на кинетику спекания, структуру и свойства материалов.

Смеси готовили в планетарных центробежных мельницах (ПЦМ) двух типов: «Fritsch pulverisette 5» (скорость вращения водила 400 об/мин, центробежный фактор – 22 g) и «Активатор-2s» (скорость вращения водила 900 об/мин, центробежный фактор – 120 g). Установлено, что обработкой в ПЦМ «Fritsch» даже при многочасовой обработке возможно лишь механически перемешать компоненты смесей и достичь их равномерного распределения в объеме. Обработка в ПЦМ «Активатор-2s» приводит к интенсивной пластической деформации частиц титана, измельчению Ca<sub>3</sub>(PO<sub>4</sub>)<sub>2</sub> и даже взаимодействию, что позволяет в зависимости от длительности процесса МА получать порошковые смеси, состоящие из гранул со слоистой структурой и максимальной реакционной поверхностью контакта между титаном и фосфатом кальция Ca<sub>3</sub>(PO<sub>4</sub>)<sub>2</sub>, либо с гомогенной структурой. В последнем случае Ca<sub>3</sub>(PO<sub>4</sub>)<sub>2</sub> как самостоятельной фазы в смеси не обнаружено. Методами рентгенофазового анализа, инфракрасной спектроскопии и энергодисперсионной спектроскопии показано, что кислород и фосфор входят в состав твердого раствора на основе титана, образующегося при обработке в ПЦМ.

Компактные электроды получали реакционным спеканием в вакууме МА порошковых смесей Ti – 10 % Ca<sub>3</sub>(PO<sub>4</sub>)<sub>2</sub> и Ti – 20 % Ca<sub>3</sub>(PO<sub>4</sub>)<sub>2</sub>. Повышенной относительной плотностью обладали спеченные электроды, изготовленные из смеси, приготовленной в ПЦМ «Активатор-2s». Это обусловлено протеканием активированного спекания, благодаря существенному измельчению компонентов (особенно Ca<sub>3</sub>(PO<sub>4</sub>)<sub>2</sub>), запасенной энергии в виде дефектов кристаллической решетки, а также высокой реакционной поверхностью при образовании гранул со слоистой структурой. Электроды представляли собой композиции на основе фаз α-Ti, Ti<sub>3</sub>PO<sub>x</sub>, CaO.

*Работа выполнена в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы» (соглашение 14.578.21.0086 (проект RFMEF157814X0086)).*

# УПРУГИЕ СВОЙСТВА НАГРУЖЕННОГО КРИСТАЛЛА ИЗ ПЕРВЫХ ПРИНЦИПОВ

**Луговской А.В.<sup>1,2</sup>, Краси́льников О.М.<sup>1</sup>, Векилов Ю.Х.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>*Кафедра теоретической физики и квантовых технологий, НИТУ МИСИС*

<sup>2</sup>*Лаборатория моделирования и разработки новых материалов, НИТУ МИСИС*  
*andrey.lugovskoy@gmail.com*

Дано определение изотермических и адиабатических упругих постоянных  $n$ -го порядка ( $n \geq 2$ ) нагруженного кристалла. Эти постоянные полностью характеризуют упругое поведение твердого тела в нагруженном состоянии и определяются не только межатомным взаимодействием, но и внешней нагрузкой. Для случая гидростатического давления предложены две методики расчета упругих постоянных второго, третьего и четвертого порядка в рамках нелинейной теории упругости из соотношений: а) энергия – конечные деформации, б) термодинамические напряжения – конечные деформации. Обе методики использованы для расчета упругих постоянных 2, 3 и 4 порядка ОЦК - вольфрама в интервале давлений 0 – 600 ГПа ( $T = 0K$ ). Энергия и механические напряжения для различных случаев деформации нагруженного кристалла вычислялись в рамках теории функционала плотности (реализация с помощью пакета VASP). Обе методики дают для упругих постоянных различного порядка близкие значения (различия в пределах нескольких процентов). С ростом давления упругие постоянные 2, 3 и 4 порядка ОЦК – вольфрама монотонно увеличиваются по модулю. Полученные результаты хорошо согласуются с имеющимися экспериментальными и расчетными данными по упругим постоянным второго порядка при  $P = 0$ , а также разумно согласуются с результатами расчетов других авторов по зависимости упругих постоянных второго порядка от давления, выполненных методом бесконечно малых деформаций, сохраняющих объем. Данные по упругим постоянным третьего и четвертого порядка и их зависимости от давления в литературе отсутствуют. Полученные в работе результаты позволяют прогнозировать свойства металлов при высоких давлениях.

Работа выполнена в рамках выполнения Гранта Российского фонда фундаментальных исследований (№ 13-02-00338 А), и Гранта Министерства образования и науки РФ (№ 14.Y26.31.0005).

# ФАЗОВО-СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Лукина Е.А., Базалева К.О.  
ВИАМ, Москва, Россия  
lukinaea@viam.ru

Аддитивные технологии (3d-печать) являются перспективным способом формирования металлических конструкций различных составов и конфигураций путем послойной перекристаллизации порошкового материала. Особый интерес они представляют для низкотехнологичных металлов и сплавов, когда форма изделия не может быть сформирована традиционными методами. Одним из наиболее распространенных видов аддитивных технологий является селективное лазерное плавление (СЛП).

Процесс начинается с подачи тонкого слоя порошка на массивную подложку и его перекристаллизации под действием лазерного пучка; причем лазерному воздействию подвергается не весь слой порошкового материала, а лишь та его часть, которая создает первый профиль детали. Далее, подача порошка и обработка его лазером повторяются многократно, в результате чего синтезируется объект заданной формы. Лишний порошок после конца процесса удаляется и может быть использован повторно.

В данной работе закономерности формирования фазово-структурного состояния жаропрочного никелевого сплава Ni-11%Cr-5%Co-6%Al-3%Ti-4%Mo-5%W-0.16%C-0/02%B, полученного методом СЛП, исследовались методами металлографического анализа, растровой электронной микроскопии, а также рентгеновской дифрактометрии. Кроме того, рассматривалось влияние на структуру дополнительных термической и газостатической обработок.

Процесс СЛП проводился при следующих значениях параметров процесса: мощность лазера 170 Вт, скорость сканирования по поверхности 800 мм/с, диаметр фокусирующего пятна 150 мкм, также были получены образцы с применением расфокусированного лазерного пучка: расфокусировка составляла 1; 2 и 3 мм. В качестве подложки использовали массивную плиту стали 40ХГМА. Процесс проводился в инертной среде азота.

В результате рентгендифракционного фазового анализа установлено, что в структуре сплава присутствуют никелевый  $\gamma$ -твердый раствор, изоморфная ему  $\gamma'$ -фаза ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ), карбидные частицы  $\text{MeC}$  и  $\text{Me}_2\text{C}$  ( $\text{Me} = \text{Ti}, \text{Mo}, \text{W}$ ), а также  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ -фаза. В структуре сплава присутствует ярко выраженная текстура. Влияние диаметра лазерного луча (расфокусировки) на фазовый состав исследуемого сплава не выявлено. Дополнительные обработки привели к изменению фазово-структурного состояния сплава: в структуре появились карбидные частицы  $\text{Me}_6\text{C}$  при сохранении небольшого количества  $\text{MeC}$  фазы; текстура стала менее выраженной.

Микроструктура сплава в исходном состоянии представляет собой характерную для лазерного воздействия ячеистую структуру; диаметр ячеек составляет 1 мкм. Ячейки объединены в области (фрагменты), внутри которых ориентация ячеек одинаковая. По границам ячеек наблюдаются округлые, дисперсные ( $\approx 200\text{нм}$ ) частицы карбидов сложного состава. После дополнительной обработке в структуре формируются ориентированные области  $\gamma'$ -фазы, разделенные прослойками  $\gamma$ -твердого раствора, по границам наблюдаются относительно крупные (порядка нескольких микрометров) частицы карбидов  $\text{Ni}_3(\text{W},\text{Mo})_3\text{C}$ .

# ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК CdS С НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ

Майорова Т.Л.<sup>\*</sup>, Ключев В.Г., Звягин А.И.

*Воронежский государственный университет*

*\*Военный учебно-научный центр ВВС «Военно-воздушная академия им. проф. Н.Е. Жуковского и Ю.А. Гагарина»*

*г. Воронеж, Россия*

[mtl084@yandex.ru](mailto:mtl084@yandex.ru)

В данной работе представлены результаты исследования фотоэлектрических свойств пленок сульфида кадмия с наноструктурированной поверхностью, синтезированных методом пиролиза. Показано, что при увеличении интенсивности возбуждающего света для исследуемых структур наблюдается эффект ограничения фототока, что может иметь практическое применение в элементах оптоэлектроники.

Сульфид кадмия является широкозонным и прямозонным полупроводником, что обуславливает множество интересных свойств этого материала, находящих широкое применение: может применяться в качестве люминофора, для изготовления фоторезисторов, в фотоприёмниках и в солнечных батареях. Особенностью использования пленок CdS является многообразие методов нанесения. При этом следует отметить возможности метода пиролиза. С точки зрения структурных, электрических и оптических свойств пиролитические пленки сульфида кадмия не уступают по качеству пленкам, полученным другими методами. При этом используемое оборудование является простым и не требует больших материальных затрат. В настоящее время применяемая нами технология позволяет контролировать состав и дефектную структуру кристаллитов в процессе осаждения и получать поликристаллические пленки с размером зерна порядка  $10^1 \div 10^2$  нм.

Проведенное в настоящей работе исследование влияния интенсивности фотовозбуждения на величину стационарного фототока поликристаллических пленок CdS показало, что данная зависимость хорошо аппроксимируется степенной функцией с убывающим от  $\frac{1}{2}$  показателем степени.

Кроме того, проведен анализ зависимости производной фототока от интенсивности возбуждения, которую можно представить в виде комбинации двух экспонент. Последнее хорошо согласуется с предположением, что наблюдаемые особенности фотоэлектрических свойств пленок сульфида кадмия могут быть объяснены на основе двухбарьерной энергетической модели полупроводника, который представляет собой низкоомную матрицу с хаотическими высокоомными включениями. При этом на границах между низкоомной и высокоомной областей имеют место рекомбинационные барьеры, а в низкоомных областях вдоль направления движения носителей заряда – дрейфовые. Увеличение проводимости при возрастании интенсивности фотовозбуждения обусловлено уменьшением времени жизни и увеличением подвижности неравновесных носителей заряда за счет оптической модуляции рекомбинационных и дрейфовых барьеров. Вышеописанное уменьшение времени жизни и увеличением подвижности неравновесных носителей заряда за счет оптической модуляции рекомбинационных и дрейфовых барьеров может быть также определено понятием «оптическое сглаживание неоднородного барьерного рельефа». При этом уменьшение дрейфовых барьеров в процессе фотогенерации может быть взаимосвязано с уменьшением высоты рекомбинационных барьеров в том случае, если оба типа барьеров расположены вблизи поверхности зерен.

# МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩИХ ФРИКЦИОННЫХ ОБРАБОТОК МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

**Макаров А.В.<sup>1,2</sup>, Кузнецов В.П.<sup>3,4</sup>**

<sup>1</sup> *Институт физики металлов им. М.Н.Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

<sup>2</sup> *Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

<sup>3</sup> *Уральский федеральный университет им. Б.Н.Ельцина, Екатеринбург, Россия*

<sup>4</sup> *Курганский государственный университет, Курган, Россия*

[av-mak@yandex.ru](mailto:av-mak@yandex.ru) [wpkuzn@mail.ru](mailto:wpkuzn@mail.ru)

В обзорном докладе рассмотрены материаловедческие основы фрикционных обработок, формирующих на поверхности сталей и других металлических сплавов градиентные наноструктурированные слои с повышенными механическими и трибологическими характеристиками [1, 2]. Финишные обработки поверхностным пластическим деформированием скользящими инденторами в отличие от некоторых других способов наноструктурирования (сдвиг под давлением, обработка SMAT – surface mechanical attrition treatment и др.) обладают высоким потенциалом промышленного использования в современном машиностроительном производстве. В частности, технология наноструктурирующего выглаживания, позволяющая формировать наноструктурное состояние и субмикрорельеф поверхностного слоя, обеспечивает при серийном изготовлении прецизионных деталей из конструкционных сталей на металлообрабатывающих центрах кратное повышение эксплуатационных свойств [2]. Изучен процесс формирования нанокристаллической структуры в зоне фрикционного контакта, в том числе в высокопрочных хрупких материалах. Эффективность применения упрочняющих обработок существенно возрастает в случае использования сплавов с метастабильными структурами, деформационное упрочнение которых наряду с диспергированием структуры вплоть до нанокристаллического состояния будет дополнительно усиливаться за счет протекания структурных и фазовых превращений. Рассмотрены трибологические аспекты наноструктурирующих обработок сплавов деформирующим индентором, связанные с обоснованием технологических условий обработок по критериям величины коэффициента трения и отсутствия адгезионного схватывания и усталостных микротрещин, а также с установлением эффективности применения обработок для улучшения трибологических свойств сталей мартенситного, аустенитного классов и хромоникелевых лазерных наплавов. По данным микроиндентирования наноструктурирующие обработки повышают способность поверхностного слоя противостоять упругому и пластическому деформированию, что ограничивает процессы микрорезания, схватывания, пластического и упругого оттеснения при различных видах фрикционного воздействия. Для сталей с исходной структурой мартенсита и метастабильного аустенита показана эффективность комбинированных наноструктурирующих деформационно-термических обработок.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» № 01201463331 (проект № 15-9-12-45) при поддержке РФФИ (проект № 15-08-07947).

## Литература

1. Макаров А.В. Фрикционная наноструктурирующая обработка стальных поверхностей // Конструкционные и функциональные материалы на металлической основе: Учеб. пособие / Под ред. А.А.Попова. – Екатеринбург: УрФУ. – 2014. – 264 с. – Гл. 4. С. 119-169.
2. Кузнецов В.П., Макаров А.В., Псахье С.Г., Саврай Р.А., Малыгина И.Ю., Давыдова Н.А. Трибологические аспекты наноструктурирующего выглаживания конструкционных сталей // Физическая мезомеханика. 2014. Т. 17. № 3. С. 14-30.



## НОВЫЕ СУПЕРПРОТОНИКИ $Cs_mH_n((HSO_4)_m(H_2PO_4)_n)$ : СТРУКТУРА, СВОЙСТВА, ПРОВОДИМОСТЬ

**Макарова И.П., Гребенев В.В., Коморников В.А., Дмитричева Е.В.**  
Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН, Москва, Россия  
[makarova@crys.ras.ru](mailto:makarova@crys.ras.ru)

Растущие темпы энергопотребления стимулируют интерес во всем мире к исследованиям и разработкам альтернативных источников энергии. Одна из наиболее быстроразвивающихся отраслей, связанных с использованием нетрадиционных источников энергии, - водородная энергетика. Для получения электрической энергии созданы специальные устройства – топливные элементы, основной компонент которых – ион-проводящая мембрана. Многообещающее направление связано с созданием материалов для протонообменных мембран, работающих при умеренных температурах 150-400°C. Из известных материалов таким требованиям удовлетворяют кристаллы  $M_mH_n(XO_4)_{(m+n)/2}$  ( $M = K, Rb, Cs, NH_4$ ;  $X = S, Se, P$ ). Именно у представителей этого семейства, кристаллов  $CsHSO_4$  и  $CsHSeO_4$ , в ИК РАН при изучении процессов протонного транспорта впервые была обнаружена аномально высокая протонная проводимость. Полученные данные об атомной структуре кристаллов-суперпротонов позволяют сделать вывод о возможном существовании в них различных структурных механизмов изменений физических свойств: формирование динамически разупорядоченной системы водородных связей [1], образование многофазного состояния, формирование системы водородных связей, часть которой динамически разупорядочена, с одновременным формированием каналов для движения ионов  $M$  [2, 3].

В ИК РАН впервые проведены исследования системы  $CsH_2PO_4-CsHSO_4-H_2O$  и построены диаграммы ее состояний при различных температурах. В результате удалось синтезировать соединения и вырастить новые монокристаллы  $Cs_3(HSO_4)_2(H_2PO_4)$  [4],  $Cs_4(HSO_4)_3(H_2PO_4)$  и  $Cs_6H(HSO_4)_3(H_2PO_4)_4$  [5]. На основании структурных исследований установлено, что по сравнению с кристаллами  $Cs_3(HSO_4)_2(H_2PO_4)$  с упорядоченным заселением позиций  $SO_4$  и  $PO_4$ , в кристаллах  $Cs_4(HSO_4)_3(H_2PO_4)$  в элементарной ячейке один из тетраэдров  $PO_4$  замещается статистически на  $SO_4$ , на одну водородную связь становится меньше, а в результате не только изменяется температура суперпротонного фазового перехода, но и его кинетика. Исследования монокристаллов  $Cs_6H(HSO_4)_3(H_2PO_4)_4$  показали, что они переходят в суперпротонную фазу, и при относительно невысокой температуре ~120°C проводимость достигает значения  $10^{-2} \text{ Ом}^{-1}\cdot\text{см}^{-1}$ . Высокотемпературная суперпротонная фаза этих кристаллов сохраняется при охлаждении достаточно долго без существенного снижения проводимости, что представляется особенно привлекательным для практических применений.

Работа выполнена при финансовой поддержке по Программе фундаментальных исследований ОФН РАН II.5.

1. Макарова И.П. и др. // Кристаллография. 2010. Т. 55(3). С. 429.
2. Makarova I. et.al. // Acta Cryst. B. 2014. V. 70. P. 218.
3. Dmitricheva E.V. et.al. // Solid State Ionics. 2014. V. 268. P. 68.
4. Макарова И.П. и др. // Кристаллография. 2015. Т. 60. В печати.
5. Гребенев В.В. и др. // Кристаллография. 2013. Т. 58(6). С. 896.

## ВЫРАЩИВАНИЕ МОНОКРИСТАЛЛА СОЕДИНЕНИЯ YbSbS<sub>3</sub>

**Максудова Т.Ф., Аждарова Д.С., Алиев О.М., Кули-заде Э.С.**  
*Институт Катализа и Неорганической Химии им. акад. М. Нагиева НАНА,*  
*AZ-1143, г Баку, Азербайджан, E-mail: [chem@science.az](mailto:chem@science.az)*

Методами дифференциально-термического, микроструктурного и рентгенофазового анализами изучен характер физико-химического взаимодействия в системе Sb<sub>2</sub>S<sub>3</sub>–Yb<sub>2</sub>S<sub>3</sub>, установлено образование перитектического соединения YbSbS<sub>3</sub>. Соединение YbSbS<sub>3</sub> образуется по реакции ж+Yb<sub>2</sub>S<sub>3</sub>⇌YbSbS<sub>3</sub>, состав перитектики 50 мол% Yb<sub>2</sub>S<sub>3</sub> и температура 848 К. Монокристаллы YbSbS<sub>3</sub> выращивали методом химической транспортной реакции. В качестве транспортирующего агента использовали йод марки В 4 (концентрация 4–5 мг/см<sup>3</sup>). Температура в зоне испарения была 790–860 К, а в зоне кристаллизации 720–785 К. Учитывая влияние на рост монокристаллов таких факторов, как число активных центров зарождения, температура кристаллизации и пресыщения, нами была разработана методика выращивания монокристаллов YbSbS<sub>3</sub>.

Печь с ампулой с нулевым градиентом между зонами разогревалась до температуры кристаллизации. При таком безградиентном нагревании печи до температуры кристаллизации система находилась в динамическом равновесии и перенос отсутствовал. Затем температура зоны реакции медленно (за 2–3 ч) поднималась на 25–40° выше температуры кристаллизации. Из-за температурной зависимости lgK<sub>р</sub> транспортной реакции происходит перенос из зоны T<sub>2</sub> в зону T<sub>1</sub>.

При достижении критического пресыщения в зоне кристаллизации возникает первый зародыш, который начинает расти. Поскольку величина критического пресыщения зависит от многих факторов, мы не можем рассчитать ее в каждом конкретном случае. Поэтому, вероятнее всего, нужно доводить пресыщение на первой стадии кристаллизации до такой величины, при которой образуется достаточное число и центров кристаллизации. Следует отметить, что в реальных опытах могут образовываться монокристаллы или ростки из многих мелких кристаллов.

Для устранения дополнительных центров кристаллизации по достижении перепада температуры между зонами в 298–310 К медленно снижали зоны источника на 20–35° ниже температуры кристаллизации и затем вновь поднимали до температуры кристаллизации, а затем на 25–40° выше температуры зоны кристаллизации. Это приводило к тому, что образовавшиеся кристаллы, различные по величине и совершенству, реагируют с йодом по обратимой реакции и переносятся в зону источника. После многократного повторения такой операции на последней стадии кристаллизации температуру зоны источника поднимали выше температуры кристаллизации на 70–75° в зависимости от целей эксперимента и выдерживали при данной температуре до конца опыта. Разработанная методика позволяла получить в зоне кристаллизации от 1 до 3 отдельных монокристаллов с размерами до 1,7–4 мм. Данный метод применяется при использовании исходного вещества определенной степени чистоты, причем здесь одновременно с ростом кристалла происходит и очистка от примесей. Эти преимущества часто определяют его использование. В результате были получены блестящие монокристаллы с металлическим блеском. Монокристалличность их была доказана снятием лауэграмм из различных участков кристалла.

Установлено, что соединение YbSbS<sub>3</sub> кристаллизуется в ромбической сингонии с параметрами решетки a=11,21; b=11,29; c=3,81 Å, z=4. Плотность соединения YbSbS<sub>3</sub> – 5,68 г/см<sup>3</sup>, а микротвердость 2150 МПа.

# ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОГО ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ НА ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ ПРИМЕСНЫХ КРИСТАЛЛОВ

**Малашенко В.В.<sup>1</sup>, Малашенко Т.И.<sup>2</sup>, Белых Н.В.<sup>3</sup>**

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

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

<sup>3</sup>Донбасская государственная машиностроительная академия, Краматорск, Украина,  
nataliya.belykh@mail.ru

Обработка металлов высоким гидростатическим давлением является весьма перспективным методом получения новых функциональных материалов с заданными свойствами, в частности, наноматериалов, демонстрирующих уникальные физические свойства [1]. Гидростатическая обработка позволяет получать материалы, сочетающие высокую прочность с высокой пластичностью. Известно, что кристалл, подвергнутый сильному гидростатическому сжатию, проявляет нелинейные упругие свойства [2, 3]. Однако при практически используемых гидростатических давлениях в большинстве случаев деформации, созданные дефектом в кристалле, малы по сравнению с деформациями всестороннего сжатия давлением. В этом случае описание внутренних напряжений в гидростатически сжатом кристалле сводится к обычной линейной теории упругости с перенормированными упругими модулями. В частности, дислокации и точечные дефекты описываются обычным образом с заменой геометрических параметров дефектов их значениями в гидростатически сжатых кристаллах [3]. Высокое гидростатическое давление не создает силу, действующую на дислокацию, однако изменяет величину взаимодействия дислокаций как между собой, так и с точечными дефектами. Воспользовавшись моделью, предложенной в работах [4-8], приходим к выводу, что высокое гидростатическое давление оказывает существенное влияние на спектр дислокационных колебаний: с увеличением давления увеличивается спектральная щель, созданная коллективным воздействием дефектов на дислокацию, в результате чего сила динамического торможения становится функцией давления. В области независимых столкновений дефекта с дислокацией сила торможения возрастает сильнее, чем в области коллективного взаимодействия, а область динамической неустойчивости дислокационного движения уменьшается. Увеличение силы торможения приводит к росту величины деформирующих напряжений. Численные оценки, выполненные для алюминия, молибдена, магния и вольфрама, показали, что при давлении  $10^9$  Па рост примесного вклада в напряжение может составлять 10% и более.

1. V. Varyukhin, Y. Beygelzimer, R. Kulagin, O. Prokof'eva, A. Reshetov, Materials Science Forum, 667 (2011).
2. Косевич А.М. Дислокации в теории упругости. Киев: Наукова думка, 1978, 220 с.
3. Косевич А.М., Токий В.В., Стрельцов В.А. ФММ. Т.45. № 6. С. 1135 (1978).
4. V.V. Malashenko, Physica B: Phys. Cond. Mat., **404**, 3890 (2009).
5. V.V. Malashenko, Modern Phys. Lett. B., **23**, 2041 (2009).
6. В.В. Малашенко, ФТТ, **53**, 2204 (2011).
7. В.В. Малашенко, ЖТФ, **9**, 67 (2011).
8. В.В. Малашенко, ФТТ, **56**, 1528 (2014).

## ДИСПЕРСИЯ ПРОЦЕССОВ ПОЛЯРИЗАЦИИ В КРИСТАЛЛАХ $\text{Ca}_{32}\text{Ba}_{68}\text{Nb}_2\text{O}_6$

О.В. Малышкина<sup>1</sup>, А.Ю. Елисеев<sup>1</sup>, J. Dec<sup>2</sup>, T. Łukasiewicz<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Тверской государственный университет, г. Тверь, Россия. [Olga.Malyshkina@mail.ru](mailto:Olga.Malyshkina@mail.ru)

<sup>2</sup>Institute of Materials Science, University of Silesia, Katowice, Poland. [jan.dec@us.edu.pl](mailto:jan.dec@us.edu.pl)

<sup>3</sup>Institute of Electronic Materials Technology, Warsaw, Poland. [lukasi-t@itme.edu.pl](mailto:lukasi-t@itme.edu.pl)

В работе исследованы процессы поляризации кристаллов ниобата бария кальция  $\text{Ca}_x\text{Ba}_{1-x}\text{Nb}_2\text{O}_6$  с  $x = 0.32$  (CBN32) в электрических полях 900 В/мм в частотном диапазоне от 50 до 1500 Гц. Петли диэлектрического гистерезиса исследовались методом Соуэра-Тауэра с одновременным дистанционным контролем температуры с использованием тепловизора (Testo–875-1).

В момент подачи электрического поля на кристалл CBN32 наблюдались частные петли гистерезиса, которые при выдержке во времени трансформировались в насыщенные (т.е. имела место формовка петли). Как и следовало ожидать при увеличении частоты поля, наблюдалось уменьшение переключаемой поляризации (рис.1, а). Эволюция петли сопровождалась саморазогревом образца. Интересно отметить, что с ростом частоты сокращается время формовки петли, при этом температура, при которой петля переходит из частной в насыщенную также снижается. Трансформация в насыщенную петлю происходила только при частотах от 200 Гц и более. Наибольшая температура в процессе разогрева наблюдалась при частотах электрического поля в диапазоне 200 – 300 Гц.

В результате дальнейшей трансформации наблюдается резкое уменьшение коэрцитивного поля с одновременным увеличением величины переключаемой поляризации и общим падением напряжения на образце (рис.1, б). Последнее, по всей видимости, обусловлено увеличением проводимости образца. Изменение петли в данном случае аналогично наблюдаемому ранее в процессе нагрева кристаллов CBN [1].

Установлено, что после прекращения формовки петли, величина переключаемой поляризации тем больше, чем меньше частота электрического поля (рис.1, в). Это, по всей видимости, связано с тем, что с увеличением частоты электрического поля отдельные области образца выключаются из процессов переключения.

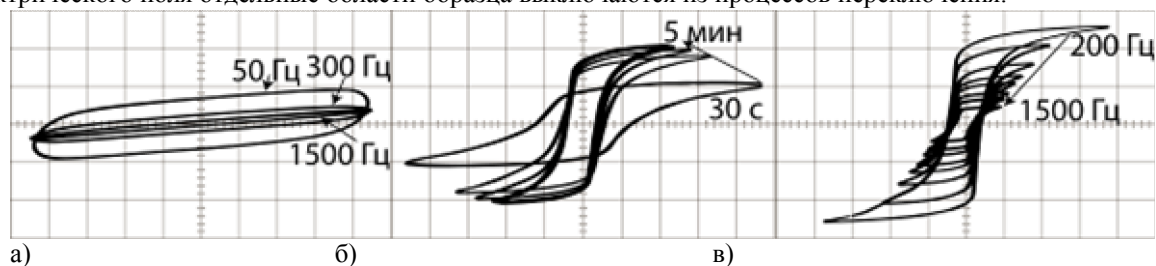


Рис.1. Петли диэлектрического гистерезиса кристалла CBN32 в поле напряженностью 900 В мм<sup>-1</sup>. а – в момент подачи поля разной частоты; б – эволюции при выдержке в поле частотой 300 Гц; в – частотная зависимость сформированных петель в диапазоне от 200 до 1500 Гц.

Результаты работы получены в рамках выполнения проектной части государственного задания Минобрнауки РФ.

1. О.В. Малышкина, В.С. Лисицын, J. Dec, T. Łukasiewicz Пирозлектрические и диэлектрические свойства монокристаллов ниобата кальция-бария // Физика твердого тела, 2014, том 56, вып. 9. С. 1763–1766.

## ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИЕ КЕРМЕТЫ: ФАЗО- И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ

**О. С. Манакова, Е. А. Левашов, В. В. Курбаткина**

**ФГАОУ ВПО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Москва, Россия  
manakova\_ol@mail.ru**

Спектр современных керамических материалов специального назначения весьма широк и разнообразен как по составу, структуре, свойствам, так и по области применения. С особой интенсивностью ведутся работы по созданию керамических материалов, в частности дисперсионно-твердеющих, пригодных к эксплуатации в условиях одновременно высоких температур, механических нагрузок и коррозионных сред. Одним из перспективных способов получения дисперсионно-твердеющих керамических материалов является СВС.

В работе изучены фазо- и структурообразование в волне горения СВС и после отжига в вакууме сплавов систем Ti–Zr–C и Ti–Nb–C со связкой на основе никеля.

Показано, что продукты синтеза являются многофазными.

В системе Ti–Zr–C при концентрации Zr < 11 % продукт горения двухфазный: (Ti,Zr)C и интерметаллидная связка. При Zr > 11 %, наряду со связкой, образуются фазы (Ti,Zr)C и (Zr,Ti)C. Состав интерметаллидных фаз зависит от количества металлической связки в шихте. При 5 % связки состав интерметаллида описывается формулой (Ni,Co)(Ti,Zr)<sub>2</sub>, а при 20-30 % связки – Ti(Ni,Co). После отжига количество (Zr,Ti)C увеличивается за счет распада пересыщенного твердого раствора карбида (Ti,Zr)C. В образцах с содержанием Zr > 22 % после термообработки изменяется фазовый состав связки: помимо фазы Ti(Ni,Co) в небольшом количестве выделяется интерметаллид ZrCo<sub>2</sub> размером менее 0,1 мкм.

В системе Ti–Nb–C со связкой фазо- и структурообразование в волне горения также проходят в несколько стадий: образование во фронте горения зерен (Ti,Nb)C; рост карбидных зерен в зоне догорания; формирование кольцевой структуры зерен за счет градиента концентраций Ti и Nb и последующая кристаллизация связки. В отличие от сплавов этой системы без связки, выделение избыточного β-раствора (Ti,Nb) наблюдается только при малом содержании связки (5 %). В процессе отжига происходит выделение избыточного Nb из карбидной фазы и его взаимодействие со связкой с образованием наноразмерных фаз NbCo<sub>2</sub>, Ni<sub>3</sub>NbAl и Ni<sub>2</sub>NbAl в материале с 30 % связки. В этом сплаве образуется кольцевая структура карбидных зерен с обогащенной Ti центральной частью и Nb – на периферии.

Структура разработанных сплавов представляет собой зерна сложных карбидов (Ti,Zr)C и (Zr,Ti)C в системе Ti–Zr–C, а также (Ti,Nb)C в системе Ti–Nb–C, окруженные интерметаллидной связкой. Введение 30 % связки уменьшает размер карбидных зерен до 1 мкм.

Дисперсионно-твердеющие керамические материалы систем Ti–Zr–C и Ti–Nb–C с никелевой связкой рекомендованы к использованию в качестве электродов для электроискрового нанесения жаро- и износостойких покрытий.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ по программе повышения конкурентоспособности НИТУ «МИСиС» среди ведущих мировых научно-образовательных центров на 2013-2020 г.г. (проект No. K2-2014-012).

# МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ СОСТАВНОЙ МЕТАЛЛОКОМПОЗИТНОЙ КОНСТРУКЦИИ ДЛЯ ПАРАМЕТРИЧЕСКОЙ ИДЕНТИФИКАЦИИ ОПРЕДЕЛЯЮЩЕГО СООТНОШЕНИЯ

**А.В. Мартыненко, А.Г. Карпов, А.С. Хватков**

*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт автоматики им. Н.Л. Духова», Москва, Россия, vniia21@mail.ru*

Проблема параметрической идентификации [1] заданного определяющего соотношения формулируется как задача определения наилучшего, в каком либо смысле, вектора параметров этого соотношения на основе экспериментальных исследований и наблюдений.

Параметрическая идентификация определяющего соотношения, описывающего поведение полимерных композиционных материалов выполнена с помощью численного моделирования [2] эксперимента при котором обеспечивается условие наилучшего совпадения результатов расчета и эксперимента.

В определяющем соотношении [3] для описания поведения полимерных композиционных материалов реализуется три критерия разрушения, в которых, используется пять параметров:  $S_1$  – прочность при продольном растяжении,  $S_2$  – прочность при поперечном растяжении,  $S_{12}$  – сдвиговая прочность,  $C_2$  – прочность при поперечном сжатии,  $\alpha$  – параметр сдвигового напряжения для нелинейного члена.

Значения параметров  $S_1$ ,  $S_2$ ,  $S_{12}$ ,  $C_2$  определяются путём испытаний материала на прочность, значение параметра  $\alpha$  – путём построения диаграммы «напряжение - деформация» при сдвиге.

В плоскости напряжений зависимости напряжений от деформаций определяются следующими выражениями:

$$\varepsilon_1 = \frac{1}{E_1}(\sigma_1 - \mu_1\sigma_2); \varepsilon_2 = \frac{1}{E_2}(\sigma_2 - \mu_2\sigma_1); 2\varepsilon_{12} = \frac{1}{G_{12}}\tau_{12} + \alpha\tau_{12}^3, \quad (1)$$

где  $\varepsilon$  – деформация;  $E$  – модуль упругости первого рода (модуль Юнга);  $\sigma$  – напряжение;  $\mu$  – коэффициент Пуассона;  $G$  – модуль упругости второго рода (модуль сдвига);  $\tau$  – касательное напряжение.

В третье выражение входит параметр сдвигового напряжения.

Для расчёта прочности матрицы и волокна используется отношение напряжений сдвига к предельному напряжению сдвига:

$$\bar{\tau} = \frac{\frac{\tau_{12}^2}{2G_{12}} + \frac{3}{4}\alpha\tau_{12}^4}{\frac{S_{12}^2}{2G_{12}} + \frac{3}{4}\alpha S_{12}^4}. \quad (2)$$

Список литературы

1. Sattout C, Dalverny O., Rakotomalala R.. Identification and comparison of different constitutive laws for high speed solicitation.// J.Phys. IV France 110 (Dymat 2003), 2003, pp. 201-206.
2. LS-DYNA Keyword User's Manual. Volume I, II.– Livermore: LSTC, 2007. – 2206 с.
3. Chang F.K. and K.Y. Chang, "A Progressive Damage Model for Laminated Composites Containing Stress Concentration." J. of Composite Materials. 21. 834-855, 1987.

# МЕТОД ВИДЕОГОНИОГРАФИИ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ МОРФОЛОГИИ БОКОВОЙ ПОВЕРХНОСТИ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ МОНОКРИСТАЛЛОВ САПФИРА, ВЫРАЩЕННЫХ СПОСОБОМ СТЕПАНОВА И ПРИБОР ДЛЯ ЕГО РЕАЛИЗАЦИИ

Маслов В.Н., Бахолдин С.И.

Россия, Санкт-Петербург, ФТИ им. А.Ф. Иоффе Политехническая 26  
maslov\_vn@hotmail.com

Решение вопроса ограничения боковой поверхности профилированных кристаллов имеет большое фундаментальное и практическое значение. Существует ряд работ по изучению ограничения реальных кристаллов корунда. В [1] наиболее подробно изучалось ограничение монокристаллических стержней сапфира, выращенных способом Степанова. В этой работе получены следующие соотношения размеров граней на боковой поверхности цилиндрического стержня  $c \{0001\} > r \{10\bar{1}1\} > a \{11\bar{2}0\}$  как 8:4:1. Отмечено также присутствие ряда второстепенных граней семейств ромбоэдров и пирамид. В [1] для изучения ограничения боковой поверхности цилиндрических профилированных монокристаллических стержней сапфира использовался метод фотогониографии и прибор для его реализации – фотогониограф.

Конструкция фотогониографа более подробно описана в [1].

Результаты, получающиеся в следствии фотогониографического исследования, имеют неточности, связанные с недостаточной разрешающей способностью данного метода. Нами был модернизирован метод фотогониографии и создан метод видеогониографии и прибор для его реализации. В методе видеогониографии регистрация сигнала производится на цифровую видеокамеру (в отличие от фотогониографии, где регистрация сигнала производится на фотобумагу), а обработка сигнала осуществляется при помощи специально написанной компьютерной программы.

Методом видеогониографии нами были изучены цилиндрические профилированные монокристаллические стержни сапфира, выращенные способом Степанова диаметром 8 мм. В результате исследования помимо граней, выявленных фотогониографом  $c$ ,  $r$  и  $a$ , было показано более десятка проявляющихся граней ромбоэдров и дипирамид. Выявлены, до этого неизвестные, особенности морфологии боковой поверхности цилиндрических монокристаллов.

[1] Ю.Г. Носов, С.И. Бахолжин, В.М. Крымов ЖТФ, 2009, №79 (2), с 76-82

## ВЫРАЩИВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ИЗ СОБСТВЕННОГО РАСПЛАВА В САПФИРОВОМ ТИГЛЕ

**Маслов В.Н.<sup>1,2</sup> Крымов В.М.<sup>1,2</sup>, В.И. Николаеву<sup>1,2,3</sup>, Головатенко А.А.<sup>1,2,3</sup>, Бугров В.Е.<sup>2</sup>,  
Романов А.Е.<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup>Россия, Санкт-Петербург, ФТИ им. А.Ф. Иоффе

<sup>2</sup>Россия, Санкт-Петербург, ИТМО

<sup>3</sup>Россия, Санкт-Петербург, ООО «Совершенные Кристаллы»

<sup>4</sup>Россия, Санкт-Петербург, ООО "Кристаллтехносервис»

**maslov\_vn@hotmail.com**

Кристаллы  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> были выращены из собственного расплава в сапфировом тигле. Для того чтобы найти альтернативу иридиевому тиглю, который обычно используется для выращивания монокристаллов  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, мы изучили реакцию при высокой температуре между  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и сапфиром, VN, молибденом. Среди этих материалов только сапфир был стабильным и не вступил в реакцию с  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> при его температуры плавления. Сапфировый тигель был выращен способом Степанова в направлении [0001] и имел вид цилиндра, запаянного с одного конца. Тигель с исходным веществом (порошок  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) выдерживали при высокой температуре в атмосфере инертного газа, чтобы его расплавить. После плавления образцы медленно охлаждали до комнатной температуры. В результате были получены игольчатые кристаллы  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Кристаллы росли от стенок тигля к центру, имея ориентацию, совпадающую с кристаллографией сапфира. Учитывая ориентацию сапфирового тигля, можно заключить, что рост кристаллов  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> начинался на стенках тигля.

Кристаллы  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> изучались с помощью РСА, CL и микрозондового анализа. Анализ РСА выявил присутствие (311), (002) и (400) пиков в выращенных кристаллах. CL исследование, выращенных образцов проводили при 100 К и ускоряющем напряжении 10.5 кВ. Наблюдались два типичные для  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> спектральные линии: наблюдался сильный острый пик при 1,7-1,8 эВ, что соответствует квантовому эффекту удержания в одномерных структуре  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; широкий низкой интенсивности УФ-пик, который обычно присутствует в высокотемпературных отожженных кристаллах  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Микрозондовый анализ показал, что существует диффузия Al в объем  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Процентное соотношение Al/Ga составляет около 10 во всем объеме образца.



## СПОНТАННАЯ ПОЛЯРИЗАЦИЯ ИОДАТА ЛИТИЯ В ОБЛАСТИ 4.2-300 К

S.Matyjasik<sup>1)</sup>, Ю.В. Шалдин<sup>1,2)</sup>

<sup>1)</sup> *International Laboratory SFM i NT Poland 53-241 Wroclaw ul. Gajowicka 95*

<sup>1,2)</sup> *ФГБУН Институт кристаллографии им А.В.Шубникова РАН  
119333 Москва, Ленинский просп. 59 yuri1999@rambler. Ru*

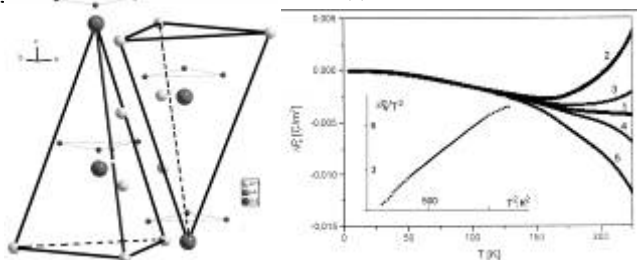
Проблема спонтанной поляризации является центральной для всех классов полярных кристаллов. Отсутствие на данном этапе сколько-нибудь приемлемой теории не позволяет подойти к этой проблеме как общей для сегнетоэлектриков, так и линейных пьезоэлектриков.

Качественно понимание природы спонтанной поляризации было достигнуто в [1], авторы которой выявили связь между величинами  $\mathbf{P}_s$  известных сегнетоэлектриков и характером дисторсии последних при фазовых переходах. Под эту эмпирическую зависимость может быть подведена математическая основа, вытекающая из разложения полярного тензора 3-го ранга на тензорные подпространства векторов, псевдоскаляров и септоров [2]. Вводимые коэффициенты данных тензоров можно рассматривать как некие физические параметры, определяющие отклонение структуры пьезоэлектриков от центральной симметрии [3].

Монокристаллы иодата лития  $\alpha\text{-LiIO}_3$  (**II**) относятся к классу соединений  $\text{XJO}_3$  (X-H,K,Rb,NH<sub>4</sub>), часть из которых обладают спонтанной поляризацией. Из их числа наибольший интерес представляют монокристаллы **II**, исследованию физических свойств которых посвящен большой ряд работ. Приводимые в работах результаты получены на образцах, обладающих резко выраженной анизотропией проводимости вследствие их нестехиометрии. Приводимые данные прежде всего свидетельствуют о наличии собственных структурных дефектов, в качестве которых могут выступать межузельные атомы  $\text{Li}^+_1$ , вакансии  $\text{V}_{\text{Li}}, \text{V}_\text{O}$  и их ассоциаты (ДАП).

Монокристаллы **II** относятся к гексагональной сингонии пространственной группы  $\mathbf{P6}_3$ , в структуре две формульных единицы. Фрагмент структуры **II**, указывающий на его ацентричность, приведен на рис.1.

Измерения заряда  $Q(T)$  образца **II** с серебряными электродами, по которым строилась зависимость  $\Delta P_s(T)$  в интервале от 4.2 до  $\sim 300\text{K}$ , осуществлялась модифицированным квазистатическим методом. По данным предварительных измерений дрейф 0 экспериментальной установки свыше 4.2 К аппроксимировался линейной функцией  $aT$ , где  $a \sim 10^{-14} \text{C}/\text{T}$ . Были выполнены два разных эксперимента. В первом исследовалась зависимость  $Q(T)$ , обусловленная изменением спонтанной поляризации **II** (рис.2.1); во втором случае измерения проводились на предварительно поляризованном образце при 4.2 К в полях разной полярности 100(3,4) и 350(2,5)  $\text{v}/\text{cm}$ . Результаты обработки данных экспериментов приведены на рис.2. В указанной на рис.2 системе координат диссоциацию ДАП можно описать соотношением Аррениуса, что позволило оценить  $T$  начала процесса распада ассоциатов ( $\text{Li}^+_1 \text{V}_\text{O}$ ), равную  $\sim 137 \text{K}$ . По данным величин двупреломления, его производной по  $T$  [4] и пьезокоэффициента  $\gamma_s = 3.2 \text{C}/\text{m}^2\text{K}$  (по нашим данным) для  $T \sim 130 \text{K}$  можно вычислить величину спонтанной поляризации, равную не менее  $1.6 \text{C}/\text{m}^2$ . Для уточнения этой оценки необходимо знать значение вклада октапольного момента структуры [5].



1. *Abrahams S.C., Keve E.T. Ferroelectrics. 1971. v.2. 129.*

2. *Schouten H.A. Tensor Analysis for Physicists. Oxford, Clarendon Press, 1951. 451 p.*

3. *Шалдин Ю.В., Рабаданов М.Х. Нано- и микросистемная техника. 2006. № 9. 20.*

4. *Poprawski R, Shaldin Yu., Matyjasik S. phys.stat. sol.(a)90,167 (1985)*

5. *Сиротин Ю.И., М.П. Шаскольская Основы кристаллофизики - М.Наука, 1979. 639 с.*

## **РОЛЬ ГЛОБАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИХ ИНФРАСТРУКТУР В КОНТЕКСТЕ МЕЖДУНАРОДНОГО СОТРУДНИЧЕСТВА В ОБЛАСТИ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ**

**Мелконян М.К., Красильникова Ю.О., Левашов Е. А.  
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
г. Москва, Россия, fp7-infra@misis.ru**

Термин «Исследовательские инфраструктуры» относится к объектам, ресурсам и связанным с ними услугам, используемым в научном сообществе для проведения исследований в различных областях знаний и содействия инновациям. В современной стратегии развития исследовательских инфраструктур особое место занимают глобальные инфраструктуры (Mega Science), которые разрабатываются, развиваются и эксплуатируются совместными усилиями международного сообщества. Основными доводами в пользу активного международного сотрудничества в данной области являются стоимость и/или сложность установок, обеспечение открытого доступа к публикациям и базам данных (Open Access).

Россия является активным участником глобального диалога в области исследовательских инфраструктур: она участвует в крупнейших европейских проектах (Европейский рентгеновский лазер на свободных электронах XFEL; Большой адронный коллайдер LHC – ЦЕРН; Международный термоядерный реактор ITER; ускоритель тяжелых ионов FAIR). С 2011 г. началась реализация шести проектов класса «Mega Science» с международным участием на территории России.

По результатам совещания Группы Карнеги по вопросам глобальной исследовательской инфраструктуры (г. Рим, 15-16 декабря 2014 г.), Министерство образования и науки РФ сформировало перечень проектов «Mega Science», сотрудничество с которыми представляется полезным для ведущих университетов и научных организаций России. Получение российскими учеными доступа к уникальным инфраструктурам позволит осуществить широкий спектр фундаментальных и прикладных исследований в области наук о материалах и предполагает разнообразные формы сотрудничества:

- проведение научных экспериментов по согласованным программам;
- проведение объединенных научных семинаров с целью определения тематик совместных исследований, представляющих взаимный интерес;
- обмен студентами, аспирантами и научными кадрами для проведения исследований на базе глобальных инфраструктур;
- разработка специализированных совместных обучающих программ (e-learning), тренингов для студентов, молодых ученых и аспирантов;
- проведение летних научно-образовательных школ на базе российских университетов и соответствующих инфраструктур;
- семинары по эффективному использованию исследовательских инфраструктур в реализации инновационной цепочки;
- участие в создании виртуальных баз данных в области материаловедения и наук о жизни (биологии, медицины и экологии).

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках проекта ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014–2020 годы», Соглашение № 14.572.21.0004 по теме: «Разработка инструментов информационно-аналитической поддержки проведения исследований и развития деятельности национальной контактной точки (НКТ) по приоритетному направлению Исследовательская инфраструктура Рамочной программы по научно-технологическому и инновационному развитию Горизонт 2020 в рамках сотрудничества с Евросоюзом».

## ВОЗДЕЙСТВИЕ ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ НА ДЕМПИРУЮЩИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Fe–10,3%Cr–0,45%Al, Fe–10,8%Cr–2,6%Al

**Мельчаков М.А., Скворцов А.И.**  
**ФГБОУ ВПО «ВятГУ», г. Киров, Россия**  
*melchakov-m@yandex.ru*

Ранее проведенные исследования [1, 2] влияния термомагнитной обработки на демпфирующие и механические свойства ферритных сплавов Fe–15,4%Cr, Fe–4%Al, Fe–6%Al показали значительные возможности изменения свойств в результате совместного действия температуры и магнитного поля.

В рамках гранта № 14–08–31329 «Разработка основ технологии термомагнитной обработки демпфирующих сплавов Fe–Cr–Al» проведены исследования влияния термомагнитной обработки на демпфирующие свойства сплавов Fe–10,3%Cr–0,45%Al и Fe–10,8%Cr–2,6%Al.

Перед термомагнитной обработкой проведен двойной вакуумный отжиг при температурах 1150 °С, а затем при 850 °С. Амплитудную зависимость внутреннего трения определяли методом затухающих крутильных колебаний на установке типа обратный крутильный маятник при комнатной температуре и частоте 20–40 Гц на образцах с размерами рабочей части: диаметр – 5 мм, длина – 30 мм.

Исследования показали, что при температуре термомагнитной обработки 700 °С наблюдается незначительный рост максимума логарифмического декремента ( $\Delta\delta_m=0,03$ ) в сплаве Fe–10,3%Cr–0,45%Al. Однако, при повышении температуры до 840 °С происходит снижение демпфирующей способности ( $\Delta\delta_m=-0,07$ ).

Для сплава Fe–10,8%Cr–2,6%Al незначительный прирост ( $\Delta\delta_m=0,08$ ) демпфирующей способности наблюдается при более низкой температуре 700 °С. Дальнейшее повышение температуры привело к снижению демпфирующей способности ( $\Delta\delta_m=-0,06$ ).

1. Мельчаков М. А., Скворцов А. И., Чудаков И. Б. Влияние термической и термомагнитной обработок на свойства высокодемпфирующих сплавов железо–алюминий // Технология металлов. 2011. № 11. С. 28–32.

2. Скворцов А. И., Мельчаков М. А. Демпфирующая способность и структура сплава Fe–15,4%Cr при различных температурах термомагнитной обработки и предварительного отжига // Деформация и разрушение материалов. 2012. № 4. С. 22–25.

## РАСПАД ТВЕРДОГО РАСТВОРА И ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОКОЭРЦИТИВНОГО СОСТОЯНИЯ В СПЛАВАХ Fe-Ni-Al

**Менушенков В.П., Горшенков М.В., Щетинин И.В., Савченко Е.С.**  
**Национальный Исследовательский Технологический Университет «МИСиС»**  
**119049, Ленинский пр. 4, Москва, Россия**  
[menushenkov@gmail.com](mailto:menushenkov@gmail.com)

Методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеновской дифракции, атомной силовой микроскопии и магнитных измерений исследованы закономерности формирования микроструктуры и магнитных свойств в магнитотвердом сплаве Fe<sub>2</sub>NiAl (альни) после термических обработок по режимам:

i) Закалка литых образцов в воде или охлаждение с критической скоростью из области однофазного твердого раствора (1240 °С) и отжиг при 500-900 °С;

ii) Закалка из жидкого состояния и изотермический отжиг при 500-780 °С.

В сплаве Fe<sub>2</sub>NiAl однофазный твердый раствор ниже границы области нерастворимости распадается на смесь двух изоморфных кубических фаз с ОЦК решеткой: сильномагнитную неупорядоченную β-фазу, обогащенную железом, и β<sub>2</sub>-фазу, упорядоченную по типу В2 и обогащенную Ni и Al. При определенных режимах термической обработки распад твердого раствора приводит к формированию периодической модулированной структуры, параметры которой определяют уровень коэрцитивной силы [1,2].

Закаленные в воде литые образцы характеризуются зонной структурой со средним размером концентрационных неоднородностей около 10 нм, присутствие которых оказывает влияние на формирование структуры сплава при последующем отжиге. Коэрцитивная сила закаленных в воде образцов не превышает H<sub>c</sub> = 5 Э.

Оптимальная периодическая модулированная структура формируется в процессе охлаждения литого сплава от 1240 °С с критической скоростью и обеспечивает максимальную величину коэрцитивной силы H<sub>c</sub> = 670 Э. Периодическая модулированная структура, формирующаяся после отжига при 780 °С образца, предварительно закаленного от 1240 °С в воде, также как и образца, охлажденного от 1240 °С с критической скоростью, характеризуется большим размером выделений сильномагнитной β-фазы, превышающим размер однодоменности, и слабой магнитной изолированностью частиц β-фазы, что облегчает процесс перемагничивания и снижает коэрцитивную силу сплава. Максимальная величина H<sub>c</sub> = 370 Э закаленного в воде образца достигается после отжига при 800 °С в течение 10 мин, однако она в два раза ниже, H<sub>c</sub> образца, охлажденного с оптимальной скоростью.

Микроструктура быстрозакаленных чешуек сплава Fe<sub>2</sub>NiAl характеризуются зонной структурой и присутствием антифазных доменов, границы которых декорированы продуктами распада твердого раствора. При отжиге быстрозакаленных чешуек наблюдается прерывистый распад, приводящий к росту по границам зерен колоний из чередующихся пластинок β и β<sub>2</sub> фаз. Отжиг выше 700 °С приводит к формированию в объеме зерен периодической модулированной структуры из ориентированных вдоль направлений <100> выделений β и β<sub>2</sub> фаз.

Наличие вышеперечисленных дополнительных структурных составляющих и не оптимальные параметры модулированной структуры служат причиной низких значений коэрцитивной силы быстрозакаленных образцов, которая не превышает величины H<sub>c</sub> = 250 Э, получаемой после отжига при 700 °С в течение 10 мин.

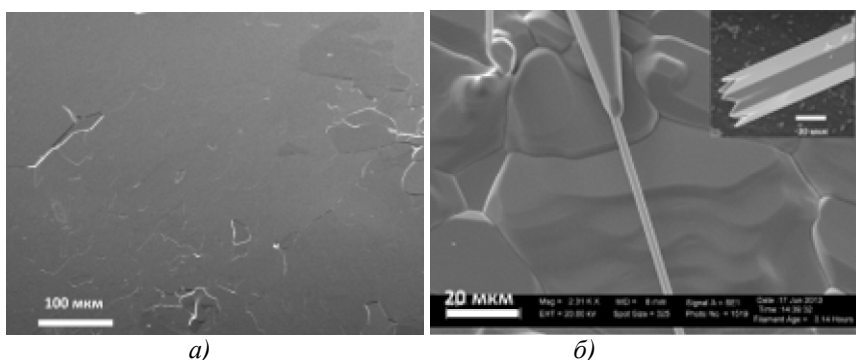
Ю.А. Скаков. ДАН СССР, 1951, **79**, 77.

Б.Г. Лившиц, В.С. Львов. ФММ **1**, 455, (1955).

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРОЕНИЯ ПЛЕНОК ТЕЛЛУРА, ВЫРАЩЕННЫХ НА РАЗЛИЧНЫХ ПОДЛОЖКАХ

**В.И.Михайлов, А.Э. Муслимов, А.В.Буташин, А.Б. Колымагин, В.М. Каневский.**  
*Институт кристаллографии РАН, г. Москва, Россия. [amuslimov@mail.ru](mailto:amuslimov@mail.ru)*

Кристаллы теллурида кадмия CdTe применяются в качестве подложек при нанесении эпитаксиальных слоев CdHgTe для ИК-детекторов и для изготовления чувствительных элементов детекторов рентгеновского и  $\gamma$ -излучения. Получение кристаллов CdTe расплавленными методами осложняется интенсивным испарением компонентов расплава, а также наличием у CdTe серии высокотемпературных полиморфных фазовых переходов. Альтернативой объемным кристаллам CdTe могут служить эпитаксиальные пленки на подложках, представляющих собой пленки монокристаллического теллура. В работе представлены результаты получения монокристаллических пленок теллура на различных подложках. Пленки теллура толщиной до 1 мкм получали методами термохимической активации и молекулярно-лучевой эпитаксии на гладкие (001) сколы мусковита или сапфировые (0001) подложки. Температура подложек была в диапазоне 80–450°C. В результате исследований выявлено, что из газовой фазы в условиях термохимической активации пленки теллура растут (рис.1) плоскостью  $(10\bar{1}0)$  параллельно (001) подложке из мусковита и параллельно (0001) подложке из сапфира.



**Рис. 1.** РЭМ изображения пленок теллура: на (001) подложке из мусковита (а); на (0001) сапфировой подложке (б); теллуровая микротрубка (б, вставка).

Показано, что пленки теллура на (001) подложках из мусковита более однородны по структуре, могут быть отделены от подложки и поэтому интересны для проведения экспериментов по эпитаксии пленок CdTe. Пленки теллура на сапфировых подложках (температура подложки ~400°C) состоят из крупных зерен и текстурированы. Эти зерна являются затравками для образования теллуридных микротрубок (рис.1, б вставка) диаметром ~1–10 мкм и длиной ~1–10 мм. Трубки ориентированы вдоль оси  $\langle 0001 \rangle$  в структуре теллура, имеют правильную шестигранную форму – боковые грани типа  $(10\bar{1}0)$ .

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП ИК РАН "Структурная диагностика материалов" при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (проект № RFMEFI62114X0005), Программы фундаментальных исследований Президиума РАН № 1 «Наноструктуры: физика, химия, биология, основы технологий», Российского фонда фундаментальных исследований (грант №13-02-01065 а).

## ЛОКАЛЬНОЕ ЗАМЕДЛЕННОЕ РАЗРУШЕНИЕ СТАЛЕЙ

<sup>1</sup>Мишин В.М., <sup>2</sup>Филиппов Г.А., <sup>1</sup>Волоконский М.В.

<sup>1</sup>ФГАОУ ВПО «Северо – Кавказский федеральный университет», Пятигорск, Россия, e-mail: [mishinvm@yandex.ru](mailto:mishinvm@yandex.ru)

<sup>2</sup>Институт качественных сталей ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва, Россия, e-mail: [iqs12@yandex.ru](mailto:iqs12@yandex.ru)

Целью работы являлось рассмотрение процесса замедленного разрушения сталей как локального процесса с помощью подхода, основанного на применении метода конечных элементов. Использование методики определения напряженного состояния методом конечных элементов в зоне локального разрушения дает возможность определять локальные напряжения, вызванные приложением нагрузки извне и действием концентратора напряжений –  $\sigma_{1,max}$ . Данный подход был применен при изучении процесса локального разрушения сталей различных классов, в которых замедленное разрушение реализуется различными механизмами.

Расчет локальных напряжений в зоне зарождения трещины. Математическое моделирование напряженно-деформированного состояния в зоне зарождения трещины методом конечных элементов позволяет рассчитать локальные напряжения  $\sigma_{1,max}$  в момент зарождения трещины. В отличие от критериев классической механики разрушения, рассматривающих критическое состояние образца или детали с уже имеющейся трещиной, выше указанный критерий рассматривает критическое состояние материала перед концентратором напряжений без исходной трещины. Зона локального разрушения в этом случае совпадает с положением локального пика растягивающих напряжений.

Локальное замедленное разрушение мартенситных, мартенситностареющих, метастабильных аустенитных, двухфазных аустенитно-мартенситных сталей и порошковых сталей.

Для сталей различных классов реализуются различные микромеханизмы замедленного локального разрушения, начальной стадией которого является процесс зарождения микротрещины на границах зерен. Физической причиной замедленного разрушения считают остаточные внутренние микронапряжения в вершинах кристаллов мартенсита и/или водородное охрупчивание. Однако, имеют место общие микромеханические закономерности локального замедленного разрушения. Была установлена характеристика сопротивления замедленному разрушению мартенситной, мартенситностареющей, метастабильной аустенитной, двухфазной аустенитно-мартенситной и порошковой стали - пороговое локальное растягивающее напряжение. Величина порогового локального напряжения является характеристикой стали замедленному хрупкому разрушению в данном структурном состоянии и зависит от конкретного структурного состояния. Структурное состояние (размер зерна, уровень остаточных внутренних микронапряжений, наличие сегрегаций примесей и др.) влияет на величину порогового локального растягивающего напряжения. Критерий зарождения трещины при замедленном хрупком разрушении высокопрочной стали, когда весь процесс разрушения контролируется стадией зарождения трещины, одновременно является критерием замедленного хрупкого разрушения в целом.

Таким образом, для различных классов сталей, содержащих мартенсит, применим предложенный подход к рассмотрению замедленного разрушения как локального процесса с помощью метода конечных элементов.

## ВАРИАЦИЯ КОМПОНЕНТ ФОРМУЛЫ ПЭРИСА ПО ГЛУБИНЕ МЕДЛЕННОРАСТУЩЕЙ ТРЕЩИНЫ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ Д16Т

Молявко Д.П.

*ОАО НПП «Салют», Самара, Россия*

[darenok@inbox.ru](mailto:darenok@inbox.ru)

Медленный рост усталостных трещин при эксплуатации деталей транспортного и энергетического машиностроения привлекает самое пристальное внимание ученых ведущих стран мира. В этом случае особенностью является то, что открывается возможность выявления таких трещин задолго до разрушения деталей с обнаруженным дефектом и проведения технологических мер по локализации дефектной области. В то время, как работа высокоскоростных элементов силовых установок происходит в условиях многоциклового усталости, количество машинных циклов «пуск-работа-остановка» описывается характеристиками малоциклового усталости в области наиболее низких частот. В этой связи на сегодняшний день остро стоит проблема расчета количественной взаимосвязи малоциклового усталости машин, силовых и энергетических установок и многоциклового усталости их деталей. Обязательным условием расчетов надежности и долговечности высокоскоростных систем является знание всех возможных кинетических характеристик медленного роста усталостных трещин.

Целью настоящей работы является расчет кинетических параметров медленного роста усталостной трещины и их взаимосвязи в алюминиевом сплаве Д16Т. В условиях медленного роста усталостной трещины на базе 3 млн. циклов, которая в сплаве Д16Т при изгибе по симметричному циклу распределяется серповидно в пределах 90 градусов центрального угла на глубину до 1,8 мм для цилиндрического образца диаметром 25 мм с мелким кольцевым надрезом 0,3 мм, можно использовать формулу Пэриса для расчета её скорости роста, которая выглядит следующим образом:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot K^m$$

Неудобство формулы Пэриса в том, что трудно определить составляющие её значения постоянного размерного коэффициента  $C$  и безразмерного показателя степени  $m$ , которые до недавнего времени считались константами материала. Это приводило к недостоверным результатам. В нашем случае, благодаря разработанной методике, путем вариаций определяется как конкретное значение постоянной  $C$  для материала детали, так и изменение значений  $m$  по глубине трещины.

Вариации значений коэффициента  $C$  можно рассчитать при различных  $m$ , если задавать переменные значения количества циклов с глубиной роста усталостной трещины, которым соответствуют определенные значения коэффициента интенсивности напряжений. В этом случае можно построить кинетическую диаграмму медленного роста усталостной трещины, позволяющую прогнозировать остаточный рост усталостной трещины до критической глубины, после которой начинается быстрый переход на уровень Пэрисовской прямой стабильного роста в самый конец участка, когда за ним происходит неуправляемый процесс быстрого разрушения детали.

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ГРАНИЦЫ ПЕРЕХОДА МЕДЛЕННОРАСТУЩЕЙ УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ К ЕЁ ИНТЕНСИВНОМУ РОСТУ

Молявко Д.П.

*ОАО НПП «Салют», Самара, Россия*

[darenok@inbox.ru](mailto:darenok@inbox.ru)

В практике дефектоскопии после обнаружения усталостной трещины в детали сложно оценить степень её безопасности. Как правило, такие детали исключаются из дальнейшей эксплуатации. Однако медленнорастущие усталостные трещины и докритических глубин при скоростях  $10^{-7} \dots 10^{-6}$  мм/цикл позволяют какое-то время эксплуатировать деталь без угрозы быстрого снижения работоспособности. Нередко это время очень существенное с точки зрения экономики. В этой связи способ определения границы перехода усталостной трещины от её медленного роста к интенсивному росту, когда эксплуатировать деталь с такой трещиной небезопасно, является актуальной проблемой.

Настоящее предложение заключается в использовании критерия оптимальности медленного роста усталостной трещины в металлах и сплавах [1], определяющегося в безразмерных относительных координатах зависимости скорости роста усталостной трещины  $Y = (da/dN) / (da/dN)_{max}$  от коэффициента интенсивности напряжений  $X = K/K_{max}$  в ортогональных единичных осях, когда нормированная производная  $Y'$  функции, описывающая кинетическую диаграмму медленного роста усталостной трещины даёт значение 1,0 в диапазоне  $0,5 < K/K_{max} < 1,0$  при выпуклости вниз самой функции. Следует заметить, что если кинетическая диаграмма медленного роста усталостной трещины для какого-то конкретного материала определяется выпуклостью вверх, то такие трещины являются опасными и дальнейшая эксплуатации таких деталей после обнаружения в них трещины нецелесообразна.

Суть способа заключается в определении истинной критической скорости медленного роста усталостной трещины, после значения которой начинается интенсивный переход к быстрорастущей для конкретного материала детали. В этом случае, исходя из принципа нормирования любой функции, когда  $Y = V/V_{max}$ , где  $V_{max} = const$ , её ненормированная производная равна:  $\dot{Y} = (V_{max}/X_{max})\dot{Y}$ , где  $X_{max} = const$ . Тогда при вышеприведенном условии критерия оптимальности медленного роста усталостной трещины истинная критическая скорость, являющаяся значением перехода к небезопасной скорости роста трещины определяется интегрированным значением ненормированной производной  $\dot{Y}$  функции  $Y$ , которая, в свою очередь, как правило, представляет собой полином четвертой степени. Это позволяет определить можно ли далее эксплуатировать деталь с медленнорастущей усталостной трещиной, или нет.

ЛИТЕРАТУРА: 1. Кольцун Ю.И., Молявко Д.П., Игнатовский А.Д., Хибник Т.А. Критерий оптимальности медленного роста усталостной трещины в металлах и сплавах/ Вестник СГАУ. – Самара: СГАУ. – 2014. – №5(47) Ч. 3.– С.133-138.



## **ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ КОМПОНЕНТОВ КОМПОЗИЦИОННЫХ РАДИО-ПОГЛОЩАЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ГРАНУЛИРОВАННЫХ ФЕРРИТОВЫХ ПОРОШКОВ И ПОЛИМЕРНЫХ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКОВ**

**Морченко А.Т., Андреев В.Г., Вергазов Р.М., Костишин В.Г., Коровушкин В.В., Кочервинский В.В., Павлов А.С., Королев Ю.М., Мирошин С.В., Мингажева З.В.**  
**НИТУ «МИСиС», Кузнецкий институт информационных и управленческих технологий, АО «НИФХИ им.Л.Я.Карпова», ИНХС им.А.В.Топчиева РАН**  
**Москва, Россия**  
[dratm@mail.ru](mailto:dratm@mail.ru)

Результирующие характеристики композиционных материалов (КМ) зависят как от свойств исходных компонентов, так и от типа структуры гетерогенной среды, в том числе от степени разнородности сочетаемых компонентов. Поэтому для адекватной интерпретации результатов экспериментального исследования, создания и подгонки моделей, позволяющих оценивать свойств разрабатываемых материалов и систем, необходимо иметь детальное представление о влиянии состояния ингредиентов КМ на их свойства. В частности, что касается магнитодиэлектрических радиопоглощающих материалов (РПМ) на основе ферритовых порошков в диэлектрических матрицах, то отмечается сильная зависимость их характеристик от дисперсности фазы наполнителя при прочих равных условиях, в том числе от того, используется ферритовый порошок в обычной или гранулированной форме. Детально изучены свойства ферритовой керамики, однако переносить данные, полученные на спеченных массивных образцах высокоплотного феррита, на отдельные частицы компонентов того же состава (марки) в КМ не всегда корректно.

Так, при моделировании структуры радиопоглощающих КМ гранулы предполагаются округлыми или кубическими, хотя в действительности их форма весьма далека от правильной. Не вполне исследована и структура самих гранул. Например, считается, что отдельные частицы в них имеют размеры 2–3 мкм, однако рентгенофазовый анализ говорит о нанометровом масштабе областей когерентного рассеяния. Поэтому даже сами гранулы стоит рассматривать как композит феррита с газовой средой или пористый поликристалл, имеющий межзеренные прослойки, обладающие проницаемостью, отличающейся от проницаемости самого зерна. В работе исследованы свойства порошков ферритовых шпинелей марок 700НМ и 2000НМ, на базе которых были получены образцы эффективных РПМ.

Весьма перспективным направлением представляется разработка магнитных метаматериалов на основе активных диэлектриков, свойства которых могут подстраиваться под воздействием внешних факторов. В связи с этим нами исследовалось также влияние наноразмерных дефектов в матрице полимерных сегнетоэлектриков на особенности их нелинейного диэлектрического отклика. В частности, были изучены полевые зависимости высоковольтной проводимости и поляризации в пленках сегнетоэлектрического сополимера винилиденфторида и тетрафторэтилена, которые кристаллизовались из раствора в ацетоне. Дефекты в матрице в виде микро- и нанотрещин формировали путем одноосной вытяжки при низких температурах. Контроль образования указанных дефектов осуществлялся по величине диэлектрической проницаемости. Было обнаружено, что введение микропор в сегнетоэлектрическую матрицу приводит к снижению как нелинейной проницаемости, так и высоковольтной проводимости, что кардинальным образом может сказываться на взаимодействиях как внутри диэлектрической и магнитной подсистем, так и между ними.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 13-03-01316.*

# ПРИМЕНЕНИЕ МОДЕЛЕЙ ЭФФЕКТИВНОЙ СРЕДЫ К КОМПОЗИЦИОННЫМ МАТЕРИАЛАМ НА ОСНОВЕ ФЕРРИТОВЫХ ПОРОШКОВ И ДИЭЛЕКТРИКОВ: ТЕОРИЯ И ЭКСПЕРИМЕНТ

**Морченко А.Т., Костишин В.Г., Панина Л.В., Салем М.М.Э.,  
Андреев В.Г., Бибииков С.Б., Вергазов Р.М., Астахов В.А., Шакирзянов Р.И.**  
*НИТУ «МИСус», Москва, Россия*  
[dratm@mail.ru](mailto:dratm@mail.ru)

Решение задач по обеспечению требований безопасности человека и окружающей среды, защиты информации от утечек по радиоканалу, снижению радиолокационной заметности объектов, оснащению помещений для исследования электромагнитной совместимости радиоэлектронных устройств и др., во многом связано с разработкой и применением разнообразных радиопоглощающих (РПМ) и радиоэкранирующих материалов и покрытий, как отражающих, так и поглощающих энергию электромагнитных волн (ЭМВ). Ширина линии поглощения на заданном уровне и положение ее максимума на шкале ЭМВ характеризуют его широкополосность. Вклад в поглощение материала вносят потери на токи Фуко, магнитные и диэлектрические потери. Эти показатели можно описать комплексными значениями магнитной и диэлектрической проницаемостей и электропроводности материала. Ферриты сами по себе обладают всеми перечисленными выше факторами потерь и являются достаточно широкополосными РПМ, а главное, могут решить проблему обеспечения эффективного поглощения в субгигагерцевом диапазоне.

Настоящее исследование проводится в рамках работ по созданию композиционных РПМ, объединяющих диэлектрический материал (матрицу) с включениями проводящих и полупроводящих магнитных частиц, активно взаимодействующих с ЭМВ. Ключевая идея состояла в том, чтобы используя преимущества исходных ингредиентов, добиться синергического эффекта усиления полезных характеристик радиопоглощающего композита.

Ранее нами было показано, что свойствами таких РПМ можно успешно управлять за счет выбора фазового, количественного и гранулометрического состава материала, в частности, влияющего на эффективное значение толщины слоя РПМ, зависящее от показателя его преломления (проницаемостей среды) [1]. В [2] рассмотрены подходы к определению эффективных материальных параметров гетерогенных сред и предложены модели композиционного РПМ, позволяющие проводить оценку его характеристик.

В данной работе проводится сравнение различных моделей в приближении эффективной среды и с учетом экспериментальных данных анализируется их применимость к оценке свойств композиционных феррит-диэлектрических РПМ, разработанных на основе различных марок ферритовых материалов и типов диэлектриков. Обсуждаются возможные факторы, влияющие на ограничения рассматриваемых модельных представлений.

[1]. Morchenko A.T., Panina L.V., Podgornaya S.V., Kostishyn V.G., Ryapolov P.A. On properties of magneto-dielectric composites in the effective medium approximation // *J. Nano- and Electronic Phys.* 2014. V. 6. No 3. P. 03073-1-03073-6.

[2]. Морченко А.Т. К моделированию структуры и условий поглощения электромагнитного излучения в феррит-диэлектрических композитах с использованием представлений эффективной среды // *Известия РАН. Серия физическая.* 2014. Т. 78. № 11. С. 1482-1490.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 13-03-01316.*

# РАСЧЕТ ИЗ ПЕРВЫХ ПРИНЦИПОВ ПАРАМЕТРОВ УРАВНЕНИЯ СОСТОЯНИЙ СЛОИСТОГО КРИСТАЛЛА SnS

**М.И.Мургузов, Е.М.Годжаев, Дж.И.Гусейнов, Г.А.Карашова**  
*АГПУ, г.Баку, Азербайджан*  
[cih\\_58@mail.ru](mailto:cih_58@mail.ru)

Для более детального исследования особенностей природы химической связи, электронной и фононной структуры необходимо найти оптимизированные значения параметров кристаллических структур – постоянные решетки и параметры, определяющие положение атомов в элементарной ячейке. В настоящей работе на основе электронной структуры соединения SnS приведены результаты расчета из первых принципов с использованием метода линейаризованных присоединенных плоских волн (LAPW- Linearized Augmented Plane Wave) программным пакетом WIEN2k атомных координат в элементарной ячейке и параметров уравнений состояния Мурнагана и Бирч-Мурнагана.

При внешнем воздействии на кристалл, он подвергается деформации. При этом меняются и параметры решетки, и параметры, определяющие положение атомов (их координаты). Поэтому расчет этих параметров при заданном значении деформации является важной задачей. Как известно, твердые тела имеют определенный объем равновесия элементарной ячейки  $V_0$ , и с изменением этого объема на малую величину полная энергия кристалла увеличивается. Уравнение состояния Мурнагана описывает зависимость полной энергии  $E$  от изменения объема  $V$  элементарной ячейки.

Для определения параметров кристаллической решетки в расчетах мы изменяли объем элементарной ячейки в пределах  $\pm 8\%$  и рассчитывали соответствующие значения полной энергии. Параметры, входящие в уравнение состояния Мурнагана, были подобраны таким образом, чтобы зависимость полной энергии от объема элементарной ячейки  $E(V)$  (рис. 1), полученная из уравнения (показана на рис. сплошной линией), проходила через рассчитанные точки (показаны на рис. обозначением +). Согласно полученным результатам расчетом объем элементарной ячейки в состоянии равновесия  $V_0=1341,8693$  а.е., модуль всестороннего сжатия  $B=55,6175$  ГПа, его производная по давлению  $B'=4,1103$ . Эти результаты хорошо согласуются с расчетами, проведенными по уравнению Бирч-Мурнагана. Рассчитанные нами параметры кристаллической решетки и координаты атомов в элементарной ячейке хорошо согласуются с литературными данными. Следует отметить, что полученные результаты дают возможность рассчитать в дальнейшем фононный спектр и изучить влияние деформации на электронные и оптические свойства SnS.

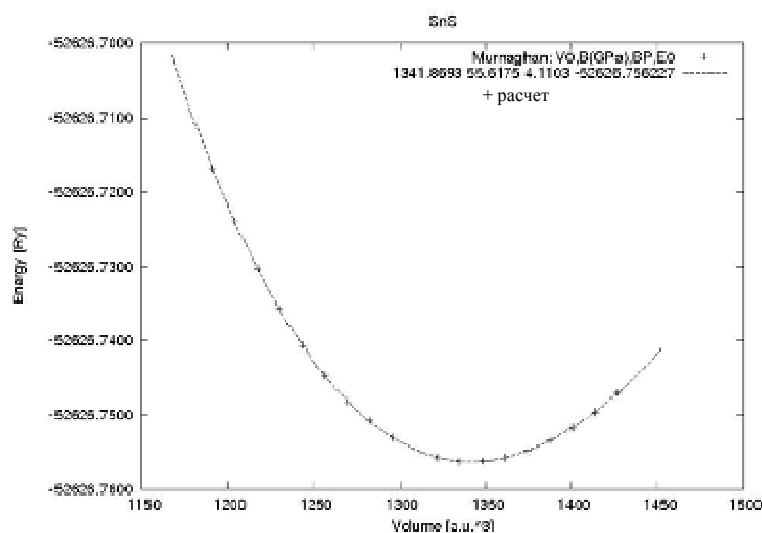


Рис. 1. Зависимость полной энергии от объема элементарной ячейки (сплошная линия - расчеты по Мурнагану, отдельные + – рассчитанные значения)

# ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА СИСТЕМЫ Ni-Mn-Ga ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

**Мусабилов И.И., Шарипов И.З., Сафаров И.М., Хисамов Р.Х., Мулюков Р.Р.**  
*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*  
[irekmusabirov@mail.ru](mailto:irekmusabirov@mail.ru)

Сплавы системы Ni<sub>2</sub>MnGa относят к классу перспективных функциональных материалов. Благодаря ферромагнитному эффекту памяти формы, наблюдающемуся в области комнатных температур, возможно применение данных материалов в качестве управляемого элемента в микроактуаторах, микродатчиках и др. Основной проблемой на пути применения поликристаллических сплавов является нестабильность их функциональных свойств и подверженность разрушению при термоциклировании через температуру мартенситного превращения, в области которого проявляется эффект памяти формы. Известно, что при дополнительной деформационно-термической обработке литых поликристаллических слитков термостабильность материалов повышается. К таким методам относится интенсивная пластическая деформация кручением под давлением (ИПДК), прокатка, экструзия.

В данной работе представлены результаты исследования эволюции микроструктуры поликристаллического сплава Ni<sub>52</sub>Mn<sub>24</sub>Ga<sub>24</sub> в результате деформации кручением и последующего отжига при температурах 400°C-800°C в течение 2 часов. Исследование микроструктуры сплава при комнатной температуре в различных структурных состояниях проведено с помощью растровой электронной микроскопии в режиме детектирования обратно-отраженных электронов, чувствительных к ориентационному контрасту. На рис. 1 представлена микроструктура сплава в исходном литом состоянии. Как видно, в структуре наблюдаются поры и микротрещины. В результате повторных циклов мартенситного превращения и деформации зерен в этих микротрещинах скапливаются дефекты и дислокации, что, в конечном счете, приводит к разрушению материала. Отжиг деформированного образца при 400°C-800°C приводит к рекристаллизации зеренной структуры. Средний размер кристаллитов при этом изменяется от 0,18 мкм (отжиг при 400°C) до 37 мкм (отжиг при 800°C). В качестве иллюстрации на рисунке 2 показана микроструктура деформированного образца, отожженного при 500°C. Анализ микроструктуры сплава в различных структурных состояниях показывает, что процесс первичной рекристаллизации заканчивается при отжиге при 400°C. Отжиг при более высоких температурах обеспечивает процесс собирательной рекристаллизации.

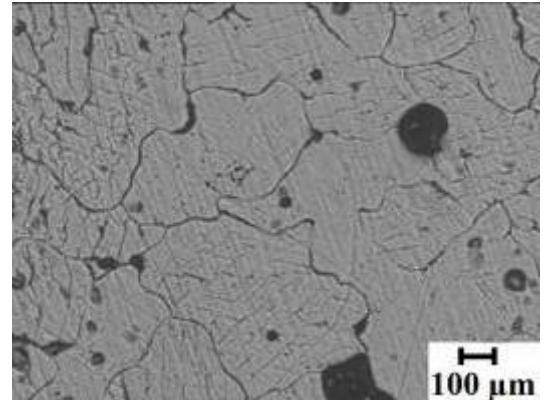


Рис. 1 Микроструктура сплава в литом состоянии

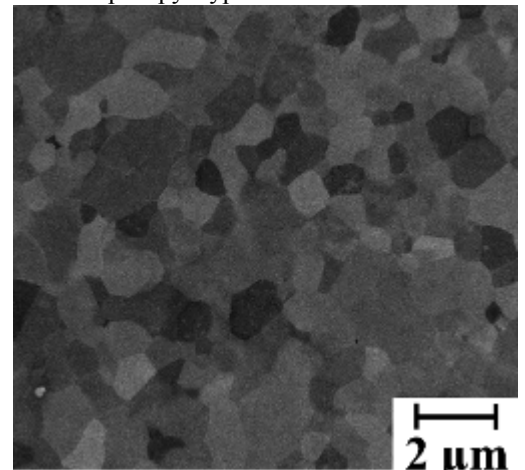


Рис. 2 Микроструктура сплава после ИПДК и отжига при 500°C

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 14-02-31699 мол-а.

## ДИЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ МОНОКРИСТАЛЛА $\text{CuInS}_2$

**Мустафаева С.Н., Асадов М.М.\*, Гусейнов Д.Т., Касымов И.**

**Институт физики Национальной академии наук, Баку, Азербайджан**

**\*Институт катализа и неорганической химии Национальной академии наук, Баку, Азербайджан**

**Email: [solmust@gmail.com](mailto:solmust@gmail.com)**

Полупроводниковые соединения типа  $\text{A}^{\text{I}}\text{B}^{\text{III}}\text{C}_2^{\text{VI}}$  привлекают исследователей в силу своих фотовольтаических свойств для применений их в качестве материалов высокоэффективных фотоэлектрических устройств, а также активных элементов солнечных батарей. Одним из представителей этого типа соединений является  $\text{CuInS}_2$ .  $\text{CuInS}_2$  является прямым полупроводником с шириной запрещенной зоны  $E_g = 1.55$  эВ и имеет высокий коэффициент оптического поглощения ( $k \geq 10^4 \text{ см}^{-1}$ ).

Изучение диэлектрических свойств и электропроводности полупроводниковых кристаллов, в частности многокомпонентных халькогенидов, на переменном токе дает информацию о природе процессов переноса заряда, о локализованных состояниях в запрещенной зоне, а также позволяет определить механизм диэлектрических потерь. Для установления механизма электропроводности на переменном токе весьма существенно знание частотной зависимости электрофизических параметров.

Целью работы явилось изучение электрических и диэлектрических свойств полученных нами монокристаллов  $\gamma$ - $\text{CuInS}_2$  в переменных электрических полях, установление механизма переноса заряда, природы диэлектрических потерь и определение параметров локализованных в запрещенной зоне состояний.

Синтез проводился в вакуумированных до  $10^{-3}$  Па кварцевых ампулах путем непосредственного сплавления компонентов (Cu, In и S), взятых в стехиометрическом количестве. Завершенность синтеза и гомогенность полученного слитка  $\text{CuInS}_2$ , а также его индивидуальность контролировали методами ДТА и РФА. Температура плавления синтезированного соединения  $\text{CuInS}_2$  составляла  $1365 \pm 3$  К. Монокристаллы были получены из синтезированного слитка  $\text{CuInS}_2$  методом Бриджмена в вакуумированных кварцевых ампулах. Рентгенофазовый анализ показал, что кристаллическая структура полученных образцов  $\text{CuInS}_2$  высокотемпературной модификации соответствует тетрагональной сингонии с параметрами кристаллической решетки:  $a = b = 5.3317 \pm 0.0011$  Å;  $c = 10.4130 \pm 0.0020$  Å;  $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$ .

В выращенных монокристаллах  $\text{CuInS}_2$  изучены частотные зависимости действительной ( $\epsilon'$ ) и мнимой ( $\epsilon''$ ) составляющих комплексной диэлектрической проницаемости, тангенса угла диэлектрических потерь и  $ac$ -проводимости ( $\sigma_{ac}$ ) в области частот  $f = 5 \times 10^4 - 3.5 \times 10^7$  Гц. Установлено, что в указанном диапазоне частот в  $\text{CuInS}_2$  имела место релаксационная диэлектрическая дисперсия. В изученной области частот наблюдались релаксационные потери, а  $ac$ -проводимость монокристалла  $\text{CuInS}_2$  подчинялась закономерности  $\sigma_{ac} \sim f^{0.8}$ , характерной для прыжкового механизма переноса заряда по локализованным вблизи уровня Ферми состояниям. Оценены плотность ( $N_F$ ) и энергетический разброс ( $\Delta E$ ) этих состояний  $N_F = 2.1 \times 10^{19} \text{ эВ}^{-1} \cdot \text{см}^{-3}$ ,  $\Delta E = 0.005$  эВ, среднее время ( $t$ ) и расстояние ( $R$ ) прыжков  $t = 5.7 \times 10^{-8}$  с и  $R = 165$  Å.

# ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ $\gamma$ - ОБЛУЧЕННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ $p$ -GaSe <Tl>

**Мустафаева С.Н., Асадов М.М.\* , Исмаилов А.А.**

*Институт физики Национальной академии наук, Баку, Азербайджан*

*\*Институт катализа и неорганической химии Национальной академии наук, Баку, Азербайджан*

*Email: [solmust@gmail.com](mailto:solmust@gmail.com)*

В настоящей работе изучена проводимость и диэлектрические коэффициенты монокристаллов  $p$ -GaSe <Tl> в переменных электрических полях радиочастотного диапазона, а также влияние  $\gamma$ -облучения на их электрические свойства.

Для проведения исследований нами методом Бриджмена были выращены легированные таллием монокристаллы  $p$ -GaSe ( $\epsilon$ -модификации, пространственная группа  $D_{3h}^1$ ). Содержание таллия в  $p$ -GaSe составляло 0.5 мол. %. Образцы для электрических измерений были изготовлены в “сэндвичевой” структуре, т.е. переменное электрическое поле прикладывалось поперек естественных слоев монокристалла GaSe. Все измерения проведены при  $T = 300$  К.

Диэлектрические коэффициенты монокристалла GaSe <Tl> измерены резонансным методом. Диапазон частот переменного электрического поля составлял  $f = 5 \cdot 10^4 - 3.5 \cdot 10^7$  Гц.  $\gamma$ -облучение образцов проводилось на радиационной химической установке непрерывного действия (РХУНД - 20000) от источника  $Co^{60}$ . Энергия  $\gamma$ -квантов составляла 1.25 МэВ. Доза  $\gamma$ -облучения накапливалась путем последовательных выдержек в одном и том же образце и составляла 50 крад и 2.05 Мрад. Диэлектрические измерения образцов проводились после каждого облучения.

Диэлектрические измерения  $\gamma$ -облученного монокристалла  $p$ -GaSe <Tl> в диапазоне частот  $5 \cdot 10^4 - 3.5 \cdot 10^7$  Гц позволили установить релаксационный характер дисперсии диэлектрической проницаемости, а также природу диэлектрических потерь в монокристалле (релаксационные потери). Рассчитаны значения статической диэлектрической проницаемости монокристалла  $p$ -GaSe <Tl> при различных дозах  $\gamma$ -облучения, а также частота и время релаксации (таблица). Установлено, что с увеличением дозы  $\gamma$ -облучения вплоть до 2.05 Мрад диэлектрические коэффициенты и проводимость монокристалла  $p$ -GaSe <Tl> уменьшаются. Иными словами, изменением частоты переменного электрического поля, приложенного к монокристаллу GaSe <Tl>, а также воздействием  $\gamma$ -облучения можно управлять его диэлектрическими коэффициентами и проводимостью.

Таблица

Диэлектрические параметры монокристалла GaSe <Tl> до и после  $\gamma$ -облучения

$D_{\gamma}$ , рад	$\text{tg} \delta_{\text{max}}$	$\epsilon'_{\text{опт}}$	$\epsilon'_{\text{ст}}$	$\Delta \epsilon'$	$f_t$ , Гц	$f_p$ , Гц
0	2.11	12.9	254.9	242	$10^5$	$2.2 \cdot 10^4$
$5 \cdot 10^4$	1.91	12.7	210.0	197.3	$10^5$	$2.5 \cdot 10^4$
$2.05 \cdot 10^6$	1.72	12.7	174.7	162	$10^5$	$2.7 \cdot 10^4$

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НОВЫХ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ $\text{TlFeS}_2 - \text{TlGaS}_2$

Мустафаева С.Н., Керимова Э.М., Джаббаров А.И., Кязимов С.Б.  
Институт физики Национальной Академии Наук Азербайджана, Баку  
[solmust@gmail.com](mailto:solmust@gmail.com)

Тройные таллиевые сульфиды  $\text{TlGaS}_2$  и  $\text{TlFeS}_2$  принадлежат к классу анизотропных полупроводников, обладающих высокой фото- и рентгеночувствительностью и проявляющих магнитные свойства. Получение твердых растворов на основе указанных материалов создает возможности варьирования и управления их физическими параметрами. Известно, что тройные соединения данной группы кристаллизуются в моноклинную структуру: пространственная группа  $C2/m$  с параметрами элементарной ячейки  $a = 11.636 \text{ \AA}$ ,  $b = 5.304 \text{ \AA}$ ,  $c = 6.799 \text{ \AA}$ ,  $\beta = 116.7^\circ$  для  $\text{TlFeS}_2$  и  $C2/c$   $a = 10.299 \text{ \AA}$ ,  $b = 10.284 \text{ \AA}$ ,  $c = 15.175 \text{ \AA}$ ,  $\beta = 99.603^\circ$  для  $\text{TlGaS}_2$ .

В [1] было показано, что в системе  $\text{TlFeS}_2 - \text{TlGaS}_2$  образуется ряд твердых растворов  $\text{TlFe}_{1-x}\text{Ga}_x\text{S}_2$  ( $x = 0.01; 0.025; 0.05$  и  $0.075$ ). На основе рентгенограмм поликристаллических образцов этих твердых растворов при комнатной температуре методом полнопрофильного анализа Ритвельда были рассчитаны параметры элементарных ячеек изученных кристаллов. Показано, что с возрастанием концентрации галлия параметр  $a$  уменьшается,  $b$  и  $\beta$  увеличиваются, а параметр  $c$  практически не изменяется. В [2] были исследованы магнитные свойства твердых растворов  $\text{TlFe}_{1-x}\text{Ga}_x\text{S}_2$ . В настоящей работе изучены электрические и термоэлектрические свойства твердого раствора  $\text{TlFe}_{1-x}\text{Ga}_x\text{S}_2$  ( $x = 0.025$ ) на постоянном токе.

Установлено, что при температурах  $80-180 \text{ K}$  в полученных твердых растворах  $\text{TlFe}_{0.975}\text{Ga}_{0.025}\text{S}_2$  в постоянном электрическом поле имеет место прыжковая проводимость с переменной длиной прыжка по локализованным вблизи уровня Ферми состояниям [3]. Оценены плотность локализованных состояний в окрестности уровня Ферми ( $N_F = 2.9 \times 10^{19} \text{ эВ}^{-1} \cdot \text{см}^{-3}$ ) и их энергетический разброс ( $\Delta E = 70 \text{ мэВ}$ ), среднее расстояние прыжков ( $R_{cp} = 62 \text{ \AA}$ ), средняя энергия активации в области действия прыжковой проводимости ( $\Delta W = 65 \text{ мэВ}$ ), а также концентрация глубоких ловушек ( $N_t = 2 \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ), ответственных за перенос заряда на постоянном токе при низких температурах. Из температурной зависимости термоэдс в  $\text{TlFe}_{0.975}\text{Ga}_{0.025}\text{S}_2$  определен тип проводимости и температурный коэффициент энергии активации проводимости  $\gamma = 2.98 \times 10^{-4} \text{ эВ/К}$ .

1. Шелег А.У., Гуртовой В.Г., Чумак В.А., Мустафаева С.Н., Керимова Э.М. // Сборник докладов VI – ой Международной научной конференции «Актуальные проблемы физики твердого тела» (ФТТ-2013). Минск. Беларусь. 15–18 октября 2013. Т. 2. С. 132–134.
2. Янушкевич К.И., Гуртовой В.Г., Шелег А.У., Мустафаева С.Н., Керимова Э.М. НАН Беларуси. Вестник фонда фундаментальных исследований, №3(65), 29 (2013).
3. Мотт Н., Дэвис Э. Электронные процессы в некристаллических веществах. М.: Мир 1974. 472 с.

# ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА 22Х15КА

Мухамедов Б.О., Перминов А.С., Савченко Е.С.

*Кафедра физического материаловедения, НИТУ МИСИС*

*m\_bobur\_1991@mail.ru, perminas@mail.ru, savchenkoelena@yandex.ru*

Магнитотвердые материалы на основе системы Fe-Cr-Co обладают хорошим сочетанием положительных механических, химических и физических свойств. Также эти материалы обладают высокой температурной и временной стабильностью магнитных свойств.

В данной работе изучалось влияние термической обработки на температурную стабильность магнитных свойств сплава 22Х15КА. Для достижения высококоэрцитивного состояния в рассматриваемом сплаве были проведены три этапа термообработок: закалка для фиксации метастабильного  $\alpha$ -твердого раствора; термомагнитная обработка и несколько ступеней отжига.

В ходе работы методами рентгеноструктурного и металлографического анализов показано, что после закалки с температур 1225 °С, 1250 °С и 1275 °С образцы сплава 22Х15КА находятся в однофазном  $\alpha$ -состоянии. Также было показано, что после каждой ступени термической обработки магнитные свойства  $B_r$ ,  $H_c$ ,  $(BH)_{max}$  монотонно возрастают.

Показано, что в изученном сплаве одновременно с формированием высоких магнитных свойств улучшается и их температурная стабильность. Наличие магнитного превращения в  $\alpha_2$ -фазе приводит к наихудшей температурной стабильности магнитных свойств. При нагреве  $\alpha_2$ -фаза становится парамагнитной, что обуславливает изменение характера магнитного взаимодействия между выделениями ферромагнитной  $\alpha_1$ -фазы, и это в свою очередь приводит к увеличению температурного параметра магнитных свойств. На зависимости температурных параметров коэрцитивной силы от режима термообработки в процессе ступенчатого отжига наблюдается минимум, который, вероятно, объясняется сочетанием двух факторов: температурной зависимостью намагниченности  $\alpha_1$ -фазы и различием температурных коэффициентов линейного расширения  $\alpha_1$  и  $\alpha_2$  фаз из-за различия химического состава двух фаз. В этом случае при нагреве увеличиваются упругие напряжения на границе раздела двух фаз, что приводит к увеличению коэрцитивной силы с увеличением температуры.



## ЗАГРУЗКА ФЛУОРОФОРАМИ И СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПОРИСТЫХ МИКРОЧАСТИЦ КАРБОНАТА КАЛЬЦИЯ

**Набатов Б.В.<sup>1</sup>, Ванцян М.А.<sup>2</sup>, Кочетков А.А.<sup>2</sup>, Марченко И.В.<sup>1,2</sup>, Кирюхин Ю.И.<sup>2</sup>, Артемов В.В.<sup>1</sup>, Букреева Т.В.<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup> *Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН, Москва, Россия*

<sup>2</sup> *НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия*

[bukreeva@crys.ras.ru](mailto:bukreeva@crys.ras.ru)

Пористые микро- и субмикрочастицы карбоната кальция в структурной модификации ватерита перспективны в качестве носителей лекарственных и диагностических препаратов в силу биосовместимости, высокой сорбционной способности, простоты приготовления и низкой себестоимости материала. Иммобилизация соединений, представляющих интерес для фотодинамической терапии, является актуальной задачей, так как введение свободных флуорофоров может привести к фотосенсибилизации здоровых тканей организма. Кроме того, фотосенсибилизаторы вводят в организм в больших дозах, что часто приводит к развитию токсического эффекта. В настоящей работе представлены результаты по иммобилизации модельного флуоресцентного красителя родамина 6Ж и препаратов для фотодинамической терапии рака фотосенса и фотодитазина включением их в пористые сферические микрочастицы карбоната кальция в модификации ватерита, а также результаты исследования структурных изменений системы при ее выдержке в воде и растворе хлорида натрия физиологической концентрации.

По данным абсорбционной спектроскопии при адсорбции выбранных красителей на готовые частицы карбоната кальция из исходных растворов одинаковой концентрации молярное количество адсорбированного фотодитазина существенно превышает количество фотосенса и почти вдвое превышает количество иммобилизованного родамина 6Ж. При использовании соосаждения флуорофоров с карбонатом кальция наблюдалось увеличение загрузки частиц по сравнению с адсорбцией из растворов. При этом, если в случае фотосенса количество включенного в частицы вещества по сравнению с обычной адсорбцией из раствора увеличивается на несколько процентов, то количество фотодитазина увеличивается практически вдвое и достигает 12,4 масс. %.

Адсорбция родамина 6Ж на частицы карбоната кальция хуже, чем выбранных фотодинамических красителей. Кроме того, протонирование молекул родамина приводит к быстрой перекристаллизации пористых сферических частиц ватерита в кубические кристаллы кальцита. Частицы с фотосенсом также перекристаллизуются в кальцит в водной среде в течение первых суток. В случае фотодитазина краситель образует оболочку на поверхности частиц, которая препятствует перекристаллизации карбоната кальция и обеспечивает стабильность системы. Для всех трех флуорофоров интенсивная флуоресценция частиц наблюдается по прошествии длительного времени выдержки систем в воде и физиологическом растворе поваренной соли, что может потенциально обеспечить локальную повышенную концентрацию выбранных красителей в опухолях.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП ИК РАН при поддержке Минобрнауки (проект RFMEFI62114X0005) и Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 14-03-00979).

## 4D-PHOTONIC CRYSTALS WITH THE NEGATIVE LIGHT REFRACTION

**Naimi E.K., Vekilov Yu.Kh.**

*National University of Science and Technology “MISIS”*

*Moscow, Russia, [e.naimi@mail.ru](mailto:e.naimi@mail.ru)*

One of the modern optics directions is the investigation and development of the so-called photonic crystals (PCs), i.e., a new class of ordered optical materials characterized by two main features: the periodic spatial modulation of the refractive index with a period allowing Bragg diffraction and the existence of band gaps associated with translational symmetry of the refractive index in the spectrum of intrinsic electromagnetic states. The idea of the PC development belongs to Yablonovich [1] and John [2]. It consists in designing new artificial media whose properties would make it possible to affect photons similarly to the effect of the ordinary lattice on electrons [3].

Similarly to Bloch waves of electrons in ordinary crystals, optical waves in the PC lattice can have states in which the wave vector  $\mathbf{k}$  (phase velocity) direction and the Poynting vector (group velocity) direction are anti-parallel. In other words, PCs can have a negative refractive index. The phenomenon of negative light refraction was most thoroughly considered in [4].

From the general point of view, the PC is a super lattice, i.e., a structure in which an additional field with a period exceeding the period of the basic lattice by several orders of magnitude is artificially induced. For photons, such a field is induced by periodic changes in the refractive index of the medium in one, two, or three dimensions (1D-, 2D-, and 3D-photon structures). The formation of dynamic periodic changes in the PC structure makes it possible to one more dimension, i.e., the time. A crystal obtained in such a way can be considered as a four dimensional (4D) photonic structure where the time is the fourth dimension. Due to the mutual influence of spatial and temporal processes, optical properties of such structures are potentially more diverse than properties of three dimensional crystals [5].

In the present work we consider the conditions of the formation of the dynamic PC based on an optically homogeneous and isotropic medium with space–time modulation of the refractive index, implemented by an ultrasonic wave whose length exceeds the light wavelength by many orders of magnitude. To solve the posed problem in general form, we use Fermat’s principle according to which the time  $\tau$  required for light propagation from point  $a$  to point  $b$  at  $z = \text{const}$  is minimum.

It has been shown that the excitation of a standing ultrasonic wave in the medium creates a structure consisting of trajectories of separate light beams, which is a superlattice of the dynamic 4D-photonic crystal. The band gaps corresponding to negative light refraction have been revealed in beam trajectories. Possible fields of application of such structures have been discussed.

### References

[1] E. Yablonovich. Phys. Rev. Lett. **58** (1987), p. 2059.

[2] S. John. Phys. Rev. Lett. **58** (1987), p. 2486.

[3] E. Yablonovitch. In Photonic Band Gaps and Localization / Ed. by C.M. Soukoulis. Plenum Press, New-York. (1993), p. 207.

[4] V.G. Veselago. Sov. Phys. Usp. **10** (1967), p. 509.

[5] E.K. Naimi, Yu.Kh. Vekilov. Fizika Tverdogo Tela. **57** (2015), p. 106.

## НОВЫЕ ЛИТЕЙНЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al–Ca–Sc.

**Наумова Е.А., Белов Н.А.**

*МГТУ им. Н.Э.Баумана, Москва, Россия, [jan73@mail.ru](mailto:jan73@mail.ru)*

**Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия, [nikolay-belov@yandex.ru](mailto:nikolay-belov@yandex.ru)**

Литейные алюминиевые сплавы на основе существующих систем Al–Cu, Al–Mg и Al–Si (ГОСТ 1583-93) уже исчерпали запас повышения прочностных и технологических свойств. Поэтому целесообразно рассмотреть принципиально новые системы легирования. Одним из перспективных легирующих компонентов, по нашему мнению, является кальций. В системе Al–Ca образуется дисперсная эвтектика при 7.6%Ca и температуре 617 °С. Объемная доля эвтектики (Al)+Al<sub>4</sub>Ca в сплаве Al-7,6%Ca составляет ~33 об.%, что примерно в 3 раза больше, чем в эвтектических силуминах. При этом Ca-содержащая эвтектика существенно дисперснее. Это предполагает возможность достижения значительно улучшенного комплекса свойств у новых композиций.

Наиболее эффективным упрочнителем алюминиевого твердого раствора является скандий, что обусловлено формированием вторичных выделений фазы Al<sub>3</sub>Sc (L1<sub>2</sub>), размер которых составляет менее 10 нм. В деформируемых сплавах, например, в сплавах на базе системы Al–Mg, этот эффект проявляется значительно сильнее, чем в самых широко применяемых литейных сплавах – силуминах. Легирование алюминивно-кальциевых сплавов скандием представляет большой интерес, поскольку позволяет получить упрочняющий эффект без предварительной закалки.

Целью работы было изучение фазового состава и структуры сплавов системы Al–Ca–Sc в литом и термообработанном состояниях, а также сравнение упрочняющего эффекта в сплавах Al–Ca–Sc, достигаемого без закалки, с упрочнением в марочных силуминах типа АА356 после термообработки Т6.

Авторами исследованы состав и структура сплавов системы Al–Ca–Sc в области алюминиевого угла (до 17%Ca и до 1%Sc). Показано, что в равновесии с алюминиевым твердым раствором могут находиться только фазы из двойных систем (Al<sub>4</sub>Ca и Al<sub>3</sub>Sc). Растворимости скандия в фазе Al<sub>4</sub>Ca и кальция в фазе Al<sub>3</sub>Sc практически отсутствуют.

Экспериментальные исследования подтвердили высокодисперсное строение эвтектики (Al)+ Al<sub>4</sub>Ca, а также способность частиц фазы Al<sub>4</sub>Ca к фрагментации и сфероидизации после отжига при температурах свыше 450 °С. Структура с равномерно распределенными в алюминиевой матрице округлыми частицами дает наиболее оптимальное сочетание самых разных свойств. Установлено, что при 300°С достигается максимальное упрочнение за счет выделения в твердом растворе наноразмерных частиц фазы Al<sub>3</sub>Sc. С повышением температуры отжига наблюдается разупрочнение, что можно объяснить огрублением вторичных выделений Al<sub>3</sub>Sc и фрагментацией эвтектических включений фазы Al<sub>4</sub>Ca (с последующим их укрупнением).

На примере модельного экспериментального сплава Al-7,6%Ca-0,3%Sc обоснована принципиальная возможность изготовления из Ca-содержащих сплавов фасонных отливок сложной формы, которые в настоящее время делаются из сплавов системы Al–Si. При этом экспериментальный сплав позволяет после отжига при 300-350°С получить такое же упрочнение, как и в сплавах типа АА356 после термообработки Т6.

## ДВУХСКОРОСТНАЯ МОДЕЛЬ ФИЛЬТРАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

**Невский С.А., Сарычев В.Д., Коновалов С.В., Бондаренко К.Ю. Громов В.Е.**  
*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия*  
*nevskiy\_sa@physics.sibsiu.ru*

На основе представлений о пластически деформируемом материале как о двухфазной и двухскоростной гетерогенной среде построена фильтрационная модель пластической деформации. В основу этой модели положены законы сохранения импульса и массы для каждой компоненты, уравнения состояния и граничные условия. Первая компонента среды является упругой, она отвечает за структурные превращения, а вторая компонента пластическая, она не связана со структурными превращениями. В основных уравнениях модели учтены интенсивности обмена массой, а в уравнении состояния первой фазы введен градиентный член второго порядка. Получено фильтрационное соотношение между фазами. Система уравнений модели имеет вид:

$$\frac{\partial \alpha}{\partial t} + u_2 \left( \frac{\partial \alpha}{\partial x} + \frac{\partial \alpha}{\partial y} \right) = (1 - \alpha) \left( \frac{\partial u_2}{\partial x} + \frac{\partial u_2}{\partial y} \right) - \frac{I_{12}}{\rho_s} \quad (1)$$

$$\frac{\partial u_2}{\partial t} + u_2 \left( \frac{\partial u_2}{\partial x} + \frac{\partial u_2}{\partial y} \right) = - \frac{1}{(1 - \alpha) \rho_s} \left( \frac{\partial P}{\partial x} + \frac{\partial P}{\partial y} \right) (1 + BI_{12}) \quad (2)$$

$$\frac{\partial \rho_1}{\partial t} + \frac{\partial(\rho_1 u_1)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho_1 u_1)}{\partial y} = -I_{12} \quad (3)$$

$$\alpha \operatorname{div} \tilde{\sigma} = -\varphi(\bar{u}_2 - \bar{u}_1) + I_{12}(\bar{u}_2 - \bar{u}_1) \quad (4)$$

$$\rho_e = AP + A_1 \frac{\partial^2 P}{\partial y^2} \quad (5)$$

$$\rho_s = \text{const} \quad (6)$$

где  $\alpha$  – объемная доля первой фазы,  $\bar{u}_1$  и  $\bar{u}_2$  – скорости первой и второй фаз,  $P$  – давление во всей смеси,  $I_{21} = -I_{12}$  – интенсивности обмена массой и импульса между фазами,  $\rho_e$  и  $\rho_s$  – истинные плотности фаз. Первое и третье уравнения – законы сохранения массы для второй и первых фаз, второе – закон сохранения импульса, (4) – фильтрационное соотношение, (5) и (6) уравнения состояния первой и второй фазы соответственно.

Проведен поиск решения (1) – (6) в виде бегущей волны. В результате расчетов получены распределения скоростей смещений и деформаций, а также дисперсионное соотношение для волн пластичности. Анализ дисперсионного соотношения показал, что в области малых частот оно имеет вид полинома второй степени и совпадает с известным дисперсионным соотношением, полученным в работах по исследованию волновой природы пластичности.

*Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания № 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы и грантов РФФИ № 14-08-00506-а и 15-08-03411-а.*

# ОБ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЯХ, СОПРОВОЖДАЮЩИХ КОЛЕБАНИЯ КРАЕВОЙ ДИСЛОКАЦИИ В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКЕ

Нечаев В.Н.<sup>1</sup>, Дежин В.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Военно-воздушная академия имени проф. Н.Е. Жуковского и Ю.А. Гагарина, Воронеж, Россия

<sup>2</sup>Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия  
viktor.dezhin@mail.ru

В предположении, что дислокация совершает колебания по закону  $u = u_0 e^{ikz - i\Omega t}$ , найдено выражение для компоненты напряженности электрического поля вокруг дислокации

$$E_z(\vec{r}, t) = 4\mu b P_0 u_0 \chi_0 k^2 \left( \frac{1+\nu}{1-\nu} g_1 M_l + g_2 M_t \right) e^{ikz - i\Omega t},$$

где

$$M_{l,t} = \frac{\sqrt{\kappa}}{\omega_0} \frac{xy}{r^2} \left[ \frac{2}{r} K_1 \left( \frac{r\omega_0}{\sqrt{\kappa}} \right) - \frac{\omega_0}{\sqrt{\kappa}} K_0 \left( \frac{r\omega_0}{\sqrt{\kappa}} \right) \right] - \frac{\pi}{2} \frac{\sqrt{\Omega^2/c_{l,t}^2 - k^2}}{dk^2/\omega_0^2 + \Omega^2/c_{l,t}^2} \frac{xy}{r^2} \times \\ \times \left[ \frac{2}{r} Y_1 \left( r\sqrt{\Omega^2/c_{l,t}^2 - k^2} \right) - \sqrt{\Omega^2/c_{l,t}^2 - k^2} Y_0 \left( r\sqrt{\Omega^2/c_{l,t}^2 - k^2} \right) \right] - \\ - \frac{k\sqrt{1+d/\omega_0^2}}{dk^2/\omega_0^2 + \Omega^2/c_{l,t}^2} \frac{xy}{r^2} \left[ \frac{2}{r} K_1 \left( rk\sqrt{1+d/\omega_0^2} \right) - k\sqrt{1+d/\omega_0^2} K_0 \left( rk\sqrt{1+d/\omega_0^2} \right) \right].$$

Здесь  $Y_0(w)$ ,  $Y_1(w)$  – функции Неймана нулевого и первого порядка,  $K_0(w)$ ,  $K_1(w)$  – функции Макдональда нулевого и первого порядка,  $r = \sqrt{x^2 + y^2}$ ,  $c_t$  и  $c_l$  – скорости поперечного и продольного звука,  $\mu$  – модуль сдвига,  $\nu$  – коэффициент Пуассона,  $g_1$  и  $g_2$  – электрострикционные коэффициенты,  $P_0$  – равновесное значение поляризации в однородном кристалле,  $\vec{b}$  – вектор Бюргера дислокации,  $\omega_0^2 = \sqrt{2\alpha/m}$ ,  $\kappa = \delta/m$ ,  $d = 4\pi/m$ ,  $h$  и  $m$  – коэффициент затухания и массовый коэффициент для колебаний поляризации соответственно,  $\delta$  – корреляционная постоянная,  $\alpha$  и  $\beta$  – коэффициенты в разложении Ландау свободной энергии,  $\chi_0 = 1/(m\omega_0^2)$ . При записи формул предполагалось выполнение условия  $\Omega^2/c_{l,t}^2 > k^2$ . Также предполагалось, что сегнетоактивная ось совпадает с координатной осью  $Oz$ :  $\vec{P} = (0, 0, P)$ , вдоль той же оси расположено равновесное положение линии краевой дислокации:  $\vec{\tau}_0 = (0, 0, -1)$ , вектор Бюргера которой направлен по оси  $Ox$ :  $\vec{b} = (b, 0, 0)$ . Рассматривался случай малых колебаний дислокации. Если  $x \neq 0$  и  $y \neq 0$ , то из формул следует, что при малых значениях расстояния до линии дислокации  $r < 1/\sqrt{\Omega^2/c_{l,t}^2 - k^2}$  модуль амплитуды напряженности электрического поля убывает пропорционально  $1/r^2$ , а при больших значениях  $r > 1/\sqrt{\Omega^2/c_{l,t}^2 - k^2}$  убывает пропорционально  $1/\sqrt{r}$ . Если  $\Omega^2/c_{l,t}^2 < k^2$ , то в выражении для  $M_{l,t}$  необходимо сделать замену  $Y_0 \left( r\sqrt{\Omega^2/c_{l,t}^2 - k^2} \right) \rightarrow -\frac{2}{\pi} K_0 \left( r\sqrt{k^2 - \Omega^2/c_{l,t}^2} \right)$ .

# О ПОЛЯРИЗАЦИИ, СОПРОВОЖДАЮЩЕЙ КОЛЕБАНИЯ КРАЕВОЙ ДИСЛОКАЦИИ В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКЕ

Нечаев В.Н.<sup>1</sup>, Дежин В.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Военно-воздушная академия имени проф. Н.Е. Жуковского и Ю.А. Гагарина,  
Воронеж, Россия

<sup>2</sup>Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия  
viktor.dezhin@mail.ru

В предположении, что дислокация совершает колебания по закону  $u = u_0 e^{ikz - i\Omega t}$ , найдено выражение для компоненты поляризации вокруг дислокации

$$P_z(\vec{r}, t) = \frac{\mu b}{\pi} P_0 u_0 \chi_0 \left( \frac{1+\nu}{1-\nu} g_1 N_l + g_2 N_t \right) e^{ikz - i\Omega t},$$

где

$$\begin{aligned} N_{l,t} = & \frac{\pi}{2} \frac{\sqrt{\Omega^2/c_{l,t}^2 - k^2} \Omega^2/c_{l,t}^2}{dk^2/\omega_0^2 + \Omega^2/c_{l,t}^2} \frac{xy}{r^2} \left[ \frac{2}{r} Y_1 \left( r \sqrt{\Omega^2/c_{l,t}^2 - k^2} \right) - \right. \\ & \left. - \sqrt{\Omega^2/c_{l,t}^2 - k^2} Y_0 \left( r \sqrt{\Omega^2/c_{l,t}^2 - k^2} \right) \right] + \left( 1 + \frac{d\kappa k^2}{\omega_0^4} \right) \frac{\omega_0}{\sqrt{\kappa}} \frac{xy}{r^2} \times \\ & \times \left[ \frac{2}{r} K_1 \left( \frac{r\omega_0}{\sqrt{\kappa}} \right) - \frac{\omega_0}{\sqrt{\kappa}} K_0 \left( \frac{r\omega_0}{\sqrt{\kappa}} \right) \right] - \frac{\sqrt{1+d/\omega_0^2} dk^2/\omega_0^2}{dk^2/\omega_0^2 + \Omega^2/c_{l,t}^2} k \frac{xy}{r^2} \times \\ & \times \left[ \frac{2}{r} K_1 \left( rk \sqrt{1+d/\omega_0^2} \right) - k \sqrt{1+d/\omega_0^2} K_0 \left( rk \sqrt{1+d/\omega_0^2} \right) \right]. \end{aligned}$$

Здесь  $Y_0(w)$ ,  $Y_1(w)$  – функции Неймана нулевого и первого порядка,  $K_0(w)$ ,  $K_1(w)$  – функции Макдональда нулевого и первого порядка,  $r = \sqrt{x^2 + y^2}$ ,  $c_t$  и  $c_l$  – скорости поперечного и продольного звука,  $\mu$  – модуль сдвига,  $\nu$  – коэффициент Пуассона,  $g_1$  и  $g_2$  – электрострикционные коэффициенты,  $P_0$  – равновесное значение поляризации в однородном кристалле,  $\vec{b}$  – вектор Бюргера дислокации,  $\omega_0^2 = \sqrt{2\alpha/m}$ ,  $\kappa = \delta/m$ ,  $d = 4\pi/m$ ,  $h$  и  $m$  – коэффициент затухания и массовый коэффициент для колебаний поляризации соответственно,  $\delta$  – корреляционная постоянная,  $\alpha$  и  $\beta$  – коэффициенты в разложении Ландау свободной энергии,  $\chi_0 = 1/(m\omega_0^2)$ . При записи формул предполагалось выполнение условия  $\Omega^2/c_{l,t}^2 > k^2$ . Также предполагалось, что сегнетоактивная ось совпадает с координатной осью  $Oz$ :  $\vec{P} = (0, 0, P)$ , вдоль той же оси расположено равновесное положение линии краевой дислокации:  $\vec{\tau}_0 = (0, 0, -1)$ , вектор Бюргера которой направлен по оси  $Ox$ :  $\vec{b} = (b, 0, 0)$ . Рассматривался случай малых колебаний дислокации. Зависимость модуля амплитуды поляризации от расстояния оказалась такой же, как и для напряженности электрического поля. Построены размерная и угловая зависимость амплитуды компоненты поляризации  $P_z(\vec{r}, t)$ .

# ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ СТАЛИ С БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ.

**Е. Н. Никитина<sup>4</sup>, Ю. Ф. Иванов<sup>5</sup>, В. Е. Громов<sup>1</sup>**

В качестве параметров, характеризующих деформационное поведение выделений, использовали средние размеры, плотность и объемную долю частиц карбидной фазы.

Деформация стали сопровождается изменением состояния карбидной фазы. Увеличение степени деформации приводит к уменьшению средних размеров, плотности и объемной доли частиц карбида железа. Одновременно с этим изменяется морфология частиц. Во-первых, трансформируется их пространственная форма: исходно пластинчатые частицы к поперечным превращаются на последней стадии деформации в эллипсоидальные. Во-вторых, изменяется место расположения частиц цементита: с увеличением степени деформации объемная доля частиц, расположенных на границах пластин бейнита, заметно увеличивается. [1-4]

Внутри кристаллов бейнита (на дислокациях и границах фрагментов) обнаруживаются частицы округлой формы, количество которых с ростом степени деформации растет. Выполнен количественный электронно-микроскопический микродифракционный анализ эволюции фазового состава стали 30X2H2MФА, имеющей место при пластической деформации одноосным сжатием.

Изложенные факты свидетельствуют о протекании в стали в процессе деформации двух конкурирующих процессов – растворение частиц цементита, образовавшихся в процессе бейнитного превращения в объеме пластин феррита, и выделение в процессе «деформационного старения» частиц цементита на элементах дислокационной субструктуры. Суммарная объемная доля цементита при этом при больших степенях деформации ( $\epsilon > 10\%$ ) снижается. Это означает, что углерод в атомарном виде переходит на дефекты кристаллической решетки стали (дислокации, субграницы и границы) и в твердый раствор на основе  $\alpha$ -фазы. [5-10]

Карбидные превращения в бейнитной структуре протекают в рамках двух конкурирующих процессов – растворение частиц цементита, образовавшихся в процессе бейнитного превращения в объеме пластин феррита, и выделение в процессе «деформационного старения» частиц цементита на элементах дислокационной субструктуры.

1. Гудремон Э. Специальные стали - М.: Металлургия, 1966. - 1274 с.
2. Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных газопроводов. - М.: Металлургия. - 1989. - 288с.
3. Павлов В.В., Годик Л.А., Корнева Л.В., Козырев Н.А., Кузнецов Е.П. Железнодорожные рельсы из бейнитной стали // Металлург. – 2007. - № 4. – С.51-53.
4. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1978. – 392 с.
5. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
6. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, -1977. –236 с.
7. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in Steels. 2nd ed. The Institute of Materials London, 2001. - 460 p.
8. Счастливец В.М., Калетина Ю.В., Фокина Е.А. Остаточный аустенит в легированных сталях. – Екатеринбург: УрО РАН, 2014. - 236 с.
9. Приданцев М.В., Давыдова Л.Н., Тамарина А.М. Конструкционные стали: Справочник. М.: Металлургия, 1980. 288 с.

**Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973.- 584 с.**

<sup>4</sup> Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия.

<sup>5</sup> Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия.

<sup>6</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия.

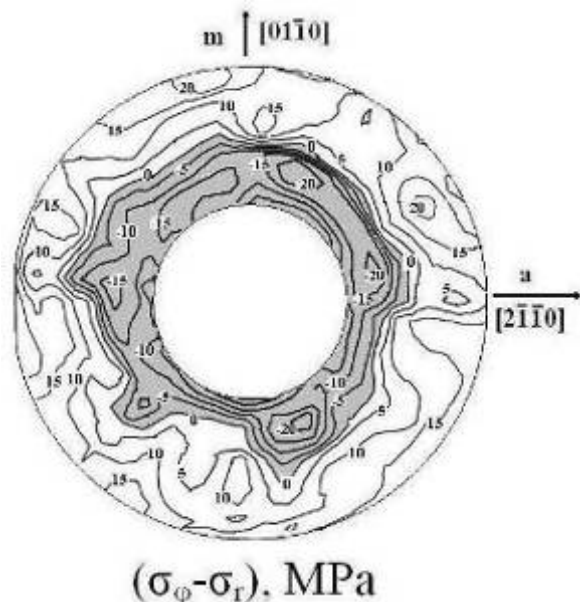
# БЛОЧНОСТЬ И ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ТРУБЧАТЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ САПФИРА, ВЫРАЩЕННЫХ СПОСОБОМ СТЕПАНОВА

**Носов Ю.Г., Крымов В.М., Бахолдин С.И., Маслов В.Н.,  
Шульпина И.Л., Щеглов М.П.**

**Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе, РАН  
194021, Политехническая 26, Санкт-Петербург, Россия,  
yu.nosov@mail.ioffe.ru**

Работа является продолжением исследований по изучению остаточных напряжений и развитию блочной структуры в кристаллах сапфира, выращенных способом Степанова, различной геометрии: ленты [1], круглые стержни [2,3]. Изучались кристаллы сапфира в форме трубок (27 x 10) мм длиной 150 мм и (16 x 9) мм длиной 250 мм. Кристаллографическая ориентация направления выращивания [0001]. Из выращенных трубок вырезались перпендикулярно их оси плоские шайбы толщиной 4,5мм. Блочная структура полученных образцов изучалась поляризационно-оптическим методом с помощью микроскопов МПС-2, Полам и методом рентгеновской дифракционной топографии. Остаточные напряжения определялись методом коноскопии в срезах, перпендикулярных оптической оси.

В качестве примера на рисунке показана эпюра остаточных напряжений ( $\sigma_\varphi - \sigma_r$ ) для образца из трубки (27 x 10) мм ,



вырезанного на расстоянии 30 мм от затравки. Видно, что максимальные напряжения составляют 15-20 МПа и наблюдаются на внешней и внутренней поверхностях трубки. При этом знак разности напряжений ( $\sigma_\varphi - \sigma_r$ ) положительный на внешней поверхности трубки, и отрицательный на внутренней. Рентгено-топографическое структурное исследование данного образца показало, что в нем присутствуют блоки, расположенные на внешней области кольца. Внутренняя область - вблизи отверстия - безблочная. В работе изучается картина развития блоков при росте трубки. Безблочная трубчатая затравка дает на первых сантиметрах роста начальную безблочную трубку. Однако, по мере роста трубки идет развитие блоков с внешней кольцевой поверхности. Причиной появления и развития блоков в растущей трубке являются термонапряжения, которые вызывают перестройку структуры кристалла на нескольких уровнях - образование единичных дислокаций, развитие малоугловых границ вследствие пластической деформации и, наконец, образование блоков на больших степенях пластической деформации.

1] А.В.Денисов, В.М.Крымов, Ю.О.Пунин, ФТТ, 2007, т.49, в.3, с.454-459.

[2] В.М.Крымов, Ю.Г.Носов, С.И.Бахолдин и др. Кристаллография., 2015, т.60, №2, с.231-238.

[3] В.М.Крымов, Ю.Г.Носов, С.И.Бахолдин, и др. ФТТ, 2015, т.57, в.4, с.727-732.



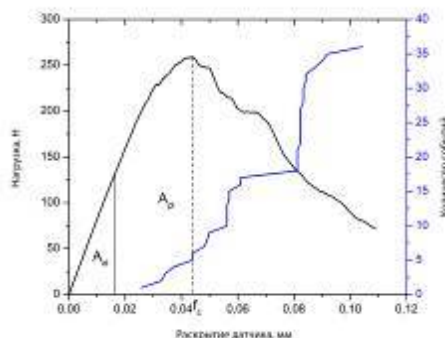
# ОЦЕНКА ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ДИСКРЕТНО - АРМИРОВАННОГО УГЛЕРОД - УГЛЕРОДНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ФРИКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

**Ожерелков Д.Ю., Степашкин А.А., Комиссаров А.А.**  
*НИТУ «МИСиС», Москва, Россия*  
[dmitriy.ozherelkov@gmail.com](mailto:dmitriy.ozherelkov@gmail.com)

Углерод-углеродные композиционные материалы (УУКМ) благодаря высокой теплостойкости, сохранению упругих и прочностных характеристик до температур 2100 – 2400 °С активно используются в химическом машиностроении, авиационной и ракетно-космической технике, одной из динамично развивающихся областей применения УУКМ являются авиационные тормозные диски.

В рамках настоящего исследования изучено влияние технологии изготовления УУКМ с матрицами на базе каменно-угольных и нефтяных пеков на характеристики трещиностойкости и сопротивления распространению трещины с использованием различных моделей напряженного состояния у вершины трещины. Объектом исследования в настоящей работе являлся дискретно-армированный УУКМ фрикционного назначения ТЕРМАР-ДФ, ТЕРМАР-АДФ и ГРАФИКИТ с матрицами на базе каменно-угольных и нефтяных пеков.

Критические значения коэффициентов интенсивности напряжений и величины J-интеграла получены в ходе испытаний на трехточечный изгиб образцов с надрезом и использованием датчика раскрытия трещины консольного типа. Размер образцов 70x10x10, база испытаний 60 мм, скорость испытаний 0,5 мм/мин. В качестве концентратора напряжения выступали надрезы шириной 0,25 мм и соотношением глубина надреза ( $l_0$ ) к толщине образца ( $b$ ) 0,25-0,45. Типичный вид кривой в координатах «нагрузка – раскрытие датчика» приведен на рисунке.



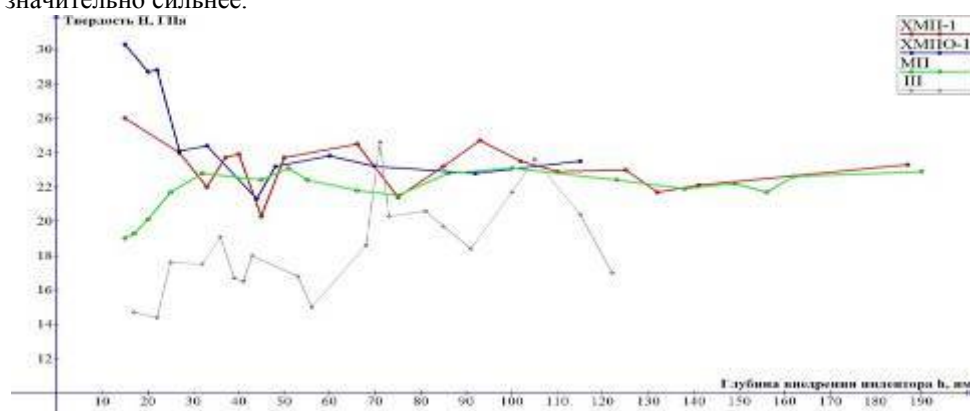
Испытания проводили на универсальной машине Instron 5569 с записью сигналов акустической эмиссии на платформе PXI американской компании National Instruments для определения момента старта трещины, также при помощи цифровой оптической системы VIC-3D фирмы Correlated Solutions в процессе испытания регистрировались данные для построения полей напряжений и деформаций у вершины трещины.

В результате работы были определены значения критических коэффициентов интенсивности напряжений и J-интеграла УУКМ различных схем армирования, определены конфигурация и размеры зоны концентрации напряжений у вершины трещины. В углерод-углеродном композиционном материале у вершины трещины реализуется плоско-деформированное напряженное состояние. Напряжения в момент старта трещины в 2,5 – 3 раза превышают предел прочности материала, а максимальные напряжения возникают на расстоянии 1,5 – 2 мм перед фронтом трещины.

## ИЗУЧЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ПОВЕРХНОСТИ КРИСТАЛЛОВ ЛЕЙКОСАПФИРА РАЗЛИЧНОЙ ОБРАБОТКИ

**А.М.Ополченцев, А.Э. Муслимов, А.В. Бугашин, А.Н. Дерябин, В.М. Каневский. Институт кристаллографии РАН, г. Москва, Россия. [amuslimov@mail.ru](mailto:amuslimov@mail.ru)**

Свойства кристаллических элементов, применяемых в эпитаксиальных технологиях и рентгеновской оптике, определяются не только состоянием поверхности, но и структурным совершенством приповерхностного слоя. Обработка поверхности элементов приводит к образованию приповерхностного слоя с нарушенной структурой, увеличенной концентрацией дефектов. Одним из способов исследования дефектов в поверхностном слое является измерение микротвердости. В работе локальная микротвердость исследовалась с использованием прибора НаноСкан-3Д. Были отобраны несколько кристаллических элементов из сапфира, прошедших различные стадии обработки поверхности: шлифовку, механическую полировку (МП), химико-механическую полировку (ХМП) и последующий отжиг на воздухе. Далее определялась зависимость величины микротвердости от глубины погружения пирамиды Берковича в кристалл. При анализе зависимостей (рис.1) обнаружено, что на глубинах больше 30 нм все образцы показывают схожие значения микротвердости, за исключением образца, прошедшего шлифовку, которая приводит к образованию значительно большего нарушенного слоя. На глубине меньше 30 нм микротвердость образца с МП снижается, микротвердость образцов с ХМП возрастает, причем у образцов, прошедших еще и отжиг возрастает значительно сильнее.



**Рис. 1.** Зависимости величины микротвердости образцов прошедших различную обработку от глубины.

Известно, что с уменьшением размера деформируемого объема существенное влияние на упругопластическое поведение материала оказывает не только наличие и плотность дефектов его структуры, изменяется распределение вкладов различных механизмов пластической деформации, меняется соотношение между упругой и пластической компонентами деформации. В работе выявлено существенное влияние типа обработки поверхности кристаллических элементов из сапфира на микротвердость на глубине до 50 нм, что может сказаться на функциональных свойствах элементов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН № 1 «Наноструктуры: физика, химия, биология, основы технологий».

# ПРОСТРАНСТВЕННОЕ РАПРЕДЕЛЕНИЕ ДЕФЕКТОВ В ПЛОСКОСТИ СКОЛЬЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИИ В КРЕМНИИ

**Орлов В.И.<sup>1,2</sup>, Ярыкин Н.А.<sup>1</sup>, Якимов Е.Б.<sup>1,3</sup>**

**1. Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН, г. Черноголовка, Московская обл., Россия**

**2. Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Московская обл., Россия**

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

[orlov@issp.ac.ru](mailto:orlov@issp.ac.ru)

В работе представлены результаты изучения дислокационных следов – квазидвумерных дефектов, возникающих за движущейся дислокацией в окрестности ее плоскости скольжения. Использовались методы EBIC, LBIC и оптической микроскопии. Это позволило получить новые экспериментальные результаты о геометрическом расположении исследуемых дефектов и их рекомбинационной активности.

В работе использовались бездислокационные монокристаллические образцы кремния, выращенные методом Чохральского n-типа, с концентрацией легирующей примеси (фосфор)  $[P] = 4 \cdot 10^{13} \text{cm}^{-3}$ . Образцы имели форму прямоугольных призм размером  $35 \times 4 \times 1 \text{ мм}^3$ . Индивидуальные дислокации вводились от локальных концентраторов напряжений («уколы» алмазным индентором) на грани  $\{111\}$  вдоль линии, параллельной направлению  $[110]$ . Нагружение осуществлялось методом четырехопорного изгиба вокруг оси  $[112]$  при температуре  $600^\circ\text{C}$ . Для исследования методами EBIC и LBIC на образцах формировались барьеры Шоттки путем напыления тонких слоев Au, омические контакты создавались путем втирания Al–Ga пасты в обратную сторону образцов

Исследования методом EBIC проводились на электронном микроскопе JSM 840 при комнатной температуре (35 кэВ, ток пучка порядка  $10^{-10} \text{А}$ ). Для получения изображения LBIC нами была изготовлена установка на основе оптического микроскопа и сканирующего столика. В этом случае, неравновесные носители заряда возбуждались полупроводниковым лазером мощностью 20 мВт с длиной волны 980 нм.

Основные результаты можно суммировать следующим образом:

1. Более глубокое проникновения лазерного излучения (150 мкм) по сравнению с длиной пробега электронов в методе EBIC (4 мкм) позволило получить квази-3D LBIC изображения дефектов в плоскости скольжения.
2. Выявлено существенное различие между дислокационными следами, образующимися на сторонах образца подвергнутых напряжениям сжатия либо растяжения. Это относится как к рекомбинационной активности дефектов в плоскостях скольжения, так и к виду и распределению дефектов выявляемых избирательным химическим травлением.
3. Последовательное удаление поверхностных слоев химической полировкой позволило получить данные о расположении дефектов в плоскости скольжения в глубине образца и обнаружить их неоднородное распределение.
4. Показано, что образование дефектов в плоскости скольжения отличается для разных частей дислокационной полупетли. Это, по-видимому, говорит о существенном влиянии тонкой структуры дислокационного ядра на процессы формирования исследуемых дефектов.

В работе обсуждается возможная природа дислокационных следов и выдвигается несколько механизмов их образования.

# НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ КАРБИДНЫЕ КОМПОЗИЦИИ НА ПОВЕРХНОСТИ КРЕМНИЯ

**Орлов Л.К., Вдовин В.И.**

*ИФМ РАН, Н.Новгород, ИФП СОРАН, Новосибирск, Россия [orlov@ipm.sci-nnov.ru](mailto:orlov@ipm.sci-nnov.ru)*

В последние годы повышенное внимание обращено на механизмы роста, способствующие формированию на базе различных материалов с различающимися постоянными кристаллических решеток островковых структур. Интерес возник в связи с проблемой выращивания в объеме и на поверхности кристаллов двумерных массивов наноразмерных объектов, представляющих интерес для различных приложений микро- и нано-электроники. В этом плане гетероэпитаксиальные структуры на основе кристаллических материалов с сильно различающимися постоянными решеток, какими, в частности, являются кремний и его различные карбидные фазы, представляются достаточно перспективными, так как на их основе легко можно формировать самые разнообразные, зачастую весьма нетривиальные, слоистые и островковые моно- и поликристаллические композиции, включающие элементы наноразмерного масштаба, и проявляющие зачастую весьма своеобразные свойства. В ближайшее время можно ожидать всплеска интереса, проявляемого к этим системам в связи с перспективой создания и изучения на поверхности Si слоев графена и других углеродсодержащих композиций. Если раньше дефекты структуры, включая морфологические дефекты поверхности, рассматривались в основном как нежелательные элементы полупроводникового материала, то в последнее время в рамках нового развиваемого направления, связанного с осознанным введением дефектов в решетку кристалла (получившего название инженерии дефектов), активно стали обсуждаться различные аспекты их применения в качестве самостоятельных элементов электронных микросхем. В связи с этим изучение двумерных кристаллических образований на поверхности роста может оказаться не только интересным, но и полезным.

В настоящей работе мы рассмотрели особенности формирования поверхностных линейных карбидных структур вдоль естественных направляющих, какими являются плоскости проскальзывания плоскостей в решетке кристалла подложки, часто возникающие в результате проводимых термообработок. Поверхностные адатомы углерода вследствие эффекта геттерирования накапливаются вдоль линий выхода дислокаций, образуя своеобразные нитевидные фигуры роста, лежащие в плоскости пленки. Изображения фигур на поверхности роста, полученные методом растровой электронной микроскопии, демонстрируют заметное разнообразие форм островковых образований, причем не только на плоскости Si(111), но и на Si(100) и Si(110). Методом сканирующей электронной микроскопии нами была изучена, не только возможность формирования отдельных островковых структур при разных условиях роста пленки, но и формирование проводящих игл, лежащих в плоскости слоя, а также проводящих одномерных нитей. На их основе в перспективе при уменьшении поперечных размеров линейных поверхностных дефектов, в структуре могут быть в принципе сформированы двумерные квантовые сетки, представляющие интерес не только с фундаментальной, но и с практической точки зрения. Детальный анализ линейных дефектов структуры поверхности, проведенный методом оптической интерференционной микроскопии и сканирующей зондовой микроскопии, показал в тоже время довольно сложную трехмерную структуру линейных дефектов поверхности, формируемых вдоль линии проскальзывания кристаллических плоскостей. Линейный дефект поверхности представлял собой, в ряде случаев, довольно глубокую канавку (от нескольких десятков до нескольких сотен нанометров). Последняя по мере заполнения ее атомами углерода имела довольно сложный профиль вдоль направляющей линейного дефекта. В конечном итоге отдельные канавки полностью зарастали, образуя серию параллельных нитевидных нанокристаллических структур на поверхности тонкого нанометровой толщины подстилающего 3C-SiC слоя карбида кремния. Фазовый состав последнего контролировался нами методом катодоллюминесценции.

# СИНТЕЗ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ В БИНАРНОМ РАЗРЕЗЕ $\text{Nd}_2\text{MoO}_6$ – $\text{PbO}$

Орлова Е. И., Харитоновна Е. П., Воронкова В. И.

Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва, Россия  
agarova@polly.phys.msu.ru

Молибдатные бинарные системы с редкоземельными оксидами с крупными катионами (La, Pr, Nd) представляют интерес благодаря обнаружению в них соединений с высокой кислородной и смешанной проводимостью [1]. Оксимолибдаты с составом 1:1 [2] синтезируются при  $900^\circ\text{C}$  в моноклинной фазе, при температуре  $1000^\circ\text{C}$  и выше - в тетрагональной, структура которой является слоистой с чередованием флюоритовых  $\text{Ln}_2\text{O}_2$ -слоев и слоев из Мо-тетраэдров.  $\text{PbO}$  имеет подобную слоистую структуру, построенную из флюоритовых слоев  $\text{Pb}_2\text{O}_2$ . Представляет интерес изучить условия синтеза, полиморфизм, тепловые и проводящие свойства молибдатов в бинарном разрезе  $\text{Nd}_2\text{MoO}_6$  –  $\text{PbO}$  тройной системы  $\text{Nd}_2\text{O}_3$ - $\text{MoO}_3$ - $\text{PbO}$ .

Твердофазным синтезом на воздухе при максимальных температурах  $900^\circ\text{C}$  и  $1000^\circ\text{C}$  были приготовлены образцы в тройной системе  $\text{Nd}_2\text{O}_3$ - $\text{MoO}_3$ - $\text{PbO}$  с различным содержанием свинца (10, 20, 33.3, 40, 50, 60 мол.% $\text{PbO}$ ). Бесприменный образец и образцы с малым содержанием синтезируются в моноклинной фазе при  $900^\circ\text{C}$ , тогда как образцы, содержащие от 33 до 60 мол.%  $\text{PbO}$  синтезируются в тетрагональной фазе.

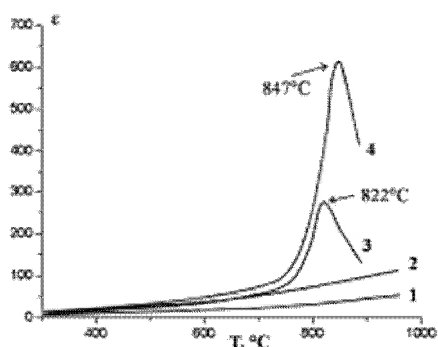


Рис. 1. Температурные зависимости диэлектрической проницаемости для образцов с различным содержанием  $\text{PbO}$  в тройной системе  $\text{Nd}_2\text{O}_3$ - $\text{MoO}_3$ - $\text{PbO}$ : (1) 0 мол.%, (2) 10 мол.%, (3) 33.3 мол.%, (4) 60 мол.%.

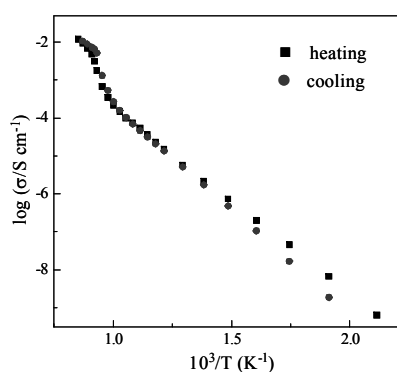


Рис. 2. Температурные зависимости проводимости для образца с содержанием 33 мол.%  $\text{PbO}$ .

По данным ДСК для соединений с большим содержанием примеси выше  $820^\circ\text{C}$  наблюдалась обратимая аномалия. Измерение температурных зависимостей диэлектрической проницаемости (рис. 1) и проводимости (рис. 2) для этих образцов также выявило аномалию в той же области температур, что может свидетельствовать о существовании в этой области фазового перехода. Проводимость  $\text{Pb}$ -содержащих соединений вблизи фазового перехода скачком возросла приблизительно на 2 порядка величины по сравнению с бесприменным образцом, достигая  $10^{-2}$  См/см.

[1] Malavasi L., Fisher C.A.J., Islam S., Chem. Soc. Rev. 39 (2010) 4370. [2] Brixner L.H., Sleight A.W., Lics M.S., J. Solid State Chem. 5 (1972) 186.

## ЛАЗЕРНАЯ ВОССТАНОВИТЕЛЬНАЯ НАПЛАВКА ПОВЕРХНОСТИ ТЯЖЕЛО НАГРУЖЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

М.Д. Павлов<sup>1</sup>, С.Д. Калошкин<sup>1</sup>, А.М. Чирков<sup>2</sup>, А.Ю. Прилуков<sup>2</sup>

<sup>1</sup>НИТУ «МИСиС», Россия, г. Москва

<sup>2</sup>НП «ВЛИТЦ», Россия, г. Киров

e-mail: [mkpavlovd@gmail.com](mailto:mkpavlovd@gmail.com)

В настоящее время разработано много технологий восстановления изношенных деталей машин и механизмов и получения требуемых функциональных свойств поверхностного слоя. Особое место среди технологий восстановления поверхности занимает метод лазерной наплавки. Лазерная наплавка - это высокопроизводительная технология, обеспечивающая высокое качество наплавленного слоя при минимальном тепловложении в наплавляемую деталь. Весьма актуальным является вопрос о внедрении технологии лазерной наплавки для ремонта и улучшения функциональных характеристик изделий для металлургического производства, таких как: валки прокатных станов, направляющие ролики рольгангов и др.

Эффективность метода лазерной наплавки доказана на примере восстановления шеек валков прокатных станов. Наплавка поверхностного слоя шеек высокоточных прокатных валков стана холодной прокатки «Кварто-160» проводилась с использованием роботизированного лазерного технологического комплекса TruLaserRobot 5020, в ходе которой были получены опытные образцы. Для лазерной наплавки использовалась порошковая проволока. В процессе исследования был подобран оптимальный режим обработки и определены минимальная глубина проплавления основы, толщина наплавленного слоя и его микроструктура, распределение микротвердости по сечению наплавленного слоя, его твердость и значения пределов прочности и текучести. Все полученные характеристики удовлетворяли требованиям технического задания. Было показано, что твердость наплавленного слоя составляет порядка 40 - 42 HRC. Предел прочности наплавленного слоя составил порядка  $\sigma_b = 1702$  МПа, что превышает заданное в техническом задании значение предела прочности, равное  $\sigma_t = 1050-1150$  МПа. Установлено, что наплавленный слой имеет металлургическую связь с основой и обладает дисперсной структурой мартенсита. Были проведены натурные испытания восстановленных валков в заводских условиях. Согласно отчету шейки валков после наплавки были отшлифованы до однородной поверхности со значением шероховатости Ra равной 0,8 и на поверхности не было выявлено пор и трещин. На восстановленных валках было прокатано порядка 950 тонн алюминиевых сплавов различных марок. Нареканий к работе валков и качеству продукции в процессе эксплуатации не возникло. Параметры точности прокатки и срок службы восстановленных валков не уступают тем, которые достигаются при работе нового валка.

## STRUCTURE AND DAMPING OF Fe-Ga-Al AND Fe<sub>3</sub>Ga TYPE ALLOYS

V.V. Palacheva, A.A. Emdady, A.I. Bazlov, I.S. Golovin.

National University of Science and Technology "MISIS", Leninsky ave. 4, 119049 Moscow, Russia

Structure, magnetostriction and damping properties are analyzed in Fe<sub>82</sub>Ga<sub>(18-x)</sub>Al<sub>x</sub> alloys. Anelastic response of Fe-Ga-Al alloys is studied as a function of temperature, frequency and amplitude of forced vibrations. The origin of the relatively high damping capacity of Fe-Ga-Al alloy at room temperature is proved by applying magnetic field and different heat treatment regimes. Substitution of Ga by Al in Fe-18%Ga alloys decreases both magnetostriction and damping. Heat treatment of alloys influences the damping capacity of alloys more than variations of their chemical compositions.

The structure of binary Fe-27%Ga and ternary Fe-18%Ga-6%Al alloys is studied after different annealing regimes of as quenched samples. We focused mainly on early stages of different phase transitions: from A2 to D0<sub>3</sub>, to L1<sub>2</sub> and D0<sub>19</sub>, which decrease functional properties of Fe-Ga alloys. Formation of stable phases goes through formation of metastable phases: according to XRD, the D0<sub>3</sub> ordering of practically disordered A2 solid solution clearly takes place at 150°C, while formation of equilibrium fcc ordered L1<sub>2</sub> phase starts after four hours annealing at 350°C. Upon continuous heating, the transition from D0<sub>3</sub> to L1<sub>2</sub> phase is accompanied by a transient internal friction peak. On its turn, the phase transitions are retarded in the ternary Fe-18Ga-5Al alloy, although a TEM study of the ternary alloy proves weak D0<sub>3</sub> ordering in the as-quenched state and formation of small precipitates of L1<sub>2</sub> phase (not detectable by X-ray) after four hours annealing at 275°C.

The presence of carbon in studied alloys leads to appearance of Snoek-type relaxation in both binary and ternary alloys: the peak in binary Fe-27Ga alloy is unimodal with activation energy of about 1 eV, and it has bi-modal shape in the ternary alloy Fe-18Ga-5Al with activation energies of about 1.1 and 1.4 eV, corresponding to carbon atom diffusion under stress in vicinity of Ga and Al atoms, respectively.

This study is supported by RFBR (Russia) research project N° 14-03-00165a.

## SEVERE DEFORMATION OF RHENIUM AT ROOM TEMPERATURE

**Peter Panfilov<sup>1</sup>, Yuri N. Gornostyrev<sup>2,3</sup>, Vitalii P. Pilyugin<sup>3</sup>**

*Ural Federal University, Lenin ave. 51, 620083, Yekaterinburg, Russia*

*peter.panfilov@urfu.ru*

*Institute of Quantum Materials Science, Bajov str., 620023, Yekaterinburg, Russia*

*Institute of Metalphysics of the Ural Branch of the RAS, Kovalevskaya str. 18, 620219, Yekaterinburg, Russia*

Refractory rhenium holds the unique position among HCP-metals, because it exhibits anomalously high hardening under mechanical loading, but remains a plastic substance at room and elevated temperatures. The mechanism of the anomaly is still unclear and, hence, needs in discussion. There are few possible causes for such deformation behavior in rhenium. The first one is special deformation mechanisms, which differ rhenium from other HCP-metals. The second cause is considerable contribution of the mechanical twinning in comparison with dislocation plasticity. The third is features of the interatomic bonding in this refractory metal, which, however, do not qualitative change the dominant deformation mechanisms in HCP-lattice such as the basal and prismatic slip. The shift under pressure in Bridgeman's anvils (SUP) is deformation scheme, which allows deforming up to severe deformation at room temperature such brittle metals as tungsten and iridium. Its application to the electron-beam-melted polycrystalline rhenium has shown that this refractory HCP-metal is also able to severe deformation despite huge strengthening. According to XRD examination, dislocation plasticity due to both basal and prismatic slip makes the main contribution into deformation behavior of polycrystalline rhenium under SUP. Mechanical twinning can induce intensive nucleation of cracks that are able to grow under tensile stress as it takes place under rolling at room temperature. However, under SUP, when the level of tensile stress is minimal and, hence, the crack growth is powerfully suppressed, the contribution of twinning into deformation behavior of rhenium would not be compared with the dislocation glide. Therefore, the rhenium anomaly is sooner caused by the features of its interatomic bonding and further study should be connected with ab initio calculation of electronic structure and modelling of defects in rhenium.



# ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИТОГО БЕРИЛЛИЯ

**И.И.Папиров, А.А.Николаенко, А.И. Пикалов, П.И.Стоев, Т.Г. Емлянинова, \*Ю.В. Тузов**  
Национальный Научный Центр “Харьковский физико-технический институт”,  
Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий,  
Харьков, Украина.

\*Высокотехнологичный Научно-исследовательский Институт Неорганических Материалов имени академика  
А.А. Бочвара, Москва, Россия.  
E-mail [nikolaenko@kipt.kharkov.ua](mailto:nikolaenko@kipt.kharkov.ua)

Использование бериллия в качестве конструкционного материала в различных областях техники предъявляет особые требования к уровню его физико-механических характеристик.

В данной работе была поставлена задача детально изучить влияние структурных факторов (содержание и состояние примесей, размер зерна, текстура) и технологических параметров (температура, давление и время обработки) на уровень механических свойств литого бериллия и на основе такого анализа разработать новые бериллиевые материалы с повышенным уровнем механических свойств.

Приведены экспериментальные результаты исследования литых бериллиевых материалов, которые отличались содержанием примесей, величиной зерна и текстурой. Эти материалы готовили на основе бериллия высокой чистоты, полученного методом многократной дистилляции. Целью работы было систематическое изучение свойств литого деформированного бериллия в зависимости от чистоты, размера зерна и некоторых других факторов [1].

Систематически изучены механические характеристики литого прокатанного бериллия в зависимости от структурных факторов. У всех изученных сортов бериллия пределы прочности и текучести существенно повышаются, а относительное удлинение возрастает с уменьшением размера зерна [2]. Пластические характеристики исследованного металла возрастают по мере увеличения чистоты.

В литом состоянии бериллий обладает относительно низкими механическими свойствами: предел прочности при растяжении составляет 34-38 МПа при практически нулевой пластичности. Снижение концентрации металлических примесей при переходе от менее чистого к более чистому материалу приводит к заметному росту пластичности.

Глубокой очисткой и последующей интенсивной деформацией можно получить достаточно пластичный мелкозернистый бериллий, однако производство такого материала сдерживается высокой стоимостью технологического процесса и сложностями получения крупных заготовок.

1. Л.А. Корниенко, А.А. Николаенко, И.И. Папиров, П.И. Стоев, Ю.В. Тузов, А.М. Хомутов. Атлас структур бериллия, Дубна, 2009.
2. Papirov I.I., Tikhinskij G.F. Modern Investigations of Beryllium, Kharkov, 1998, — 228 p.

# ОСОБЕННОСТИ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ СЛОЖНЫХ КАРБИДОВ В ВОЛНЕ ГОРЕНИЯ МА СМЕСЕЙ Ta- Zr-C

**Е.И. Пацера<sup>1</sup>, Е. А. Левашов<sup>1</sup>, В. В. Курбаткина<sup>1</sup>, Н.А. Кочетов<sup>2</sup>, Д.Ю. Ковалев<sup>2</sup>**

**1 Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва  
119049, Ленинский проспект, 4**

**2 Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН ул. Акад.  
Осипьяна, д. 8, г. Черноголовка, Московская обл, 142432, Россия**

**[patsera\\_yevgeniy@mail.ru](mailto:patsera_yevgeniy@mail.ru)**

Карбиды TaC и ZrC обладают высокой температурой плавления, коррозионной стойкостью, твердостью и стойкостью к испарению под действием излучения. Они используются для изготовления ультравысокотемпературных композиционных материалов для авиационно-космического назначения. Чрезвычайно высокая температура плавления этих материалов не позволяет получать их с использованием традиционных технологий порошковой металлургии или литья. Для синтеза однофазного карбида (Ta,Zr)C был использован метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в сочетании с предварительным механическим активированием (МА) исходной смеси, который широко используется для получения тугоплавких соединений.

Целью работы было исследование влияние режимов механического активирования на структуру и фазовый состав, как исходных порошковых смесей, так и продуктов СВС в системе Ta-Zr-C

В качестве исходных реагентов использовались элементные порошки Zr (ПЦрК-1), Ta (ТаПМ) и С (П804Т) в расчете на получение (Ta,Zr)C с содержанием Zr ~20%. Механическая активация проводилась в планетарной мельнице АИР-0.015. Фазовый состав исследовали методом рентгенофазового анализа. Микроструктуру и химический состав образцов изучали методами СЭМ и ЭДС. Теплоотдачу сгорания активированной шихты определяли на быстродействующем калориметре. Синтез образцов производили по технологии силового СВС- компактирования.

На первом этапе работы порошки загружались в барабан и активировали все вместе. В результате МА частицы Ta деформируются в чешуйки, в которые внедряются более мелкие частицы С и Zr, после чего происходит образование агломерированных гранул размером 200-300 мкм. Размер слоев образующих агломераты составляет от нескольких микрон в ширину до 50 мкм в длину. Средний размер агломератов проходит через максимум при 10 мин МА. По технологии силового СВС- компактирования из МА смеси получен однофазный карбид (Ta,Zr)C с параметром решетки 0,4479 нм. Однако после синтеза материала, в продуктах присутствует 5% оксида циркония.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках проектной части государственного задания № 11.233.2014/К «Разработка сверхвысокотемпературных твердорастворных соединений (Me<sup>V</sup>,Me<sup>IV</sup>)C методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза механически активированных смесей» в сфере научной деятельности.*

# ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Перегудов О.А.<sup>1</sup>, Морозов К.В.<sup>1</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>,  
Бащенко Л.П.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет,  
Новокузнецк, Россия, E-mail:luda.baschenco@gmail.com

<sup>2</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН,

<sup>3</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет  
Томск, Россия, E-mail: yufi55@mail.ru

Увеличение интенсивности движения и грузонапряженности вызывает необходимость повышения надежности и эксплуатационной стойкости рельсов, обуславливает высокие требования к ним по твердости, контактно-усталостной прочности, сопротивлению образованию контактно-усталостных дефектов, хрупкому разрушению. При используемой в настоящее время объемной закалке в масле и отпуске (ГОСТ 18267 – 72) в рельсах формируется однородная структура сорбита или троосто-сорбита закалки. Однако при длительной эксплуатации в углеродистых сталях формируются разнообразные структуры, которые определяют поведение материала.

Исследовали образцы рельсовой стали Р65 (свойства и элементный состав которой регламентируется ГОСТ Р 51685 – 2000) в исходном состоянии и после эксплуатации на железной дороге. Изучали структурно-фазовое состояние рабочей выкружки. Структуру металла исследовали методами металлографии (метод поперечных травленных шлифов, травление осуществляли в 4%-ном спиртовом растворе азотной кислоты), сканирующей (фрактография изломов) и просвечивающей (метод тонких фольг) электронной микроскопии. Фольги готовили методом электролитического утонения пластинок, расположенных на поверхности катания, и на расстоянии 2 и 10 мм от поверхности катания.

В образцах рельсовой стали после наработки 1000 млн. тонн брутто со стороны рабочей выкружки выявлены дугообразные несплошности, проходящие под некоторым углом к поверхности на глубину до 500 мкм, которые образовались в процессе эксплуатации. Структура металла с поверхности рабочих выкружек значительно деформирована, зерна ориентированы к поверхности под углом 30 градусов и менее. Микроструктура металла представляет сорбит закалки с обрывками ферритной сетки. По мере удаления от поверхности дисперсность перлита незначительно уменьшается, снижается доля ферритной составляющей.

При эксплуатации в рельсовой стали формируется многослойная структура: поверхностный слой толщиной до 20 мкм, переходный слой толщиной 200 – 300 мкм, который переходит в основной объем материала.

Поверхностный слой характеризуется наличием большого количества микротрещин, микропор и выбоин, имеет многофазную нано- и субмикроструктурную структуру. Структура переходного слоя характеризуется сравнительно малым (0,5 – 1 мкм) размером фасеток излома, размер фасеток излома основного объема стали составляет 4 – 5 мкм. Пограничный слой (отделяющий переходный слой от основного объема стали) не содержит дефектов структуры деформационного происхождения.

Структура слоя, расположенного на расстоянии 2 мм от поверхности катания, по морфологическому признаку подобна структуре объема материала (структуре стали до эксплуатации); представлена зернами перлита преимущественно пластинчатой морфологии, зернами феррито-карбидной смеси и зернами структурно свободного феррита. Особенностью является повышенная (по сравнению со структурой исходного состояния) плотность дислокаций.

## СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ, ФОРМИРУЮЩИЕСЯ В РЕЛЬСАХ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

**О.В. Перегудов<sup>1</sup>, К.В. Морозов<sup>1</sup>, В.Е. Громов<sup>1</sup>, Ю.Ф. Иванов<sup>2</sup>, К.В. Алсараева<sup>1</sup>**

*<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*

*<sup>2</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск*

Целью настоящей работы являлось исследование методами оптической, сканирующей и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии эволюции структуры рельсов из стали Р65, формирующейся в результате длительной эксплуатации на железной дороге (пропущенный тоннаж 1000 млн. т. брутто).

В образцах рельсов при визуальном осмотре нетравленных шлифов со стороны рабочей выкружки выявлены дугообразные несплошности, проходящие под некоторым углом к поверхности на глубину до 500 мкм. Полости несплошностей заполнены продуктами коррозии. Дорожек окислов, строчек хрупко разрушенных силикатов, пластичных силикатов, а также каких либо дефектов металлургического происхождения по кромкам и на продолжении несплошностей не выявлено, что свидетельствует об образовании этих дефектов в процессе эксплуатации. С поверхности рабочих выкружек рельсовых проб, наблюдаются участки металла со значительно деформированной структурой, зерна ориентированы к поверхности под углом 30 градусов и менее. После травления шлифов микроструктура металла проб представляет сорбит закалки с обрывками ферритной сетки. По мере удаления от поверхности дисперсность перлита незначительно уменьшается, также снижается доля ферритной составляющей. Величина действительного зерна металла рельсов оценивается в соответствии с ГОСТ 5639-82 преимущественно 9-10 номером.

Исследование излома выявило формирование в результате эксплуатации рельсов многослойной структуры. А именно, поверхностного слоя толщиной до 20 мкм и переходного слоя толщиной (200-300) мкм, переходящего в основной объем материала. Поверхностный слой характеризуется наличием большого количества микротрещин, микропор и выбоин. Структура переходного слоя характеризуется сравнительно малым (0,5...1 мкм) размером фасеток излома. Размер фасеток излома основного объема стали (4...5 мкм). Важно отметить, что пограничный слой, отделяющий переходный слой от основного объема стали, не содержит дефектов структуры деформационного происхождения (микропоры, микротрещины и т.п.)

Методами дифракционной электронной микроскопии тонких фольг на просвет по морфологическому признаку были выделены следующие структурные составляющие образцов объема (на расстоянии 30 мм от поверхности катания) рельсов: перлит пластинчатый, зерна феррито-карбидной смеси и зерна структурно свободного феррита. Основным типом структуры исследуемой стали являются зерна перлита, относительное содержание которых в материале 0,7; относительное содержание зерен феррито-карбидной смеси – 0,2; остальное – зерна структурно свободного феррита.

После эксплуатации структура стали существенным образом изменяется. В поверхностном слое формируется фрагментированная субструктура с размерами фрагментов в пределах 100 нм. Полученный слой содержит большое количество включений второй фазы (карбида и оксиды железа).

На расстоянии 2 мм от поверхности катания структура стали после эксплуатации подобна структуре объема материала. Отличие заключается в степени деформированности материала. А именно, зерна перлита разбиваются фрагментируются, выявляется большое количество изгибных экстинкционных контуров; в объеме зерен структурно свободного феррита и зерен феррито-карбидной смеси выявляется повышенная плотность дислокаций.

## ПОЛУЧЕНИЕ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ, ПРИ ЛАЗЕРНОМ ОБЛУЧЕНИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

**Пермякова И.Е.<sup>1</sup>, Глезер А.М.<sup>1,2</sup>, Иванов А.А.<sup>3</sup>, Шеляков А.В.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup> ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия, [inga\\_perm@mail.ru](mailto:inga_perm@mail.ru)

<sup>2</sup> НИТУ МИСиС Москва, Россия, [a.glezer@mail.ru](mailto:a.glezer@mail.ru)

<sup>3</sup> НИЯУ МИФИ, Москва, Россия, [andrej.ivanov@gmail.com](mailto:andrej.ivanov@gmail.com); [alex-shel@mail.ru](mailto:alex-shel@mail.ru)

Лазерное облучения в настоящее время занимает особое место среди современных технологий обработки аморфных сплавов (АС). Этот перспективный метод, имея ряд специфических особенностей, дает дополнительные возможности управления их структурой и свойствами. Кратковременность импульсного лазерного воздействия обеспечивает сохранение тех физических свойств, которые могли бы меняться в течение обычного длительного нагрева благодаря диффузии. Кроме того, этот метод позволяет контролировать процесс формирования нанокристаллов, путем изменения энергии лазерного излучения, длительности импульсов, их частоты. Привлекательным в лазерной обработке является и то, что, задавая закон распределения температур по объему материала, можно получать композиты с необходимым составом структурных единиц и структурных параметров. Следует отметить, что сейчас в научных кругах существует дефицит в исследованиях подобного рода. Таким образом, исходя из вышеизложенного, возникает необходимость в детальном и комплексном изучении физических особенностей лазерного облучения АС с целью создания аморфно-нанокристаллических композитов с повышенной термической стабильностью, оптимальной твердостью, ненулевой пластичностью, коррозионнотойкостью и улучшенными магнитомягкими характеристиками.

Объектами исследования являлись быстрозакаленные ленты АС на основе железа и кобальта (Co-Fe-Cr-Si-B, Fe-Ni-B, Fe-Cr-B и промышленная марка 84КХСР) толщиной ~ 20-30 мкм. Модификация структуры и механических свойств изначально аморфных образцов проводилась с использованием облучения эксимерным ультрафиолетовым KrF лазером с длиной волны 248 нм и длительностью импульса 20 нс.

Осуществлен подбор режимов и параметров лазерного воздействия (плотность энергии, частота, количество импульсов) для изготовления первых пробных аморфно-нанокристаллические композитов. Были получены как тонкие кристаллические слои на поверхности лент АС, так и объемные двухслойные «сэндвичи» из аморфно-кристаллических составляющих. С помощью оптической и растровой электронной микроскопии определены глубины залегания сформированных закристаллизованных слоев при варьировании числа лазерных импульсов. Изучены морфологические особенности рельефа поверхности и фракталогия изломов облученных лазером образцов АС. Выявлены основные закономерности изменения элементного состава в зонах воздействия лазерного излучения. Проведена оценка величин твердости по Виккерсу (*HV*) в различных зонах селективного лазерного облучения, установлены зависимости *HV* исследуемых сплавов от числа импульсов. Проведены начальные этапы исследований по установлению связи между структурными превращениями, реализующимися в процессе лазерной обработки АС, и эволюцией механических свойств. Это позволит эффективно прогнозировать поведение аморфно-кристаллических материалов, создавая предпосылки для их практического применения.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант «А» № 14-02-00075).*

## МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКРИСТАЛЛОВ В АМОРФНОМ СПЛАВЕ $Al_{90}Y_{10}$ В РЕЗУЛЬТАТЕ РАЗЛИЧНЫХ ОБРАБОТОК

**Першина Е.А., Аронин А.С., Абросимова Г.Е., Матвеев Д.В.**

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

Системы аморфных сплавов на основе Al такие как Al-RE и Al-Ni(Fe)-RE (RE - редкоземельный элемент) привлекают к себе большой интерес благодаря высоким показателям механических характеристик при малом удельном весе. Известно, что сочетание аморфной и нанокристаллической фазы в таких материалах позволяет заметно повысить их механические свойства, что значительно расширяет круг применения данных материалов.

В последнее время интенсивная пластическая деформация (ИПД) широко применяется как метод создания нанокристаллической структуры во многих аморфных материалах, в том числе и в сплавах на основе Al. Однако, несмотря на широкую известность и обширное исследование данного метода, вопрос о механизме пластической деформации аморфных сплавов до сих пор остается открытым.

В литературе встречается несколько различных рассуждений на этот счет. С одной стороны, предполагается, что в полосах сдвига происходит локальный разогрев материала, который влечет за собой образование нанокристаллов преимущественно в данных полосах. С другой стороны, полосы деформации - области повышенного свободного объема, наличие которого ускоряет процесс кристаллизации именно в них. Тем не менее, единой точки зрения о природе полос деформации и локализации кристаллов, сопровождающих процесс пластической деформации, все еще не существует. Кроме того, основная масса имеющейся литературы посвящена деформации сплавов на основе Al только прокаткой, растяжением или сжатием, поэтому изучение сплава системы Al-RE после деформации кручением под высоким давлением является особенно актуальным.

В связи с этим, в нашей работе исследовался двойной аморфный сплав  $Al_{90}Y_{10}$  после ИПД методом кручения под высоким давлением и после термообработки в диапазоне температур 1го пика кристаллизации выбранного сплава. Данная работа посвящена исследованию различий в структуре и фазовом составе выбранного сплава. Был выбран именно двойной сплав, поскольку его удобно рассматривать в качестве модельного. Данные о структуре и превращениях, происходящих в простой системе, крайне необходимы для дальнейших исследований более сложных систем.

Обнаружено, что обе обработки приводят к частичной кристаллизации сплава  $Al_{90}Y_{10}$  с образованием нанокристаллов Al. При этом средний размер образующихся кристаллов после ИПД заметно меньше, чем после термообработки.

Кроме того, согласно диаграмме состояния сплава Al-Y после нагрева в нем должны образовываться фазы Al и  $Al_3Y$ . Однако, в наших экспериментах наличие данной фазы в достаточном количестве не подтвердилось. Вместо этого в образцах после деформации помимо фазы Al обнаружена метастабильная фаза  $Al_4Y$ , которая в образцах после термообработки не обнаружена.

Работа выполнена частично при финансовой поддержке РФФИ  
(проекты 13-02-00232, 14-43-03564 и 14-42-03566).

## РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ КРИСТАЛЛОВ СЕМЕЙСТВА ЛАНГАСИТА

<sup>1</sup>Петраков В.С., <sup>1</sup>Кугаенко О.М., <sup>2</sup>Бузанов О.А., <sup>1,2</sup>Базалевская С.С., <sup>2</sup>Сахаров С.А.,  
<sup>1</sup>Сагалова Т.Б.

<sup>1</sup>НИТУ «МИСиС», Москва, [crystalxxi@misis.ru](mailto:crystalxxi@misis.ru)

<sup>2</sup>ОАО «Фомос-Материалс», Москва

Пьезоэлектрические элементы на основе кристаллов семейства лангасита в настоящее время применяются в датчиках давления и вибрации в интервале температур от комнатной до 600 °С. Для расширения температурного интервала применения кристаллов в высокотемпературной современной сенсорной акусто- и пьезотехнике в работе исследуется термостабильность фазового состава кристаллов семейства лангасита методом высокотемпературной рентгеновской дифрактометрии при нагреве в вакууме и на воздухе.

В данной работе методом высокотемпературной рентгеновской дифрактометрии при отжигах в вакууме и на воздухе в интервале температур от 25 до 1200 °С исследована термостабильность фазового состава монокристаллов семейства лантан-галлиевых силикатов - лангасита ( $La_3Ga_5SiO_{14}$ ), лангатата ( $La_3Ta_{0,5}Ga_{5,5}O_{14}$ ), катангасита ( $Ca_3TaGa_3Si_2O_{14}$ ).

Измерения проводились на рентгеновском дифрактометре *D8 Advance* фирмы Бруккер при симметричной съемке  $\theta$ - $2\theta$  с использованием мономатического  $CuK_\alpha$  излучения ( $\lambda = 1,54178 \text{ \AA}$ ), в вакууме  $10^{-3}$  мм.рт.ст. в процессе ступенчатого нагрева от 25 до 1200 °С с шагом 100- 200 °С со скоростью нагрева  $0,5 \text{ }^\circ\text{C сек}^{-1}$  и с изотермической выдержкой через каждые 200 °С в течение 1 часа и затем съемкой дифрактограммы, которая занимала 0,5 часа, в интервале углов  $\theta/2\theta=10\text{-}70^\circ$  с шагом 0,1 град и временем накопления импульса 3сек. Таким образом, в процессе съемки порошок подвергался отжигу каждые 100-200 °С продолжительностью 1,5 час (500, 600, 900, 1000, 1100, 1200 °С).

В результате работы установлено, что фазовый состав кристаллов семейства лангасита ( $La_3Ga_5SiO_{14}$ ,  $La_3Ta_{0,5}Ga_{5,5}O_{14}$ ,  $Ca_3TaGa_3Si_2O_{14}$ ) устойчив при отжиге в вакууме до температуры 1000 °С и при отжиге на воздухе до 1200 °С.

Методом высокотемпературной рентгеновской дифрактометрии при температурах выше 1000 °С при нагреве в вакууме обнаружено частичное разложение исходной фазы кристаллов с образованием окислов основных элементов, обедненных галлием, что связано с процессом образования летучей закиси галлия и потерей галлия в приповерхностном слое кристаллов. Отжиг в вакууме при температуре 1200 °С приводит к появлению на рентгеновских фазовых дифрактограммах, наряду с пиками основной фазы, дополнительных отражений, связанных с образованием обедненных галлием двойных и тройных фаз элементов, входящих в состав исследованных кристаллов ( $La_2O_3$ ,  $La(GaO_3)$ ,  $TaO_2$ ,  $La(TaO_4)$  и др.).

Обнаружена рекристаллизация при нагреве порошков с преобладанием зерен Z ориентации и уменьшение дефектов и напряжений с отжигом.

В результате отжига до 1000 °С в вакууме происходит изменение параметра  $a$  кристаллической решетки кристаллов согласно тепловому расширению в соответствии с КТР.

## **КИНЕТИКА ПЕРЕКЛЮЧЕНИЯ СОСТОЯНИЙ КВАЗИОДНОМЕРНЫХ НАНОСИСТЕМ. ЭФФЕКТЫ КОНЕЧНОЙ ДЛИНЫ**

**Б.В. Петухов**

*Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН, Москва, Россия*

*E-mail: petukhov@ns.crys.ras.ru*

Во многих случаях переключение состояния протяженного квазиодномерного материала происходит посредством термоактивационного или квантовомеханического образования локальных зародышей нового состояния и последующего их разрастания вдоль системы. Примерами таких трансформаций являются переключение намагниченности нанопроволок в спинтронике и цепочечных молекулярных магнетиках, уход дислокации из долины кристаллического рельефа, репликация молекул ДНК, релаксация полимеров, сворачивание краев графеновых листов в нанотрубки и многие другие процессы в физике, химии и биологии. Развитие технологии инкапсуляции квазиодномерных кристаллов в углеродные нанотрубки значительно увеличило число объектов для изучения кинетики фазовых превращений в таких системах. Кристаллизация является процессом, ограничивающим скорость перезаписи данных в устройствах хранения информации, основанных на меняющих фазовое состояние материалах, что делает настоящим изучение кинетики фазовых превращений в них. Поскольку структура таких систем редко бывает совершенной, представляет интерес исследование закономерностей влияния дефектов на кинетику превращения, что и является целью настоящей работы.

Развивается аналитический подход к описанию влияния концевых эффектов на кинетику переключения состояний квазиодномерных систем. Подход основан на колмогоровской теории стохастического зарождения и коалесценции доменов новой фазы, предложенной для описания процесса статистической кристаллизации. Применительно к магнитным системам метод позволяет рассчитывать кривые намагниченности и гистерезисные явления в зависимости от температуры и параметров материала.



# ИЗУЧЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА МЕТОДОМ НЕПРЕРЫВНОЙ РЕГИСТРАЦИИ МОМЕНТА КРУЧЕНИЯ

**Печина Е.А., Иванов С.М., Дорофеев Г.А., Ладьянов В.И.**  
*Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия*  
*el\_pechina@mail.ru*

Изучение закономерностей развития пластической деформации в металлах и сплавах в условиях сдвига при высоких давлениях является одной из важных задач физики прочности и пластичности [1]. Как правило, исследование структурно-фазовых превращений в материалах при интенсивной пластической деформации кручением изучают на образцах после деформации. Стадии деформации принято определять по кривым деформационного упрочнения, а также и – в координатах «истинное напряжение – корень квадратный из истинной деформации» в случае отсутствия заметных аномалий на кривой. Для выявления стадийности при больших деформациях сдвигом под давлением (до  $\epsilon=10$ ) в качестве характеристики прочности успешно используют микротвердость. Однако после снятия нагрузки в материале возможно протекание постдеформационных процессов, например, низкотемпературной рекристаллизации, как показано на примере меди в [например, 2]. Это затрудняет описание процессов и закономерностей, происходящих в материале непосредственно при интенсивной пластической деформации. Однако после снятия нагрузки в деформированном материале возможно протекание постдеформационных процессов, что затрудняет описание стадий деформаций. Ранее показано [например, 3], что метод непрерывной регистрации момента кручения позволяет непосредственно при проведении кручения получать деформационную кривую, по которой можно оценивать стадии деформации.

Цель работы - изучение влияния количества и вида второй фазы на зависимости сопротивления деформации сплавов систем Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Cu-Zn в наковальнях Бриджмена при сдвиге под квазигидростатическом давлением методами непрерывного измерения момента кручения и микроиндентирования.

В результате исследования впервые проведены детальные исследования закономерностей развития пластической деформации в сплавах систем Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Cu-Zn в процессе кручения в наковальнях Бриджмена. Методом непрерывной регистрации крутящего момента в процессе кручения под высоким давлением определены значения напряжения сдвига для сплавов от режимов деформации. Показано, что наблюдаемая стадийность на кривых напряжения сдвига обусловлена протеканием деформационно-индуцируемых превращений наряду с сильным измельчением структуры. Обнаружено, что зависимости средней микротвердости и момента кручения от количества оборотов коррелируют друг с другом.

[1] Глезер, А.М. Мегапластическая деформация твердых тел / А.М. Глезер, Л.С. Метлов // ФТВД.- 2008.-Т. 18.- № 4. - С. 21-35.

[2] Чашухина,Т.И. Динамическая рекристаллизация в меди, деформированной сдвигом под давлением / Т.И. Чашухина, М.В. Дегтярев, М.Ю. Романова, Л.М. Воронова // ФММ.- 2004.- Т.98.- №6. – С. 98–107.

[3] Печина, Е.А. Непрерывная регистрация крутящего момента при деформации сдвигом как метод оценки эволюции структурно-фазовых превращений / Е.А. Печина, С.М. Иванов, В.И. Ладьянов, Д.И. Чуков, Г.А. Дорофеев, Е.В. Кузьминых, М.И. Мокрушина // Деформация и разрушение материалов.- 2013.- №4. – С. 41–48.

# АВТОБЛОКИРОВКА ДИСЛОКАЦИЙ В ИНТЕРМЕТАЛЛИДЕ $Ni_3Ge$ В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.

**Плотников А.В., Антонова О.В., Гринберг Б.А., Толмачев Т.П.**  
*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*  
*alexh\_2002@inbox.ru*

Эффект автоблокировки, заключающийся в термоактивированном превращении дислокаций при нулевом внешнем напряжении из скользящих конфигураций в заблокированные, был теоретически предсказан [1], а затем обнаружен в монокристаллических интерметаллидах  $Ni_3(Al,Nb)$  и  $Ni_3Ge$ [2]. Ранее во всех работах по автоблокировке использовалась схема эксперимента с предварительной деформацией осадкой в пределах 3-5% и последующим нагревом без нагрузки при различных температурах и временах выдержки. Малая степень деформации использовалась для получения низкой исходной плотности дислокаций для облегчения последующего анализа эволюции структуры.

В настоящей работе исследуется влияние степени деформации на эффект автоблокировки. Мы попытаемся выяснить на каком этапе эволюции структуры материала исчезает автоблокировка, как влияет исходная плотность и морфология дислокаций, переход от монокристалла к зёрнам, измельчение структуры и разупорядочение. Материалом являются монокристаллы интерметаллида  $Ni_3Ge$ , ось сжатия параллельна направлению [001]. В качестве первой ступени эксперимента используется пластическая деформация осадкой и сдвигом под давлением в наковальнях Бриджмена при напряжениях от 1 до 8 ГПа со сдвигом от  $10^0$  до нескольких оборотов при комнатной температуре. Последующий нагрев проводится при температуре 400 °С в интервале от 1 до 5 часов.

На Рис.1 приведена структура  $Ni_3Ge$  после сжатия при 1 ГПа без сдвига с последующим нагревом в течении 1 и 5 часов при 400 °С. В деформированном образце наблюдается высокая плотность криволинейных дислокаций, формирующих ячеистую субструктуру (рис.1а), после нагрева в течении 1 часа структура меняется на более упорядоченную (рис.1б), снижается плотность дислокаций. После 5 часового нагрева (рис.1в) происходит радикальное изменение - структура состоит из прямолинейных винтовых заблокированных дислокаций - наблюдается эффект автоблокировки

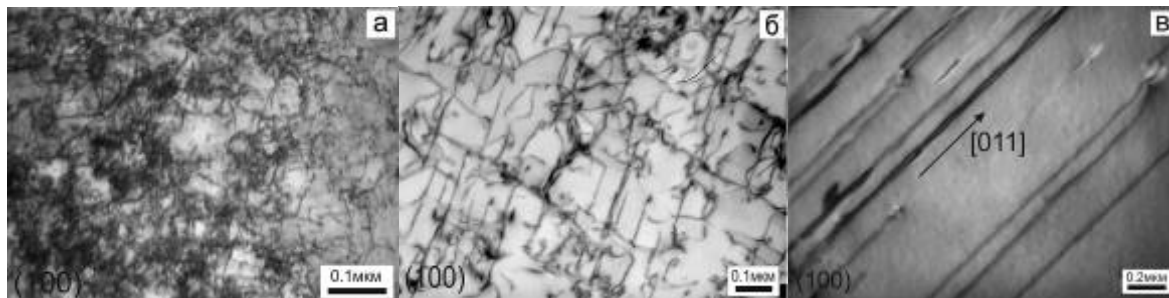


Рис. 1. Дислокационная структура  $Ni_3Ge$ : а — после деформации при 1ГПа; б - нагрев 400 °С, 1 час; в - нагрев 400 °С, 5 часов.

Гринберг Б.А., Иванов М.А. // ФММ. 2006. Т. 102. № 1. С. 68-76.

Гринберг Б.А., Иванов М.А., Антонова О.В., Плотников А.В. и др. // ФММ. 2011. Т. 111. №4. С. 402-412.

Работа выполнена при поддержке РФФИ № 14-02-00015

# ВЛИЯНИЕ ЧИСЛА ИМПУЛЬСОВ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА И ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ РЕЛАКСАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Плужникова Т.Н., Федоров В.А., Сидоров С.А., Яковлев А.В., Березнер А.Д., Губанова В.О.  
Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия  
[feodorov@tsu.tmb.ru](mailto:feodorov@tsu.tmb.ru)

Электропластический эффект наблюдаемый на металлических материалах позволяет управлять механическими свойствами за счет увеличения пластичности и уменьшения хрупкости. Экспериментально установлено, что похожие эффекты наблюдаются при пропускании импульсного электрического тока во время деформации аморфных металлических сплавов на основе кобальта и нанокристаллического сплава на основе железа. Одноосное растяжение проводили на электромеханической машине Instron-5565. Во время деформации образца подавали импульсы тока. Плотность тока ( $j$ ), протекающего через образцы варьировали от  $1 \cdot 10^8$  до  $5 \cdot 10^9$  А/м<sup>2</sup>. Использовали импульсы с длительностью  $\tau_1 \sim 2,5$  мс и  $\tau_2 \sim 5$  мс. Нагрев образцов в течение всего процесса деформации контролировали лазерным измерителем температуры Testo-845 с частотой 10 с<sup>-1</sup>.

Экспериментально установлено, что при деформации аморфных металлических сплавов (АМС) с одновременным пропусканием импульсного электрического тока на диаграммах  $\sigma$ - $\epsilon$  наблюдается кратковременный ( $\sim 1,1$  с) сброс механического напряжения  $\Delta\sigma$  с последующим полным восстановлением хода зависимости  $\sigma$ - $\epsilon$ . Отмечено, что при плотности тока  $j \geq 4 \cdot 10^9$  А/м<sup>2</sup> на зависимости  $\sigma$ - $\epsilon$  АМС имеет место не полностью восстанавливаемый сброс механической нагрузки. Для нанокристаллического сплава не полностью восстанавливаемый сброс механического напряжения наблюдается при плотности тока  $j \geq 8 \cdot 10^8$  А/м<sup>2</sup>. Пропускание импульсного тока понижает предел прочности материалов. Так после серии из 10 импульсов электрического тока плотностью  $6 \cdot 10^8$  А/м<sup>2</sup> предел прочности в аморфных сплавах снижается в  $\sim 2$  раза, а в нанокристаллическом сплаве на  $\approx 40\%$ .

Подавались серии из  $n$  импульсов электрического тока ( $n = 1-8$ ) плотностью  $j = 2,1 \cdot 10^8 - 1 \cdot 10^9$  А/м<sup>2</sup>. Отмечено, что при рассмотренных параметрах тока значение Модуля Юнга  $E$  практически не меняется и составляет  $148 \pm 8$  ГПа. Подача механической нагрузки на образец приводит к переходу аморфной системы в более устойчивое состояние за счет структурной релаксации, однако пропускаемый при этом импульсный электрический ток возвращает структуру в исходное состояние. Таким образом, в результате этих двух процессов изменение значения модуля упругости практически не наблюдается. При рассмотренных параметрах импульсного тока значения предела прочности находятся в интервале  $2200 \pm 200$  МПа.

Исследовалось влияние числа и величины импульсов электрического тока на микротвердость аморфного сплава на основе кобальта. Микротвердость по Виккерсу исследуемых образцов, определяли на автоматическом микротвердомере DM8 с нагрузкой на индентор 25 г. Экспериментально установлено, что микротвердость незначительно меняется (около 2%) при пропускании от 1 до 60 импульсов электрического тока. При первых 20 импульсах происходит снижение микротвердости на  $\sim 5\%$ , что обусловлено снятием закалочных напряжений. Дальнейший рост микротвердости обусловлен постепенным накоплением, прежде всего, в поверхностных слоях образцов атомных перестроек.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 15-01-04553) и гос. задания (проект № 2476)*

## СИТЕЗ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ БОРИДОВ И СИЛИЦИДОВ ХРОМА В РЕЖИМЕ ГОРЕНИЯ

Ю.С. Погожев<sup>1</sup>, А.Ю. Потанин<sup>1</sup>, Е.А. Левашов<sup>1</sup>, А.В. Новиков<sup>1</sup>, Н.А. Кочетов<sup>2</sup>,  
Д.Ю. Ковалев<sup>2</sup>

*1 - Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Научно-учебный центр СВС МИСиС-ИСМАН*

*2 - Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН*

В настоящее время во всем мире активно ведется разработка новых многофункциональных материалов и покрытий для промышленного применения в таких отраслях как авиационное и ракетно-космическое двигателестроение. Эффективным способом защиты ответственных деталей авиационных и ракетных двигателей является нанесение на их поверхность износостойких, жаростойких покрытий, работающих без сквозного окисления при температурах вплоть до 1500 °С, осаждаемых методом магнетронного распыления композиционных мишеней-катодов на основе боридов, силицидов, алюминидов и нитридов переходных металлов. Весьма перспективной технологией получения таких мишеней-катодов является силовое СВС-компактирование.

Работа посвящена исследованию особенностей протекания СВС процесса в системе Cr–Al–Si–B, стадийности химических превращений и структурообразования продуктов синтеза, перспективных для магнетронного напыления квазиаморфных жаростойких покрытий.

Исследовано влияние начальной температуры процесса и состава исходных реакционных смесей на кинетику горения. Увеличение концентрации Al способствует снижению температуры и скорости горения. Для состава с минимальным содержанием Al изучалась стадийность структурно-фазовых превращений методом динамической дифрактографии и методом закалки фронта горения с последующим проведением микроструктурного и элементного анализа характерных участков фронта горения. Это позволило представить динамику структурных превращений в волне горения. Показано, что в первую очередь в волне горения образуется борид хрома, а образование силицидных и алюминидных фаз протекает несколько позже, в зоне догорания. С ростом концентрации Al лимитирующей стадией становится растворение частиц Cr в эвтектическом расплаве Al–Si, что приводит к снижению эффективной энергии активации процесса горения от 290 до 110 кДж/моль.

Основными фазами в составе СВС- керамики, полученной по технологии силового СВС-компактирования, являются CrB, Cr<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>, Cr(Si,Al)<sub>2</sub> и Cr<sub>4</sub>Al<sub>11</sub>, и их содержание меняется в зависимости от концентрации Al, при увеличении которой происходит существенное измельчение боридных зерен. Проведены комплексные исследования структуры, физико-механических свойств и жаростойкости полученных материалов. Полученные компактные образцы обладают высокой стойкостью к высокотемпературному окислению при T = 1000 °С. Найдены оптимальные режимы получения керамических мишеней-катодов в виде дисков диаметром 115-125 мм и толщиной 6-8 мм для магнетронного распыления.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 13-08-01267).*

## ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОвого ПОЛЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ ГЕРМАНИЯ

**Подкопаев О. И.<sup>1</sup>, Шиманский А. Ф.<sup>2</sup>, Кравцова Е. Д.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>ОАО «Германий», г. Красноярск, Российская Федерация

<sup>2</sup>ФГАОУ ВПО «Сибирский федеральный университет»,

г. Красноярск, Российская Федерация E-mail: [dagrievna@mail.ru](mailto:dagrievna@mail.ru)

Монокристаллы германия с низкой плотностью дислокаций используются в фотоэлектронике в качестве подложек для эпитаксиальных структур, необходимых для изготовления солнечных элементов на основе систем GaInP/GaInAs/Ge. Наличие дислокаций приводит к несоответствию параметров кристаллических решеток Ge и соединений A<sup>III</sup>-B<sup>V</sup>, препятствуя росту высококачественных эпитаксиальных слоев на германиевой подложке.

Получение малодислокационных кристаллов германия диаметром 100 мм и выше в настоящее время сдерживается технологическими проблемами, которые обусловлены ограниченным и противоречивым характером имеющихся результатов исследования процессов тепло-массопереноса в ростовой системе.

Наш подход к решению данной проблемы заключается в поиске конструктивных особенностей теплового узла и технологических режимов, обеспечивающих оптимальные условия для растущего кристалла на основе результатов математического моделирования, теоретического анализа и экспериментального исследования тепловых условий в ростовой системе с целью установления их влияния на тепловые поля в кристалле и, соответственно, – на формирование его структуры.

С использованием программы мультифизического моделирования CGSim, адаптированной к задачам выращивания кристаллов, для двух разновидностей тепловых узлов установок выращивания кристаллов германия по методу Чохральского рассчитаны форма фронта кристаллизации, распределение температуры в кристалле и расплаве, а также уровень напряжений в растущем кристалле германия в зависимости от скорости подъема и вращения слитка, соотношения мощностей донно-бокового подогрева. С использованием технологических режимов, полученных как результат моделирования, выращены монокристаллы германия диаметром 100 и длиной до 400 мм.

Установлено, что распределение температуры в кристалле характеризуется отклонением от линейной формы. При нелинейном распределении температуры в растущем кристалле возникают напряжения, величину которых можно выразить как функцию кривизны осевого распределения температуры  $d^2T/dz^2$ , либо, как отклонение от линейности -  $\delta T$ . Результаты экспериментов демонстрируют взаимосвязь между значениями  $\delta T$  и плотностью дислокаций в выращенном кристалле. Установлено, что при изменении  $\delta T$  от - 8,9 до -13,8 градусов, плотность дислокаций возрастает от  $6 \cdot 10^2$  до  $15 \cdot 10^2$  см<sup>-2</sup>.

С использованием результатов проведенных исследований выращены монокристаллы германия с плотностью дислокаций  $\leq 3 \cdot 10^2$  см<sup>-2</sup>.

## UNIQUE MECHANICAL PROPERTIES OF FULLERITE DERIVATIVES SYNTHESIZED WITH A CATALYTIC POLYMERIZATION REACTION

**Popov M.**<sup>1,2,3</sup> **Perfilov S.**<sup>1</sup> **Ovsyannikov D.**<sup>1</sup> **Kulnitskiy B.**<sup>1,3</sup> **Perezhogin I.**<sup>1,4</sup> **Tyukalova E.**<sup>1,3</sup>  
**Prokhorov V.**<sup>1,3</sup> **Maslenikov I.**<sup>1,3</sup> **Skryleva E.**<sup>2</sup> **Parkhomenko Yu.**<sup>2</sup> **Blank V.**<sup>1,2,3</sup>

<sup>1</sup>*Technological Institute for Superhard and Novel Carbon Materials, 142190, 7a Centralnaya, Troitsk, Moscow, Russian Federation*

<sup>2</sup>*National University of Science and Technology MISiS, 119049, 4 Leninskiy prospekt, Moscow, Russian Federation*

<sup>3</sup>*Moscow Institute of Physics and Technology State University, 141700, Institutskiy per. 9, Dolgoprudny, Moscow Region, Russian Federation*

<sup>4</sup>*Lomonosov Moscow State University, 119991, Leninskie Gory, Moscow, Russian Federation*  
*mikhail.popov@tisnum.ru*

Fullerite derivatives synthesized with a catalytic polymerization reaction at a relatively low pressure range of 0.5 to 4 GPa show unique mechanical properties: elastic recovery is 98% and hardness possibly approaches 100 GPa. Structure of the samples is also unique: one composes from fragments of C60 molecules linked by covalent bonds. To obtain the homogeneous crack-free samples, we synthesized a B4C - fullerite derivatives composite which show a 550 MPa flexural stress, a 2250 MPa compressive strength, and a 28 GPa hardness and have density of 2.2 g/cm<sup>3</sup>. The elastic moduli of the composite samples are as follows: Young's modulus E = 140-150 GPa, bulk modulus K = 80-105 GPa, shear modulus G = 58-63 GPa.

# ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ 30ХГС ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ<sup>7</sup>

**Попова Н.А.<sup>1</sup>, Журерова Л.Г.<sup>2</sup>, Никоненко Е.Л.<sup>1</sup>, Скаков М.К.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup> *Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
г. Томск, Россия;*

<sup>2</sup> *Восточно-Казахстанский Государственный технический университет им. Д. Серикбаева, г.  
Усть-Каменогорск, Казахстан;*

<sup>3</sup> *Национальный Ядерный Центр Республики Казахстан, г. Курчатов, Казахстан  
[natalya-popova-44@mail.ru](mailto:natalya-popova-44@mail.ru)*

Одним из методов улучшения эксплуатационных свойств материалов является электролитно-плазменная обработка, которая заключается в том, что при нагреве деталей наряду с закалкой происходит химическая модификация поверхностных слоев металлов элементами, содержащимися в составе электролита. Изменяя состав электролита, можно проводить нитроцементацию с большими скоростями (10-100 мкм/мин), значительно превышающими характерные скорости соответствующих классических процессов. Известно, что нитроцементация формирует в поверхностных слоях структуры, наличие которых позволяют материалу более успешно сопротивляться разрушению, т.е. приводит к значительному поверхностному упрочнению материала.

Настоящая работа посвящена исследованию структуры, возникающей в стали 30ХГС при электролитно-плазменной нитроцементации. Основное внимание уделено качественным и количественным изменениям тонкой структуры слоев, образующихся в результате нитроцементации.

Материалом исследования служила конструкционная легированная сталь 30ХГС, прошедшая процесс поверхностного насыщения азотом и углеродом (нитроцементация) путем электролитно-плазменной обработки при 850<sup>0</sup>С. Изучение структуры и фазового состава стали проводилось методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах с применением электронного микроскопа ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ. Рабочее увеличение в колонне электронного микроскопа составляло 25000 крат.

Исследование нитроцементированной стали в настоящей работе проведено в двух точках: 1) на поверхности образца и 2) на расстоянии ~40 мкм от поверхности, т.е. в переходной зоне.

**Нитроцементация стали привела к созданию в материале структур, характеристики которых по мере удаления от поверхности образца изменяются следующим образом: 1) изменяется морфология матрицы стали – на поверхности образца  $\alpha$ -фаза представлена, в основном, пластинчатым высокотемпературным мартенситом, в промежуточном слое пакетный мартенсит составляет основную часть матрицы стали; 2) во всех зонах внутри и по границам всех кристаллов  $\alpha$ -фазы присутствуют частицы легированного цементита и карбонитридов типа  $M_2C_{0.61}N_{0.39}$ ,  $M_4(C,N)$ ,  $M_7(C,N)_3$  и  $M_{23}(C,N)_6$ ; 3) на поверхности образца концентрация углерода и азота значительно выше; 4) по мере удаления от поверхности образца изменяется распределение и объемная доля карбидных фаз, при этом число карбонитридных фаз значительно сокращается; 5) нитроцементация привела к полной релаксации локальных внутренних напряжений на поверхности образца, в промежуточном слое эти напряжения существуют, но они носят чисто пластический характер.**

---

<sup>7</sup>Работа выполнена в рамках гос. задания Минобрнауки России № 3.295.2014/К

## ПОЛУЧЕНИЕ МЕТОДОМ СВС КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ $TiC_{0,5}$ , ЛЕГИРОВАННЫХ ФУНКЦИОНАЛЬНОЙ ДОБАВКОЙ $Ca_3(PO_4)_2$

**А. Ю. Потанин, Ю. С. Погожев, Е. А. Левашов**

**Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Научно-учебный центр СВС МИСиС-ИСМАН**

Трехкальциевый фосфат (ТКФ) –  $Ca_3(PO_4)_2$  биоматериал, используемый для замещения и восстановления поврежденной, либо утраченной костной ткани, а также входящий в состав покрытия костных протезов. ТКФ является антигенным, нетоксичным и неканцерогенным биоматериалом, широко применимым в области ортопедии, стоматологии, пластической хирургии благодаря химическому составу близкому к кости. Повышение эксплуатационных характеристик и биосовместимости различных имплантатов может быть достигнуто путем использования в технологии магнетронного напыления керамических катодов-мишеней на основе нестехиометрического карбида титана, содержащих в своем составе все необходимые элементы, такие как Ca, P, C, O в заданном соотношении.

Работа посвящена экспериментальным исследованиям процесса СВС керамических материалов в системе Ti-C- $Ca_3(PO_4)_2$ , состав которых рассчитывался по формуле  $(100\% - X)(Ti + 0.5C) + X\% Ca_3(PO_4)_2$ , где X – параметр зашихтовки, принимающий значения в интервале от 10 до 30%.

Исследовано влияние начальной температуры процесса и состава исходных реакционных смесей на кинетику горения. При введении ТКФ в реакционную смесь происходит уменьшение температуры и скорости горения. При этом в смеси с X=20% после инициирования горения при  $T_0 = 298$  К процесс протекает все еще в стационарном режиме, что говорит о то что титан взаимодействует с  $Ca_3(PO_4)_2$  с выделением тепла.

Для состава X=20 и 30 % изучалась стадийность структурно-фазовых превращений методом динамического рентгеноструктурного анализа и методом закалки фронта горения в медном клине с последующим проведением электронно-микроскопического и микрорентгеноспектрального анализа характерных участков фронта горения. Это позволило представить динамику структурных превращений в волне горения. Показано, что в волне горения протекают параллельные химические реакции Ti с C с образованием TiC, а также Ti с  $Ca_3(PO_4)_2$  с образованием CaO и  $Ti_3PO_x$ . Соединение  $CaTiO_3$  образуется в зоне догорания в результате взаимодействия оксида кальция с непрореагировавшими в зоне горения крупными частицами титана.

По технологии силового СВС- компактирования получены компактные керамические материалы, состоящие из округлых зерен нестехиометрического карбида титана  $TiC_{0,55}-TiC_{0,6}$ , окруженных связкой из фосфата титана  $Ti_3PO_x$  с включениями оксида кальция CaO. В работе проведены исследования физических свойств полученных материалов. С увеличением параметра X от 10 до 30% в составе продуктов происходит уменьшение размеров структурных составляющих, снижение твердости и рост остаточной пористости.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ по программе повышения конкурентоспособности НИТУ «МИСиС» среди ведущих мировых научно-образовательных центров на 2013–2020 гг (проект No. К2-2014-012).*



# СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕДНЫХ ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ, ПРОТЕКАЮЩИЕ В ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЯХ И РЕАКЦИОННЫХ СРЕДАХ

Приезжева А.Н., Дорогов М.В., Тюрьков М.Н., Викарчук А.А., Грызунов А.М., Мерсон Д.Л.  
*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия*  
[ang-aan@yandex.ru](mailto:ang-aan@yandex.ru)

В работе проведен анализ экспериментов по изучению поведения икосаэдрических малых частиц меди в различных газовых средах при нагреве и отжиге. Икосаэдрические малые частицы характеризуются наличием 6 осей симметрии 5-го порядка и дефектов дисклинационного типа. Частица состоит из 20 тетраэдрических секторов с локальной ГЦК-решеткой, соединенных по плоскостям двойникования.

Использование комплекса методов дифференциальной сканирующей калориметрии и сканирующей электронной микроскопии позволило установить температурные интервалы отжига, в которых происходят различные структурно-фазовые превращения в икосаэдрических малых частицах меди. Отжиг при данных температурах в различных газовых средах приводит к образованию нановискерных структур, нанопор и формированию внутренних полостей в частицах.

Методами ионной резки частиц и рентгеноспектрального микроанализа исследованы фазовые превращения, происходящие в икосаэдрических медных частицах в процессе отжига.

*Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление № 220, в ФГБОУ ВПО "Тольяттинский государственный университет", договор № 14.В25.31.0011.*

## ТЕРМОВОЛЬТАИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ОКСИДЕ ЦИНКА, НЕОДНОРОДНО ЛЕГИРОВАННОМ ПРИМЕСЯМИ С ПЕРЕМЕННОЙ ВАЛЕНТНОСТЬЮ

**И.А. Пронин<sup>1,2</sup> <sup>¶</sup>, И.А. Аверин<sup>1</sup>, А.С. Божинова<sup>2</sup>, Д.Ц. Димитров<sup>2</sup>, А.А. Карманов<sup>1</sup>, В.А. Мошников<sup>3,4</sup>, К.И. Папазова<sup>2</sup>, Н.Д. Якушова<sup>1,2</sup>.**

**1 – ФГБОУ ВПО ПГУ, 440026, Пенза, Россия**

**2 – Софийский университет «Св. Климент Охридский», 1164, София, Болгария**

**3 – ФГБОУ ВПО, 197376, Санкт-Петербург, Россия**

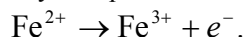
**4 – ФГБОУ ВО СПбГУ, 195251, Санкт-Петербург, Россия**

[pronin\\_i90@mail.ru](mailto:pronin_i90@mail.ru)

Исследован термовольтаический эффект в оксиде цинка. Образцы представляли собой сэндвич-структуру ZnO/ZnO-Fe, полученную золь-гель методом. В диапазоне 200 – 300 градусов Цельсия возникла эдс  $-7 - 10$  мВ.

Впервые этот эффект был обнаружен в моносulfиде самария SmS [1]. Модельные представления, объясняющие природу этого эффекта, базируются на теории моттовских диэлектриков. Сущность природы этого явления заключается в появлении энергетической щели в спектре полупроводника за счет сильного электрон-электронного взаимодействия. Помимо SmS, фазовый переход Мотта обнаружен в VO<sub>2</sub>, NiS, ZnO и др.

По данным рентгеновской абсорбционной спектроскопии, в оксиде цинка сосуществуют формы Fe<sup>2+</sup> и Fe<sup>3+</sup> в соотношении 3:7, т.е. форма Fe<sup>3+</sup> является преимущественной [2]. Ионы Fe<sup>3+</sup> являются донорной примесью с энергией ионизации  $\sim 400$  меВ, энергетический уровень Fe<sup>2+</sup> расположен вблизи энергии Ферми полупроводника. В процессе нагревания системы ZnO/ZnO-Fe концентрация электронов в верхнем и нижнем слое будет возрастать, причем в последнем ее значение будет существенно больше из-за наличия донорной примеси Fe<sup>3+</sup>. Кулоновские силы удерживают электрон, находящийся на 3d-орбитали в ионе Fe<sup>2+</sup>. Однако, с ростом температуры концентрация электронов проводимости  $n$  может достичь того критического уровня, когда они смогут заэкранировать заряд иона. В этом случае происходит скачкообразный коллективный процесс



Данный процесс может быть возможен только при равенстве борновского радиуса примеси и радиуса экранирования Дебая. В случае неоднородного легирования за счет данных коллективных переходов возникает градиент концентрации носителей заряда, вызывающий возникновение эдс.

Таким образом, исследован и интерпретирован эффект возникновения электродвижущей силы в гомопереходах ZnO/ZnO-Fe при нагреве и отсутствии внешних градиентов температур.

Работа в СПбГЭТУ была частично поддержана в рамках Соглашения № 14.584.21.0005 о предоставлении субсидии. И.А. Пронин и Н.Д. Якушова выражают благодарность Министерству образования и науки Российской Федерации за финансовую поддержку в рамках программы «Стипендия Президента РФ для обучения за рубежом в 2014/2015 учебном году». Работа выполнена при финансовой поддержке со стороны Минобрнауки России в рамках базовой части государственного задания № 2014/151 (код проекта 117).

Список литературы

1. Казанин М.М., Каминский В.В., Соловьев С.М. // ЖТФ. 2000. Т. 70. Вып. 5. С. 136–138.
2. Chen T., Cao L., Zhang W. et al. // J. Appl. Phys. 2012. V. 111. P. 123715.

# ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПЛАСТИЧЕСКОГО ФОРМОВАНИЯ НА СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МАТЕРИАЛА В ПРОЦЕССЕ ГОРЯЧЕЙ ЭКСТРУЗИИ: МЕТОДИЧЕСКИЙ ПОДХОД И ТЕСТЫ

**Простомолотов А.И., Меженный М.В., Н.А. Везуб**

***Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского Российской академии наук, Москва, РФ***

**[prosto@ipmnet.ru](mailto:prosto@ipmnet.ru)**

Рассматриваются современные теоретические модели и расчетные методы, которые с помощью математического моделирования позволяют исследовать особенности пластического формования термоэлектрического материала на основе теллурида висмута методами горячей экструзии, а также одновременно смоделировать структурные изменения, связанные с образованием зерен и пористости в этом материале.

Основу составляет сопряженная математическая модель термомеханики и комплекс программ *Crystmo/Marc* в его новой версии *CrystmoNet* для удаленного доступа по схеме Клиент-Сервер [1]. Ранее с помощью этой модели нами были исследованы термомеханические характеристики процесса пластического формования. Эффекты пластичности и параметры напряженно-деформированного состояния рассчитывались с использованием приближения упруго-пластичного тела для процесса горячей экструзии [2].

В данной работе моделирование усложняется за счет учета эволюции формирующейся микроструктуры, которая описывается количественно такими параметрами, как размер зерен и их объемная доля в зависимости от параметров процесса на основе модели, предложенной Яда [3]. Кроме этого, для расчета пористости при интенсивной пластической деформации применяется *GNT* модель, предложенная Гарсоном [4], которая рассматривает исследуемый материал как «поврежденную» упруго-пластическую среду со сложным условием пластичности.

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (гранты: 14-08-00454 и 15-02-01794).

## Литература

- [1] Н.А. Везуб, А.И. Простомолотов, Х.Х. Ильсов и др. Программный комплекс удаленного доступа для численного решения сопряженных задач термомеханики // Вестник ТГУ. Серия: Естественные и технические науки. 2013. Т.18, №4. С.1899-1900.
- [2] Лаврентьев М.Г., Освенский В.Б., Меженный М.В. и др. Расчетно-экспериментальное исследование формирования структуры термоэлектрического материала на основе твердых растворов халькогенидов висмута и сурьмы, полученных методом горячей экструзии // Термоэлектричество № 4, 2012, С.36-42.
- [3] Yada H. Prediction of microstructural changes and mechanical properties in hot strip rolling // Proc. of Int. conf. of metallurgists, Winnipeg - Canada, 24-26 Aug. 1987. P. 105-20.
- [4] Gurson A.L. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I. yield criteria and flow rules for porous ductile materials // J. Eng. Materials and Technology. 1977. V. 99. P. 2-15.

# ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА РФЭС ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ОСОБЕННОСТЕЙ СОСТАВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ОКСИДА ЦИНКА

**Протасова С.Г., Мазилкин А.А.**  
*ИФТТ РАН, г.Черноголовка, Россия*  
*sveta@issp.ac.ru*

В результате исследований, проведенных на образцах оксида цинка, легированных кобальтом и марганцем, было обнаружено, помимо прочего, значительное увеличение растворимости примеси (до 30 вес. %). Численные оценки показали, что такая большая растворимость кобальта и марганца без появления второй фазы в объеме может свидетельствовать о существовании на границах зерен тонких прослоек зернограничных фаз толщиной в несколько монослоев [1]. Проведенные структурные исследования подтвердили это предположение и выявили значительные по толщине прослойки аморфной фазы на границе зерен в ферромагнитных образцах ZnO [2]. Была предложена модель, в которой ферромагнетизм в ZnO определялся не свойствами объемной кристаллической фазы, а «ферромагнитной пеной» – зернограничной фазой, расположенной между кристаллическими зернами.

На основе математических расчетов и компьютерного моделирования было выдвинуто предположение о роли структурных дефектов в ферромагнитном поведении оксида цинка. К таким дефектам относятся, в частности, кислородные вакансии и межузельные атомы кислорода [3, 4]. Единой точки зрения о природе этих дефектов, основанной на экспериментальных результатах, пока нет, т.к. методы, позволяющие сделать то или иное предположение, являются косвенными. Одним из таких методов является метод РФЭС. В результате работы наблюдалось изменение формы линии кислорода O1s для «магнитных» образцов. В отличие от своей классической формы линия имеет дополнительный пик (пики), что может свидетельствовать о присутствии кислорода в нескольких состояниях [5–6]. Однако однозначной идентификации этих дефектов пока провести достаточно сложно.

1. B.B. Straumal, A.A. Mazilkin, S.G. Protasova, A.A. Myatiev, P.B. Straumal, B. Baretzky, Acta Mater. 56 (2008) 6246.
2. B.B. Straumal, S.G. Protasova, A.A. Mazilkin, B. Baretzky, A.A. Myatiev, P.B. Straumal, Th. Tietze, G. Schutz, E. Goering, Materials Letters 71 (2012) 21–24.
3. Ueda K, Tabata H, Kawai T., Appl Phys Lett, 2001, 79(7): 988–990.
4. Sharma P, Gupta A, Rao K V, et al., Nat Mater, 2003, 2: 673–677.
5. Philip J, Punnoose A, Kim B I, et al., Nat Mater, 2006, 5:298–304.
6. Matsumoto Y, Murakami M, Shono T, et al., Science, 2001, 291: 854–856.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 15-03-04220.

# СТРУКТУРА И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ СПЛАВОВ С ВЫСОКОЙ УДЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТЬЮ

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

*Институт физики твердого тела РАН, 142432, г. Черноголовка, Московская обл., ул. Академика Осипьяна, д.2, Россия*

[prohorov@issp.ac.ru](mailto:prohorov@issp.ac.ru)

Известно, что возможности повышения комплекса механических свойств и жаропрочности, никелевых суперсплавов близки к исчерпанию. Поэтому анализ тенденций развития современного материаловедения свидетельствует о необходимости разработки нового поколения жаропрочных материалов. Одними из главных претендентов на эту роль являются сплавы на основе тугоплавких металлов и, в частности, ниобия.

Основной интерес к сплавам на основе системы Nb-Al обусловлен высокой температурой плавления интерметаллида Nb<sub>3</sub>Al. Кроме того, одним из наиболее важных достоинств этих материалов является их малая плотность Nb<sub>3</sub>Al ~ 7.26 г/см<sup>3</sup>, обеспечивающая, возможность получения сплавов с высоким уровнем удельной прочности.

При выполнении данной работы в качестве исходных материалов для получения сплавов использовали порошки заранее выпаленного прекурсора Nb<sub>3</sub>Al и чистого Nb. Из порошков готовили смеси с различным содержанием интерметаллида, которые размешивали на планетарной шаровой мельнице в атмосфере Ag в течение 20 ч. Приготовленные смеси компактировали методом спекания под давлением в графитовой пресс-форме, на модернизированной установке УДС-10.

Приготовленные выше описанным методом образцы состояли из твердого раствора на основе ниобия, интерметаллида Nb<sub>3</sub>Al и дисперсных выделений Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Nb<sub>2</sub>C, рис. 1а. Комплекс механических испытаний образцов показал хорошую корреляцию роста микротвердости, кратковременной прочности и зависимости скорости ползучести (рис. 1б) от увеличения содержания интерметаллида Nb<sub>3</sub>Al в шихтуемой смеси.

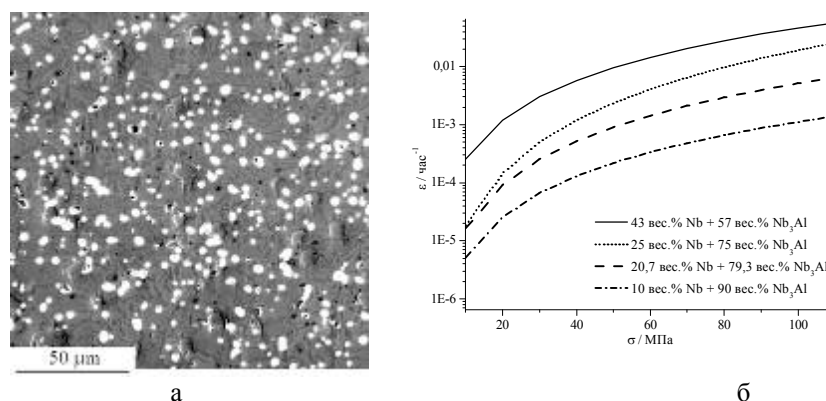


Рис. 1 а - РЭМ изображения микроструктуры сплава 10 вес.% Nb + 90 вес.% Nb<sub>3</sub>Al во вторичных электронах и б – зависимости скорости ползучести  $\dot{\epsilon}$  от напряжения  $\sigma$  для различных материалов при  $T = 1300^{\circ}\text{C}$

## ГРАНАТЫ, АЛМАЗЫ, САПФИР: РЕНТГЕНОДИФРАКЦИОННАЯ ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ

**Прохоров И.А.<sup>1</sup>, Асадчиков В.Е.<sup>2</sup>, Буташин А.В.<sup>2</sup>, Дерябин А.Н.<sup>2</sup>,  
Рошин Б.С.<sup>2</sup>, Стрелов В.И.<sup>1</sup>, Большаков А.П.<sup>3</sup>, Ральченко В.Г.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>*Филиал Института кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН  
НИЦ «Космическое материаловедение», Калуга, Россия*

<sup>2</sup>*Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН, Москва, Россия*

<sup>3</sup>*Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва, Россия*

*igor.prokhorov@mail.ru*

Особенности реальной структуры синтетических кристаллов граната, алмаза и сапфира исследованы неразрушающими методами двухкristальной рентгеновской дифрактометрии и плосковолновой рентгеновской топографии. Оптимизированы условия проведения дифракционных исследований кристаллов с использованием монохроматоров из Ge. Выявлены основные дефекты структуры (дислокации, дефекты упаковки, микросегрегационные полосы роста, и др.) возникающие в кристаллах в процессе их получения.

Установлено, что для получения наиболее совершенных по структуре монокристаллов гадолиний-галлиевого граната (ГГГ) необходимо проводить технологический процесс роста из расплава с избыточным содержанием  $Gd_2O_3$ , соответствующим составу  $Gd_{3.4}Ga_{4.6}O_{12}$  (для предотвращения выпадения второй фазы), поддерживая фронт кристаллизации близким к плоскому (для исключения "эффекта грани"), и с последующим продолжительным высокотемпературным отжигом кристаллов для снятия термоупругих напряжений. Оптимизация состава и технологии выращивания кристаллов на основе анализа рентгенодифракционных данных обеспечила получение высокосовершенных бездислокационных монокристаллов ГГГ и сложно-замещённых гранатов на его основе для магнитооптики, СВЧ-техники, лазеров и других применений.

В гомоэпитаксиальных CVD пленках алмаза методами плосковолновой рентгеновской топографии выявлено формирование пучков дислокаций на интерфейсе пленка-подложка. Их образование связано с релаксацией упругих напряжений, возникающих в системе из-за несоответствия периодов кристаллических решеток подложки и пленки. Проведена оценка концентрации азота в НРНТ (high-pressure/high-temperature) подложках алмаза из анализа дифракционных данных. Рассчитаны критические толщины псевдоморфных пленок алмаза. Установлено, что для повышения структурного совершенства CVD пленок алмаза необходимо минимизировать несоответствие периодов кристаллических решеток подложки и эпитаксиального слоя. В частности, при выращивании нелегированных пленок это может быть обеспечено за счет использования безазотных подложек алмаза группы IIa.

Применение кристаллов лейкосапфира в качестве рентгенооптических элементов ограничено их относительно низким структурным совершенством. Нами проведены сравнительные исследования монокристаллов лейкосапфира, выращенных методами Вернейля, Чохральского, Киропулоса и методом кристаллизации в теплообменнике (Heat-exchanger method). Установлено, что наименьшей плотностью дислокаций обладают кристаллы, выращенные методом Киропулоса. По-видимому, такие кристаллы являются наиболее перспективными для тестирования на предмет возможности их использования в качестве обратно рассеивающих монохроматоров в синхротронных экспериментах по неупругому ядерному резонансному рассеянию.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №13-02-91325-СИГ\_а).

## ОБНАРУЖЕНИЕ КВАЗИВОЛНОВОЙ ФОРМЫ ПОВЕРХНОСТИ РАЗДЕЛА ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ (МЕДЬ-ТАНТАЛ, МЕДЬ-ТИТАН)

Пушкин М.С. \*, Иноземцев А.В. \*, Гринберг Б. А. \*, Иванов М.А. \*\*,  
Слаутин О. В. \*\*\*, Бешапошников Б.П. \*\*\*\*

\* *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,  
Россия, [bella@imp.uran.ru](mailto:bella@imp.uran.ru)*

\*\* *Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова, НАНУ,  
Киев, Украина, [maivanov@ukr.net](mailto:maivanov@ukr.net)*

\*\*\* *Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия,  
[slautin@vstu.ru](mailto:slautin@vstu.ru)*

\*\*\*\* \* *ОАО «Уралхиммаш», Екатеринбург, Россия, [liom@ekb.ru](mailto:liom@ekb.ru)*

Как известно, существуют две формы поверхности раздела, возникающие при сварке взрывом: плоская и волнообразная. Ранее не исследовались переходные состояния между этими поверхностями. Такие состояния возникают при небольших отклонениях от нижней границы в сторону центра окна свариваемости. Изучение подобных структур и есть цель данного исследования.

Объектом изучения были поверхности раздела для соединений Cu-Ta и Cu-Ti. Для соединения Cu-Ta наблюдалась следующая эволюция поверхности: ниже нижней границы – отдельные выступы, на нижней границе – всплески, чуть выше нижней границы – квазиволновая поверхность типа «лоскутного одеяла», и ближе к центру окна свариваемости – волнообразная поверхность. На рис. 1а показана поверхность тантала для соединения Cu-Ta, состоящая из областей («лоскутов») с различными параметрами волн и всплесками по границам областей.

Для случая же Cu-Ti подобная структура не наблюдалась. Вместо неё была обнаружена поверхность, которая при малых увеличениях выглядит как волнообразная, а при больших - как группы выступов, выстроенные в ряды. Такую квазиволновую структуру мы назвали прерывистой волной (рис.1б).

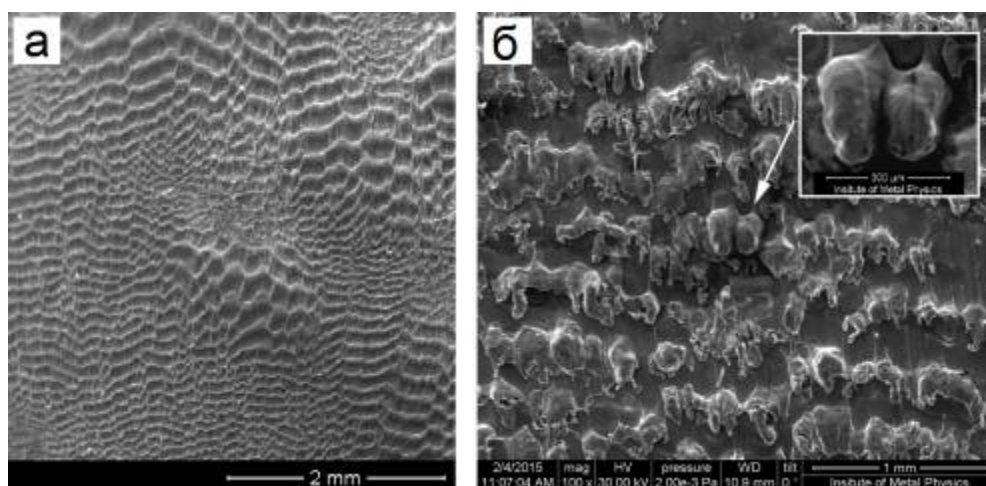


Рис. 1. СЭМ изображения квазиволновой поверхности тантала (а), титана (б) (медь выгравлена): а – «лоскутное одеяло», б – прерывистая волна

Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда  
(проект №14-29-00158)

[1] Б.А. Гринберг, М.А. Иванов, А.В. Иноземцев, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак, А.М. Власова, М.С.Пушкин. ФММ, 2015, Т.116, №4, в печати

# ОПТИМИЗАЦИЯ НАНОГЕТРОСТРУКТУР И УЛУЧШЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПРИБОРОВ НА ИХ ОСНОВЕ

**О.И. Рабинович**

**НИТУ “МИСиС”, Москва, Российская Федерация**

**rawork2008@mail.ru**

Увеличение выращивания наногетроструктур (НГ) и производства приборов на их основе, и необходимость получения максимальных показателей свойств изделий привело к необходимости проведения моделирования НГ с целью оптимизации и повышения показателей приборов, в т.ч. диодов, излучающих в видимой (СИД) и ультрафиолетовой (УФИД). Для моделирования НГ с квантово-размерными ямами (КЯ) в активной области на основе твёрдых четверных растворов нитридов и фосфидов в настоящей работе были созданы специальные файлы параметров приборов и материалов.

Сначала определялись оптимальные параметры строения нитридных и фосфидных НГ в зависимости от типа проводимости, количества и размеров КЯ и барьеров. КЯ имели среднее содержание атомов In:  $X = 0,2$  (синие СИД) и  $X = 0,3$  (зеленые СИД), для фосфидных НГ ширина КЯ изменялась (5-50 нм). Для моделирования НГ было создано по 30 файлов приборов для каждого цвета свечения с изменяющимся содержанием индия и шириной КЯ. Результаты позволяют объяснить тот факт, что у НГ с наибольшей яркостью, обнаруживаются сходные рабочие характеристики независимо от различий в технологиях получения эпитаксиальных НГ. На основе результатов моделирования в качестве оптимальной была выбрана конструкция НГ типа  $p^+GaN/p^+Al_{0,2}Ga_{0,8}N/4 \cdot (n^+In_xGa_{1-x}N—nGaN)/n^+GaN$  с 4-мя КЯ, сочетающая в себе достаточно высокое значение  $\eta_{внкв}$  и наиболее воспроизводимую технологию изготовления в условиях массового производства. Для фосфидных НГ установлено, что оптимальное количество КЯ - 5 ед, а их ширина 10 нм.

Далее моделирование показало, что видом ВАХ при одной и той же величине X можно “управлять” количеством КЯ, степенью легирования и введением атомов In в состав барьеров. Установлено, что увеличение концентрации доноров в барьерах уменьшает падение напряжения на НГ. Введение атомов In в состав барьеров при  $X > 0,2$  приводит к существенному смещению ВАХ в область меньших напряжений, особенно при больших плотностях тока.

Следующий этап состоял в уточнении характеристик НГ для синих и зеленых СИД, учитывающих неоднородность содержания атомов In в  $In_xGa_{1-x}N$ -КЯ. По результатам моделирования предложена новая модель, учитывающая влияние неоднородного распределения атомов In. Предполагалось, что кристалл СИД может быть рассмотрен как совокупность параллельно соединенных квантово-размерных областей с различным содержанием атомов In в НГ. ВАХ-СИД с различным содержанием In показали, что при одинаковом напряжении плотность тока зависит от X. По результатам моделирования видно, что через области с пониженным относительно среднего значения содержанием атомов In  $X = 0,2$  протекают большие токи, чем через области с повышенным содержанием атомов In. Следовательно, с одной стороны области, через которые протекают большие токи, “выгорают”, т.е. их излучательная способность уменьшается; с другой стороны возможно перераспределение содержания атомов In в сторону увеличения количества областей с повышенным содержанием атомов In. Это объясняет тенденцию смещения спектров излучения в длинноволновую область при длительной наработке СИД.



## ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКАЯ ОЧИСТКА СИЛОВОЙ МЕТАОПТИКИ

Рогалин В.Е.<sup>1,2</sup>, Филин С.А.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>ОАО «НЦЛСК «Астрофизика», Москва, Россия, v-rogalin@mail.ru

<sup>2</sup>ФГБОУ ВПО «Тверской государственный университет», Тверь, Россия;

<sup>3</sup>ФГБОУ ВПО «Российский экономический университет им. Г.В. Плеханова», safilin@mail.ru

Проанализированы причины снижения порога лучевой прочности металлических зеркал мощных CO<sub>2</sub>-лазеров. Определены характеристики основных технологических загрязнений на поверхности зеркал, снижающих лучевую прочность. Исследованы свойства различных растворителей и эффективность методики их применения для очистки силовой металлооптики.

Каждый тип загрязнений наиболее эффективно растворяется определенным растворителем:

пекканифольная смола — ацетон, метилэтилкетон;

масла, смазки и жиры минерального и животного происхождения — галогенозамещенные углеводороды, неорганические соли — алифатические спирты и вода.

Наряду с удалением загрязнителя, галогенозамещенные углеводороды взаимодействуют с металлом, из которого изготовлено зеркало. Для исключения такого взаимодействия необходимо ингибировать процесс взаимодействия галогенозамещенных углеводородов с металлом стабилизацией растворителей или подбором режимов очистки.

Анализ скорости физико-химического процесса растворения загрязнений выбранными растворителями показал, что их остаточное количество после процесса очистки позволяет предсказать значительное повышение адгезионных свойств поверхности зеркала с точки зрения нанесения оптических покрытий, а также повышение энергетических свойств с точки зрения повышения порога лучевой прочности зеркала. Это соответствует параметрической теории растворимости Гильдебранда-Скатчарда: растворение будет происходить при любых соотношениях компонентов, если молярная энтальпия их смешения ( $\Delta H$ ) будет близка к «0».

Предложенная методика высокоэффективной физико-химической очистки позволила подготовить зеркала к длительной эксплуатации в условиях воздействия интенсивным лазерным излучением. Методика опробована на зеркалах мощного CO<sub>2</sub>-лазера [1, 2].

### Литература

1. Рогалин В.Е. Оптическая стойкость медных зеркал для мощных импульсных ТЕА CO<sub>2</sub> - лазеров // Материаловедение, № 9, 2013, с. 34-42.

2. Каплунов И.А., Рогалин В.Е., Филин С.А. Исследование возможности лазерно-химической очистки металлических поверхностей // Цветные металлы, № 7, с. 72-75, 2014.

# ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ Zr-1% Nb и Zr-1% Nb-0,3% Fe-1,2% Sn ПОСЛЕ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ

**Рогачев С.О.<sup>1,2</sup>, Рожнов А.Б.<sup>1,2</sup>, Никулин С.А.<sup>1,2</sup>, Рыбальченко О.В.<sup>2,3</sup>,  
Горшенков М.В.<sup>1</sup>, Добаткин С.В.<sup>1,2,3</sup>**

<sup>1</sup>*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Кафедра металловедения и физики прочности, г. Москва, Россия*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Лаборатория гибридных наноструктурных материалов, г. Москва, Россия*

<sup>3</sup>*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия  
csaap@mail.ru*

Изучено влияние температуры интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением под гидростатическим давлением (КГД) на микроструктуру, фазовый состав и микротвердость промышленных циркониевых сплавов Zr-1% Nb (Э110) и Zr-1% Nb-0,3% Fe-1,2% Sn (Э635). Для КГД использовали образцы диаметром 10 мм и толщиной 0,5 мм, вырезанные из прутка в исходно рекристаллизованном состоянии с размером зерна 6...7 мкм. КГД проводили при давлении 4 ГПа в «лунке» глубиной 0,2 мм при температурах 20, 200 и 400 °С с числом оборотов  $N = 5$  и 10, что соответствовало истинной деформации 5,7 и 6,4, соответственно.

КГД сплавов Zr-1% Nb и Zr-1% Nb-0,3% Fe-1,2% Sn при температуре 20 °С после 10 оборотов приводит к формированию зеренно-субзеренной наноразмерной структуры со средним размером структурных элементов 65 и 50 нм, соответственно. Повышение температуры КГД до 200 и 400 °С приводит к увеличению среднего размера структурных элементов: в сплаве Zr-1% Nb до 125 и 160 нм, соответственно, а в сплаве Zr-1% Nb-0,3% Fe-1,2% Sn до 80 и 95 нм, соответственно. Увеличение температуры КГД до 400 °С повышает долю большеугловых границ в структуре.

КГД приводит к существенному упрочнению циркониевых сплавов. Более высокие значения микротвердости после деформации при температурах 20 и 200 °С (по сравнению с температурой 400 °С) связаны с меньшим размером структурных элементов и наличием в структуре сплавов фазы  $\omega$ -Zr в результате превращения  $\alpha$ -Zr  $\rightarrow$   $\omega$ -Zr, инициируемого КГД при данных температурах. В структуре образцов после деформации при температуре 400 °С наблюдается преимущественно фаза  $\alpha$ -Zr (~90 %).

После КГД при температуре 20 °С микротвердость (измеренная на середине радиуса образца) повышается с 140 до 375-385 HV (в зависимости от числа оборотов) для сплава Zr-1% Nb и с 170 до 400-410 HV для сплава Zr-1% Nb-0,3% Fe-1,2% Sn, т.е. в 2,3...2,8 раз. Повышение температуры КГД до 200 °С не приводит к снижению микротвердости сплава из-за увеличения доли фазы  $\omega$ -Zr, несмотря на некоторый рост структурных элементов. Увеличение температуры КГД до 400 °С приводит к снижению микротвердости до 253-276 HV в сплаве Zr-1% Nb и 288-330 HV в сплаве Zr-1% Nb-0,3% Fe-1,2% Sn за счет увеличения размера структурных элементов и отсутствия фазы  $\omega$ -Zr.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (Договор №14.А12.31.0001).*

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В ВЫХОДНОМ ОКНЕ ВЫСОКОМОЩНОГО CO<sub>2</sub>-ЛАЗЕРА

**Рогожин М.В.**<sup>1,2</sup>, **Рогалин В.Е.**<sup>2,3</sup>, **Крымский М.И.**<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>ФГБОУ ВПО МФТИ (ГУ), Долгопрудный, Россия, *max.salavat@mail.ru*;

<sup>2</sup>ОАО «НЦЛСК «Астрофизика», Москва, Россия, *v-rogalin@mail.ru*;

<sup>3</sup>ФГБОУ ВПО «Тверской государственный университет», Тверь, Россия

Как известно, лучевая стойкость выходного окна высокомощного CO<sub>2</sub>-лазера является одним из ключевых факторов, ограничивающих максимальную выходную мощность такого типа лазеров, а также расходимость выходного лазерного излучения [1-4]. В работе рассмотрены основные физические механизмы, приводящие к разрушению охлаждаемого выходного окна, в зависимости от частоты повторения импульсов, диаметра пучка, плотности мощности и конфигурации выходного окна. В рамках работы создана математическая модель распределения температур и механических напряжений в выходном окне дисковой формы, облучаемом непрерывным или частотно-импульсным CO<sub>2</sub>-лазером высокой мощности, с учетом зависимостей параметров материала от температуры. На основе полученных распределений, а также критических значений температуры и механического напряжения для данного материала, рассчитывается порог разрушения выходного окна. В ходе выполнения работы создана программа, позволяющая автоматически рассчитывать порог разрушения выходного окна для заданных параметров материала окна, внешней среды и излучения. Представлены результаты численного моделирования для материалов, прозрачных в среднем ИК-диапазоне и традиционно используемых в качестве материалов для изготовления выходных окон CO<sub>2</sub>-лазеров: BaF<sub>2</sub>, NaCl, KCl, KBr, RbI, AgCl, CsI, ZnSe, ZnS, GaAs и Ge. Также представлены результаты численного моделирования для выходного окна из поликристаллического алмаза. Проанализировано влияние теплофизических процессов в окне на расходимость выходного лазерного излучения. На основе полученных данных о пороге разрушения и расходимости лазерного излучения продемонстрированы преимущества поликристаллического алмаза относительно остальных материалов, применяемых для изготовления выходных окон высокомощных лазеров.

### Литература

D. Ristau Laser induced damage in optical materials // CRC Press, p. 9-22, (2014)

P.C. Wankhede On the quasi-static thermal stresses in a circular plate // Indian J. pure appl. Math, 13(11), p. 1273-1277, (1982).

C.J. Brierley, C.M. Beck, G.R. Kennedy, J. Metcalfe, D. Wheatley The potential of CVD diamond as a replacement to ZnSe in CO<sub>2</sub> laser optics // Diamond and Related Materials 8, p. 1759-1764 (1999).

В.Е. Рогалин, С.М. Аранчий Поликристаллические алмазы; новые перспективы силовой оптики и электроники // «Интеграл», №5 (67), с. 80 – 82, (2012).

# ЭЛЕМЕНТНЫЙ И ФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ ПОКРЫТИЯ TiB<sub>2</sub>- Ni, СФОРМИРОВАННОГО НА СТАЛИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ

**Д.А. Романов<sup>1</sup>, Е.Н. Гончарова<sup>1</sup>, Е.А. Будовских<sup>1</sup>, В.Е. Громов<sup>1</sup>, Ю.Ф. Иванов<sup>2,3</sup>**

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия.

<sup>2</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия.

<sup>3</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
г. Томск, Россия.

[romanov\\_da@physics.sibsiu.ru](mailto:romanov_da@physics.sibsiu.ru)

Цель работы - модифицирование высокоинтенсивным электронным пучком электровзрывных композиционных покрытий системы TiB<sub>2</sub>- Ni и изучение их структуры.

Материал исследования - покрытие TiB<sub>2</sub>- Ni, сформированное на поверхности углеродистой стали методом электровзрывного напыления (ЭВН) покрытий. Исследование элементного состава покрытий осуществлен методами микрорентгеноспектрального анализа (растровый электронный микроскоп «LEO EVO 50»), фазовый состав анализировали методом электронной дифракционной микроскопии (прибор ЭМ-125). Объект исследования - экстрактные угольные реплики, полученные с травленной поверхности покрытия.

При анализе излома выявляются четыре слоя: поверхностный слой - собственно покрытие, тонкий переходный слой, зона термического влияния, плавно переходящая в основной объем стали. Микрорентгеноспектральный анализ поверхностного слоя материала выявил элементный состав покрытия и показал его изменение в зависимости от расстояния до поверхности. Было обнаружено, что формирование покрытия ЭВН методом приводит, во-первых, к сплавлению его с подложкой. На это указывает присутствие в покрытии атомов Fe и Mn. Во-вторых, формирование покрытия в условиях технического вакуума сопровождается насыщением его атомами углерода и кислорода. В-третьих, с увеличением расстояния от поверхности покрытия увеличивается концентрация атомов Fe; концентрация атомов Ti и Ni практически не зависит от расстояния до подложки. В-четвертых, в покрытии выявлено присутствие атомов Mo, что позволяет говорить о более сложном элементном составе напыляемого слоя. В-пятых, присутствующий в элементном составе напыляемого покрытия бор не обнаружен.

Фазовый состав покрытия исследовали методами дифракционной электронной микроскопии экстрактных угольных реплик. В результате индирования микроэлектроннограмм, полученных с экстрагированных частиц, были обнаружены следующие фазы: бориды железа состава FeB, бориды никеля (Ni<sub>3</sub>B), бориды титана (Ti<sub>2</sub>B<sub>5</sub>), карбид железа (Fe<sub>3</sub>C). Анализируя результаты, полученные при изучении фазового состава покрытия, можно отметить, что экстрагированные частицы второй фазы имеют размеры, изменяющиеся в пределах (20...60) нм, т.е. относятся к нанокристаллическим образованиям. Экстрагированные частицы имеют различную форму: сферическую, глобулярную или пластинчатую (игольчатую).

При осуществлении электронно-микроскопический анализа поверхности излома покрытия, выявлено его многослойное строение. Выполнен элементный анализ покрытия и показано, что ЭВН метод приводит к взаимному легированию покрытия и подложки, т.е. на сплавление покрытия с металлом подложки. При осуществлении фазового анализа выявлено присутствие в покрытии боридов и карбидов Fe, Ti и Ni. Показано, что частицы второй фазы имеют разнообразную (сферы, глобулы, пластинки, иглы) форму и относятся к нанокристаллическим образованиям.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук МК-4166.2015.2, РФФИ в рамках научных проектов № 13-02-12009 офи\_м, 15-08-03411, госзаданий Минобрнауки №№ 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научноисследовательской работы. Данная работа была выполнена с частичным использованием оборудования Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ.*

# ИССЛЕДОВАНИЕ МАГНИТНЫХ И ОПТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОСЛОЕВ Cr/NiFe И Al/NiFe МАГНИТООПТИЧЕСКИМИ И ЭЛЛИПСОМЕТРИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ

Рудёнок А.А., Бобрышева Е.В., Панина Л.В., Морченко А.Т.  
*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»*  
*Москва, Россия*  
[bobrysheva Katya 94@mail.ru](mailto:bobrysheva_katya_94@mail.ru)

Многослойные магнитные пленки используются в элементах спинтроники, при этом особый интерес вызывают системы со слоями Cr, которые обеспечивают антиферромагнитную связь, приводящую к гигантскому магнитосопротивлению. В данной работе исследуются оптические и магнитооптические свойства двухслойных пленок Cr/NiFe в зависимости от толщины слоя хрома, которая изменяется в пределах 5-20 нм. Для сравнения изучены также свойства двухслойной системы Al/FeNi.

Пленочные образцы получали методом термического распыления металлов в вакууме (давление остаточных газов  $P \sim 10^{-4}$  Па) на стеклянную или ситалловую подложки посредством послойной конденсации. Скорость роста пленок варьировалась в пределах 0,1-0,3 нм/с. При осаждении слоев пленок температура подложки составляла 300 К. После осаждения нижнего слоя из пермаллоя марки 79НМ или 50Н образцы на подложке отжигались в вакууме до температуры 550 К, что позволяет уменьшить дефекты кристаллического строения. После нанесения второго слоя образцы не отжигались, чтобы исключить процессы термодиффузии атомов между слоями. Толщина пленок измерялась методом кварцевого резонатора.

Диэлектрические параметры определялись из эллипсометрических измерений в диапазоне длин волн 350-1000 нм. Магнитооптические спектры регистрировались в конфигурации экваториального эффекта Керра при изменении магнитного поля до 3,5 кЭ, при этом практически полное магнитное насыщение происходило в поле около 500 Э. Было обнаружено, что форма магнитооптических спектров сильно зависит от толщины слоя хрома, и в области длинных волн (до 1,7 эВ) при увеличении толщины хрома меняется знак магнитооптического параметра. Наличие слоя Al не приводит к подобным изменениям. Наблюдаемое поведение может быть связано с диффузией спинов с обратной намагниченностью в слой Cr. Детальное выяснение механизма явления требует дальнейших исследований.

# ИЗМЕНЕНИЕ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КРИСТАЛЛОВ ТГС В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

**Румянцев И.Д.<sup>1,2</sup>, Иванова Е.С.<sup>1</sup>, Петржик Е.А.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>*Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН, Москва, Россия*

<sup>2</sup>*НИТУ «МИСус», Москва, Россия*

[petrzhik@ns.crys.ras.ru](mailto:petrzhik@ns.crys.ras.ru)

В сегнетоэлектрических кристаллах дефектная структура является одним из факторов, определяющих доменную структуру и переключение. При исследовании влияния слабых электромагнитных полей на механические свойства немагнитных материалов было показано, что магнитное поле вызывает преобразование дефектной структуры. А значит, магнитная обработка сегнетоэлектриков, воздействуя на точечные дефекты, может приводить к изменению их электрических свойств.

В настоящей работе исследовалось влияние постоянного магнитного поля на диэлектрические и поляризационные свойств кристаллов триглицинсульфата (ТГС). Изучались номинально чистые кристаллы и кристаллы, содержащие примесь хрома (ТГС-Сг). Магнитная обработка образцов проводилась в постоянном магнитном поле величиной 2 Тл в течение 20 минут. Измерялись квазистатические петли  $P$ - $E$  гистерезиса и температурная зависимость диэлектрической проницаемости вблизи фазового перехода.

Показано, что предварительная магнитная обработка кристалла ТГС-Сг приводит к сужению петли сегнетоэлектрического гистерезиса, т.е. к уменьшению коэрцитивного поля. Максимальное сужение петли наблюдается через 1–2 часа после экспозиции, а далее происходит постепенная релаксация кристалла к исходному состоянию. В номинально чистом кристалле  $P$ - $E$  петля не изменяется в пределах ошибки эксперимента.

Экспозиция кристаллов в постоянном магнитном поле также приводит к изменению максимума диэлектрической проницаемости  $\epsilon$  в области фазового перехода. В номинально чистых кристаллах наибольшее изменение  $\epsilon$  достигается через 2 часа после экспозиции. Далее в течение 2-3 суток величина  $\epsilon$  релаксирует к исходному значению. В ТГС-Сг наибольшее изменение  $\epsilon$  достигается примерно через сутки, а возврат к исходному значению – в течение месяца. Наблюдаемый эффект сильно анизотропен: он наблюдается, когда вектор магнитной индукции перпендикулярен полярной оси кристалла, а знак эффекта определяется взаимной ориентацией магнитного поля и доменной структуры. Увеличение максимума диэлектрической проницаемости наблюдается, когда вектор магнитной индукции параллелен доменным границам, а его понижение – когда они взаимно перпендикулярны.

Обнаруженное магнитостимулированное изменение диэлектрических свойств ТГС, по-видимому, связано с преобразованием структуры дефектов, закрепляющих доменные стенки, например, с распадом примесных комплексов во время экспозиции кристалла в магнитном поле. Роль магнитного поля заключается не в силовом или энергетическом воздействии, а в снятии спиновых запретов на определенные электронные переходы. Последующие релаксационные процессы самоорганизации примесной подсистемы определяются диффузионными временами, что выглядит как задержка реакции материала на магнитное воздействие.

Работа частично поддержана Президиумом РАН (Программа № 1) и РФФИ (грант №13-02-00341).

# СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ИЗ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ Ti-Ni-NiF

**Русинов П.О., Бледнова Ж.М.**

*Кубанский государственный технологический университет, Краснодар, Россия  
ruspiter5@mail.ru*

В настоящее время технологии, использующие высокотемпературные наноструктурированные сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ), являются интенсивно развивающейся и самостоятельной областью современного материаловедения, которая по объему вкладываемого капитала, выходит на многомиллиардные обороты, поскольку безусловна их актуальность для таких областей производства, как авиа- и автомобилестроение, медицина, приборо- и машиностроение, космическая техника и т.п. На данном этапе в области машиностроения наибольший интерес представляют комплексные исследования структуры массивных поверхностно модифицированных слоев из сплавов с высокотемпературным ЭПФ, обеспечивающих функционально-механические характеристики объемного материала с памятью, доведенных до уровня, приемлемого для практического использования в деталях машин и элементах конструкций.

Целью настоящей работы является исследование структурных особенностей поверхностно-модифицированных слоев, содержащих высокотемпературный сплав с ЭПФ TiNiHf, нанесенных методом высокоскоростного газопламенного напыления в защитной атмосфере (среда аргона) на сталь 45.

Результаты исследований и их обсуждение. Исследованы композиционные покрытия TiNiHf, состоящие из TiNiHf (механически активированный порошок ПН37Т18ГФ45). При механоактивации порошка с ЭПФ ПН37Т18ГФ45 происходит его дробление и пластическое деформирование. Порошинки ПН37Т18ГФ45 после механоактивации представляют собой плоские диски размером от 0,1 до 3 мкм, с наночастицами (Рис.1). В качестве основы использовались, сталь 45.

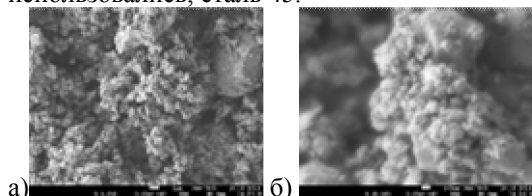


Рис.1. Порошок ПН37Т18ГФ45 механически активированный в атриторе в течение 30 мин,  $\times 5000$  – а);  $\times 45000$  – б)

Полученное TiNiHf покрытие имеет наноразмерную структуру с размером зерна 80-120 нм (рис. 2).

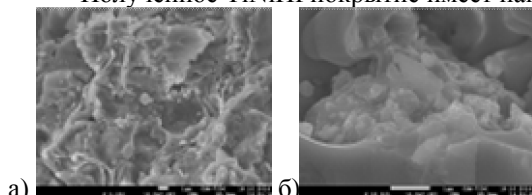


Рис.1. Наноструктурированное TiNiHf покрытие,  $\times 5000$  – а);  $\times 20000$  – б)

Выводы: Использование технологии формирования поверхностных слоев материалами с ЭПФ с созданием слоистых композитов конструкционного назначения позволит расширить область их применения в машиностроении. Показана возможность формирования наноразмерной композиции в пределах поверхностно-модифицированного слоя.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ № МК-5017.2014.8 и по проекту № 9.555.2014/К и в рамках государственного задания Минобрнауки РФ.*

# СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СПЕКТРАЛЬНО-ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ ЧАСТИЧНО СТАБИЛИЗИРОВАННОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ, ЛЕГИРОВАННЫХ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ ИОНАМИ ( $\text{Nd}^{3+}$ , $\text{Eu}^{3+}$ , $\text{Er}^{3+}$ , $\text{Yb}^{3+}$ )

**П.А. Рябочкина<sup>1</sup>, М.А. Борик<sup>2</sup>, Т.В. Волкова<sup>1</sup>, А.Н. Кулебякин<sup>2</sup>, Е.Е. Ломонова<sup>2</sup>,  
В.А. Мызина<sup>2</sup>, Ф.О. Милович<sup>3</sup>, Н.В. Сидорова<sup>1</sup>, Н.Ю. Табачкова<sup>3</sup>, А.Н. Чабушкин<sup>1</sup>**

**1- Национальный исследовательский Мордовский государственный университет им. Н.П. Огарева, Саранск, Россия**

**ryabochkina@freemail.mrsu.ru**

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

**3- Национальный исследовательский университет «МИСИС», Москва**

Кристаллы частично стабилизированного диоксида циркония (ЧСЦ)  $(1-x)\text{ZrO}_2-x\text{R}_2\text{O}_3$  (где  $\text{R} - \text{Ln}, \text{Y}, \text{Sc}, \text{Mg}, \text{Ca}$ ), а величина  $x$  соответствует диапазону концентраций 2.5-5.0 мол.%) обладают уникальными физическими свойствами (высокой температурой плавления, высокими значениями прочности и трещиностойкости, малой величиной коэффициента трения). Наличие этих свойств, а также биоинертность, обеспечивают им широкое практическое применение в триботехнике, изготовлении медицинских инструментов и имплантатов. Несмотря на большой объем исследований, выполненных по изучению кристаллохимических и физических свойств кристаллов ЧСЦ, и использовании данных кристаллов на практике, поиск новых оптимальных составов ЧСЦ по-прежнему актуален.

В докладе представлены результаты исследования структуры, фазового состава и спектрально-люминесцентных свойств кристаллов ЧСЦ:  $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-Nd}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-Eu}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-Er}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-Yb}_2\text{O}_3$ .

При исследовании данных кристаллов методами ПЭМ и АСМ выявлено, что для них характерно наличие двойниковой доменной структуры, при этом с увеличением суммарной концентрации стабилизирующих оксидов (оксида иттрия и оксида редкоземельного элемента (РЗЭ)), размеры двойников уменьшаются, а структура становится более однородной.

Выполненные исследования фазового состава показали, что влияние дополнительного количества оксидов РЗЭ на фазовый состав, структуру и свойства кристаллов, частично стабилизированного оксидом иттрия диоксида циркония, зависит от вида и концентрации редкоземельных элементов. Так, например, в кристаллах ЧСЦ  $\text{ZrO}_2\text{-1мол}\%\text{Y}_2\text{O}_3$  дополнительное введение 1.8 мол%  $\text{Er}_2\text{O}_3$  приводит к стабилизации трансформируемой фазы -  $t$ , а при введении оксида неодима в том же количестве в кристаллах сохраняется моноклинная фаза. Добавление 0.8 мол% оксида эрбия к 2 мол% оксида иттрия позволяет, как и в случае содержания только оксида иттрия 2.8 мол%, получить смесь трансформируемой и нетрансформируемой ( $t$  и  $t'$ ) фаз. Аналогичное добавление к 2 мол% оксида иттрия 0.8 мол% оксида неодима обеспечивает стабилизацию одной трансформируемой  $t$  фазы, при этом  $t'$ -фаза отсутствует. Отсюда следует, что замена в кристаллах  $\text{ZrO}_2\text{-2.8мол}\%\text{Y}_2\text{O}_3$  части оксида иттрия на оксид редкоземельного элемента не приводит к аналогичному фазовому составу кристаллов, а зависит от концентрации оксида иттрия, и вида РЗЭ.

Методами оптической спектроскопии выявлены особенности формирования оптических центров РЗ-ионов ( $\text{Nd}^{3+}$ ,  $\text{Eu}^{3+}$ ,  $\text{Er}^{3+}$ ,  $\text{Yb}^{3+}$ ) в кристаллах ЧСЦ:  $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-Nd}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-Eu}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-Er}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-Yb}_2\text{O}_3$ .

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ офи\_м, № проекта 13-02-051.



# ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА БЫСТРОЗАКАЛЁННЫХ СПЛАВОВ Nd-Fe-B-Zr

**Савченко А.Г., Менушенков В.П., Щетинин И.В., Бордюжин И.Г.,  
Савченко Е.С., Медведева Т.В.**

**Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
г. Москва, Россия, [algsav@gmail.com](mailto:algsav@gmail.com)**

Благодаря уникальному сочетанию свойств, постоянные магниты на основе интерметаллического соединения  $Nd_2Fe_{14}B$  получили очень широкое распространение в электротехнике и электронике, автомобилестроении, медицине, производстве компьютеров и бытовой электроники, акустических систем, магнитных муфт и подшипников. При этом, с целью улучшения эксплуатационных свойств, не прекращаются исследования закономерностей формирования их структуры и магнитных свойств в зависимости от состава, способов получения и обработки. В этом отношении не являются исключением и материалы, полученные методами быстрой закалки, одним из перспективных видов которой является разработанный во ВНИИНМ им. А.А. Бочвара метод центробежного распыления, предусматривающий распыление расплава и его ускоренное затвердевание на металлических теплопроводящих поверхностях. Целью настоящей работы является исследование влияния термической обработки на формирование структуры и магнитные свойства сплава Nd-Fe-B-Zr-Si-Al, полученного методом центробежного распыления, а также, для сравнения, коммерческого сплава NQP-D, полученного методом спиннингования.

Химический состав сплавов исследовали методом рентгенофлуоресцентного анализа на спектрометре Rigaku Primus II. Фазовый состав и структуру изучали методом рентгеновской дифракции с помощью дифрактометра ДРОН-4 с использованием  $Co K_{\alpha}$ -излучения и графитового монохроматора. Исследования структуры быстрозакалённых порошков проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа JEOL 6610LV. Магнитные свойства измеряли на вибромагнитометре типа VSM-250 в полях напряжённостью до 2 Тл.

В исходном состоянии порошки сплава NQP-D имели кристаллическую структуру, а порошки сплава Nd-Fe-B-Zr-Si-Al находились в аморфно-кристаллическом состоянии, включающем помимо магнитомягкой аморфной фазы, объёмная доля которой увеличивалась по мере увеличения скорости закалки, магнитотвёрдую фазу  $Nd_2Fe_{14}B$  и магнитомягкие фазы  $Nd_2Fe_{17}$  и  $\alpha$ -Fe. Присутствие магнитомягких фаз в структуре быстрозакалённых образцов проявлялось в перетянутости петли гистерезиса, низких значениях коэрцитивной силы и отношении  $\sigma_r/\sigma_s \leq 0,5$ . Как показали проведённые исследования, отжиг быстрозакалённых сплавов Nd-Fe-B-Zr-Si-Al в интервале температур 500 ... 600°C приводит к распаду аморфной фазы и метастабильной фазы  $Nd_2Fe_{17}$  с образованием нанодисперсных обменно-связных кристаллитов магнитотвёрдой ( $Nd_2Fe_{14}B$ ) и магнитомягкой ( $\alpha$ -Fe) фаз, что обуславливает резкое повышение коэрцитивной силы и остаточной намагниченности порошков. Совершенствование микроструктуры сплава NQP-D в процессе отжига также способствовало повышению  $H_{ci}$  на 5 ... 15 % (с 700 кА/м в состоянии поставки). Отжиг при температурах выше 600°C приводит к образованию в процессе кристаллизации магнитомягкой фазы  $Nd_2Fe_{17}$ , огрублению микроструктуры и, как следствие, резкому снижению гистерезисных свойств. Обсуждается природа выявленных закономерностей.

Работа выполнена в рамках соглашения о предоставлении субсидии с Минобрнауки России от 27.06.2014 г. № 14.575.21.0043 (Уникальный идентификатор соглашения RFMEFI57514X0043).

## СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА $Fe_2NiAl$ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ ИЗ ОДНОФАЗНОГО СОСТОЯНИЯ И ОТЖИГА ПРИ $500-900^{\circ}C$

Е.С. Савченко, В.П. Менушенков, М.В. Горшенков, И.В. Щетинин

Национальный исследовательский технологический университет НИТУ «МИСиС»

Высококоэрцитивное состояние в сплавах  $Fe_2NiAl$  (альни) формируется в процессе распада твердого раствора на сильномагнитную  $\beta$  и слабомагнитную  $\beta_2$  фазы в процессе охлаждения сплава с критической скоростью ( $V_{кр} = 2-4^{\circ}C/мин.$ ), либо после закалки из однофазной области и последующего отжига. Причем первый тип термообработки приводит к значениям величины коэрцитивной силы в полтора раза большим, чем второй. Причина такого различия остается неустановленной, в связи с этим, целью настоящей работы было изучение формирования структуры и магнитных свойств в процессе термообработки второго типа.

В работе исследованы изменения структуры и магнитные свойства литого сплава  $Fe_{51.1}Ni_{23.5}Al_{23.7}Si_{1.7}$  после закалки из однофазной области ( $1240^{\circ}C$ ) и последующих отжигов при  $500 - 900^{\circ}C$ , 10 минут с последующей закалкой в воде. Гистерезисные характеристики измеряли в замкнутой цепи на гистерезисграфе АМТ-4. Микроструктуру термообработанных образцов изучали с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM-100CX. Термомагнитный анализ сплавов был проведен на вибромагнетометре системы PPMS EverCool-II (Quantum Design).

Результаты исследований показали, что коэрцитивная сила  $H_c$  достигает максимума  $H_c = 395$  Э после отжига при  $T_{отж} = 800^{\circ}C$  и при дальнейшем увеличении температуры до  $900^{\circ}C$  снижается до  $H_c = 5$  Э. Максимум намагниченности насыщения  $4\pi I_s$  наблюдается при  $T_{отж} = 550^{\circ}C$  ( $4\pi I_s = 10,2$  кГс), а при  $T_{отж} = 800^{\circ}$  снижается до  $4\pi I_s = 7,7$  кГс. Данные ПЭМ показывают, что рост  $H_c$  при отжиге до  $800^{\circ}C$  связан с формированием периодической модулированной структуры. При более высоких температурах наблюдается огрубление и взаимное растворение  $\beta$  и  $\beta_2$  фаз, что приводит к снижению коэрцитивной силы.

# ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА МЕХАНОАКТИВИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ СИСТЕМ

$\text{Fe}_3\text{O}_4 - \alpha\text{-Fe} - \text{Gd}_2\text{O}_3$  И  $\text{Fe}_2\text{O}_3 - \alpha\text{-Fe} - \text{Gd}_2\text{O}_3$

Салихов С.В., Савченко А.Г., Щетинин И.В.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
г. Москва, Россия, [algsav@gmail.com](mailto:algsav@gmail.com)

Магнитотвёрдые материалы, являясь важными компонентами практически всех электрических, электромагнитных и электромеханических устройств, включая машины, приборы и устройства для производства, транспортировки, хранения и использования электрической энергии, всегда были и остаются объектом неослабевающего внимания исследователей, которое только усилилось за последние годы ввиду резких колебаний мирового рынка сырьевых ресурсов и впечатляющих успехов в развитии нанотехнологий. Например, развитие нанобиомедицины и открывающиеся перспективы биологических, медицинских и фармацевтических приложений, обусловили резкое увеличение исследований магнитных наноматериалов на основе оксидов железа. При этом, как показывают уже достигнутые успехи, прогресс в этой области может оказать существенное влияние на развитие этих социально значимых отраслей науки и практики.

В настоящей работе на основании результатов систематических экспериментальных исследований структуры, химического и фазового состава, магнитных гистерезисных и физико-химических свойств (с использованием методов рентгеновской дифракции, мёсбауэровской и рентгеновской флуоресцентной спектроскопии, дифференциальной сканирующей калориметрии) изучены закономерности формирования структуры и магнитных свойств наноструктурированных композиционных порошков (НКП) систем  $(100-x-y)[\text{Fe-O}] - x\% \alpha\text{-Fe} - y\% \text{Gd}_2\text{O}_3$ , где  $[\text{Fe-O}] - \text{Fe}_3\text{O}_4$  или  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ;  $x = 10$  или  $50$ ,  $y = 0, 1.5, 3, 5$  или  $10$ , синтезированных методами высокоэнергетического измельчения (механоактивации), в исходном, после измельчения в течение 10 час, состоянии, а также после изотермического отжига в интервале температур от  $300$  до  $930^\circ\text{C}$  в течение 15 и 30 мин. Определены закономерности изменения структуры и магнитных свойств НКП в зависимости от типа легирующего редкоземельного оксида, а также режимы получения и составы оксидов систем  $[\text{Fe-O}]/\alpha\text{-Fe}/[\text{Gd-O}]$ , обеспечивающие получение максимальных гистерезисных свойств. Установлено, что магнитное твердение (резкое увеличение коэрцитивной силы  $H_{ci}$  от  $18 \dots 20$  кА/м до  $52 \dots 55$  кА/м) полученных в результате механоактивации НКП всех исследованных систем наблюдается после их кратковременной (в течение 30 мин) термообработки в атмосфере аргона в интервале температур  $300 \dots 400^\circ\text{C}$  и связано с частичной кристаллизацией образующейся в процессе механоактивации аморфной фазы и формированием наноструктурированного состояния с кристаллитами основных магнитных фаз (магнетит  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  и  $\alpha\text{-Fe}$ ), размеры которых меньше 20 нм. Изотермический отжиг механоактивированных порошков всех исследованных систем при температурах выше  $500^\circ\text{C}$  приводит к полной кристаллизации аморфной фазы, трансформации остаточного магнетита  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  в вюстит  $\text{FeO}$ , при одновременном небольшом увеличении объёмной доли  $\alpha\text{-Fe}$ , огрублению микроструктуры и соответствующему резкому снижению их коэрцитивной силы.

На порошках системы  $\text{Fe}_2\text{O}_3 - 50\% \alpha\text{-Fe} - 5\% \text{Gd}_2\text{O}_3$  обнаружено аномальное (с 90 до  $120 \text{ A} \cdot \text{m}^2/\text{кг}$ ) возрастание остаточной удельной намагниченности после отжига в интервале температур  $300 \dots 400^\circ\text{C}$ , природа которого пока не установлена, однако указывает на возможность дальнейшего улучшения гистерезисных свойств наноструктурированных порошков на основе комплексных оксидов.

# МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ЧЕТЫРЕХКОМПОНЕНТНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА МЕТОДАМИ ИЗ ПЕРВЫХ ПРИНЦИПОВ

**Сафронов В.В.<sup>1</sup>, Васильев А.Л.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Филиал Института кристаллографии РАН Научно исследовательский центр «Космическое материаловедение», Калуга, Россия  
victor\_safronov@yahoo.com*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт»,  
Москва, Россия*

Высокая твердость аморфных и нанокристаллических многокомпонентных сплавов обусловлена в основном их микроструктурой, определение которой на атомном уровне необходимо для понимания путей оптимизации свойств материала. Несмотря на значительный прогресс в развитии экспериментальных методов анализа структуры и состава таких систем, получение полной информации о микроструктуре и составе зерен нанометровых размеров остается часто не решаемой задачей и перспективным подходом к решению этой проблемы может быть применение методов компьютерного моделирования структур наиболее вероятных зародышей и фаз «из первых принципов» с последующим сопоставлением их основных структурных параметров, таких как параметры решетки, с данными электронной и рентгеновской дифракции и электронной микроскопии атомного разрешения.

Методом молекулярной динамики Борна-Оппенгеймера проведено моделирование затвердевания при внешнем давлении 10 ГПа фрагмента четырехкомпонентного расплава состава  $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$ , содержащего 400 атомов. В этом приближении ядра атомов считаются классическими объектами, а электронная система — квантовой, которая всегда успевает релаксировать к основному состоянию. Расчеты проведены в рамках изотермического-изобарического ансамбля с наложением периодических граничных условий. Для проведения расчетов был использован пакет Abinit, реализующий метод моделирования «из первых принципов» на основе теории функционала плотности с использованием псевдопотенциалов. Для учета обменной и корреляционной энергии было выбрано приближение локальной плотности (LDA), хорошо зарекомендовавшее себя в структурных расчетах. Стадии моделирования включали следующие этапы: заполнение ячейки случайным образом, но с соблюдением условия минимального сближения атомов в пределах 90% суммы их металлических радиусов, разогрев до 3000 К, достижение термодинамического равновесия, охлаждение до 300 К и релаксация структуры.

По результатам моделирования исследовано формирование локального окружения атомов различных типов включая функции радиального распределения и координационные числа. С целью определения зарождающихся фаз проведен статистический анализ координационных чисел различных атомов. В целом можно заключить, что соседство атомов с различными типами внешних электронных оболочек и, следовательно, различными координационными характеристиками, препятствует образованию стандартных упаковок, что должно выгодно сказаться на механических свойствах сплава.

Результаты работы были получены с использованием вычислительных ресурсов МВК НИЦ «Курчатовский институт» (<http://computing.kiae.ru/>). Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках гранта 13-02-12190 офи\_м.

# ЭВОЛЮЦИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ТЕКСТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СВЕРХПРОВОДНИКОВ NbTi В ХОДЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПО ДАННЫМ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКЦИИ НА СИНХРОТРОННОМ ИЗЛУЧЕНИИ

**Светогоров Р.Д., Гурьев В.В., Зубавичус Я.В., Шавкин С.В., Круглов В.С.**  
**Национальный Исследовательский Центр «Курчатовский институт», Москва, Россия**  
[rdsvetov@gmail.com](mailto:rdsvetov@gmail.com)

Материалы на основе NbTi являются в настоящий момент самыми распространенными сверхпроводниками в мире. Активная разработка этих материалов началась в 60-х годах прошлого столетия. С развитием микроструктурных методов стало понятно, что эффективными центрами пиннинга являются нанометрические включения нормальной (не сверхпроводящей) фазы альфа-титана. Для нужд конкретных практических применений путем подбора параметров термомеханической обработки добиваются выделения включений альфа-титана нужных размеров.

В работе [1] отмечалось, что выделение альфа-титана в фольгах имеет свои особенности по сравнению с выделением на проводах, что связано, по-видимому, с существенно разным распределением внутренних напряжений при механической обработке. Цель данной работы – исследовать изменение структуры и системы центров пиннинга на фольге NbTi в процессе варьирования температуры и времени отжига.

Измерения проводились методом порошковой рентгеновской дифракции (XRPD), на станции «Структурное материаловедение» Курчатовского источника синхротронного излучения с помощью двумерного детектора Fujifilm Imaging Plate [2]. Использовались следующие параметры дифракционного эксперимента: расстояние образец – детектор 200 мм; энергия 17998.4 эВ; размер пучка 200x200 мкм; время экспозиции 15-30 мин.

## Список литературы

1. Osamura K., Matsubara E., Miyatani T., Murakami Y. "Effect of cold working on precipitation behavior in superconducting Ti-Nb alloys" // Phil. Mag. A V.42, N. 4,(1980) 575-589
2. A.A. Chernyshov, A.A. Veligzhanin, Y.V. Zubavichus, "Structural Materials Science" end-station at the Kurchatov synchrotron radiation source: recent instrumentation upgrades and experimental results", Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. A 603 (2009) 95-98.

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК НАНОКЛАСТЕРОВ МЕДИ В ПРОЦЕССЕ ПЛАВЛЕНИЯ И КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Сдобняков Н.Ю., Андрийчук А.П., Базулев А.Н.,  
Карташев И.В., Комаров П.В., Соколов Д.Н., Колосов А.Ю.  
ФГБОУ ПО «Тверской государственный университет», Тверь, Россия  
[nsdobnyakov@mail.ru](mailto:nsdobnyakov@mail.ru)

В [1, 2] и в данной работе проблема изучения фазовых переходов в нанокластерах рассматривается с позиции исследования поведения структурных характеристик при температурах, близких к температуре фазового перехода для исследуемых размеров нанокластеров. Эти результаты сравнивались с результатами, полученными в рамках термодинамического подхода, т.е. подхода, в котором изучались термодинамические характеристики нанокластера (удельная энергия, теплоёмкость, поверхностное натяжение и т.п.). Для моделирования структурных превращений в нанокластере меди, содержащем  $N = 1157$ , атомов был применён метод Монте-Карло с учетом действия многочастичного потенциала Гупта [3]. Анализ гистерезиса температурной зависимости среднего значения первого координационного числа  $\langle Z \rangle$  в процессе нагревания и охлаждения нанокластера показал, что зависимость  $\langle Z \rangle$  терпит скачок с  $\langle Z \rangle \approx 10,4$  до  $\langle Z \rangle \approx 7,0$  в процессе нагревания, т.е. структура кластера становится более «рыхлой». В процессе охлаждения происходит обратный скачок с  $\langle Z \rangle \approx 7,0$  до  $\langle Z \rangle \approx 10,4$ . Соответственно по скачкам этих зависимостей были определены температуры плавления и кристаллизации нанокластера  $Cu_{1157}$  ( $T_m \approx 1100K$  и  $T_c \approx 790K$  соответственно). Нами были рассчитаны температурные зависимости доли различных структур  $\eta$  в нанокластере  $Cu_{1157}$  и показано, что с увеличением температуры происходит уменьшение числа атомов образующих ГЦК решетку, в структуре нанокластера появляются образования с ГПУ- и ОЦК-структурой. При приближении к точке фазового перехода доля атомов с нераспознанной структурой резко возрастает, что также свидетельствует о начале плавления нанокластера. При охлаждении видно, что исходная структура нанокластера лишь частично восстанавливается. При температуре  $293K$  нанокластер факторизуется на две части – внутренние атомы, представленные ГЦК-структурой и поверхностные, которые невозможно распознать, а также ГПУ-атомы. В процессе нагревания на поверхности внутренних атомов появляются ГПУ- и ОЦК-атомы. При этом доля ГЦК-атомов падает и в окрестности фазового перехода  $T_m \approx 1100K$  скачком падает до нуля. После фазового перехода доля нераспознанных атомов колеблется около 100%, что свидетельствует о переходе нанокластера в жидкое состояние. В процессе охлаждения того же нанокластера видно, что в интервале температур  $780 - 700K$  существуют зародыши ГПУ-атомов и резко возрастает количество ГЦК-атомов. В окрестности температуры кристаллизации  $T_c \approx 790K$  происходит увеличение доли ГПУ-, ГЦК-атомов и резкое снижение доли ОЦК-атомов. При этом как показано нами в [1], слои ГЦК-структуры и слои ГПУ-структуры чередуются.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 13-03-00119-а).

Соколов Д.Н. и др. // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов: межвуз. сб. науч. тр. / под общей редакцией В.М. Самсонова, Н.Ю. Сдобнякова. Тверь: Твер. гос. ун-т, 2013. Вып. 5. С. 301.

Сдобняков Н.Ю. и др. // Вестник ТвГУ. Серия «Физика». 2013. № 38 (20). С. 27.

Gupta R.P. // Physical Review B. 1981. V. 23. № 12. P. 6265.

## ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ GaSe ОБЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ

**Ф.И.Сеидов, А.А.Исмаилов\*, А.А.Исмаилов**

**Азербайджанский Технический Университет AZ-1073, Баку, пр.Г .Джавида 25,  
e mail: faxr47@mail.ru**

**\*Институт Физики НАН Азербайджана AZ-1143, Баку, пр.Г .Джавида 33.**

Слоистые монокристаллы GaSe довольно подробно изучены, однако до сих пор привлекают внимание исследователей. Благоприятное сочетание электрических и оптических свойств GaSe представляет практический интерес для создания на их основе электрооптических модуляторов света и различных твердотельных преобразователей. Изучены электрические свойства в области температур 111-294 K<sup>0</sup>. Характерной особенностью является то, что зависимости  $\lg\sigma \sim f(1/T)$  не имеют постоянного наклона в полулогарифмическом масштабе. Энергия активации проводимости с уменьшением температуры монотонно убывает. При таком типе соединений необходимо построить график  $\lg\sigma \sim f(1/T^{-1/4})$ . График зависимости  $\lg\sigma \sim f(1/T^{-1/4})$  должен представлять собой прямую с наклоном T<sub>0</sub>. Это свидетельствует в пользу того, что для не облученных и облученных кристаллов в интервале температур 167-250 K<sup>0</sup> перенос заряда осуществляется прыжками по локализованным вблизи уровня Ферми состояниям. При 111-167 K<sup>0</sup> температурная зависимость проводимости GaSe<Π> была очень слабой. Это так называемая безактивационная прыжковая проводимость, имеющая место при очень низких температурах. Проведенные нами исследования температурных зависимостей электропроводности позволили установить механизм электропроводности при низких температурах. В таблице приведены параметры локального уровня, определенные из графика.

Таблица

Параметры локальные уровня для монокристаллов GaSe облученных электронными пучками с дозами 0, 2·10<sup>12</sup> - 10<sup>13</sup> eI/cm<sup>2</sup>

Монокристаллы	Доза облуч., Φ <sub>e</sub> , eI/cm <sup>2</sup>	T <sub>0</sub> , K	N <sub>F</sub> , eV <sup>-1</sup> ·cm <sup>-1</sup>	R <sub>cp</sub> , Å	ΔE, eV	N <sub>v</sub> , cm <sup>-3</sup>
GaSe	0	1,52·10 <sup>6</sup>	3,1·10 <sup>18</sup>	118,638	0,092	2,87·10 <sup>17</sup>
	2·10 <sup>12</sup>	1,05·10 <sup>6</sup>	4,5·10 <sup>18</sup>	108,05	0,088	3,98·10 <sup>17</sup>
	10 <sup>13</sup>	7,25·10 <sup>5</sup>	6,53·10 <sup>18</sup>	98,529	0,076	4,99·10 <sup>17</sup>

# ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА Ti-55, 8Ni.

Сенкевич К.С., Гусев Д.Е.

ФГБОУ ВПО «МАТИ»-Российский государственный технологический университет имени К.Э. Циолковского, г. Москва, ул. Оршанская, д.3

E-mail: [senkevichks@yandex.ru](mailto:senkevichks@yandex.ru)

Исследовалось влияние термической обработки (ТО) в вакууме при 700-1250°C (1 час) на формирование микроструктуры сплава Ti-55,8 масс. % Ni, и ее влияние на механическое поведение. Проведен фрактографический анализ проволочных образцов после усталостных испытаний при гйбе-перегибе. Исследованный температурный интервал ТО соответствует ранее установленным условиям твердофазного и жидкофазного соединения сплавов на основе TiNi.

Установлена зависимость влияния температуры на рост зерна в сплаве, на которой можно выделить на два участка: незначительный рост размера зерна в интервале 700-900 °C и резкий рост при 900-1250 °C. Первый участок связан с началом частичного растворения частиц фазы Ti<sub>2</sub>Ni, сдерживающих рост зерен, при нагреве и выдержке выше 700 °C. Второй связан с дальнейшим частичным растворением и/или плавлением частиц Ti<sub>2</sub>Ni/Ti<sub>4</sub>Ni<sub>2</sub>O по обратной перитектической реакции TiNi+Ti<sub>2</sub>Ni→L+TiNi, но этот процесс не до конца изучен. После ТО сплав проявляет при нормальной температуре сверхупругие свойства. Установлено, что образование крупнозернистой микроструктуры не оказывает негативного влияния на способность к сверхупругой деформации исследуемых образцов (рис 1).

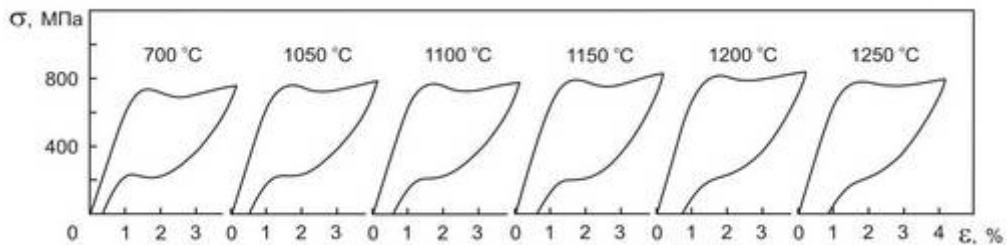


Рис. 1 Сверхупругое поведение при изгибе сплава Ti-55, 8Ni после ТО.

Часть образцов после высокотемпературной обработки подвергали старению при 500 °C, а затем определяли на них малоцикловую усталостную долговечность методом гйба с перегибом при 12% деформации. Установлено снижение усталостных свойств с ростом температуры отжига, так после отжига при 1250 °C долговечность образцов из сплава снизилась на 50 % по сравнению с образцами, отожжёнными при 700 °C.

Фрактографический анализ показал, что высокая степень деформации при циклическом нагружении образцов и малое количество циклов до разрушения приводят к тому, что изломы практически не содержат признаков усталостного разрушения. Очаг зарождения микротрещины, как правило, связан с включениями, находящимися в приповерхностных слоях образца, а начальный этап роста трещины происходит по механизму скола. Затем механизм разрушения сменяется квазисколом. Температура ТО не оказывает существенного влияния на механизмы разрушения сплава. Основное влияние заключается в размере элементов поверхности излома, которые непосредственно связаны с размером В2-зерна.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-03-31995 мол\_а.



## ПОЛУЧЕНИЕ ЛИТОГО МОДИФИЦИРОВАННОГО ВЫСОКОБОРИСТОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ NiAl ИЗ СВС-ПОЛУФАБРИКАТА

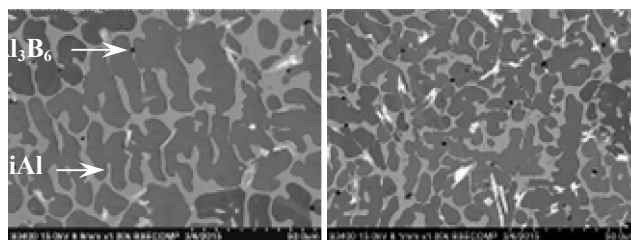
Сентюринна Ж.А.<sup>1</sup>, Погожев Ю.С.<sup>1</sup>, Михайлов М.А.<sup>1</sup>, Санин В.Н.<sup>2</sup>, Юхвид В.И.<sup>2</sup>,  
Левашов Е.А.<sup>1</sup>, Зайцев А.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> – НИТУ «МИСиС», Москва, Россия;

<sup>2</sup> – Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка, Россия

Сплавы на основе эквиатомного алюминида никеля обладают уникальными химическими, физическими и эксплуатационными свойствами, такими как высокая температура плавления, низкая плотность, высокая жаростойкость и др., что делает их перспективными для использования в авиации, космической индустрии и энергетическом машиностроении. Традиционно такие сплавы получают по технологии вакуумного индукционного многостадийного переплава особо чистых компонентов. Однако такая технология является весьма дорогой и энергозатратной. В настоящей работе предложена комплексная технология получения модифицированного высокобористого сплава на основе алюминида никеля состава 63% Ni, 13.6 % Al, 14.7 % Mo, 4 % Cr, 0.4 % Mn, 1 % Hf, 3.3 % B, включающая в себя получение полуфабриката методом центробежного СВС- литья и его последующий вакуумный индукционный переплав.

В процессе переплава полуфабриката происходит рафинирование сплава от нежелательных примесей, в первую очередь, от кислорода и азота. Так, если в исходном полуфабрикате содержание кислорода и азота составляло 0,3 и 0,0091 % соответственно, то после переплава концентрация снизилась до 0,014 и 0,0001%. По результатам химического анализа после первого переплава в слитке наблюдался недостаток Al равный 4,1 %, что обусловлено высокой упругостью паров Al при температуре переплава 1650-1700 °С и образованием летучих субокислов AlO. Для компенсации убыли Al и модифицирования структуры слитка проводился дополнительный гомогенизирующий переплав с легированием кусковым алюминием марки А99 и порошковыми лигатурами на основе алюминия с наноразмерными частицами ZrO<sub>2</sub>. Концентрация ZrO<sub>2</sub> в конечном продукте варьировалась в интервале от 0,5 до 1,5 % об. По результатам РФА во всех полученных слитках выявлены три фазы: твердый раствор замещения на основе NiAl, т-борид Ni<sub>20</sub>Al<sub>3</sub>B<sub>6</sub> и комплексный борид (Mo,Cr)B. Методом РЭМ показано, что введение наночастиц ZrO<sub>2</sub> приводит к значительному модифицированию структуры (рисунок 1).



а) базовый

б) модифицированный

Рисунок 1 – Микроструктура сплава на основе NiAl после двойного переплава

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014—2020 годы», соглашение № 14.578.21.0040, проект RFMEFI 57814X0040.

## ПОВЫШЕНИЕ ОДНОРОДНОСТИ КРИСТАЛЛОВ ПОЛУПРОВОДНИКОВ ПУТЕМ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССАМИ ТЕПЛОМАССОПЕРЕНОСА В РАСПЛАВАХ

Серебряков Ю.А.<sup>1</sup>, Коробейникова Е.Н.<sup>1</sup>, Прохоров И.А.<sup>1</sup>,  
Власов В.Н.<sup>1</sup>, Сидоров В.С.<sup>1</sup>, Шульпина И.Л.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Филиал Института кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН  
НИЦ «Космическое материаловедение», Калуга, Россия*

<sup>2</sup>*Физико-технический институт общей физики им. А.Ф. Иоффе РАН,  
Санкт-Петербург, Россия  
kmikran@spark-mail.ru*

Происходящий в настоящее время переход к субмикронным и нанометровым приборным технологиям требует получения высокосовершенных, однородных на таком же размерном уровне монокристаллов. Применение таких материалов позволяет значительно улучшить функциональные характеристики электронных устройств. В методе Чохральского сильная термогравитационная нестационарная конвекция в расплавах приводит к неустойчивости параметров роста кристаллов полупроводниковых и других материалов. Это ограничивает возможности получения кристаллов с высокой степенью однородности распределения легирующих примесей и совершенства структуры.

Проведенные теоретические и экспериментальные исследования показали принципиальную возможность существенного повышения однородности выращиваемых кристаллов полупроводников при реализации направленной кристаллизации вертикальным методом Бриджмена с осесимметричным подводом тепла к расплаву сверху и исключением/минимизацией термогравитационной, термокапиллярной (конвекции Марангони) и других видов конвекции, связанных с вибрационными, тепловыми возмущениями и отклонением оси роста от направления вектора силы тяжести. При этом отсутствие в расплаве свободной поверхности (исключение конвекции Марангони), минимизация радиального и оптимизация осевого градиентов температуры позволяют значительно (на 2-3 порядка) уменьшить интенсивность термогравитационной конвекции и приблизиться к условиям диффузионного тепло-массопереноса вблизи фронта кристаллизации. В этом случае происходит свободный рост кристалла за счет структурной самоорганизации атомов.

Исследования монокристаллов Ge:Ga и GaSb:Te, выращенных в таких условиях, показали существенное повышение однородности параметров, связанных с распределением легирующей примеси. Полученные кристаллы имели затравочную и перекристаллизованную части, выращенные в резко отличающихся условиях тепло-массопереноса. Затравка была получена методом Чохральского в условиях интенсивной нестационарной конвекции, а перекристаллизованная часть - в условиях значительно ослабленной конвекции. По данным металлографических и рентгенотопографических исследований в первую очередь это проявляется в отсутствии в перекристаллизованной части полос роста, в то время как в затравке полосы роста наблюдались. Об этом также свидетельствуют результаты измерений распределения сопротивления растекания и подвижности носителей заряда. Изготовленные с использованием высокооднородных кристаллов GaSb:Te термофотоэлектрические преобразователи показали улучшение их функциональных характеристик.

Исследования проведены при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований и Правительства Калужской области (проект № 14-42-03034)»

## **АНИЗОТРОПИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МА2-1пч ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГОВ**

**Серебряный В.Н.\***, Харькова М.А.\***,** Дьяконов Г.С.\*\***,** Копылов В.И.\*\*\***,** Добаткин С.В.\*

*\*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова Российской академии наук,  
Москва, Россия*

*\*\*Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Уфимский государственный авиационный технический университет», Уфа, Россия*

*\*\*\*Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,, Минск, Беларусь  
[yvs@imet.ac.ru](mailto:yvs@imet.ac.ru)*

Методами рентгенографического количественного текстурного анализа, оптической микроскопии, дифракции обратно рассеянных электронов, механических испытаний на растяжение и математического моделирования пластической деформации в рамках модели Тейлора исследовали влияние равноканального углового прессования по маршруту Вс и последующих отжигов на формирование ультрамелкозернистой структуры, изменение текстуры и механических свойств магниевого сплава МА2-1пч системы Mg-Al-Zn-Mn. Исследование структуры, текстуры и механических свойств проводили в трех взаимно перпендикулярных плоскостях (X, Y, Z). Обнаружена значительная анизотропия прочностных свойств в плоскостях X и Z, которая не сопровождается заметной анизотропией пластичности. В исследуемых плоскостях образца не обнаружено заметного различия в микроструктуре. Однако, по данным оптической микроскопии в различных плоскостях выявлены полосы сдвига, расположенные под разным углом к направлению прессования в различных плоскостях. Ориентационные карты микроструктуры выявляют значительное отличие ориентировок в полосах сдвига и между ними. После рекристаллизационного отжига РКУП-образцов это различие в ориентировках практически исчезает, а анизотропия прочностных свойств заметно ослабевает. Выявленная анизотропия механических свойств обсуждается с учетом вклада текстуры и ориентации полос сдвига.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (Проект № 15-03-02829-а).

## ДЕФЕКТНАЯ СТРУКТУРА МЕХАНИЧЕСКИ АКТИВИРОВАННОГО MoO<sub>3</sub> И ХИМИЧЕСКАЯ АКТИВНОСТЬ ЭНЕРГОНАСЫЩЕННЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ

**М.В. Сивак, А.Н. Стрелецкий, И.В. Колбанев, А.В. Леонов<sup>1</sup>**

***ИХФ РАН, Москва, РФ;***

***<sup>1</sup>МГУ, химический факультет, Москва, РФ.***

**[str@center.chph.ras.ru](mailto:str@center.chph.ras.ru)**

При механической активации MoO<sub>3</sub> можно выделить две стадии: «раскола» и «трения». При дозах механической активации до 1 кДж/г, основным процессом является раскол частиц оксида. При этом размеры частиц MoO<sub>3</sub> уменьшаются с 30 микрон до 60 нм, удельная поверхность возрастает до 30 м<sup>2</sup>/г, размеры ОКР уменьшаются до 18 нм, происходит накопление парамагнитных центров (ПМЦ). При дозах выше 1 кДж/г основным процессом является трение частиц и их агрегирование, сопровождающееся некоторым уменьшением удельной поверхности. На стадии трения реализуется фазовый переход из орторомбической в моноклинную модификацию MoO<sub>3</sub>. Он сопровождается накоплением микроискажений в той же плоскости, формированием «напряженных» Mo-O-Mo мостиковых связей и существенным ростом концентрации радикалов Mo<sup>5+</sup>, а также O<sup>•</sup>. Можно полагать, что радикалы образуются при разрыве наиболее напряженных молибден-кислородных мостиковых связей.

Химическая реакция Al с MoO<sub>3</sub> имеет несколько стадий. Обсуждается влияние дефектной структуры МА MoO<sub>3</sub> на протекание первой стадии реакции в энергонасыщенном нанокompозите Al/ MoO<sub>3</sub>.

# ПРИНЦИПЫ УПРАВЛЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ СВОЙСТВАМИ АЛМАЗНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПУТЕМ НАНОМОДИФИЦИРОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЫ

**Сидоренко Д.А., Зайцев А.А., Логинов П.А., Курбаткина В.В., Левашов Е.А.**

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия*  
[dsidorenko@inbox.ru](mailto:dsidorenko@inbox.ru)

Алмазосодержащие композиционные материалы (КМ) с металлической матрицей находят широкое применение в качестве режущего инструмента. Прочность закрепления алмазов в металлической матрице, в основном, зависит от химического взаимодействия на границе раздела алмаз/матрица, а также механических и трибологических свойств матрицы. Путем модифицирования матрицы (связки) наночастицами определенных соединений можно управлять как прочностью алмазоудержания, так и механическими, трибологическими свойствами матрицы.

В работе показано, что путем легирования матрицы на основе железа или меди нанодисперсными частицами карбида вольфрама, оксида циркония или углеродных нанотрубок можно достичь роста прочности матрицы до 40 %, твердости – на 15 %, износостойкости – до 5-ти раз. Проведенные сравнительные испытания алмазных отрезных кругов и кольцевых сверл с наномодифицированными матрицами показали увеличение ресурса инструмента до 2-х раз по сравнению с немодифицированными алмазными КМ.

Помимо механических и трибологических свойств матричного материала, модифицирование наночастицами приводит к значительным изменениям структурно-фазового состояния границы раздела алмаз/матрица. Известно, что алмаз при повышенных температурах изготовления и эксплуатации подвергается графитизации. Особенно активно фазовый переход «алмаз-графит» протекает в случае содержания в матрице металлов-катализаторов из группы железа. Образование на поверхности алмаза слоя графита приводит к преждевременному выкрашиванию алмазных зерен из матричного материала и снижению ресурса инструмента. В работе установлен эффект торможения процесса графитизации алмаза в случае модифицирования матрицы Cu-Co-Fe наночастицами карбида вольфрама. Данный эффект обусловлен частичной блокировкой поверхности алмаза инертными наночастицами и снижением контактной поверхности алмаз – металл-катализатор. Кроме того, установлено, что в результате модифицирования матрицы наночастицами плазмохимического карбида вольфрама, содержащего примесный кислород, в процессе спекания происходит самопроизвольное плакирование алмазного кристалла тонкой пленкой карбида вольфрама КМ. Предложен механизм формирования пленки WC, основанный на газотранспортном переносе и хемосорбции летучего оксида вольфрама WO<sub>3</sub> на поверхности алмаза с последующим восстановлением и карбидизацией.

Таким образом, с помощью модифицирования матрицы различными типами наночастиц, можно влиять на механические, трибологические свойства матричного материала, а также прочность алмазоудержания, что приводит к значительному росту эксплуатационных характеристик алмазного инструмента.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 14-08-00842.

## РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ДИНАМИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ МАРКИ 6201

**В.Д. Ситдиков<sup>1</sup>, П.С. Чижов<sup>2</sup>, М.Ю. Мурашкин<sup>1</sup>, А.А. Гойденко<sup>3</sup>, Р.З. Валиев<sup>1,3</sup>**

<sup>1</sup>Уфимский Государственный авиационный технический университет

<sup>2</sup>Московский государственный университет

<sup>3</sup>Санкт-Петербургский государственный университет

В последние годы достаточно надежно установлено, что использование методов интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяет сформировать в алюминиевых сплавах ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру с повышенными физико-механическими свойствами. В то же время, в сплавах данной системы наряду с измельчением зерен, в процессе обработки методами ИПД, проходит динамическое деформационное старение (ДДС) с образованием областей вторичных фаз [1]. Формирование структур в алюминиевых сплавах в результате ДДС, приводит к значительному увеличению уровня их прочности при достаточной пластичности, а также сильно улучшает электропроводность. В то же время характер и природа ДДС при ИПД не вполне изучена, и ее исследование является весьма актуальной задачей.

Для решения указанной задачи впервые методы рентгеноструктурного анализа (РСА) применены для количественной аттестации микроструктуры алюминиевого сплава марки 6201 (Al-0,96...0,98, Mg -0,60...0,90, Si -0,50...0,90, Fe не более 0,5 (масс. %)) при ДДС. ДДС было реализовано методом интенсивной пластической деформации кручением при температуре 180 °С с числом оборотов, равным десяти. Результаты РСА были сопоставлены с таковыми, полученными при искусственном старении по режиму Т6 (выдержка при температуре 180 °С в течение суток).

РСА показал, что в случае реализации режима Т6 в алюминиевом сплаве образуется интерметаллидная фаза типа  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi с моноклинной решеткой ( $a=5.7920 \text{ \AA}$ ,  $b=12.2730 \text{ \AA}$ ,  $c=4.3130 \text{ \AA}$ ,  $\alpha=\gamma=90^\circ$ ,  $\beta=98.93^\circ$ ) и частицы вторичных фаз типа  $\beta'$ -Mg<sub>2</sub>Si с ГПУ решеткой ( $a=b=7.200 \text{ \AA}$ ,  $c=8.1200 \text{ \AA}$ ). Количественный фазовый анализ показал, что объемная доля  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi фазы в случае искусственного старения составляет 1,37%, а  $\beta'$ -Mg<sub>2</sub>Si фазы – 0,12%. При этом параметр решетки составил 4,0543(4) Å. Полученное значение значительно выше чем параметр решетки для чистого алюминия ( $a=4.0494 \text{ \AA}$ ). Данный факт свидетельствует о сохранении большого количества атомов Mg и Si в решетке алюминия после искусственного старения. В случае ДДС происходит образование  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si с ГЦК решеткой ( $a=6.3525(4)\text{ \AA}$ ) с объемной долей 1,57%. При этом параметр решетки заготовки составил 4,0509(5) Å, что намного ближе к параметру решетки чистого алюминия. Последнее свидетельствует о том, что матрица алюминия стала более свободной от атомов легирующих элементов в результате динамического старения. С другой стороны, микроискажения кристаллической решетки деформированных образцов также оказались выше, чем при стандартном старении в 1,65 раза, а размер ОКР в 1.7 раз больше при реализации ИПДК.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-03-00943 а

1. Valiev R.Z., Murashkin M.Yu., Sabirov I. // Scripta Mater. 2014. V. 76. P. 13.

## **РОЛЬ ДЕФЕКТОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ ПРИ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ**

**Скакова Т.Ю.**  
**ФГБОУ ВПО «МГИУ», г.Москва**  
***e-mail:tanya.skakova@mail.ru***

Изучая проблемы фазовых и структурных превращений в сплавах при закалке, отпуске, старении, упорядочении, Ю.А.Скаков, наряду с рентгеновскими методиками, впервые применил электронно-оптический анализ для установления кристаллохимии, морфологии, распределения, размеров и ориентационных соотношений стабильных и метастабильных фаз. Первые исследования фазовыделения в процессах распада пересыщенных твердых растворов выполнялись им в связи с проблемой высококоэрцитивных сплавов; удалось доказать, что именно образование изолированных участков Fe-фазы – дисперсных частиц в виде пластин – внутри слабомагнитной матрицы Ni-Al-фазы обеспечивает высококоэрцитивное состояние. В последующих работах была выявлена роль различных дефектов кристаллического строения их характера и концентрации в процессах постдеформационного старения в сплавах с разным типом кристаллической структуры и установлены общие закономерности структурных и фазовых изменений. При низкотемпературном старении возникает состояние неоднородного твердого раствора (зонный распад) как в твердых растворах замещения, так и в твердых растворах внедрения. При старении в условиях большой плотности дефектов возникновение состояния неоднородного твердого раствора идет путем развития сегрегатов на дислокациях или дефектах упаковки. Образование сегрегатов на дислокациях и дефектах упаковки можно рассматривать, как альтернативу процессу выделения равновесных фаз. Образование частиц упорядоченных, изоморфных матрице фаз на дислокациях или дефектах упаковки, в результате развития сегрегатов является наиболее общим механизмом гетерогенного зарождения.

Идея взаимосвязи фазовыделения с характером и распределением дефектов кристаллической решетки использовалась при изучении особенностей строения большеугловых границ зерен в металлах. Анализ выделений избыточной фазы на границах разного типа позволил провести оценку энергии различных границ, а также выявить тонкую структуру некоторых произвольных и близких к специальным границ - фасетирование, наличие ступенек, собственных и внесенных зернограницных дислокаций.

В последних работах Ю.А.Скакова по исследованию фазовых состояний и структурообразования в ходе твердофазных реакций при механохимическом синтезе также изучалась роль различных дефектов кристаллического строения и на основе большого числа экспериментальных данных был предложен механизм образования зародышей фаз ряда химических соединений с участием решеточной диффузии по междоузлиям при непрерывной генерации межузельных атомов.

# ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ НА ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЕ В КРЕМНИИ ВБЛИЗИ ЛОКАЛЬНЫХ ТЕПЛОВЫХ ИСТОЧНИКОВ

А.А. Скворцов, М.В.Корячко, С.М.Зуев, Е.Б.Волошинов

Университет машиностроения, Б.Семёновская, 38, Москва, 107023, Россия

[SkvortsovAA2009@yandex.ru](mailto:SkvortsovAA2009@yandex.ru)

Цель данной работы – изучение процессов дефектообразования в кремнии вблизи дорожек металлизации после прохождения импульсов тока высоких электрических мощностей, а также влияние предварительного воздействия постоянных магнитных полей на этот процесс.

В работе были рассчитаны температурные профили в кремнии вблизи источника термоудара (для длительности  $\tau = 100 \dots 500$  мкс) импульсного токового воздействия (и амплитудой до  $j = 6 \cdot 10^{10}$  А/м<sup>2</sup>). Из расчета термоупругих напряжений сделан вывод о возможности возникновения дислокационных полупетель (рис.1).

Экспериментально было обнаружено, что дислокации действительно появляются в области максимальных градиентов температуры. Причем если в системе Al-Si происходит эвтектическое плавление ( $j \geq 5 \cdot 10^{10}$  А/м<sup>2</sup>,  $\tau = 0.5$  мкс), то дислокационные ямки травления выявлялись гарантированно. При более слабых токовых воздействиях ( $j = 3.5 \div 5 \cdot 10^{10}$  А/м<sup>2</sup>), наблюдалось появление одиночных линейных дефектов.

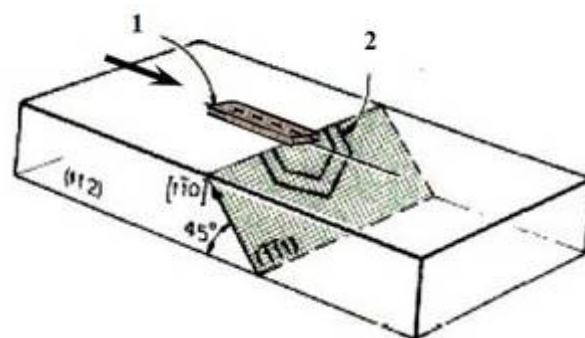
Если же амплитуда пропускаемого тока оказывалась  $j \geq 5 \cdot 10^{10}$  А/м<sup>2</sup>, то достигаемые температурные режимы (и, следовательно, термоупругие напряжения) способствовали перемещению дислокационных полупетель, что фиксировалось по появлению дислокационных линий скольжения. Было показано, что плотность образовавшихся дислокаций пропорциональна электрической мощности токового импульса, прошедшего через металлизированную дорожку.

Далее, в работе рассматривался вопрос влияния магнитных полей на образование дислокаций [1] в условиях нестационарного нагрева участка поверхности кремния. Было обнаружено, что предварительная выдержка пластин кремния в постоянном магнитном поле ( $B=1$  Тл,  $t_B=30$  мин) при комнатной температуре приводит к увеличению плотности дислокаций (по сравнению с образцами-свидетелями) на 40% при идентичных параметрах токового импульса.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ №13-07-00514 и №15-07-02788.

## Литература

1. Скворцов А.А., Каризин А.В. и др. ФТТ **57**, 898 (2015)



**Рис.1.** Фрагмент напыленной алюминиевой пленки (1) толщиной 1 мкм и шириной 75 мкм и конфигурация возникающих дислокационных полупетель (2) после теплового удара, вызванного прохождением одиночного прямоугольного токового импульса длительностью 500 мкс и амплитудой  $6 \cdot 10^{10}$  А/м<sup>2</sup>.



# СУПЕРЛОКАЛИЗАЦИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ: ИСТОРИЯ, РАЗВИТИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ

Скворцова Н.П.

Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия,

e-mail: skvortsova49@mail.ru

Явление высокотемпературной суперлокализации пластической деформации заключается в деформационном расслоении кристаллов на локальные зоны интенсивного сдвигообразования при температурах выше половины абсолютной температуры плавления. Высокотемпературная неустойчивость и связанная с ней локализация является достаточно сложным самосогласованным динамическим процессом, при котором происходит резкое изменение всех характеристик материала, в частности величины локальной сдвиговой деформации в узких дискретных микрополосах сдвига. Недавно обнаружены проявления неоднородности пластического течения в ковалентных кристаллах парателлурита. Эти кристаллы имеют решетку рутила и обладают слабо выраженной спайностью по плоскостям  $\{100\}$ . Рассматривается сравнительно малоисследованная деформация монокристаллов  $\alpha$ - $\text{TeO}_2$ , ориентированных вдоль кристаллографических направлений  $[100]$ ,  $[110]$  и  $[221]$ . Получены кривые деформации одноосным сжатием с постоянной скоростью деформирования  $\dot{\epsilon} = 1.05 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ . Определена прочность и деформация перед разрушением деформированных образцов. Величина прочности определялась сопротивлением материала разрушению (максимальное деформирующее напряжение, вызывающее разрушение образца). Выявлено двукратное уменьшение прочности образцов, ориентированных вдоль  $[100]$ , в пределах от  $\sim 160$  до  $\sim 84$  МПа в области температур  $T = 893 - 980$  К. Показано, что прочность образцов, ориентированных вдоль осей  $[110]$  и  $[221]$ , совпадает в пределах погрешности измерений, и уменьшается от  $\sim 130$  до  $100$  МПа в интервале температур  $T = 733 - 850$  К. Заметных проявлений пластической деформации в указанных температурных интервалах не наблюдалось.

Впервые исследованы критические условия реализации сдвиговой неустойчивости и локализации деформации в ковалентных кристаллах  $\alpha$ - $\text{TeO}_2$ . Зарегистрирован упруго-пластический переход при температуре  $T_{ep} \approx 900$  К для образцов, ориентированных вдоль  $[110]$  и  $[221]$ . При  $T \geq 900$  К пластическая деформация перед разрушением резко возрастает примерно на порядок. Микроскопические исследования поверхности деформированных образцов показали, что начиная с начальных степеней деформации, распределение сдвиговой деформации имеет неоднородный характер. Показано, что для кристаллов с ориентацией оси сжатия вдоль  $[221]$  способность к разупрочнению существенно выше, чем в кристаллах, ориентированных вдоль направления  $[110]$ . Исследована температурная зависимость критических напряжений  $\sigma_{cr}$  перехода к локализованному течению. В интервале температур  $T = 903 - 930$  К значения  $\sigma_{cr}$  примерно одинаковые и уменьшаются от  $\sim 65$  до  $\sim 50$  МПа для обеих ориентаций  $[110]$  и  $[221]$ . С повышением температуры деформации до  $T = 993$  К величина  $\sigma_{cr}$  монотонно уменьшается до  $\sim 44$  и  $\sim 27$  МПа для  $\sigma \parallel [110]$  и  $\sigma \parallel [221]$  соответственно. Величина энергии активации процесса образования и развития полос локализованного сдвига, определенная по наклону зависимости  $\ln \sigma_{cr}$  от  $1/T$ , равна  $\sim 0.41$  и  $\sim 0.81$  eV для образцов, ориентированных вдоль  $[110]$  и  $[221]$ .

# ИССЛЕДОВАНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT6 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

<sup>1</sup>Слобода А. А., <sup>2</sup> д.ф-м.н. Астанин В.В.,

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия

<sup>2</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа, Россия

[Alexandr.slx@mail.ru](mailto:Alexandr.slx@mail.ru)

Одним из основных направлений повышения эксплуатационных и технологических свойств промышленных сплавов является формирование в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методом изотермической прокатки в режиме низкотемпературной сверхпластичности [1]. Низкотемпературная сверхпластичность, как технологическое свойство, наиболее привлекательна для обработки давлением титановых сплавов, позволяя существенно снизить их газонасыщение, и сохранить ультрамелкозернистую структуру в заготовке, что обеспечивает высокие механические свойства изделия, это особенно важно для получения тонкостенных деталей [2].

В настоящее время для проектирования операций обработки давлением широко используется математическое моделирование. Однако существующие программные пакеты моделирования содержат только стандартные реологические характеристики материалов. Для моделирования технологических процессов в режиме низкотемпературной сверхпластичности необходимо применение экспериментально полученных данных.

В настоящей работе описывается деформационное проведение тонких образцов из сплава VT6 с УМЗ структурой при испытании на растяжение в режиме низкотемпературной сверхпластичности. Также, исследовалась структура полученная после растяжения и оценивалась глубина альфирированного слоя образовавшегося во время деформации.

Материал для испытаний на растяжение получали всесторонней ковкой с понижением температуры с 900 °С до 650°С с последующей прокаткой при температуре 650°С [1, 3]. Размеры рабочей части длина - 25мм, ширина - 4мм, толщина - 0,5мм.

Режимы испытаний:

температура испытаний – 600 °С, 650 °С, 700 °С, 750 °С

скорость деформации –  $3,2 \times 10^{-3} \text{с}^{-1}$ ,  $1,3 \times 10^{-3} \text{с}^{-1}$ ,  $6,5 \times 10^{-4} \text{с}^{-1}$ ,  $3,3 \times 10^{-4} \text{с}^{-1}$ ,  $1,3 \times 10^{-4} \text{с}^{-1}$

Список литературы:

1. Астанин В.В., Кайбышев О.А. Способ изготовления листового полуфабриката из титанового сплава. Патент RU № 2320771.

2. В.В. Астанин, Л.И. Хакимьянова. Низкотемпературная сверхпластичность сплава VT6 после изотермической прокатки. Авиационно-технологические системы: Межвуз. сб. науч. тр. / Под общ. ред. М.А. Анфёрова. – Уфа: Изд-во УГАТУ, 2004. с 236-245.

3. Salichev G.A., Valiakhmetov O.R., Galeev R.M. Formation of submicrocrystalline structure in the titanium alloy VT8 and its influence on mechanical properties // J. Mater. Sci. 1993. V. 28. P. 2898-2902.

# ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА СИСТЕМЫ V–Cr–Zr–W В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ РАСТЯЖЕНИЯ

**Смирнов И.В.<sup>1</sup>, Дитенберг И.А.<sup>2,3</sup>, Гриняев К.В.<sup>1,2,3</sup>,  
Пинжин Ю.П.<sup>1,3</sup>, Тюменцев А.Н.<sup>1,2,3</sup>, Чернов В.М.<sup>4</sup>**

<sup>1</sup> *Томский государственный университет, Томск, Россия*

<sup>2</sup> *Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия*

<sup>3</sup> *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

<sup>4</sup> *ОАО "Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. акад. А.А. Бочвара", Москва, Россия*

*smirnov\_iv@bk.ru*

Представлены результаты исследования влияния температуры на особенности пластической деформации и разрушения сплава V–4,23 Cr–1,69 Zr–7,56 W (вес. %) после комплексной термомеханической плюс химико-термической обработки. Механические испытания образцов активным растяжением проведены при температурах 20 °С, 800 °С, 900 °С и 1000 °С.

Установлено, что при комнатной температуре пластическая деформация характеризуется как хрупким, так и вязким типом разрушения. При высоких температурах (800 – 1000 °С) преобладает вязкое разрушение. Отличительной особенностью при этом является формирование трещин, вязко раскрывающихся в направлении растяжения.

В результате анализа карт ориентации, полученных с использованием метода дифракции обратно рассеянных электронов, установлено, что микроструктура недеформированной части образцов представлена вытянутыми в направлении прокатки крупными зернами (длиной до 200 мкм и шириной до 20 мкм), разделенными прослойками из мелких (длиной 2 – 20 мкм и шириной 2 – 6 мкм) кристаллитов. Объемные доли крупных и мелких зерен приблизительно равны. Микроструктура в областях однородной деформации образцов после испытаний при 20 °С, 800 °С и 900 °С качественно подобна микроструктуре в недеформированной части. Увеличение температуры деформации до 1000 °С приводит к уменьшению доли крупных зерен в области однородного удлинения до 30 %.

В области локализации деформации, в зависимости от температуры испытаний, выявлены следующие особенности фрагментации зеренной структуры:

– при 20 °С и 800 °С наблюдается частичное сохранение исходных крупных зерен, примерно 70 % объема материала занимают мелкие зерна, длиной до 10 мкм и шириной 1 – 4 мкм, внутри большей части как крупных, так и мелких зерен формируется высокая плотность малоугловых границ с разориентировками непрерывного и дискретного типа;

– при повышении температуры испытания до 900 °С объемная доля исходных крупных зерен уменьшается до 20 % и основной объем материала при этом представлен мелкими зернами, длиной 10 – 20 мкм и шириной до 5 мкм, в объеме кристаллитов практически не наблюдается формирования малоугловых границ;

– увеличение температуры до 1000 °С приводит только к уменьшению объемной доли крупных зерен до 7 %.

Исследования проведены с использованием оборудования Томского регионального центра коллективного пользования ТГУ.

## РАЗРАБОТКА АТОМИСТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ СВОЙСТВ СПЛАВОВ Zr-Nb

**Смирнова Д.Е., Стариков С.В.**

*Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия*

[d.e.smirnov@gmail.com](mailto:d.e.smirnov@gmail.com)

Легирование циркония ниобием позволяет получить сплавы, отличающиеся пластичностью, высокой коррозионной и радиационной стойкостью. Такие характеристики способствуют применению радиационно-стойких сплавов на основе циркония Э110 (Zr-1% Nb) и Э125 (Zr-2,5 % Nb) для производства деталей активной зоны ядерного реактора – например, оболочек ТВЭЛов.

В рамках представленной работы выполняется построение межатомного потенциала, который описывает межатомное взаимодействие в чистых компонентах – Zr и Nb, а также в бинарных сплавах Zr-Nb. Наличие такого межатомного потенциала позволяет применить метод молекулярной динамики (МД) для моделирования различных явлений, происходящих в сплавах в условиях эксплуатации (в том числе, и фазовых переходов). Установлено, что потенциал, предложенный в работе, дает возможность для моделирования структуры и свойств ГПУ и ОЦК фаз циркония, ОЦК ниобия, а также ОЦК сплавов Zr-Nb (с содержанием ниобия до 50 ат.%). Представлены результаты тестирования разработанного потенциала путем расчета параметров решетки кристаллических фаз системы Zr-Nb, упругих модулей, температур плавления и сопоставления рассчитанных величин с экспериментальными данными.

# ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ $Gd_{0.95}Bi_{0.05}Fe_3(BO_3)_4$ и $Y_{0.95}Bi_{0.05}Fe_3(BO_3)_4$

**Смирнова Е.С., Алексеева О.А., Верин И.А., Дудка А.П., Артемов В.В.,  
Фролов К.В., Любутин И.С.**  
*Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН, Москва, Россия*  
*katen712@gmail.com*

Семейство редкоземельных ферроборатов  $RFe_3(BO_3)_4$ , где  $R$  – редкоземельный элемент или  $Y$ , относят к классу мультиферроиков из-за наличия спонтанной поляризации, а также магнитоэлектрических и магнитоупругих свойств, коррелирующих между собой.

В настоящей работе методами прецизионного рентгеноструктурного анализа и абсорбционной мёссбауэровской спектроскопии на ядрах  $^{57}Fe$  при различных температурах исследованы особенности строения монокристаллов  $Gd_{0.95}Bi_{0.05}Fe_3(BO_3)_4$  и  $Y_{0.95}Bi_{0.05}Fe_3(BO_3)_4$ . Методом рентгеновского энергодисперсионного элементного анализа уточнен химический состав изучаемых соединений, установлено присутствие висмута в кристаллах, обусловленное особенностями процесса их синтеза по методике, описанной в [1].

Полные наборы интенсивностей дифракционных отражений получены при  $T=293$  К и 90 К для гадолиниевого и иттриевого монокристаллов на дифрактометре CCD Xcalibur S Oxford Diffraction. Низкотемпературные мёссбауэровские спектры зарегистрированы в интервале температур 5 – 295 К на стандартном спектрометре MS-1104Em в геометрии пропускания в режиме постоянных ускорений. В качестве источника гамма-квантов использовался  $^{57}Co(Rh)$ . Изомерные сдвиги измерялись относительно стандартного поглотителя металлического  $\alpha$ -Fe.

При комнатной температуре монокристаллы  $Gd_{0.95}Bi_{0.05}Fe_3(BO_3)_4$  имеют пространственную группу симметрии  $R32$ , а монокристаллы  $Y_{0.95}Bi_{0.05}Fe_3(BO_3)_4$  – пространственную группу  $P3_121$ . При 90 К оба изученных соединения принадлежат пр. гр.  $P3_121$ . Структуры определены прямыми методами и уточнены в программе JANA2006 в анизотропном приближении тепловых колебаний. Висмут находится в одной кристаллографической позиции с атомами Gd и Y. В пр. гр.  $R32$  существует одна позиция атомов Fe, а в пр.гр.  $P3_121$  – две независимых позиции атомов Fe. В обоих изученных соединениях выявлено наличие остаточной электронной плотности, распределенной в плоскости  $ab$  вблизи положений атомов железа, как при комнатной температуре, так и при 90 К. Характер распределения сохраняется.

По данным мёссбауэровских измерений для обоих соединений два неэквивалентных состояния ионов Fe можно обнаружить только при температурах ниже температуры магнитного фазового перехода  $T_N \approx 38$  К. При этом в соединении  $Gd_{0.95}Bi_{0.05}Fe_3(BO_3)_4$  температурные зависимости сверхтонких мёссбауэровских параметров однозначно указывают на структурный фазовый переход при температуре  $T_S \approx 155$  К, что хорошо согласуется с данными рентгеноструктурных измерений.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 14-02-00483а и гранта поддержки ведущих научных школ НШ-1130.2014.5.

1. Безматерных Л. Н., Харламова С.А., Темеров В.Л.//Кристаллография. 2004. Т.49. №5. С.944 – 946

## RECENT ACHIEVEMENTS OF EXTERNAL FIELD PROCESSING TECHNOLOGY IN CHINA

Guolin Song<sup>1</sup>, Guoyi Tang<sup>1,2</sup>, Xiaohui Li<sup>1,2</sup>, Victor E. Gromov<sup>3</sup>, Krestina V. Alsaraeva<sup>3</sup>

<sup>1</sup>*Advanced Materials Institute, Graduate School at Shenzhen, Tsinghua University, Shenzhen 518055, PR. China*

<sup>2</sup>*Key Laboratory for Advanced Materials of Ministry of Education, Department of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, PR. China*

<sup>3</sup>*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia*

The properties of materials and plastic deformation usually can be modified when it is exposed to a specific field. The common external field is composed of electric field, magnetic field, and ultrasonic field, as well as combinations, etc. For example, electropulsing, as an instantaneous high-energy input method, has been applied for enhancement of the plasticity of metallic materials. It not only can reduce the deformation resistance, but also can reduce a large number of defects to improve the surface quality of metals, which is especially applicable to the materials that are difficult to deform. In the early 1960's, a number of investigations have shown that except electronic properties, mechanical properties such as the flow stress, creep rate and stress relaxation also undergo a change, a decrease in the flow stress and an increase in the creep rate and stress relaxation, occurring upon going from the normal to the superconducting state.

In China, most of researchers focused on the electromagnetic casting in the liquid forming and electric-pulse assisted plastic deformation in the solid forming. The direct chill casting with electromagnetic stirring has been a main method for producing the semi-solid billets on a commercial scale due to its non-pollution, easy control and continuous production. Low frequency electromagnetic casting (LFEC) is the attracting one among electromagnetic casting compared to conventional casting methods. LFEC was developed by Cui et al, in which the low skin effect of low frequency electromagnetic field is used to control the macro-physical fields in the casting process. External field has long been employed to assist the deformation and control the microstructure of metallic materials since the discovery of electroplastic effect. In the past several decades, researches on the influence of external field on the homogenization, solid solution, aging, recovery and recrystallization behavior of metals and alloys have been carried out by many scientists. Recently, Tang et al have dedicated to apply the complex external fields to improve the surface quality and enhance the mechanical properties by means of surface modification. This is greatly expanded the application of external field processing in manufacturing.

As this literature review shows external field processing technology aroused lively interest being invented in the 1960s. Different applications ranging from the liquid forming, solid forming and materials surface modification as well as highly demanding parts in a small number of items to scale production with large lot sizes and high production rates are reported about the research and development of external field processing technology in China. Despite or maybe even due to this novel technology and the emphasis on the process advantages and principles without comparable mentioning the production cost, which might have led to disappointment. This might be ascribed to the following open questions and unsolved problems, which demonstrate the need for the future work.

# СТРОЕНИЕ ФЛЮОРИТОПОДОБНЫХ СОЕДИНЕНИЙ $Nd_5Mo_3O_{16+\delta}$ , ЛЕГИРОВАННЫХ СВИНЦОМ ИЛИ КАЛЬЦИЕМ И ОБЛАДАЮЩИХ КИСЛОРОД-ЭЛЕКТРОННОЙ ПРОВОДИМОСТЬЮ

Сорокина Н.И.<sup>1)</sup>, Антипин А.М.<sup>1)</sup>, А. В. Левченко А.В.<sup>1)</sup>, Алексеева О.А.<sup>1)</sup>,  
Кускова А.Н.<sup>1)</sup>, Орлова Е.И.<sup>2)</sup>, Харитоновна Е.П.<sup>2)</sup>, Воронкова В.И.<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия

<sup>2)</sup> Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия

[nsor@ns.crys.ras.ru](mailto:nsor@ns.crys.ras.ru)

Кристаллические материалы, обладающие кислородной или смешанной кислород-электронной проводимостью находят применение в кислородных сенсорах, газоразделительных мембранах, как твердые электролиты, катоды и аноды в топливных элементах. Флюоритоподобные редкоземельные молибдаты типа  $Ln_5Mo_3O_{16+\delta}$  ( $Ln = La - Tb$ ), где избыток кислорода  $\delta$  может меняться от 0 до 0.5, были впервые получены Хубертом [1] и имеют смешанную кислород-электронную проводимость [2,3].

Цель данного исследования – синтез и изучение строения монокристаллов  $Nd_5Mo_3O_{16+\delta}$  с изоморфными (свинец или кальций) замещениями.

Твердофазным синтезом получены поликристаллические образцы  $Nd_5Mo_3O_{16+\delta}$ , легированные свинцом или кальцием и выращены монокристаллы методом спонтанной кристаллизации из раствора в расплаве. Структуру кристаллов исследовали с использованием CCD дифрактометра Xcalibur S фирмы Oxford Diffraction. Кубическая структура исследованных монокристаллов составлена из  $NdO_8$  – полиэдров, соединяющихся по ребрам, и  $MoO_4$ -тетраэдров, присоединенных к ним вершинами. Атомы свинца и кальция находятся в позициях атомов Nd. В процессе уточнения строения монокристаллов локализованы позиции атомов Mo вблизи позиций атомов Nd и позиции атомов Nd вблизи позиций атомов Mo - впервые экспериментально доказано частичное взаимозамещение в структуре катионов Nd и Mo. Следствием такого замещения является выявленное в работе расщепление позиций атомов кислорода O1 и O2 на несколько дополнительных. Анализ карт разностного распределения электронной плотности, построенных на этапе уточнения моделей структур с замещением катионов и расщеплением позиций атомов кислорода, позволил выявить присутствие в структуре избыточного кислорода O3, который занимает октаэдрические позиции в полостях структуры. Вид разностного синтеза электронной плотности, построенного вблизи позиции O3, и высокое значение теплового параметра свидетельствуют о его участии в кислородной проводимости. Таким образом, проводимость в исследованных окисленных соединениях типа  $Ln_5Mo_3O_{16+\delta}$  связана с движением ионов кислорода по частично занятым избытком ионов кислорода полостям. Непрерывность сетки путей миграции кислорода обеспечивается разупорядоченностью кислородной подрешетки, обусловленной перераспределением в структуре катионов Nd и Mo.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантов РФФИ № 14-02-00531а и НШ-1130.2014.5.

1. Hubert P.H., Michel P., Thozet A. // C.R.Acad. Sc. Paris. 1973. Ser. 1779. P. 276.
2. Tsai M., Greenblatt M., McCarroll W.H.// Chemistry Mater. 1989. V.1. P.253.
3. Voronkova V.I., Leonidov I.A., Kharitonova E.P., et al.// Journal of Alloys and Compounds. 2014. V. 615. P. 395.

# СВОЙСТВА И СТРУКТУРА ТИТАНА ПОСЛЕ ПОВЕРХНОСТНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ИТТРИЕМ

**Соснин К.В., Райков С.В., Романов Д.А., Громов В.Е.**

**Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,  
[romanov\\_da@physics.sibsiu.ru](mailto:romanov_da@physics.sibsiu.ru)**

Облучение поверхности образцов плазмой электрического взрыва фольги титана с навеской порошка иттрия приводит к формированию многослойной структуры. На поверхности легирования формируется покрытие с высокоразвитым рельефом, элементами которого являются микрокапли, наплывы металла (иттрий), микропоры и микротрещины. Существенно неоднородная структура формируется и по толщине легированного слоя: как и на поверхности легирования, в объеме легированного слоя выявляются области, обогащенные и обедненные иттрием. Методами микрорентгеноспектрального анализа было показано, что концентрация иттрия в таких областях может различаться на порядок. Плавление высокоинтенсивным электронным пучком поверхностного слоя образца, подвергнутого электровзрывному легированию, сопровождается формированием структуры островкового типа со сглаженным рельефом. На поверхности легирования формируется тонкий (до 1,5 мкм) слой, имеющий столбчатую структуру.

Методами микрорентгеноспектрального анализа показано, что островки размерами (10..40) мкм обогащены титаном (соотношение титан / иттрий = 12), межостровковые пространства обогащены иттрием (соотношение иттрий / титан = 4). Островки, обогащенные титаном, имеют поликристаллическую структуру с размером зерен ~1 мкм. Преимущественно по границам зерен располагаются включения сферической формы, размеры которых изменяются в пределах от 25 нм до 300 нм. В отдельных случаях присутствуют включения размерами ~1 мкм. Методами микрорентгеноспектрального анализа показано, что данные включения обогащены иттрием и кислородом. Включения сферической формы выявляются и в межостровковых пространствах. Размеры включений изменяются в пределах от 100 нм до 500 нм. Можно предположить, что данные включения являются титаном или окислами титана. Вторым типом структуры межостровковых пространств являются колонии пластинчатого типа. Поперечные размеры пластин (200...300) нм. В большинстве случаев такие колонии берут начало на границе островков, обогащенных титаном. Методами микрорентгеноспектрального анализа было установлено, что концентрация иттрия в пластинчатой структуре составляет ~85 ат. %, титана, соответственно, ~15 ат. %. Следуя равновесной диаграмме состояния, кристаллизация системы титан-иттрий протекает с формированием эвтектики при 80 ат. % иттрия. Концентрация иттрия в островках, представленных на рис. 3, б, по результатам микрорентгеноспектрального анализа, несколько ниже и составляет ~12 ат. %. Таким образом, можно предположить, что островки также являются продуктом эвтектического превращения областей, обогащенных титаном.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук МК-4166.2015.2, РФФИ в рамках научных проектов № 13-02-12009 офи\_м, 15-08-03411, госзаданий Минобрнауки №№ 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научноисследовательской работы. Данная работа была выполнена с частичным использованием оборудования Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ.*



# МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СВОЙСТВ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $Cd_xHg_{1-x}Te$ ПОД ДЕЙСТВИЕМ РЕНТГЕНОВСКОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

**Средин В.Г.<sup>1</sup>, Ананьин О.Б.<sup>2</sup>, Мелехов А.П.<sup>2</sup>, Юрчак В.А.<sup>2</sup>**  
<sup>1</sup>Военная Академия РВСН им. Петра Великого, Москва, РФ  
<sup>2</sup>НИЯУ МИФИ, г. Москва, РФ

Ранее было показано, что мягкое рентгеновское излучение (РИ) приводит к изменению морфологии поверхности монокристаллов и эпитаксиальных слоев твердых растворов  $Cd_xHg_{1-x}Te$  [1], причем, как следует из исследований гальвано-магнитных свойств этого материала, ни объемные, ни поверхностная концентрация и подвижность носителей заряда в них не изменяются в пределах погрешности измерений. В настоящей работе в качестве источника РИ использовался стенд, представляющую собой систему для генерации плазмы лазерно-индуцированной вакуумной искры, позволяющий получать РИ с большей энергией кванта и в более широком диапазоне длин волн (рис. 1). Исследуемый образец помещали за защитным экраном, с окном из майларовой пленки с тонким напыленным слоем  $Cu$ , пропускающим РИ и защищающим от корпускулярных потоков и видимого излучения. Рассчитанные дозы облучения составляли до  $1.5 \text{ Дж см}^{-2}$ , что выше, чем в [1].

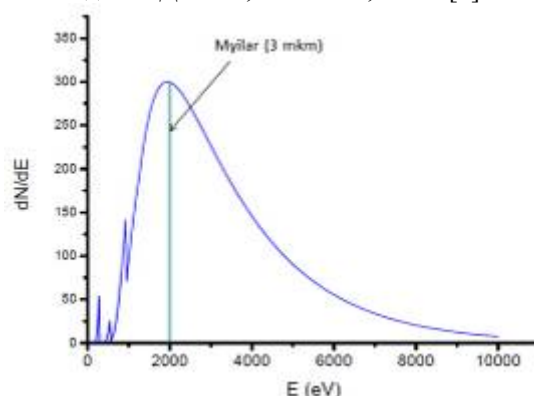


Рис.1. Спектральное распределение РИ лазерно-индуцированной разрядной плазмы

Исследования морфологии поверхности облученных образцов  $Cd_xHg_{1-x}Te$  с помощью АСМ не показали принципиально новых по сравнению с [1] эффектов, однако был обнаружен заметный рост поверхностного удельного сопротивления и незначительное падение поверхностной подвижности носителей заряда. С учетом особенностей взаимодействия РИ с кристаллами можно предположить образование поверхностных состояний в результате облучения, ответственных за указанные эффекты.

В настоящей работе фактор кристаллографической ориентации поверхности не учитывался, хотя известно, что для твердого раствора  $Cd_xHg_{1-x}Te$  характерна некоторая анизотропия поверхностных свойств [2].

1. В.Г.Средин, О.Б.Ананьин, И.Д. Бурлаков, Г.С.Богданов, Е.А.Иваницкая, Д.В.Лаврухин, А.П. Мелехов. Влияние мягкого рентгеновского излучения на поверхностные свойства твердых растворов  $Cd_xHg_{1-x}Te$ . Известия высших учебных заведений. Физика. 2013, т.9/2, с.113-115.
2. В.Г.Средин, Ю.С. Мезин, В.М. Укроженко. Ориентационная зависимость свойств поверхностных анодных окислов в  $Cd_xHg_{1-x}Te$ . Физика и техника полупроводников. 2001, т.35, № 11, с. 1335 – 1337.

## **АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ДЕФЕКТОВ В НИТРИДЕ УРАНА**

**Стариков С.В., Смирнова Д.Е., Куксин А.Ю.**  
**Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия**  
**starikov@ihed.ras.ru**

С помощью атомистического моделирования исследуются свойства нитрида урана. Для решения поставленной задачи был разработан новый потенциал, описывающий межатомное взаимодействие в системе U-N. Потенциал был разработан на основе расчетов из первых принципов. Созданный потенциал использовался для моделирования диффузии точечных дефектов и фазовых переходов в широком диапазоне давлений и температур. Проанализированы механизмы самодиффузии атомов за счет точечных дефектов. Установлено, что в ходе миграции междоузельный атом урана с большой вероятностью может выбить азот из своей позиции и перейти в дефект замещения в азотной подрешетке. Преобладание данных дефектов в UN косвенно подтверждается согласием с закономерностями в изменении коэффициентов самодиффузии U и N при увеличении давления азота и тем, что область гомогенности для моонитрида урана при отклонении от стехиометрии очень узкая, в отличие от нитридов переходных металлов.

## ИЗМЕНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ ПОДШИПНИКОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ

**Столярова О.О.<sup>1,2</sup>, Муравьева Т.И.<sup>1</sup>, Сачек Б.Я.<sup>1</sup>, Мезрин А.М.<sup>1</sup>, Белов Н.А.<sup>2</sup>**  
*Институт проблем механики им. А.Ю. Иилинского РАН, г. Москва;*  
*НИТУ «МИСиС», г. Москва; stoljarovaoo@mail.ru*

Цель работы - исследование и модификация сплавов на основе алюминия, для замены дорогостоящей бронзы. Объектами исследования в настоящей работе были сплавы на основе систем Al-Cu-Si-Sn-Pb. В отличие от предыдущей работы [1] в настоящей работе содержание олова и свинца в сплаве оставалось постоянным (Sn-6% и Pb-2%), в то же время содержание кремния варьировалось в диапазоне (0 – 10%).

Предварительный отбор образцов проводился методом склерометрии. Обзор возможностей метода склерометрии дан в работах [2,3], где сделан вывод о том, что свойства антифрикционных материалов можно оценивать по результатам исследования поверхностных слоёв методами микротвёрдости и склерометрии. Применение метода склерометрии в настоящей работе значительно упростило эксперименты.

Использование микроскопии позволило оценить степень изменения рельефа поверхности, её деформацию и разрушение после испытаний. Сопоставление микрофотографий (Рис.1–слева) с условиями нагружения позволило определить критические нагрузки и давление микрорезания; по результатам были выбраны два сплава с наилучшими показателями, близкими к бронзе.

Триботехнические испытания проводились на трибометре Т-05 по схеме «вал -частичный вкладыш»: был определён элементный закон изнашивания и показано, что выбранные сплавы по своим характеристикам близки к бронзе; результаты микроскопии представлены на Рис.1-справа.

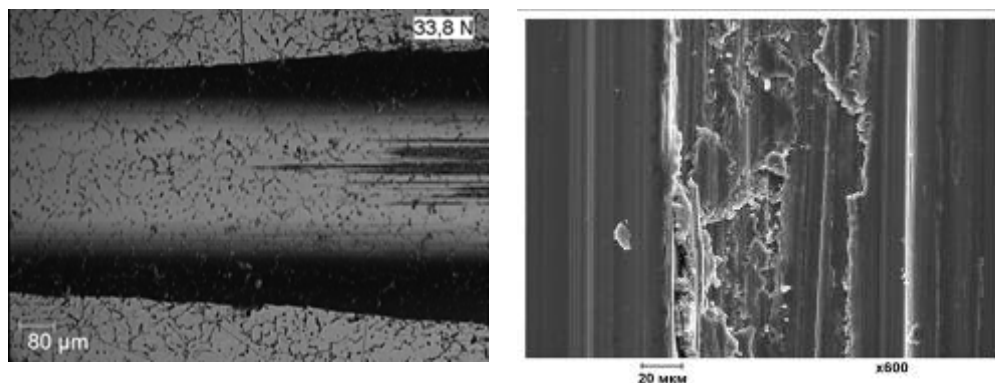


Рис.1. Поверхность образца состава: слева - после склерометрирования, справа - после триботехнических испытаний

Таким образом, в работе выбран сплав с оптимальными характеристиками, близкими к бронзе - это сплав состава Al-5%Si-4%Cu-6%Sn-2%Pb.

Работа поддержана грантами РФФИ 14-19-01033 и 14-19-00632. Склерометрия выполнена в МИСиС в Лаборатории функциональных поверхностей (Петржик М.И.)

1. Курбаткин И.И. И.И. Курбаткин, Н.А. Белов, О.Н. Озерский, Т.И. Муравьева, О.О. Столярова, А.Н. Алабин. Трение и износ. 2014, №2, с.52-57.
2. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. М.:Машиностроение, 1977,523 с.
3. Петржик М.И., Левашов Е. А., Кристаллография 2007, т.52, №6, с.1002-1010.

# ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ПРОЧНОСТЬ IN-SITU КОМПОЗИТА Nb-Nb<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>

**Строганова Т.С.<sup>1</sup>, Карпов М.И.<sup>1</sup>, Коржов В.П.<sup>1</sup>, Внуков В.И.<sup>1</sup>, Светлов И.Л.<sup>2</sup>**

*1. Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия,*

[stroganova@issp.ac.ru](mailto:stroganova@issp.ac.ru)

*2. Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, г. Москва, Россия*

Создание более эффективных в техническом и экономическом отношении газотурбинных двигателей (ГТД) для нужд авиационного двигателестроения невозможно без разработок новых жаропрочных материалов. Основные технико-экономические показатели ГТД определяются температурой рабочего газа на входе в турбину. Следовательно, достижение сверхвысоких температур в первую очередь связано с повышением жаропрочности материалов, применяемые для лопаток высокотемпературных ступеней двигателя. Широко используемые для этих целей суперсплавам на основе системы Ni-Al с рабочими температурами 1100-1150°C в настоящее время требуется замена, так как они работают вблизи своей температуры плавления ~1400°C. Как одним из кандидатов рассматриваются так называемые «естественные» или in-situ композиты – сплавы системы Nb-Si вблизи эвтектики Nb-Nb<sub>5</sub>Si. К их преимуществам относятся более высокие температуры плавления ~1750°C, хорошие прочностные свойства и меньшая плотность, находящаяся на уровне 6,6-7,2 г/см<sup>3</sup>. При направленной кристаллизации in-situ композитов Nb/Nb<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> микроструктура образуется в результате эвтектической реакции  $L \leftrightarrow Nb + Nb_5Si_3$ , последующего эвтектоидного распада  $Nb_5Si_3 \leftrightarrow Nb + Nb_5Si_3$  и, наконец, полиморфного превращения в силициде Nb<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>. Композиционная микроструктура состоит из матрицы твердого раствора ниобия, армированного однонаправленно ориентированными пластинами силицида ниобия Nb<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>. Качество и характер композиционной структуры существенно зависит от условий получения, в частности от скорости направленной кристаллизации. Задача настоящего исследования состояла в исследовании влияния скорости кристаллизации в процессе получения in-situ композита Nb/Nb<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства при температуре 1300°C.

В работе использовали Nb-Si композит с содержанием 16 ат.%Si, дополнительно легированный Ti, Mo, Hf, Zr, Al, Cr, Y. Суммарное содержание легирующих элементов составило ~40 ат.%. Сплавление компонентов проводили методом бестигельной плавки во взвешенном состоянии в атмосфере аргона высокой чистоты. Полученные слитки диаметром 9 и длиной 60 мм помещали в тигель из ZrO<sub>2</sub> и переплавляли на установке с индукционным нагревом методом направленной кристаллизации в атмосфере аргона высокой чистоты. Тигель со слитком сочленяли с вольфрамовым стержнем, который выполнял роль кристаллизатора-холодильника, и устанавливали в рабочую зону печи, нагревали до полного расплавления и выводили в холодную зону с различными скоростями вытягивания 1,25-2,5-5,0-10,0 мм/мин. Испытания на кратковременную прочность и ползучесть проводили методом 3-х точечного изгиба при температурах 1300°C в атмосфере аргона высокой чистоты. Структуру изучали методом сканирующей электронной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа и рентгеноструктурного анализа.

По данным рентгенофазового анализа основными структурными составляющими до и после испытания на ползучесть при 1300°C образцов сплава являются: Nb<sub>тв.</sub> р-р. ОЦК ниобиевый твердый раствор, γ-Nb<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> силицид с ГПУ решеткой, частицы оксида иттрия Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Установлено, что увеличение скорости кристаллизации с 1,25 до 10 мм/мин приводит к уменьшению диаметра эвтектических колоний в 2 раза с 122 мкм до 56 мкм. При этом предел прочности при 1300°C увеличивается с 925 до 1224 МПа. Скорость кристаллизации незначительно влияет на характер высокотемпературной ползучести композита при 1300°C на стационарной стадии. Скорость деформации ползучести при 200 МПа возрастает с 3,1·10<sup>-5</sup> до 8,5·10<sup>-5</sup> час<sup>-1</sup>.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ КВАЗИТОЧЕЧНОГО ТИПА В ОДНОРОДНО ИЗОГНУТОМ КРИСТАЛЛЕ

**Э.В.Суворов, И.А.Смирнова, А.С. Образова,**  
*Институт физики твердого тела РАН,*  
*Черноголовка, Московская область, Россия*  
[Suvorov@issp.ac.ru](mailto:Suvorov@issp.ac.ru)

Поверхностные дефекты это особая группа дефектов, т.к. они присутствуют практически на любой поверхности и могут заметно влиять на рабочие характеристики приборов сконструированных на этой поверхности. Однако изображения таких дефектов практически мало исследованы экспериментально. Поэтому актуальность постановки таких исследований не вызывает сомнений. Наиболее простым случаем поверхностных квазиточечных дефектов являются результаты уколов поверхности алмазным индентором. В работе исследовано, как образуется дифракционное изображение таких дефектов и как влияют внешние деформации в виде упругого изгиба решетки на дифракционное изображение. Исследованы дифракционные механизмы образования изображения поверхностных квазиточечных дефектов.

В работы использовались методы секционной топографии в геометрии Лауэ и в геометрии Брегга, при этом особое внимание обращалось на структуру интерференционных полос, образующиеся при изгибе кристалла. Это особый тип интерференционных полос [1-4]. Такие полосы впервые наблюдались на топограммах кристалла с аморфной окисной пленкой переменной толщины. Физическая интерпретация этого явления основана на теории брегговского отражения рентгеновских лучей в кристаллах с постоянным градиентом деформации [1].

В представленной работе экспериментально (секционная и проекционная топография в геометрии на отражение) и методом компьютерного моделирования исследовано формирование изображения приповерхностных дефектов однородно изогнутого кристалла. Эксперименты были выполнены на камере Ланга А-3, неполяризованное излучение  $\text{MoK}_{\alpha 1}$ , размеры фокуса рентгеновской трубки  $30 \times 30 \text{ мкм}^2$ , в случае секционной топографии формирующая щель перед кристаллом 10мкм. Дефекты на входной грани кристалла создавались индентором Виккерса при нагрузках от 2 до 5 г. Для описания дефектов использовалась модель упруго пластического внедрения. Кристаллы изгибались во время эксперимента специально сконструированным устройством.

Изображение точечного дефекта на кристалле без изгиба представляет собой кинематический выброс интенсивности справа от брегговского максимума. Изображение точечного дефекта в изогнутом кристалле представляет собой растянутую интерференционную картину поперек деформационных полос. Численное моделирование приповерхностных точечных дефектов проводилось по уравнениям Такаги-Топэна.

В работе получены и проанализированы проекционные, секционные изображения кристаллов с приповерхностными дефектами, при различных радиусах изгиба 0-50 метров. Предполагается, что топографический контраст изображения дефектов связан не с деформациями кристаллической решетки обусловленными дальнедействующими полями упругих напряжений, а с рассогласованием фазы в области дефекта между опорной волной, рассеянной в совершенном объеме кристалла, и волной, отраженной от входной поверхности образца.

1. F. N. Chukhovskii, P.V. Petrashen // *Acta Cryst.*, A44, 8-14, (1988)
2. Tomoe Fukamachi, Masahiko Tohyama *et al.* // *Acta Cryst.* A66, 421–426, (2010)
3. Yan H, Kalenci O, Noyn I.C. // *J. Appl. Cryst.* 40, 322-331, (2007)
4. И.А. Смирнова, Э.В. Суворов, Е.В. Шулаков // *ФТТ*, т. 53, в. 1, 35–40 (2011)

# СОПОСТАВЛЕНИЕ СТРУКТУР АМОРФНЫХ ФАЗ, ОБРАЗОВАВШИХСЯ В СПЛАВЕ $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ ПРИ ЗАКАЛКЕ ИЗ РАСПЛАВА И В ХОДЕ ДЕФОРМАЦИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА

Сундеев Р.В.<sup>1,2</sup>, Шалимова А.В.<sup>1</sup>, Велигжанин А.А.<sup>3</sup>, Зубавичус Я.В.<sup>3</sup>,  
Глезер А.М.<sup>1,2,4</sup>, Чернышов А.А.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва, Россия

<sup>2</sup> МГУПИ, Москва, Россия

<sup>3</sup> НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия

<sup>4</sup> НИТУ «МИСис», Москва, Россия

[sundeev55@yandex.ru](mailto:sundeev55@yandex.ru)

В работе проведено исследование локальной атомной структуры аморфного материала  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  в ходе мегапластической деформации в камере Бриджмена. В ходе работы использовался комплекс эффективных структурных методов исследования: просвечивающая электронная микроскопия, классический рентгеноструктурный анализ, рентгеновская дифракция в синхротронном излучении с высоким пространственным разрешением. Это позволило выявить зависимости изменения средней доли кристаллической фазы от величины деформации, и зависимости локальной доли кристаллической фазы ( $V_{кр}^{loc}$ ) вдоль радиуса образца с шагом 500 мкм при различных величинах деформации. Из рис. 1 видно, что различные изменения  $V_{кр}^{loc}$  для всех кривых фиксируются приблизительно до середины радиуса образца.

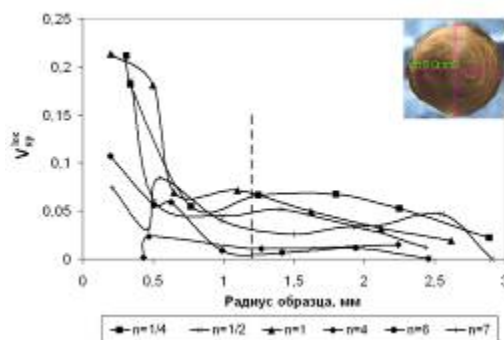


Рис. 1 – Изменение  $V_{кр}^{loc}$  после  $n = 1/4 - 7$ ; для исходного состояния  $V_{кр}^{loc} = 0$ .

По-видимому, можно выделить две области структурных изменений вдоль радиуса образца при всех исследованных величинах деформации: 1-от центра образца до ~ середины радиуса (1,2 мм); 2 - от середины радиуса до края образца. В первой области можно отметить заметные различия  $V_{кр}^{loc}$  вблизи центра для различно деформированных образцов: наибольшая  $V_{кр}^{loc}$  наблюдается для образцов при  $n = 1/4$  и 1. Во второй области - от середины радиуса до края образца  $V_{кр}^{loc}$  плавно уменьшается к краю, причем структурные изменения подобны для всех рассмотренных величин деформации. Из полученных локальных дифрактограмм, снятых в каждой точке вдоль радиуса образца, извлекались функции радиального распределения. Затем для каждой точки вдоль радиуса образца рассчитывались значения межатомных расстояний и координационных чисел. Анализ полученных результатов позволяет предполагать, что аморфное состояние сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ , полученное при воздействии на кристаллическую фазу больших деформаций в камере Бриджмена при комнатной температуре, идентично аморфному состоянию, полученному в том же сплаве при закалке из расплава.

Авторы выражают благодарность РФФИ за финансовую поддержку (гранты 12-02-00860а и 14-02-00271а).

# ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ И РАЗМЕРА ЗЕРНА НА СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ ПЛЁНОК СЕРЕБРА ПРИ ОТЖИГЕ

**Сурсаева В.Г.**

*Институт физики твердого тела РАН, Черногловка Московской обл., Россия,  
sursaeva@issp.ac.ru*

Структура напыленных металлических плёнок представляет значительный интерес из-за их широкого применения в электронных, магнитных и оптических устройствах. Микроструктура металлических соединений контролирует работу и надежность микроэлектронных устройств. Средний размер зерна является одним из основных факторов, определяющих термическую стабильность плёнок. Конечная микроструктура соединений является результатом процессов приготовления подложки, напыления металлической плёнки и соответствующей термообработки. Понимание эволюции микроструктуры на стадии термообработки является важным предварительным условием в конструировании надежных соединений.

Экспериментально исследовался рост зёрен в тонких плёнках серебра. Впервые экспериментально показано, что заметному росту зёрен предшествует инкубационный период, в течение которого можно считать микроструктуру плёнки стабильной, так как скорость роста зерна относительно невелика. Далее рост зёрен подчиняется линейному закону, а с ростом среднего размера зерна – параболическому. Длина инкубационного периода, линейного и параболического роста зёрен зависит от среднего размера зерна, а также от температуры отжига. Установлено, что чем ниже температура изотермического отжига (Рис.1) и чем меньше средний размер зерна (Рис.2), тем больше величина инкубационного периода, то есть длинее период стабильности микроструктуры.

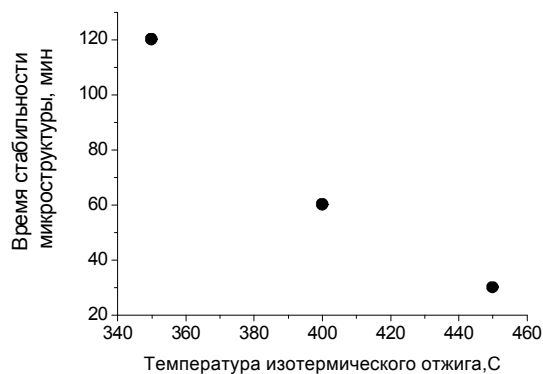


Рис.1. Температурная зависимость периода стабильности микроструктуры

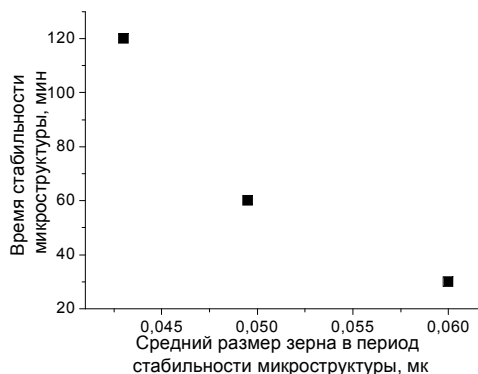


Рис.2. Зависимость периода стабильности микроструктуры от среднего размера зерна

Результаты согласуются с идеей, что вакансии, сопровождающие рост зёрен, сначала являются сдерживающим фактором роста зёрен в плёнках, а затем ускоряют его.

Авторы благодарят Российский Фонд Фундаментальных исследований за финансовую поддержку направления исследований в рамках проекта РФФИ -(№14-42-03556) – р\_центр\_а».

## СТРУКТУРА ЧАСТИЦ МЕТАЛЛОВ И ИХ ВЗАИМОСВЯЗЬ С БИОЛОГИЧЕСКИ АКТИВНЫМИ СВОЙСТВАМИ

Сухарева Е.А.<sup>1</sup>, Волкогон Г.М.<sup>2</sup>, Арсентьев А.А.<sup>3</sup>

1. *Московский государственный машиностроительный университет (МАМИ),*

*г. Москва, Российская Федерация, [401mami@gmail.com](mailto:401mami@gmail.com)*

2. *ФГУП Государственное научно-производственное предприятие «ТЕМП»,*

*г. Москва, Российская Федерация*

3. *ОАО Газэнергоремонт, Москва, Российская Федерация*

Известно, что наночастицы (НЧ) металлов (железо, медь, магний) обладают биологически активными свойствами, например, ранозаживляющими и бактерицидными. Однако, степень проявления этих свойств во многом предопределяется строением НЧ, под которым понимают: внутреннюю структуру частиц; форму; средний размер и характер распределения по размерам; нанорельеф поверхности и фазовый состав. Многочисленными экспериментами было показано, что наиболее эффективной является плоская форма НЧ с огранкой или без, а поверхность НЧ должна быть покрыта оксидной пленкой порядка 5 нм толщиной вне зависимости от размера частицы. Частицы должны содержать значительное количество кислорода – 20% по массе, а его основное содержание связано в оксидные фазы в соотношении  $Me:MeO = 50:50$ . Наиболее приемлемыми нанорельефами являются «ребрышки» или «зубчики» оксидных фаз металла на поверхности частиц толщиной несколько нанометров. При этом наблюдается монокристаллическое строение НЧ с единственным дефектом кристаллической структуры – двойниками. Размеры НЧ должны лежать в интервале 50 – 100 нм с узким нормальным распределением по размерам [1].

Все вышеописанные характеристики НЧ металлов наилучшим образом достигаются химико-металлургическим методом получения НЧ и должны быть установлены в обязательном порядке, так как отсутствие хотя бы одного признака может резко снизить их биологическую активность. Такое снижение происходит, например, когда отсутствует нанорельеф (частица с гладкой поверхностью) или их форма не плоская, а сферическая. В этой связи предъявляются высокие требования к проведению технологических операций химико-металлургического метода получения наночастиц металлов [2].

Метод включает два этапа: 1) получение частиц гидроксида металла в наносостоянии, 2) восстановление НЧ гидроксидов до собственно НЧ металлов. Наночастицы гидроксидов металлов в форме свободной засыпки проходят по зонам подготовки с непрямым нагревом, далее восстановительную зону, где проходит восстановление в среде проточного водорода до металлического нанопорошка с последующей его пассивацией и охлаждением.

### Литература

1. Арсентьева И.П., Зотова Е.С., Фолманис Г.Э., Глущенко Н.Н. и др. //Аттестация и применение наночастиц металлов в качестве биологически активных препаратов//Нанотехника. Спец. Выпуск «Нанотехнологии - медицине», М: 2007, № 2, с. 72-77
2. Арсентьев А.А., Волкогон Г.М., Коростелев А.Б., Сухарева Е.А. //Получение наночастиц гидроксидов металлов – ведущий процесс химико-металлургического производства металлических ультрадисперстных (нано) порошков// Нанотехнологии и наноматериалы: материалы III международной конференции// М: Изд-во МГОУ, 2012, с. 56-65



# СОЗДАНИЕ ИМПЛАНТИРУЕМЫХ БИОКОСТРУКЦИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С РАЗВИТЫМ РЕЛЬЕФОМ ПОВЕРХНОСТИ И БИОАКТИВНЫМ ПОКРЫТИЕМ С АНТИБАКТЕРИАЛЬНЫМ ЭФФЕКТОМ

**И.В. Сухорукова<sup>1</sup>, Д.В. Штанский<sup>1</sup>, Е.А. Левашов<sup>1</sup>, А.Н. Шевейко<sup>1</sup>, Е.И. Замулаева<sup>1</sup>, П.А. Логинов<sup>1</sup>, А.Ю. Потанин<sup>1</sup>, Т.А. Свиридова<sup>1</sup>, Е.А. Скрылева<sup>1</sup>,  
Н.А. Глушанкова<sup>2</sup>, С.Г. Игнатов<sup>3</sup>**

<sup>1</sup> - Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

<sup>2</sup> - ФГУ Российский онкологический научный центр им. Н.Н.Блохина РАМН

<sup>3</sup> - ФБУН ГНЦ прикладной микробиологии и биотехнологии

На протяжении многих лет проводятся работы по созданию новых видов биоматериалов для черепно-челюстно-лицевой хирургии, ортопедии и стоматологии, основной целью которых является поиск материалов с ускоренной самоадаптацией в организме человека, направленной на сокращение реабилитационного периода восстановления пациента, и улучшенными химическими и механическими свойствами, обеспечивающими длительный срок службы имплантата в организме человека.

Инженерия поверхности является эффективным инструментом для придания материалу комплекса требований по химическим, механическим свойствам, одновременно с биосовместимостью, биоактивностью и бактерицидностью, что трудно реализовать в одном объемном материале. Поэтому разрабатываются различные варианты улучшения остеокондуктивности имплантата за счет модифицирования его поверхности и улучшения механического контакта с костной тканью, функционализации путем придания биоактивных, антибактериальных свойств и введения в сформированный микрорельеф лекарственных препаратов.

В работе исследованы возможности метода электроискрового легирования (ЭИЛ) с использованием спеченных и СВС- электродов  $Ti+Ti_3PO_x+CaO$ ,  $TiC+Ti_3PO_x+CaO+Ag$  для одновременного роста шероховатости поверхности титана и насыщения ее функциональными элементами. Рассмотрены особенности кинетики массопереноса, фазо- и структурообразования покрытий при осуществлении процесса ЭИЛ в различных средах (аргон, вода, этиловый спирт). Также показана эффективность метода магнетронного распыления для осаждения многокомпонентного биосовместимого наноструктурированного покрытия  $TiCaPCON(Ag,Cu)$  с антибактериальным эффектом. Проведены комплексные исследования состава, структуры, механических, трибологических свойств покрытий, а также биосовместимости, биоактивности и антибактериальных свойств.

Полученные результаты являются основой технологии создания нового поколения металлических биоимплантатов для черепно-челюстно-лицевой хирургии (минипластины, перфорированные пластины, реконструктивные пластины), хирургии позвоночника (пластины наkostные, имплантаты контейнерные (кейджи), ортопедии (имплантаты шейки бедра, коленного и локтевого суставов).

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России по ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы», соглашение № 14.578.21.0086, проект RFMEFI57814X0086.

# УПРАВЛЕНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРОЙ МОНОКРИСТАЛЛОВ

**В.И. Таланин, И.Е. Таланин**

**Институт экономики и информационных технологий, Запорожье, Украина  
v.i.talanin@mail.ru**

Важнейшей проблемой физики и химии монокристаллов является описание дефектообразования в процессе роста монокристалла и его технологических обработок. Решение этой проблемы дает возможность конструирования дефектной структуры монокристаллов и приборных структур на их основе.

В настоящее время полупроводниковый кремний является единственным материалом, в котором можно управлять дефектной структурой, как в процессе роста кристалла, так и на этапе создания приборных структур [1]. Это стало возможным в результате распространения основных положений классической теории зарождения частиц второй фазы на процессы охлаждения монокристалла после выращивания [2] и введением в расчетные уравнения параметров роста монокристалла (диаметра и скорости роста кристалла, температурных градиентов и скорости охлаждения) [3]. Предложенная нами методика анализа дефектной структуры кремния [4] позволила разработать программный продукт с помощью которого можно рассчитать дефектную структуру в любой точке монокристалла кремния [5].

Корректировка традиционных представлений о доминирующей роли собственных точечных дефектов показала, что полупроводниковый кремний, являясь предельно чистым и совершенным по структуре материалом, сам может рассматриваться в качестве исходной модели для построения теоретических моделей дефектообразования в других полупроводниковых материалах и металлах. Математические модели и предложенные методы их решения в кремнии позволяют формулировать и решать многие задачи по кинетике диффузионных процессов в твердых телах. В частности, это может быть математическое описание таких процессов как преципитация примесей, порообразование, образование дислокационных петель в кристаллах и др. Две стадии процесса распада пересыщенного раствора точечных дефектов позволяют дать описание реакциям взаимодействия между собственными точечными дефектами и примесями, а также модификации дефектно-примесной системы во время охлаждения монокристалла после выращивания [3]. Первичность процессов высокотемпературной преципитации является фундаментальной особенностью, которая определяет общую кинетику дефектообразования в кристаллах как полупроводников, так и металлов [2].

1. V.I. Talanin, I.E. Talanin, Diffusion model of the formation of growth microdefects as applied to the description of defect formation in heat-treated silicon single crystals, *Physics of the Solid State* 55 (2013) 282-287.

2. V.I. Talanin, I.E. Talanin, On the problem of the consistency of the high-temperature precipitation model with classical nucleation theory, *Physics of the Solid State* 56 (2014) 2043-2049.

3. V.I. Talanin, I.E. Talanin, The diffusion model of grown-in microdefects formation during crystallization of dislocation-free silicon single crystals, in: Y. Mastai (Ed.), *Advances in crystallization processes*, INTECH Publ., Rijeka, 2012, pp. 611-632.

4. V.I. Talanin, I.E. Talanin, N.Ph. Ustimenko, A new method for research of grown-in microdefects in dislocation-free silicon single crystals, *J. Crystallization Process & Technology* 1 (2011) 13-17.

5. V.I. Talanin, I.E. Talanin, N.Ph. Ustimenko, Structural scheme of information system for defect engineering of dislocation-free silicon single crystals, *Science & Technology* 2 (2012) 130-134.

## ПОЛУЧЕНИЕ КРЕМНИЙ-УГЛЕРОДНЫХ ПЛЕНОК МЕТОДОМ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКОГО ОСАЖДЕНИЯ

**Темиров А.А., Тимушкин Н.Г., Руденко С.А., Кубасов И.В., Ксенич С.В., Малинкович М.Д.,  
Жуков Р.Н., Киселев Д.А., Быков А.С.  
НИТУ «МИСиС», Москва, Россия  
*temirov.alex@yandex.ru***

Кремний-углеродные пленки – перспективный класс материалов, обладающих рядом полезных свойств, таких как: высокая твердость и прочность, химическая стойкость, низкий коэффициент трения. Пленки не растворяются практически ни в каких органических растворителях и неорганических кислотах. Особенностью плёнок является возможность использования их в качестве матрицы для композитных покрытий, способных изменять свои физические свойства в широких пределах за счёт введения легирующих примесей различного типа в различных концентрациях. Так, можно варьировать электропроводность таких композитов от металлической до полупроводниковой, придавать им сегнетоэлектрические, ферромагнитные и другие свойства.

В данной работе предложена методика получения кремний-углеродных пленок осаждением на подложке вещества из ионизированного пара. Материалом источника является полифенилметилсилоксан (ПФМС), ионизация паров которого осуществляется в высокочастотном электромагнитном поле. В ходе работы были сконструированы и изготовлены необходимые технологические узлы и агрегаты для вакуумной напылительной установки. Из литературы известен похожий способ выращивания кремний-углеродных плёнок в вакуумном плазмотроне с использованием вольфрамового катода. Преимуществами данной методики являются низкая по сравнению с аналогом энергозатратность и высокая вариативность параметров роста.

# ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНОГО УПОРЯДОЧЕНИЯ В КЕРАМИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ $\text{Bi}_{1-x}\text{La}_x\text{FeO}_3$ .

Теплякова Н.А.<sup>1</sup>, Титов С.В.<sup>2</sup>, Вербенко И.А.<sup>2</sup>, Сидоров Н.В.<sup>1</sup>, Резниченко Л.А.<sup>2</sup>, Габалин А.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*ФГБУН Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья  
им. И.В. Тананаева Кольского научного центра РАН*

*г. Апатиты, Россия*

<sup>2</sup>*Physics Research Institute, Southern Federal University, Rostov-on-Don, Russia*

*e-mail: tepl\_na@chemy.kolasc.net.ru*

Феррит висмута,  $\text{BiFeO}_3$ , - сегнетомагнетик с высокими температурами Кюри (1123 К) и антиферромагнитной точки Нееля (643 К), - является перспективной основой для создания высокоэффективных магнитоэлектрических материалов. Частичное замещение в кристаллической структуре ионов висмута ионами редкоземельных элементов приводит к разрушению пространственно-модулированной спиновой структуры  $\text{BiFeO}_3$ , которая препятствует возникновению магнитоэлектрического эффекта в  $\text{BiFeO}_3$ . Ионы лантана считаются одними из самых технологичных и перспективных модификаторов. В данной работе представлены результаты исследования по спектрам КРС процессов упорядочения структуры керамических твердых растворов (ТР)  $\text{Bi}_{1-x}\text{La}_x\text{FeO}_3$  при изменении содержания лантана ( $x = 0.075 \div 0.20$ ). В литературе исследования спектров КРС ТР  $\text{Bi}_{1-x}\text{La}_x\text{FeO}_3$  ( $x = 0.075 \div 0.20$ ), насколько нам известно, отсутствуют. Такие исследования важны при разработке новых сегнетомагнитных материалов на основе модифицированного феррита висмута.

Обнаружено, что для ТР  $\text{Bi}_{1-x}\text{La}_x\text{FeO}_3$  ( $x = 0.075 \div 0.20$ ) в спектрах КРС наблюдались практически те же линии, что и для кристалла  $\text{BiFeO}_3$ , но с некоторым различием в частотах. Это говорит о близости структуры исследованных ТР к структуре кристалла  $\text{BiFeO}_3$ . Однако линии в спектре КРС ТР  $\text{Bi}_{1-x}\text{La}_x\text{FeO}_3$  значительно уширены, что свидетельствует о значительном разупорядочении структуры керамического ТР. Линии в спектре КРС ТР  $\text{Bi}_{1-x}\text{La}_x\text{FeO}_3$  в области  $\sim 80 \text{ см}^{-1}$ , по нашему мнению, соответствуют полносимметричным либрациям кислородных октаэдров как целого  $A_1$ -типа симметрии, ангармонично связанными с колебаниями атомов Bi и La. Обращает на себя внимание то, что в спектрах КРС  $\text{Bi}_{1-x}\text{La}_x\text{FeO}_3$  ( $x = 0.075 \div 0.20$ ) в области либрационных колебаний октаэдров как целого наблюдается несколько групп линий с частотами:  $59 \div 69 \text{ см}^{-1}$ ,  $72 \div 77 \text{ см}^{-1}$ ,  $86 \div 92 \text{ см}^{-1}$  (в зависимости от состава ТР). Это может указывать на то, что исследованные ТР не являются однофазными, что подтверждается данными РФА. При содержании La ( $x = 0.120$ ) в спектре КРС наблюдается сужение линий в низкочастотной области, что свидетельствует о некотором увеличении упорядочения структурных единиц в катионных подрешетках структуры. Вероятно, для ТР  $\text{Bi}_{1-x}\text{La}_x\text{FeO}_3$  ( $x = 0.120$ ) следует ожидать некоторые отличия в свойствах, по сравнению с другими ТР. По результатам рентгеноструктурного и мультифрактального анализов был сделан вывод, что при  $x = 0.12-0.13$  происходит перколяция нанокластеров фазы  $P_2$ . Кроме того для этого ТР с  $x = 0.12-0.13$  наблюдается резкое снижение прочности и упругих характеристик зерна керамики. При увеличении содержания La от  $x = 0.075$  до  $x = 0.2$  в структуре ТР  $\text{Bi}_{1-x}\text{La}_x\text{FeO}_3$  не наблюдается однозначной зависимости параметров спектральных линий. Если частоты всех линий спектра КРС изменяются незначительно при увеличении  $x$ , то ширины и интенсивности линий спектра КРС изменяются для разных составов ТР  $\text{Bi}_{1-x}\text{La}_x\text{FeO}_3$  иногда очень значительно. Однако общей тенденции не прослеживается. Это можно объяснить тем, что при увеличении содержания  $x$ , изменяется характер вхождения La в структуру ТР.

# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НОВЫХ УГЛЕРОДНЫХ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ АТОМОВ УГЛЕРОДА В $sp^2$ И $sp^3$ ГИБРИДИЗИРОВАННЫХ СОСТОЯНИЯХ

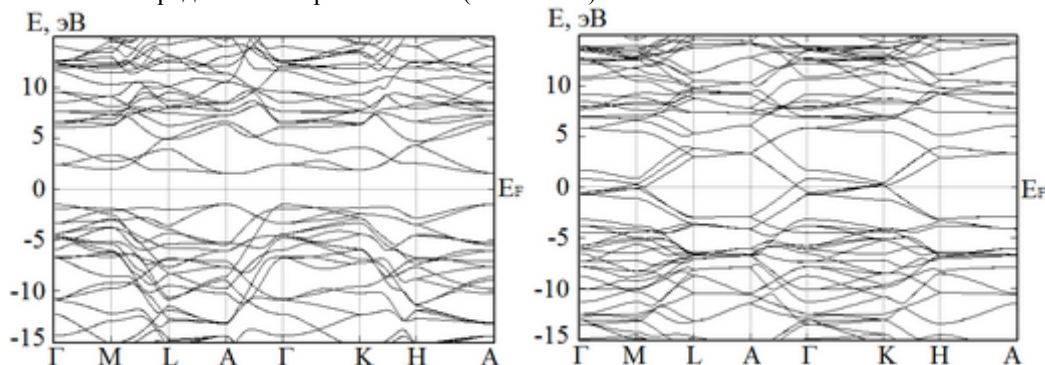
Тиньгаев М.И., Беленков Е.А.

Челябинский государственный университет, г. Челябинск, Россия

[mx\\_50@mail.ru](mailto:mx_50@mail.ru)

Широкие диапазоны варьирования свойств углеродных материалов позволяют использовать их для различных функций и применять в различных технических устройствах. Обычно свойства функциональных материалов для конкретных технических приложений подбирают за счет изменения химического и фазового состава сплавов, композитов и полимерных соединений, в то время как свойства углеродных функциональных материалов можно варьировать без изменения их химического состава, т.е. только за счет изменения соотношения углеродных атомов в состояниях с различной гибридизацией. При использовании в качестве конструкционных материалов и материалов для электронных устройств наибольший интерес представляют материалы, состоящие из атомов углерода в состояниях  $sp^2$  и  $sp^3$  гибридизации. Ряд таких материалов уже синтезирован (фуллереновые полимеры, углеродные пены и т.п.), другие пока исследуются теоретически. В данной работе проведен теоретический анализ структуры и расчет свойств новых гипотетических гибридных углеродных фаз из  $sp^2$  и  $sp^3$  атомов, получаемых из углеродных нанотрубок.

Гибридные  $sp^2+sp^3$  фазы модельно получали путем совмещения креслообразных и зигзагообразных однослойных углеродных нанотрубок с последующей геометрической оптимизацией первоначально полученной структуры. Геометрическая оптимизация и расчеты электронных свойств фаз были выполнены методом теории функционала плотности в градиентном приближении (DFT-GGA).



Были исследованы только те фазы, в которых атомы находятся в двух кристаллографически эквивалентных позициях. Выполненный анализ показал, что при совмещении креслообразных и зигзагообразных нанотрубок может получиться только 18 структур. Из этих гипотетических структур устойчиво могут существовать только 16 фаз, структура двух оставшихся при геометрической оптимизации трансформировалась в структуру кубического алмаза, т.е. атомов в состоянии  $sp^2$  гибридизации в этих фазах не осталось. Расчеты зонной структуры и плотностей электронных состояний гибридных фаз показали, что их электронные свойства меняются в широком диапазоне. На рисунке приведены изображения зонной структуры двух фаз, одна из которых  $T_{(3,0)}b_{A3}$  имеет самую большую ширину запрещенной зоны 2,7 эВ, а у другой  $T_{(9,0)}b_{G6}$  запрещенная зона в области энергии Ферми отсутствует. Таким образом, гибридные углеродные  $sp^2+sp^3$  фазы могут проявлять как металлические, так и полупроводниковые свойства и найти широкое применение для выполнения различных функций в электронных устройствах.

## РАЗРЕШЕНИЕ БЛИЗКОРАСПОЛОЖЕННЫХ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЦИФРОВОЙ ОБРАБОТКОЙ ИХ ИЗОБРАЖЕНИЙ

**В.А. Ткаль, И.А. Жуковская, Т.Д. Иванова, Ю.А.Виноградова**

***Филиал Санкт-Петербургского государственного экономического университета в г. Великом Новгороде, 173025, Великий Новгород, ул. Кочетова, д.29, корп. 3, Россия  
e-mail: [Valery.Tkal@yandex.ru](mailto:Valery.Tkal@yandex.ru)***

Надежность идентификации дефектов структуры монокристаллов зависит от выбранного диагностического метода и квалификации специалиста. На практике идентификация проводится визуальной оценкой экспериментального контраста и сопоставлением его с атласом теоретически рассчитанных изображений дефектов или с ранее расшифрованными. В методе рентгеновской топографии на основе эффекта Бормана (метод РТБ) контраст, формируемый дефектами структуры, имеет вид розеток интенсивности, форма и количество лепестков которых зависит от их расположения в объеме, а размеры от типа монокристалла. На надежность идентификации оказывают негативное влияние зашумляющие факторы – фоновая неоднородность и зернистость фотоэмульсии. На их фоне часто не удастся визуально разделить близко расположенные дефекты структуры, правильно определить их местоположение в объеме монокристалла, а в ряде случаев и правильно определить тип дефекта.

Применяя цифровую обработку экспериментального контраста, основанную на анализе частотных (Фурье- и вейвлет-анализ) и яркостных характеристик, на моделировании теоретического контраста, формируемого дефектами различного типа [1], на моделировании основных зашумляющих факторов, наложении их на теоретический контраст с подгонкой зашумленного теоретического контраста под экспериментальный и последующей цифровой обработкой [2, 3], можно повысить качество анализируемого контраста, что позволит более надежно определить тип дефекта, разделить близко расположенные дефекты и определить минимальные расстояния, на которых возможно визуальное разделение дефектов, которое различно для разных монокристаллов.

В данной работе приводятся примеры данного подхода для оценки качества перспективных материалов электронной техники.

Показано, что цифровой обработкой удастся выявить в кремнии микродефекты с размерами менее 5 мкм, которые ранее топографическими методами, включая и метод РТБ, не выявлялись. Микродефект, который ранее специалистами интерпретировался как трехлепестковая розетка интенсивности, представлял собою контраст, формируемый четырьмя микродефектами различного типа и т.д.

Работа выполнена в Совместной с ФТИ им. А. Ф. Иоффе РАН научно-учебной лаборатории "Компьютерные технологии в дифракционной диагностике материалов" при Филиале Санкт-Петербургского государственного экономического университета в г. Великий Новгород и поддержке РФФИ Грант № 1-02-00201.

[1]. L. Danilchuk, A. Okunev, V. Tkal, X-Ray topography on base of Borrmann effect (LAP LAMBERT Academic Publishing, Saarbrücken, 2012), p. 348.

[2]. Ткаль В.А., Окунев А.О., Жуковская И.А. Яркостный и частотный анализ изображений дефектов структуры. LAP LAMBERT Academic Publishing, Germany. 2012, 385 с.

[3]. [3] Ткаль В.А., Дзюба И.В., Данильчук Л.Н. Поверхность. Рентген. синхротр. и нейтр. исслед. № 10. С. 59 (2009).

## ЧАСТОТНЫЙ АНАЛИЗ ИЗОБРАЖЕНИЙ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ

**В.А. Ткаль, И.А. Жуковская, Т.Д. Иванова, Ю.А.Виноградова, Н.Н. Водолазова**  
*Филиал Санкт-Петербургского государственного экономического университета в г. Великом  
Новгороде, 173025, Великий Новгород, ул. Кочетова, д.29, корп. 3, Россия*  
*e-mail: [Valery.Tkal@yandex.ru](mailto:Valery.Tkal@yandex.ru)*

Для выявления дефектов структуры монокристаллов широко применяются методы рентгеновской топографии и поляризационно-оптического анализа. Регистрация экспериментального контраста, формируемого дефектами структуры различного типа, до настоящего времени все еще проводится с использованием высокочувствительных и высокоразрешающих фотопластинок и фотопленки. Информативность контраста зависит от геометрии съемки и качества фотоматериалов и их проявления. Идентификация дефектов структуры проводится визуальным анализом экспериментального контраста, который может содержать зашумляющие его факторы – фоновую неоднородность и зернистость фотоэмульсии. Эти факторы в ряде случаев не позволяют правильно идентифицировать дефекты и локализовать их в объеме монокристалла. Кроме этого, изображения близко расположенных дефектов структуры накладываются друг на друга, что приводит к неоднозначности расшифровки топографического и поляризационно-оптического контрастов, приводя к не правильной идентификации дефектов и их расположения в объеме монокристалла [1].

Для устранения зашумляющих факторов и повышения качества экспериментального контраста можно применить различные методы и приемы его цифровой обработки, основанные на анализе яркостных или частотных характеристик (Фурье- и вейвлет-анализ) [2].

При частотном анализе проводится декомпозиция изображений дефектов структуры, их фильтрация, т.е. из амплитудного спектра удаляются гармоники, относящиеся к зашумляющим факторам, а затем проводится реконструкция изображения. Работают с амплитудными коэффициентами, характеризующими частотный спектр изображения, а фаза при этом, как правило, не принимается во внимание.

В данной работе предлагается новый подход к коррекции амплитудных коэффициентов Фурье-анализе при цифровой обработке экспериментальных и тестовых контрастов, формируемых дефектами структуры, регистрируемые методом РТБ (рентгеновская топография на основе эффекта Бормана) и рассчитанных по модифицированным уравнениям Инденбома-Чамрова. Данный подход был апробирован на большом количестве тестовых и экспериментальных изображений.

Работа выполнена в Совместной с ФТИ им. А. Ф. Иоффе РАН научно-учебной лаборатории "Компьютерные технологии в дифракционной диагностике материалов" при Филиале Санкт-Петербургского государственного экономического университета в г. Великий Новгород и поддержке РФФИ Грант № 12-02-00201-А.

[1]. L. Danilchuk, A. Okunev, V. Tkal, X-Ray topography on base of Borrmann effect (LAP LAMBERT Academic Publishing, Saarbrücken, 2012), p. 348.

[2]. Ткаль В.А., Окунев А.О., Жуковская И.А. Яркостный и частотный анализ изображений дефектов структуры. LAP LAMBERT Academic Publishing. Germany. 2012, 385 с.

## УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ TGS ПУТЕМ ПОСЛОЙНОГО ВВЕДЕНИЯ ПРИМЕСИ

**Толстихина А.Л.<sup>1</sup>, Гайнутдинов Р.В.<sup>1</sup>, Белугина Н.В.<sup>1</sup>, Иванова Е.С.<sup>1</sup>,  
Кашевич И.Ф.<sup>2</sup>, Шут В.Н.<sup>3</sup>, Мозжаров С.Е.<sup>3</sup>  
Институт кристаллографии им.А.В. Шубникова РАН, Москва, Россия  
ВГУ им.П.М. Машерова, Витебск, Беларусь  
Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь.  
[alla@ns.crys.ras.ru](mailto:alla@ns.crys.ras.ru)**

Хорошо известны способы управления свойствами сегнетоэлектрических кристаллов с помощью введения различных примесей при выращивании. Дополнительным инструментом для влияния на свойства служит способ выращивания водородосодержащих кристаллов из растворов с вариативным распределением примеси, разработанный в Институте технической акустики НАН Беларуси. Путем периодического доращивания затравки в растворах разного состава – из номинально чистого и содержащего легирующую примесь – в объеме кристалла формируют периодические слои с различным профилем распределения примеси.

В докладе представлены результаты комплексного исследования доменной структуры, диэлектрических и механических свойств кристаллов TGS – TGS+Cr с послойным распределением примеси. Изучение поверхности естественного скола (010) проводили методом АСМ в условиях чистой зоны «TRACPORE ROOM-05» и контролируемого искусственного климата на приборе NTEGRA Prima (НТ-МДТ). Методом микроскопии пьезоэлектрического отклика (МПО) получены данные о доменной структуре кристалла по направлению роста от затравки к естественной грани {110}. С помощью панорамного анализа изображений были выявлены периодические полосчатые структуры TGS – TGS+Cr шириной 200 – 40 мкм и сегнетоэлектрические домены. С помощью программного обеспечения SPIP 6.1.1 (Image Metrology) была проведена обработка МПО-изображений и рассчитаны параметры доменной структуры. Статическая униполярность для полос чистого TGS и для полос TGS+Cr невысокая и практически одинаковая:  $k_1 = 0.36$ ,  $k_2 = 0.33$ . В полосах с примесью хрома плотность доменных стенок выше в 3-5 раз по сравнению с полосами чистого TGS, что предполагает наличие повышенной проводимости в примесных слоях.

Измерения твердости проводили на нанотвердомере Nano-Hardness Tester фирмы CSM. Модуль Юнга в пределах ошибки измерения составляет 25,65 ГПа для полос TGS и 25,24 ГПа для полос TGS+Cr; твердость, соответственно, 1873,5 МПа и 2096,8 МПа. То есть твердость в полосах с хромом выше примерно на 10 %.

Для кристаллов TGS – TGS+Cr максимальная диэлектрическая проницаемость  $\epsilon_{\max}$  составляет  $\sim 12000$  (отн.ед.);  $\epsilon_{\max}$  образцов TGS + Cr, выращенных обычным методом, – 4000, что, примерно, в три раза меньше, чем в кристаллах с периодическим распределением примеси. При этом температуры, соответствующие  $\epsilon_{\max}$ , совпадают и составляют  $\sim 48,5$  °С. Кристаллы TGS – TGS+Cr отличаются от кристаллов TGS+Cr более высокими значениями спонтанной поляризации и смещающих полей. При этом они обладают высокой стабильностью диэлектрических свойств.

Итак, кристаллы с периодической примесной ростовой структурой характеризуются модулированной по объему неоднородностью свойств, в частности, электрических и механических. Способ послойного формирования в кристаллах областей с различной дефектной и доменной структурой позволяет получать материалы с новой совокупностью диэлектрических свойств.

Авторы благодарны Е.А. Петржик за измерение механических свойств кристаллов в МИСиС. Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП ИК РАН при поддержке Минобрнауки».



## РОЛЬ ЭНТРОПИИ В ОБРАЗОВАНИИ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ («ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ») СПЛАВОВ

**ТОМИЛИН И.А., КАЛОШКИН С.Д.**  
*НИТУ «МИСИС», Москва, Россия*  
[tomilin@misis.ru](mailto:tomilin@misis.ru)

В докладе обсуждается концепция «высокоэнтропийных» сплавов (ВЭС), введенная десять лет тому назад и предлагающая методологию получения новых материалов с повышенными эксплуатационными свойствами. Согласно этой концепции из общего множества многокомпонентных сплавов может быть выделена особая категория сплавов, образующих твердые растворы, обладающие необычными для традиционных сплавов свойствами. Обоснованием для выделения таких сплавов в отдельную группу явилась теория регулярных растворов, которая предполагает полностью беспорядочное распределение атомов компонентов в структуре твердого раствора и малую величину энтальпии его образования. Термодинамический анализ данных публикаций по получению и исследованию «высокоэнтропийных» сплавов показывает, что их свойства не определяются энтропией образования, вычисляемой по уравнениям для идеальных и регулярных растворов.

## ОСОБЕННОСТИ ГЕОМЕТРИИ МИКРОРЕЛЬЕФА, ОБРАЗУЮЩЕГОСЯ ПРИ ХИМИЧЕСКОМ ТРАВЛЕНИИ КРИСТАЛЛОВ ПАРАТЕЛЛУРИТА

Третьяков С.А., Воронцов М.С., Козинев С.Ю., Морозова К.А., Кузьмина М.Д., Самохвалов Н.Е., Калугин И.В.  
*Тверской государственный университет, Тверь, Россия*

Вопросы, связанные с химическим травлением кристаллов парателлурита ( $\alpha$ -TeO<sub>2</sub>), рассматривались в научной литературе главным образом, при описании способов выявления дислокаций в этих технически ценных кристаллах, являющихся в настоящее время одним из наиболее распространенных материалов для светозвукопроводов видимого и ближнего ИК диапазонов. В качестве полирующих и селективных травящих реактивов использовались различные вещества: кислоты (HCl, HNO<sub>3</sub>, HClO<sub>4</sub>, HF), щелочи (KOH, NaOH), а также соль Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>. Согласно данным известных работ, наиболее эффективным и удобным полирующим травителем является щелочь KOH, а наибольшую селективность при выявлении дислокаций на плоскостях (001) и (110) кристаллов парателлурита - большую относительную глубину ямок, их правильную геометрическую форму - дает применение насыщенного водного раствора соли Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> при температуре 30 °С и временах травления 3-5 мин. Тонкая структура поверхностей ямок, кристаллографические ориентации их стенок, влияние примесей, в том числе, специально вводимых веществ, анизотропно замедляющих или ускоряющих процесс растворения кристалла, - в известных работах не рассматривались.

Целью настоящей работы являлось исследование динамики процессов химического травления и образующегося при травлении микрорельефа кристаллов парателлурита для любых кристаллографических ориентаций растворяющихся участков поверхности. Вырезанные из кристаллов парателлурита и отполированные шарики диаметром 14 мм, а также плоскопараллельные пластины с размерами до 40×40 мм помещались в сосуды с растворами различных химических веществ в различных концентрациях, где выдерживались при различной температуре в течение различного времени. Далее протравленные образцы отмывались в дистиллированной воде и высушивались. Исследования микрорельефа поверхностей шариков и пластин производились методами оптической микроскопии и растровой электронной микроскопии, а также с помощью интерференционного профилометра. Получены данные о форме ямок, кристаллографических ориентациях и тонкой структуре их стенок в зависимости от ориентации растворяемой поверхности. Рассчитаны скорости растворения, как функции концентраций, температуры, времени и полярных координат вектора нормали к поверхности. Разработана компьютерная программа, позволяющая рассчитывать и выводить на экран монитора картину форм ямок травления в Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>, NaOH и HNO<sub>3</sub> при любой заданной ориентации участка поверхности.

Результаты работы могут быть использованы в качестве новой методики экспресс-анализа дислокационной структуры монокристаллов парателлурита в условиях научной лаборатории, на предприятиях, выпускающих кристаллы парателлурита и устройства на их основе.

# ПОЛУЧЕНИЕ СЕЛЕНИДА КАДМИЯ ИЗ ПАРОВОЙ ФАЗЫ С МАЛЫМИ ОПТИЧЕСКИМИ ПОТЕРЯМИ

Труханова Е.Л.

*Государственное научно-производственное объединение «Научно-практический центр  
Национальной академии наук Беларуси по материаловедению», Минск, Беларусь  
katu-shkak@mail.ru*

Недорогие компактные источники лазерного излучения в среднем ИК диапазоне завоёвывают возрастающую популярность в широком круге практических задач, включающих мониторинг окружающей среды, безопасную для зрения лазерную локацию, анализ малых газовых примесей, различные неинвазивные методы медицинской диагностики с помощью безопасных для зрения приборов, оптическую связь и др. Кристаллы  $A^2B^6$ , легированные ионами переходных металлов, должны обладать высоким оптическим качеством, критериями которого являются малое поглощение в ИК-области спектра, отсутствие объемных включений, малая плотность дислокаций, высокая оптическая однородность материала и ряд других свойств в зависимости от области применения монокристаллов. Высокие характеристики твердотельных лазеров достижимы только на кристаллах с низкими внутренними потерями, уровень которых существенно зависит от технологии выращивания.

Целью работы было вырастить из паровой фазы однофазные кристаллы CdSe с малыми оптическими потерями.

Нами разрабатывалась методика выращивания кристаллов CdSe из паровой фазы без использования балластных газов при минимальном полном давлении в ростовой системе. Для получения кристаллов был использован горизонтальный метод физического транспорта. Для минимизации давления пара использовалась особая конструкция кварцевой ампулы, конструкция которой выполняет функцию автоматического регулятора давления пара в ампуле. Важной особенностью является то, что каждой температуре роста соответствует свое значение  $P_{\min}$  и при изменении температуры оно изменяется, но является минимальным для каждой конкретной температуры. Процесс роста проходил при температурах 850 - 1050 °С в течение 2 - 4 суток. Температура синтеза была меньше температуры плавления, т.е. соединения кристаллизовались непосредственно из паровой фазы в твердую, минуя жидкую фазу. Эта особенность технологического процесса синтеза позволяет уменьшить вероятность загрязнения продукта из материала контейнера по сравнению с технологиями сплавления. При данных параметрах синтеза достигнуты линейные скорости роста 0.1-0.54 мм/ч, что позволяет получать монокристаллы при маленьких скоростях и крупноблочные поликристаллы при повышенных скоростях.

Измерения оптических спектров поглощения проводились при комнатной температуре на спектрофотометре Cary-500 Scan, обеспечивающем точность порядка 1 %, в диапазоне длин волн 0,9–3 мкм. В области прозрачности не наблюдалось никаких особенностей. Оптические потери при увеличении длины волны плавно уменьшаются и не превышали  $0,2 \text{ см}^{-1}$  при 1200 нм.

## ПОЛУЧЕНИЕ В АТМОСФЕРЕ КИСЛОРОДА И СВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛОВ ЖИГ ДЛЯ МИКРОПОЛОСКОВЫХ СВЧ-ПРИБОРОВ

Урсуляк Н.Д.\*, Налогин А.Г.\*, Костишин В.Г.\*\*\*, Комлев А.С.\*\*

\*АО «НПП «Исток», 141190, г. Фрязино, Московская область, ул. Вокзальная, 2а

\*\* Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
119049, г. Москва, Ленинский проспект, 4

Интенсивное развитие микрополосковых приборов СВЧ-техники выдвигает повышенные требования к уровню параметров поликристаллических ферритов-гранатов, использующихся в качестве подложек для таких приборов.

Целью настоящей работы было исследование влияния регулируемой кислородной атмосферы на эксплуатационные характеристики пластин поликристаллических гранатов, использующихся в качестве подложек для СВЧ-микрополосковых развязывающих приборов.

Для получения феррогранатов с высокой плотностью спекание проводилось в два этапа: а). на установке А550.09 при малом парциальном давлении кислорода (60-300 гПа); б). последующее горячее изостатическое прессование при давлении  $1 \cdot 10^6$  Па. Были отработаны следующие оптимальные технологические режимы получения поликристаллических образцов железо-иттриевого граната (ЖИГ): спекание при температуре  $T_{\text{сп}} = 1420$  °С и давлении кислорода на первом этапе  $P_{\text{кн}} = 213$  гПа и на втором этапе (этап прессования)  $P_{\text{кн}} = 6,1 \cdot 10^3$  гПа.

Для сравнения разных технологий из той же партии исходного сырья была приготовлена партия образцов ЖИГ по классической технологии (спекание на воздухе) и партия образцов с использованием метода радиационно-термического спекания (РТС). РТС прессованных заготовок ферритизированной шихты проводилось на электронном ускорителе «Электроника ЭЛУ-6» при температуре  $T_{\text{сп}} = 1300$  °С. Полученные параметры образцов представлены в таблице.

Технология	Плотность, %	Параметр решетки, Å	Намагниченность насыщения $M_s$ , кА/м	Диэлектрическая проницаемость, $\epsilon$
Классическая	99,16	12,375	142,0	14,0
В атмосфере кислорода	99,23	12,376	140,5	14,8
РТС	99,20	12,376	139,5	14,5

Как видно из таблицы, наиболее высокие характеристики пластин ЖИГ достигнуты при использовании технологии спекания в атмосфере кислорода.

Обсуждается и проанализировано применение каждой из технологий для конкретных типов приборов без ущерба для их характеристик.

Приведены и проанализированы экономические затраты при использовании каждой из технологий.

## РАЗРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ, УПРОЧНЕННОГО НАНОЧАСТИЦАМИ ГЕКСАГОНАЛЬНОГО BN

**Фаерштейн К. Л.<sup>1\*</sup>, Штейнман А. Э.<sup>1</sup>, Матвеев А. Т.<sup>1</sup>, Ковальский А. М.<sup>1</sup>, Штанский Д. В.<sup>1</sup>,  
Гольберг Д. В.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Национальный Исследовательский Технологический Университет «МИСИС», Москва,  
Россия,*

<sup>2</sup>*Национальный Институт Наук о Материалах, Цукуба, Япония,  
[\\*const@firestein.ru](mailto:const@firestein.ru)*

Композиционные материалы на основе металлической матрицы, благодаря сочетанию высокой прочности и малого удельного веса являются востребованными и перспективными материалами для автомобильной и авиационной промышленности.

Данная работа посвящена разработке легкого и прочного композиционного материала на основе алюминия. В качестве исходных материалов использовались коммерческие порошки алюминия и наноструктурного гексагонального BN (nanoBN). Однородную смесь порошков получали методом ультразвуковой гомогенизации, после чего смесь компактировали методом искрового плазменного спекания (ИПС). Структуру исходных порошковых смесей, а также композиционных материалов Al/nanoBN до и после механических испытаний исследовали методом сканирующей электронной микроскопии. Механические испытания (в том числе и при повышенных температурах) проводили на универсальной испытательной машине AG-20kNX (Шимадзу). Исследовалось влияние концентрации nanoBN и времени спекания на прочность композита.

В результате проведенного исследования было установлено, что оптимальное количество nanoBN составляет 4.5 масс. %, при этом прочность на растяжение для композита Al/nanoBN составляет 156 МПа, что на 50% больше чем у чистого алюминия. Механические испытания, проведенные при температуре 300 °С, также показали эффект упрочнения: предел прочности вырос с 68 (Al) до 119 МПа (Al/nanoBN), причем различия в пределе текучести составили более 200 %. Установлено, что для получения эффекта упрочнения, время изотермической выдержки при температуре 600°С должно составлять не менее 60 мин.

Проведенные электронно-микроскопические исследования образцов композитов позволили объяснить увеличение прочности и значительное влияние времени изотермической выдержки на прочность. Так, при высокотемпературной выдержке 60 минут и более в результате локального нагрева и расплавления частиц алюминия в процессе ИПС, по границам Al зерен образуется промежуточный слой, в котором частицы nanoBN равномерно распределены в Al матрице. Именно с формированием этого композиционного слоя, способного аккумулировать на себя часть приложенной нагрузки, связывается повышение механических свойств композита Al/nanoBN.

## ОСОБЕННОСТИ НЕСТАЦИОНАРНЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В ПЕРЕМЕННОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ПОЛЕ

**Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Яковлев А.В., Федотов Д.Ю., Озерова В.В.,  
Конопкина Н.А.**

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия*  
[feodorov@tsu.tmb.ru](mailto:feodorov@tsu.tmb.ru)

Ползучесть материалов наряду с другими механическими характеристиками позволяет косвенно исследовать структурные процессы, протекающие внутри различных систем, а также является опорным параметром, в смежных отраслях науки и техники. В экспериментах по ползучести использовали аморфные металлические ленты на основе кобальта и нанокристаллические ленты на основе железа. Образцы, вместе с закрепленным грузом, помещались в печь и нагревались в температурном интервале от 300 до 1200 К. Скорость нагрева была линейной и составляла ~ 1 К/с. Температура образцов фиксировалась лазерным пирометром Testo-845. Для определения кристалличности структуры выполнялись рентгенографические исследования на дифрактометре. Экспериментально установлено, что при нагреве образцы аморфных сплавов деформируются неоднородно. На кривых ползучести для всех исследуемых аморфных сплавов наблюдаются участки скачкообразной деформации. Величина среднего значения каждого скачка деформации составляет не более 4 % от общего разрушения сплава. Методами дифференциальной сканирующей калориметрии были установлены температуры кристаллизации сплавов ( $T_{кр}$ ), что позволило сопоставить значения этой температуры с промежутками скачкообразной деформации. Экспериментально установлено, что деформационная неоднородность возникает преимущественно вблизи пиков завершённой кристаллизации сплавов. Рентгенографические исследования лент показали, что при температурах до 600 К наблюдается аморфное гало, выше 600 К наблюдаются пики кристаллизации. Таким образом, скачки пластической деформации, наблюдаемые в экспериментах, по-видимому, связаны с нагревом до температуры кристаллизации. Для изучения влияния нагрева на поверхность лент использовался лазерный профилометр Wyko NT 9080 (длина волны излучения  $\lambda = 670$  нм). Аморфные сплавы подвергались испытаниям на ползучесть и деформировались на величину  $\epsilon=70\%$  или доводился до разрушения. Аналогичные испытания проводились на нанокристаллическом образце АМАГ-200. Отмечено, что образцы на основе кобальта разрушаются вязко и в местах разрыва вытягиваются, образуя волнообразный рельеф. Образцы нанокристаллического сплава на основе железа разрушаются хрупко. Также проводились испытания на ползучесть в условиях предварительного отжига, при температуре 673 К в течение 10 мин в воздухе. Эксперименты показали, что предварительный отжиг исследуемых лент на основе кобальта и железа приводит к деформации без возникновения скачков. Однако при этом на кривых ползучести аморфных образцов обнаружены затухающие колебания. Кривые термической деформации нанокристаллических сплавов сохраняют монотонность на всем интервале нагрева. Фурье-анализ колебаний показывает что их частота совпадает с собственной частотой вынужденных колебаний образца. Проявление колебаний деформации может быть связано с уменьшением структурной вязкости и образованием локализованных полос сдвига в кобальтовых сплавах при наличии меньшей жесткости.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №15-01-04553-а) и гос. задания (проект №2476)*

# ФЛЮОРИТОПОДОБНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ В РАЗРЕЗЕ $\text{Nd}_2\text{MoO}_6$ - $\text{Bi}_2\text{O}_3$ С ВЫСОКОЙ АНИОННОЙ ПРОВОДИМОСТЬЮ

**Е. П. Харитонов, Е. И. Орлова, В. И. Воронкова**

*Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия*  
*harit@polly.phys.msu.ru*

Материалы на основе оксида висмута  $\text{Bi}_2\text{O}_3$  привлекают внимание в связи с потенциально высокой анионной проводимостью. Высокотемпературная кубическая модификация  $\text{Bi}_2\text{O}_3$  отличается экстремально высокой проводимостью по кислороду, близкой к 3 См/см [1]. Эта модификация стабилизируется при комнатной температуре путем частичного замещения висмута кальцием и редкоземельными элементами. Также имеются сведения о совместном замещении висмута вольфрамом и диспрозием [2]. В литературе имеются сведения о существовании соединений  $\text{Bi}_2\text{MoO}_6$  и  $\text{Bi}_2\text{WO}_6$ , обладающих сегнетоэлектрическими свойствами и кислородной проводимостью в системах  $\text{Bi}_2\text{O}_3$ - $\text{MeO}_3$  ( $\text{Me} = \text{Mo}, \text{W}$ ). Также и в системах  $\text{Ln}_2\text{O}_3$ - $\text{MeO}_3$  ( $\text{Ln} = \text{La}, \text{Nd}, \text{Pr}, \text{Me} = \text{Mo}, \text{W}$ ) обнаружены материалы с высокой анионной ( $\text{La}_2\text{Mo}_2\text{O}_9$ ) или смешанной ( $\text{Nd}_5\text{Mo}_3\text{O}_{16}$ ) проводимостью, а также с протонной проводимостью ( $\text{La}_6\text{WO}_{12}$ ). Тройные системы  $\text{Ln}_2\text{O}_3$ - $\text{Bi}_2\text{O}_3$ - $\text{MeO}_3$  изучены слабо. Цель настоящей работы – синтез соединений в разрезе  $\text{Nd}_2\text{MoO}_6$ - $\text{Bi}_2\text{O}_3$  тройной системы  $\text{Nd}_2\text{O}_3$  -  $\text{MoO}_3$  -  $\text{Bi}_2\text{O}_3$  и исследование их электрофизических свойств.

Поликристаллические образцы в разрезе  $\text{Nd}_2\text{MoO}_6$ - $\text{Bi}_2\text{O}_3$  были получены методом твердофазного синтеза на воздухе при максимальной температуре обжига 800-1050 °С в зависимости от состава образца. В разрезе  $\text{Nd}_2\text{MoO}_6$ - $\text{Bi}_2\text{O}_3$  обнаружена широкая область твердых растворов. От состава  $5\text{Nd}_2\text{O}_3 \times 5\text{MoO}_3 \times 90\text{Bi}_2\text{O}_3$  до состава  $20\text{Nd}_2\text{O}_3 \times 20\text{MoO}_3 \times 60\text{Bi}_2\text{O}_3$  образцы имели кубическую флюоритоподобную структуру. У образцов с меньшим содержанием висмута (до состава  $25\text{Nd}_2\text{O}_3 \times 25\text{MoO}_3 \times 50\text{Bi}_2\text{O}_3$ ) наблюдается тетрагональное искажение структуры флюорита. Параметры  $a$  и  $c$  тетрагональной элементарной ячейки, близки к параметру  $a$  ячейки кубических твердых растворов.

На температурных зависимостях диэлектрической проницаемости синтезированных твердых растворов наблюдаются интенсивный размытый пик, природа которого не выяснена. Температура максимума этого пика уменьшается при увеличении концентрации  $\text{Bi}_2\text{O}_3$  от 770 °С (50 мол.%  $\text{Bi}_2\text{O}_3$ ) до 570 °С (85 мол.%  $\text{Bi}_2\text{O}_3$ ). Форма пика различна для тетрагональных и кубических образцов. Полученные поликристаллические образцы демонстрируют высокую электропроводность. Для составов, содержащих 50 - 60 мол.%  $\text{Bi}_2\text{O}_3$  проводимость слабо зависит от содержания висмута и при 800 °С достигает 0.05 См/см. При повышении концентрации  $\text{Bi}_2\text{O}_3$  проводимость возрастает на порядок и для образца содержащего 85 мол.%  $\text{Bi}_2\text{O}_3$ , близка к 0.2 См/см, что сравнимо с результатами работы [2, 3]. Температурная зависимость электропроводности для всех измеренных образцов подчиняется закону Аррениуса с энергией активации близкой к 0.8 эВ. Предполагается, что, как и проводимость  $\text{Bi}_2\text{O}_3$ , электропроводность соединений в разрезе  $\text{Nd}_2\text{MoO}_6$ - $\text{Bi}_2\text{O}_3$  может быть обусловлена диффузией анионов кислорода в структуре.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 15-02-03492).

[1] V.V. Kharton, E.N. Naumovich, A.A. Yaremchenko, F.M.B. Marques. J. Solid State Electrochem. 5 (2001) 160-187.

[2] N. Jiang, E.D. Wachsman, Su-Ho Jung. Solid State Ionics. 150 (2002) 347-353.

[3] T. Takahashi, H. Iwahara. J. Appl. Electrochem. 3 (1973) 65-72.

## ФЛЮОРИТОПОДОБНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ В ТРОЙНОЙ СИСТЕМЕ $\text{Nd}_2\text{O}_3 - \text{MoO}_3 - \text{CaO}$

**Е. П. Харитонов, Е. И. Орлова, В. И. Воронкова**

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

*voronk@polly.phys.msu.ru*

Молибдаты  $\text{Nd}_5\text{Mo}_3\text{O}_{16+\delta}$  с кубической флюоритоподобной структурой, где избыток кислорода  $\delta$  может меняться от 0 до 0.5 и размещаться в интерстициях структуры, являются материалами со смешанной кислород-электронной проводимостью. Известно, что эти соединения образуют твердые растворы в бинарной системе  $\text{Nd}_2\text{O}_3 - \text{MoO}_3$  от состава 3:4 ( $\text{Nd}_6\text{Mo}_4\text{O}_{21}$ ) до 7:8 ( $\text{Nd}_7\text{Mo}_4\text{O}_{22.5}$ ) [1], что свидетельствует о взаимозамещении Mo и Nd в структуре. В работе Фаури [2] были синтезированы кубические флюоритоподобные соединения типа  $\text{MeLn}_4\text{Mo}_3\text{O}_{16}$  (Me = Cd, Pb) и  $\text{MeLn}_6\text{Mo}_4\text{O}_{22}$  (Me = Ca, Sr, Ba), которые, по данным рентгеновского фазового анализа, оказались изоструктурны  $\text{Nd}_5\text{Mo}_3\text{O}_{16}$ . Исходя из существования тройного соединения (фаза Фаури  $\text{CaNd}_6\text{Mo}_4\text{O}_{22}$ ) в тройной системе  $\text{Nd}_2\text{O}_3 - \text{MoO}_3 - \text{MeO}$  и твердых растворов в бинарной системе  $\text{Nd}_2\text{O}_3 - \text{MoO}_3$  можно полагать, что в тройной системе может существовать обширная область твердых растворов с флюоритоподобной структурой типа  $\text{Nd}_5\text{Mo}_3\text{O}_{16}$ . Цель этой работы – исследование фазообразования флюоритоподобных соединений со структурой  $\text{Nd}_5\text{Mo}_3\text{O}_{16}$  в системе  $\text{Nd}_2\text{O}_3 - \text{MoO}_3 - \text{CaO}$  и изучение их электрофизических свойств.

При твердофазном синтезе образцов на воздухе в системе  $\text{Nd}_2\text{O}_3 - \text{MoO}_3 - \text{CaO}$  было обнаружено широкое поле кристаллизации соединений с флюоритоподобной структурой типа  $\text{Nd}_5\text{Mo}_3\text{O}_{16}$ , ограниченное составами  $\text{Nd}_6\text{Mo}_4\text{O}_{21}$ ,  $\text{Nd}_7\text{Mo}_4\text{O}_{22.5}$ ,  $\text{Ca}_{0.1}\text{Nd}_{2.08}\text{Mo}_{0.86}\text{O}_{5.8}$  и  $\text{CaNd}_4\text{Mo}_3\text{O}_{16}$ . Температура синтеза возрастает при увеличении концентрации Ca и Nd. Так, флюоритоподобное соединение с наибольшим содержанием Ca,  $\text{CaNd}_4\text{Mo}_3\text{O}_{16}$ , может быть получено при температурах выше  $1300^\circ\text{C}$ , а соединения с содержанием  $\text{Nd}_2\text{O}_3$  близким к 50 мол.% – выше  $1400^\circ\text{C}$ . Несмотря на близость ионных радиусов Nd и Ca, параметр кубической элементарной ячейки уменьшается при увеличении содержания Ca в образцах, что, по-видимому, связано с уменьшением содержания кислорода в интерстициях структуры.

Проводимость соединений  $\text{Nd}_5\text{Mo}_3\text{O}_{16.5}$ ,  $\text{Nd}_7\text{Mo}_4\text{O}_{22.5}$  и  $\text{Nd}_{5-x}\text{Ca}_x\text{Mo}_3\text{O}_{16+\delta}$  ( $x=0.25, 0.5$ ) высока и достигает  $10^{-2}$  См/см при  $800^\circ\text{C}$ . Однако при высоком содержании Ca и Nd в образцах проводимость убывает. Так, для  $\text{CaNd}_6\text{Mo}_4\text{O}_{22}$ ,  $\text{CaNd}_4\text{Mo}_3\text{O}_{16}$ ,  $\text{Ca}_{0.2}\text{Nd}_{1.8}\text{Mo}_{0.9}\text{O}_{6-\delta}$ ,  $\text{Ca}_{0.1}\text{Nd}_{2.08}\text{Mo}_{0.86}\text{O}_{6+\delta}$  проводимость падает более чем на порядок величины по сравнению с  $\text{Nd}_5\text{Mo}_3\text{O}_{16.5}$ , хотя структура этих соединений остается флюоритоподобной. Это может быть связано с уменьшением количества интерстиционного кислорода в структуре при сдвиге состава в область с большим содержанием Nd и Ca, что, в частности, подтверждается поведением параметра элементарной ячейки. На температурной зависимости диэлектрической проницаемости образцов с невысоким содержанием кальция в области  $700 - 800^\circ\text{C}$  наблюдается размытый интенсивный пик диэлектрической проницаемости, температура максимума которого возрастает при увеличении содержания Ca. У образцов с высоким содержанием кальция и неодима, таких как  $\text{CaNd}_6\text{Mo}_4\text{O}_{22}$  или  $\text{Ca}_{0.2}\text{Nd}_{1.8}\text{Mo}_{0.9}\text{O}_{6-\delta}$ , подобная аномалия не наблюдалась.

1. *Voronkova V.I., Kharitonova E.P., Belov D.A. // Solid State Ionics. 2012. V.225. P.654.*
2. *Faurie J.-P. // Bull. Soc. Chim. Fr. 1971. P.3865.*



# АНАЛИЗ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИХ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МАРТЕНСИТНОГО ПАКЕТА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СОЕДИНЕНИЯ NiMn

**Ю.В. Хлебникова, Д.Ю. Егорова, Д.П. Родионов, Е.С. Белослудцева**  
*Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия*  
*e-mail: Yulia\_kh@imp.uran.ru*

Исследование структуры бинарного сплава  $Ni_{49.8}Mn_{50.2}$  (ат.%) проведено методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, металлографии и рентгенографии. Ориентация отдельных реек тетрагонального мартенсита в различных пакетах исходного кристалла определялась методом дифракции обратно отраженных электронов (EBSD) на сканирующем электронном микроскопе FEI Quanta 200. Изучали как двойникованный мартенсит, сгруппированный в пакеты, так и ориентацию микродвойников в пределах отдельно взятой мартенситной ламели.

По данным рентгеноструктурного анализа установлено, что при комнатной температуре структура псевдомонокристалла состоит из  $L1_0$  (2M) тетрагонального мартенсита. Экспериментально определенные по данным рентгеновской дифрактометрии параметры решетки сплава  $Ni_{49.8}Mn_{50.2}$   $a=3.732 \text{ \AA}$ ,  $c=3.537 \text{ \AA}$  и степень тетрагональности  $c/a=0.94775$ . В сплаве  $Ni_{49.8}Mn_{50.2}$  мартенситный переход  $B2 \leftrightarrow L1_0(2M)$  происходит при температурах:  $M_s=640^\circ\text{C}$ ,  $M_f=625^\circ\text{C}$ ,  $A_s=660^\circ\text{C}$ ,  $A_f=680^\circ\text{C}$ . Металлографически показано, что тетрагональный мартенсит 2M имеет преимущественную морфологию в виде пакетов пластин. По данным электронно-микроскопического анализа пакеты состоят из чередующихся пластин тетрагонального мартенсита 2M двойниковой ориентации. Плоскости габитуса двойников имеют ориентацию, близкую к  $\{101\}B2$ . Внутри отдельно взятой пластины тетрагонального мартенсита также происходит двойникование, но размер образующихся микродвойников на порядок меньше.

Результаты EBSD анализа подтверждают данные электронно-микроскопического анализа тонких фольг на просвет. Мартенситный пакет состоит из чередующихся через один ГЦТ-кристаллов с различающейся осью тетрагональности. Соседний пакет содержит также набор закономерно чередующихся мартенситных кристаллов, но при этом оси тетрагональности имеют другие индексы. Например, если в одном пакете чередующиеся мартенситные пластины имели направления осей тетрагональности совпадающие с кристаллографическими направлениями  $[001]$  и  $[010]$ , то в соседнем пакете направления осей тетрагональности будут  $[100]$  и  $[001]$ . В паре соседних пластин тетрагонального мартенсита, находящихся в двойниковом положении, тоже всегда присутствуют три сорта доменов, различающихся направлением оси тетрагональности. На основании полученных данных можно заключить, что строение пакета и строение отдельных мартенситных пластин в сплаве  $Ni_{49.8}Mn_{50.2}$  подчиняется общим закономерностям, характерным для формирования упорядоченных структур типа  $L1_0$  в различных сплавах и интерметаллидных соединениях, таких как CuMn, PtFe, CuAu, NiMn, NiAl и т.д.

После отжига сплава  $Ni_{49.8}Mn_{50.2}$  происходит перекристаллизация. Пакетная структура ГЦТ-мартенсита сохраняется, но размеры пакетов, сформированных в пределах зерна, уменьшаются в 2-3 раза по сравнению с исходным кристаллом.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура», № 01201463331 (проект № 15-17-2-24).

# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

**Хомская И.В.<sup>1</sup>, Зельдович В.И.<sup>1</sup>, Е.В. Шорохов<sup>2</sup>,  
Н.Ю. Фролова<sup>1</sup>, А.Э. Хейфец<sup>1</sup>, А.В. Макаров<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>*Институт физики металлов им М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия*  
<sup>2</sup>*РФЯЦ–ВНИИТФ им. Е.И. Забабахина, г. Снежинск, Россия*

Изучены закономерности деформационного поведения и фрагментации структуры низколегированных сплавов Cu-Cr-Zr, Cu-Cr и Cu-Zr, при высокоскоростной деформации динамическим канально-угловым прессованием (ДКУП). Метод ДКУП [1], в основу которого положена схема квазистатического РКУП, позволяет получать объемные конструкционные и функциональные наноматериалы с высокими эксплуатационными свойствами за счет импульсных источников энергии в течение микросекундных интервалов времени без использования прессового оборудования. Скорость деформации материала при ДКУП составляет  $10^4$ - $10^5$  с<sup>-1</sup>, длительность одного цикла нагружения ~ 500 мкс, количество проходов 1-4, давление в области угла поворота 1,5-2 ГПа. Установлено, что отличительной особенностью ДКУП является комбинированное воздействие высокоскоростной деформации простого сдвига, ударно-волновой деформации сжатия и температуры [2-4]. Показано, что формирование неравновесного наноструктурированного (НС) состояния в меди при ДКУП происходит в результате высокоскоростных циклических процессов фрагментации, динамической полигонизации и динамической рекристаллизации [4]. Установлено, что процесс структурообразования в сплавах Cu-(0,09-0,2)Cr-(0,08-0,2)Zr, Cu-0,22Cr и Cu-0,06Zr при ДКУП происходит за счет фрагментации, динамической полигонизации и частичного деформационного старения с выделением наноразмерных ( $\leq 5$  нм) частиц упрочняющих фаз. На примере сплава Cu-0,09Cr-0,08Zr показано, что ДКУП в один и три прохода обеспечивает увеличение характеристик прочности в 2,1 и 2,8 раза при повышении контактного модуля упругости на 21 и 27%, соответственно. Установлено, что существенное упрочнение сплавов связано с выделением наночастиц упрочняющих фаз Cr и Cu<sub>5</sub>Zr уже в процессе ДКУП [5]. Изучена термическая стабильность НС сплавов Cu-Cr-Zr, Cu-Cr и Cu-Zr, полученных ДКУП. Обнаружена повышенная способность НС сплавов Cu-Cr-Zr выдерживать механические контактные нагрузки без пластического деформирования по сравнению с исходным состоянием. Установлено, что легирование меди микродобавками (0,06-0,08%) циркония приводит к повышению температуры рекристаллизации от 150 до 400-500°C. Влияние циркония обусловлено выделением наночастиц фазы Cu<sub>5</sub>Zr на дислокациях и субграницах, их закреплением и уменьшением подвижности. В результате замедляется процесс образования центров рекристаллизации, требующий перестройки дислокационной структуры.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» № 01201463331 и при частичной поддержке проекта УрО РАН (15-17-2-24).

1. Шорохов Е.В., Жгилев И.Н., Валиев Р.З. Способ динамической обработки материалов: Патент № 2283717. РФ // Бюллетень изобретений. 2006. №26.
2. Зельдович В.И., Шорохов Е.В., Фролова Н.Ю. // ФММ. 2008. Т. 105. № 4. С.431-437.
3. Хомская И.В., Зельдович В.И., Шорохов Е.В. и др. // ФММ. 2008. Т. 105. № 6. С. 621-629.
4. Хомская И.В., Шорохов Е.В. Зельдович В.И. и др. // ФММ 2011. Т. 111. № 4. С. 383-390.
5. Зельдович В.И. Хомская И.В., Фролова Н.Ю. и др. // ФММ 2013. Т. 114. № 5. С. 449-456.

## КОНСТРУКЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ СПЛАВОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ КРАТКОВРЕМЕННЫХ И ДЛИТЕЛЬНЫХ НАГРУЖЕНИЯХ

**Хусаинов М.А. \*, Андреев В.А. \*\*, Петров Н.В.\*.**

*\*Новгородский государственный университет имени Ярослава Мудрого,  
Великий Новгород, Россия*

[Mikhail.Khusainov@novsu.ru](mailto:Mikhail.Khusainov@novsu.ru)

*\*\* «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва, Россия [andreev.icmateks@gmail.com](mailto:andreev.icmateks@gmail.com)*

Известно, что провололочные образцы из сплавов Ti-50,54-50,85%, изготовленные в Промышленном центре МАТЭК-СПФ после волочения проявляют псевдоупругость, но остаются криволинейными. В таком состоянии они непригодны для эксплуатации. Нами разработанный способ термомеханической обработки [1] увеличивает деформацию псевдоупругости и формирует прямолинейную форму после волочения.

Исследования конструкционной прочности указанных сплавов проводились на провололочных образцах диаметром от 0,3 мм до 1,0 мм в псевдоупругом состоянии после термомеханической обработки. Кратковременные испытания выполнялись на разрывной машине Р-0,5 при скоростях нагружения от 1,0 мм/мин. до 100 мм/мин. Общим для всех образцов является ярко выраженное плато псевдоупругой деформации ~8%. Относительное удлинение образцов до разрушения мало зависит от их диаметра. Например, при скорости нагружения 1,0 мм/мин. удлинение ( $\delta$ ) составляет 22-24%, а при 100мм/мин  $\delta = 16-22\%$ . Близкие по значению  $\sigma_{\phi} = 400-460$  МПа и  $\sigma_{в} = 1050-1100$  МПа. Исключением являются образцы  $\varnothing 0,8$  мм,  $\varnothing 0,5$  мм,  $\varnothing 0,3$  мм, полученные из заготовок, подвергнутых равноканальному угловому прессованию (РКУП). Пределы фазовой текучести и прочности возрастают до значений  $\sigma_{\phi} = 500$  МПа,  $\sigma_{в} = 1350$  МПа. Долговечность этих образцов при деформации циклического изгиба 1,2 % составляет 10260-10522 цикла.

Сопоставление результатов исследования кратковременных и длительных испытаний позволяют оптимизировать метод оценки конструкционной прочности и сверхупругости термически обработанных сплавов TiNi.

[1] Патент РФ №2374356 от 27.11.2009. Оpubл. 27.11.2009. Бюл.№33. «Способ термомеханической обработки изделий из сплава на основе никелида титана». Андреев В.А., Бондарев А.Б., Хусаинов М.А., Тамбулатов Б.Я.

## ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРЕВА НА ПОЛНОТУ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ФОРМЫ СФЕРИЧЕСКИХ СЕГМЕНТОВ

**Хусаинов М.А. \*, Малухина О.А. \*, Андреев В.А. \*\***

*\*Новгородский государственный университет имени Ярослава Мудрого,  
Великий Новгород, Россия*

[Mikhail.Khusainov@novsu.ru](mailto:Mikhail.Khusainov@novsu.ru)

*\*\* «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва, Россия, [andreev.icmateks@gmail.com](mailto:andreev.icmateks@gmail.com)*

Обнаруженный нами взрывной характер термоупругой деформации памяти формы в сферических сегментах из сплавов никелида титана, активно изучается [1]. Особый интерес представляет скорость взрывного скачка сегмента с хлопком, в фазовом переходе мартенсит деформации  $\rightarrow$  аустенит. Показано, что заданная форма сегмента в мартенсите путем прогиба, зеркально исходной форме, при отогреве престаёт быть устойчивой и при температуре близкой к  $A_f$  прощелкивает к исходной форме. Однако степень мартенситного превращения не высокая. В работе [2] отмечается, что при низких скоростях превращения величина обратимой памяти формы понижается. Такое поведение наблюдается и на сферических сегментах. При медленном отогреве деформированного сегмента наблюдается уменьшение величины эффекта памяти формы.

Данная работа посвящена влиянию скорости нагрева на эффект обратимой памяти формы в сферических сегментах. В экспериментах использовалась теплопроводная плитка, нагретая до заданной температуры, на которую помещался сферический сегмент, предварительно деформированный в мартенсите. Полнота эффекта памяти формы оценивалась по высоте отскока сегмента ( $H_{отс}$ ), от нагретой поверхности, и импульсу силы ( $F \cdot \Delta t$ ). По результатам испытаний установлено, что максимальный эффект состоящий в полном восстановлении формы сегмента, достигается при скорости нагрева зависящий от массы сегмента:

$\varnothing 17^{0.2}$  мм,  $m = 0,6-0,62$  г,  $v = 2,8$  м/с;  $\varnothing 20^{0.2}$  мм,  $m = 0,9$  г,  $v = 1,3$  м/с;

$\varnothing 30^{0.3}$  мм,  $m = 3$  г,  $v = 1,6$  м/с;  $\varnothing 40$  мм,  $m = 6$  г,  $v = 0,42$  м/с.

Температура, при которой реализуется полное восстановление заданной формы, завершающееся взрывным скачком сегмента, соответствует  $400 \pm 25^\circ\text{C}$ .

[1] Хусаинов М.А., Малухина О.А. Взрывной характер памяти формы в сферических сегментах из никелида титана. // Вестник НовГУ. Сер.: Физ.-мат. науки. 2014. №80. С.82.

[2] Лихачев В.А., Кузьмин С.А., Каменцева З.П. Эффект прамати формы. // Л., ЛГУ, 1987. С. 154-155.

# АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В МОНОНИТРИДЕ УРАНА

**Цепляев В.И., Стариков С.В.**

*Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия*

[vazykts@mail.ru](mailto:vazykts@mail.ru)

Нитрид урана (UN) является перспективным топливом для атомных реакторов четвертого поколения. UN обладает большой температурой плавления и теплопроводностью, что открывает новые возможности перед конструкторами атомных реакторов. Однако на данный момент нитрид урана остается наименее изученным из перспективных ядерных топлив. В то же время метод атомистического моделирования является мощным инструментом исследования и способен дать необходимую информацию о физических свойствах вещества.

В данной работе при помощи атомистического моделирования исследуются фазовые переходы нитрида урана в широком диапазоне давлений и температурах. В частности, исследуется фазовый переход из кубической фазы низкого давления в ромбоэдрическую фазу высокого давления. По результатам работы были сделаны оценки, по которым установлено, что фазовый переход происходит при давлении около 32 ГПа, что хорошо согласуется с экспериментальным значением [1,2]. Кроме того выполнено моделирование плавления нитрида урана в широком интервале давлений. Результаты расчетов сравниваются с доступными экспериментальными данными.

## Литература

1. J. Staun Olsen, L. Gerward, U. Benedict. A New High-Pressure Phase of Uranium nitride Studied by X-ray Diffraction and Synchrotron Radiation - J. Appl. Cryst. - 1985 - V. 18. - P. 37.

2. T. Le Bihan, M. Idiri, S. Heathman. New investigation of pressure-induced rhombohedral distortion of uranium nitride - Journal of Alloys and Compounds -2003. - V. 358. - P. 120.

# ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ Cu ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

**Чембарисова Р.Г.**

*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия*

[chroza@yandex.ru](mailto:chroza@yandex.ru)

Известно, что характер зависимости напряжения течения от скорости деформации изменяется при достижении критического значения скорости деформации, равного  $\sim 10^3 - 10^4 \text{ c}^{-1}$ , что указывает на смену деформационных механизмов, управляющих макроскопическим поведением материала. При низких скоростях деформации существенным оказывается влияние тепловых флуктуаций на предел текучести образцов, что приводит к его понижению с увеличением температуры деформации. При скоростях деформации, превышающих её критическое значение, движение дислокаций становится непрерывным и основным механизмом торможения дислокаций становится фононная вязкость, зависящая от температуры. В представленной работе приведены результаты анализа деформационного поведения крупнокристаллической (КК) и ультрамелкозернистой (УМЗ) Cu в процессе динамического нагружения (ДН) исследуемых образцов со скоростью деформации  $\approx 1500 \text{ c}^{-1}$  [1]. Согласно экспериментальным наблюдениям предел текучести КК Cu при комнатной температуре (КТ) оказался равным 225 МПа. При этом кривые деформации характеризовались высоким коэффициентом деформационного упрочнения. Понижение температуры деформации до 231 К привело к повышению предела текучести до 250 МПа. Дальнейшее уменьшение температуры до 171 К привело к уменьшению предела текучести до 191 МПа, что противоречит традиционной при квазистатической деформации тенденции увеличения предела текучести с понижением температуры. При этом скорость деформационного упрочнения в последнем случае превосходила таковую при первых указанных температурах деформации. Известно, что при низкотемпературном ДН образцов Cu возможно ДД. Напряжение сдвига при двойниковании практически не изменяется с изменением температуры, в то время как напряжение сдвига при скольжении дислокаций значительно увеличивается с понижением температуры. В результате низкие температуры оказываются более благоприятными для ДД. Экспериментальное исследование деформационного поведения образцов УМЗ Cu, полученных в результате 8 проходов равноканального углового прессования, в процессе их ДН при разных температурах показало, что предел текучести указанных состояний повышается с понижением температуры. При этом коэффициент деформационного упрочнения мал. Применение модели упругопластического поведения среды, включающей уравнения эволюции дислокационной подсистемы с учетом деформационного двойникования (ДД), позволило объяснить наблюдаемое anomальное явление зависимости предела текучести КК Cu от температуры. Анализ результатов моделирования показал, что характер изменения напряжения с увеличением степени деформации при ДН рассмотренных образцов объясняется характером зависимости коэффициентов аннигиляции при двойном поперечном скольжении и при неконсервативном движении дислокаций от скорости деформации, от температуры и давления в ударной волне.

[1] Юечэн Дун, И .В. Александров, В .Д. Ситдилов, Дж. Ванг // Письма о материалах. – 2013. – Т. 3. – С. 79–82.

## ИССЛЕДОВАНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ $\text{CaMoO}_4$ С НИЗКИМ ОСТАТОЧНЫМ ПОГЛОЩЕНИЕМ

**Черных А. Г.** <sup>1)</sup>, Бузанов О. А. <sup>2)</sup>, Быкова М.Б. <sup>1)</sup>, Забелина Е.В. <sup>1)</sup>, Козлова А. П. <sup>1)</sup>, Козлова Н. С. <sup>1)</sup>, Корноухов В.Н. <sup>3)</sup>

<sup>1)</sup> НИТУ «МИСиС», 119049, Москва, Ленинский проспект, д. 4

<sup>2)</sup> ОАО «Фомос-Материалс», 107023, Москва, ул. Буженинова, д.16, стр.1

<sup>3)</sup> ФГБУ «ГНЦ РФ ИТЭФ» 117218 Москва, ул. Большая Черемушкинская, 25  
*miragrace@mail.ru*

В последнее десятилетие возрос интерес к монокристаллическому молибдату кальция ( $\text{CaMoO}_4$ ) в связи с возможностью использования его в качестве материала для сцинтилляционного криогенного детектора. Наличие изотопа молибдена  $^{100}\text{Mo}$ , для которого предсказана возможность двойного безнейтринного бета распада ( $0\nu 2\beta$ ), открывает перспективу для использования молибдата кальция в физике высоких энергий.

В России монокристаллы  $^{40}\text{Ca}^{100}\text{MoO}_4$  для рабочих элементов детекторов выращивают в компании ОАО «Фомос – Материалс». Основным требованием к готовым элементам детекторов является величина показателя ослабления ( $\mu$ ), которая не должна быть более  $0,01 \text{ см}^{-1}$  на длине волны 520 нм (максимум высвечивания сцинтилляции). Однако, в процессе выращивания на воздухе монокристаллы  $^{40}\text{Ca}^{100}\text{MoO}_4$  приобретают голубую окраску, что дает дополнительное поглощение в рабочем диапазоне длин волн (350-700 нм). Проблема ее устранения является одной из важнейших при разработке технологии получения кристаллов необходимого качества. В связи с этим актуальным является исследование спектров показателя ослабления в зависимости от условий получения и послеростовой обработки.

Для оценки оптического качества монокристаллов проводились измерения на спектрофотометре «Сагу 5000» в оптическом диапазоне длин волн (350÷700) нм в естественно-поляризованном свете. Использование метода спектрофотометрии обусловлено тем, что он является простым, оперативным и неразрушающим, а также позволяет понять природу дефектов.

Был проведен анализ спектров ослабления в зависимости от технологии получения монокристаллов  $^{40}\text{Ca}^{100}\text{MoO}_4$  и послеростовой обработки. Для всех образцов  $\text{CaMoO}_4$  значение показателя ослабления при  $\lambda \sim 520 \text{ нм}$   $\mu \gg 0,01 \text{ см}^{-1}$ . На спектрах наблюдается широкая полоса ослабления с максимумом  $\lambda = 460 \text{ нм}$ . В случае направления распространения частично поляризованного света перпендикулярно оптической оси обнаружено явление дихроизма, которое заключается в изменении поглощения света при повороте кристалла на  $90^\circ$  вокруг оси падения пучка, связанное с анизотропией центров поглощения. Была рассчитана степень дихроизма и получена зависимость его от длины волны.

Окислительный отжиг образцов кристаллов  $^{40}\text{Ca}^{100}\text{MoO}_4$  при  $T=1250 \text{ }^\circ\text{C}$  в атмосфере  $\text{O}_2$  сначала приводит к существенному уменьшению как интенсивности полосы при  $\lambda \sim 460 \text{ нм}$ , так и величины показателя ослабления, однако требуемое значение величины показателя ослабления так и не достигается, несмотря на длительное суммарное время отжигов (более 520 часов).

Были исследованы кристаллы молибдата кальция, легированные  $\text{Nb}^{5+}$ . В этом случае значение показателя ослабления соответствует установленным требованиям при  $\lambda \sim 520 \text{ нм}$  ( $\mu \ll 0,01 \text{ см}^{-1}$ ), а в области  $\lambda \sim 460 \text{ нм}$  не наблюдается полоса ослабления.

# ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ ВЫСОКОГО ДЕМПФИРОВАНИЯ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ Fe-Al И Fe-Cr

**Чудаков И.Б.<sup>1</sup>, Александрова Н.М.<sup>1</sup>, Макушев С.Ю.<sup>1</sup>, Головин И.С.<sup>2</sup>**

**1 - ФГУП ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина, Москва, Россия**

**2 – НИТУ “МИСиС”, Москва, Россия**

**i-chudakov@narod.ru**

Сплавы высокого демпфирования на основе железа с магнитомеханическим механизмом поглощения энергии упругих колебаний в настоящее время рассматриваются как перспективные функциональные материалы, которые могут найти практическое применение во многих отраслях промышленности.

Значительный интерес к данным материалам как со стороны ученых, так и со стороны практических инженеров обусловлен тем, что в этих материалах может быть реализовано специфическое состояние с очень высоким уровнем демпфирующей способности (при котором до 40-50% подведенной упругой энергии может быть рассеяно материалом за один цикл колебаний). Вышеуказанное состояние может быть реализовано в сплавах на основе металлических систем Fe-Cr-Me, Fe-Al, Fe-Al-Me, Fe-Ga-Al [1, 2], при этом основным механизмом поглощения энергии упругих колебаний является магнитомеханическое затухание, обусловленное формированием в этих сплавах ярко выраженной петли магнитоупругого гистерезиса. К настоящему времени установлено [3], что вышеуказанные сплавы характеризуются наличием специфической дисперсной магнитной доменной структуры с повышенной объемной долей 90-градусных границ магнитных доменов. Установлено также, что доменная структура данных материалов весьма чувствительна к внешним и внутренним напряжениям, а также к изменению тонкой кристаллической структуры сплавов.

В настоящей работе проведено исследование тонкой кристаллической структуры как бинарных, так и легированных высокодемпфирующих сплавов на основе систем Fe-Cr и Fe-Al. Структура сплавов анализировалась в различных структурных состояниях, фиксировавшихся термической обработкой. В работе использовались такие методы исследования, как сканирующая и просвечивающая электронная микроскопия, рентгенография, нейтронография и оптическая микроскопия. Одновременно с исследованием структуры проводился анализ демпфирующих, магнитных и механических свойств сплавов, использовались также методы механической спектроскопии, проводилось исследование магнитострикционных характеристик сплавов. Полученные экспериментальные результаты позволяют предложить режимы термической обработки сплавов на основе Fe-Al, обладающих высокими демпфирующими свойствами и повышенными механическими характеристиками (повышенное значение предела текучести сплава).

Авторы благодарят Российский фонд фундаментальных исследований за финансовую поддержку (проекты РФФИ № 15-08-06765 А и 14-03-00165-А).

[1] Udovenko V.A., Chudakov I.B., Polyakova N.A., Mechanism for the High Damping State in Alloys of the Fe-Al System / in : M3D III , Mechanics and Mechanisms of Material Damping, ASTM STP 1304, Philadelphia, 1997 ,P. 204-213..

[2] Головин И.С. Внутреннее трение и механическая спектроскопия металлических материалов. М.: Изд. Дом МИСИС, 2012, 247 с

[3] Chudakov I.B., Polyakova N.A., Mackushev S.Yu., Udovenko V.A. Solid State Phenomena, 2008, vol. 137, pp 109-118.



# РОЛЬ ДЕСТРУКЦИИ И ПРИМЕСЕЙ ВНЕДРЕНИЯ В ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ КОНСТРУКЦИОННЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

**Чуканов А.Н.<sup>1</sup>, Сергеев Н.Н.<sup>2</sup>, Яковенко А.А.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup> *Тульский государственный университет, Тула, Россия, alexchukanov@yandex.ru*

<sup>2</sup> *Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого, Тула, Россия;*

<sup>3</sup> *ООО «Металлург-Туламаш», Тула, Россия*

**Введение.** Одним из последствий деструктивных воздействий на структуру конструкционных низколегированных сталей является снижение в них концентрации примесей внедрения (углерода и азота) и локальное обезуглероживание [1-4]. Сведения о влиянии деструкции на изменение концентрации примесей внедрения (обезуглероживание) недостаточны. Информация о диффузионных механизмах этого явления в ходе силового или коррозионного воздействий либо отсутствует, либо крайне противоречива. Не ясны движущие силы и механизм истощения углерода в окрестностях несплошностей. Не выявлен ведущий процесс: локализация напряжений при нагружении или химическое взаимодействие углерода с водородом.

**Целью** исследования было выявление связи деструкции с изменением концентрации примесей внедрения (углерода, азота, водорода) в конструкционных низколегированных (строительных) сталях типа 08Г2С, 18ГС, 35ГС, 23Х2Г2Т, в ходе деформации и электролитического насыщения в водородсодержащих средах.

Контролировали изменение структуры и концентрацию примесей внедрения высокопрочных конструкционных сталей в ходе испытаний на длительную прочность в водородсодержащих средах. Исходная структура сталей после ВТМО – бейнит. Стойкость сталей против коррозионного растрескивания под напряжением изучали в ходе анодной и катодной поляризации в кислом электролите (водный раствор 5%  $H_2SO_4$  с добавками 2,5 %  $NH_4CNS$  при плотностях тока  $j = 3-60$  А/м<sup>2</sup>).

**Выводы.** Выявили существенную роль развивающихся микронесплошностей в изменении концентрации примесей внедрения и формировании структуры и деградации свойств сталей. Подтвердили роль водорода в создании в структуре концентраторов напряжений, стимулирующих развитие микротрещин и пор. Следствием является обезуглероживание перенапряженных микрообъемов. В исходной бейнитной структуре формируются ферритные участки, прилегающие к концентраторам (трещинам, порам, включениям). Считали, что на границах зерен и микронесплошностей углеводород насыщается до предельного состояния (метан). Распад метана в микропорах активизируется за счет хемосорбции на их поверхностях и за счет повышения давления в порах при увеличении температуры. Образующийся метан увеличивает напряженное состояние и ускоряет развитие микротрещин по границам обезуглероженных участков. Этому же способствует меньшая прочность обезуглероженных зон феррита по сравнению с исходной структурой.

## Литература

1. Чуканов А.Н., Яковенко А.А. Трещинообразование и поверхностная активность примесей внедрения в железоуглеродистых сплавах // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2013, Том 18, вып. 4, С. 1627-1628.
2. Сергеев Н.Н., Чуканов А.Н., Баранов В.П., Яковенко А.А. Развитие повреждаемости и обезуглероживание высокопрочных низколегированных сталей в условиях водородного охрупчивания // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2015. - № 2. - С. 4 - 9.

# МЕХАНИЧЕСКОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ В НЕПРЕРЫВНОМ ПРОЦЕССЕ В ПЛАНЕТАРНОЙ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ МЕЛЬНИЦЕ

Автор А.М.Чумохвалов.

*ООО «Планетарные мельницы» г. Санкт-Петербург, Россия,*

[Andrey.Chumokhvalov@planetarymills.ru](mailto:Andrey.Chumokhvalov@planetarymills.ru)

Планетарные мельницы были изобретены в 1887 году в Швейцарии. В середине 50х годов прошлого века французский изобретатель Жуазель создал планетарную мельницу непрерывного действия. Однако высокие центробежные перегрузки в узлах и механизмах и ряд других проблем стали непреодолимой преградой при попытках создания промышленных планетарных мельниц.

За почти полуторавековую историю концепции измельчения в планетарной мельнице написаны тысячи научных работ, защищены сотни диссертаций, оформлено множество патентов, однако возможность реализовать эти технологии в промышленном масштабе появилась лишь в начале XXI века.

Первый опытный образец надёжной промышленной непрерывной планетарной мельницы ПЦМ 1500 был изготовлен в 2000г. Сегодня, с учётом опыта эксплуатации, спроектированы и изготовлены мельницы ПЦМ 3000 и ПЦМ 50-«нано». В конструкциях этих мельниц устранены все принципиальные технические проблемы, которые не удавалось преодолеть ранее. Разработанные мельницы имеют бесспорные преимущества: во-первых – надёжность редуктора при высоких центробежных перегрузках, во-вторых – непрерывный режим работы и высокая производительность, в третьих – рекордная на сегодняшний день энергонапряжённость процесса измельчения (до 7000 кВт/м<sup>3</sup>), что делает данный тип устройств очень перспективными в качестве инструмента для механоактивационного синтеза [Болдырев В.В. Экспериментальные методы в механохимии твердых неорганических веществ. - Новосибирск: Наука, 1983. - С. 65]. Главным преимуществом является существенная минимизация энергозатрат как при сверхтонком измельчении, так и при механоактивации:

- энергозатраты на измельчение кварцевого песка F50=0.4мм по границе <20 мкм на ПЦМ составят менее 50 кВт/т.

- энергозатраты на механоактивацию гранитной пыли F50=17мкм до уровня, при котором происходит качественное изменение ее активности, в мельнице "ZOZ" (Германия) составили 2500 кВт/т, в то время как в ПЦМ 1500 этот же результат достигнут при 150 кВт/т.

О ПЦМ 50-«нано» и механическом легировании следует написать отдельно. С конца 2014 года мы активно сотрудничаем с компанией, которая начала производить способом механического легирования Fe-Ni-Co-Cu композит, предназначенный для формирования высокопрочной матрицы удерживающей алмазные зёрна. Синтез проводили на мощной (30 кВт) периодической 4х барабанной планетарной мельнице. За 8 часов работы удавалось приготовить примерно 7 кг порошка. На мельнице ПЦМ 50-«нано» в непрерывном режиме удалось достичь производительности 10.5 кг/час, но без необходимости разборки барабанов и охлаждения материала. Полученный результат, насколько нам известно, является **первым в мировой практике** положительным опытом проведения процесса механического легирования в непрерывном режиме.

Таким образом, имеющийся опыт разработки и использования мельниц ПЦМ 1500, ПЦМ 3000 и ПЦМ 50-«нано» свидетельствует, что планетарный помол и механоактивационный синтез, реализуемые в непрерывном режиме не только возможны, но и технологичны и имеют широчайшие перспективы применения и масштабирования.

# ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭКВИАТОМНОГО СПЛАВА TiNi

Чуракова А.А.<sup>1,2</sup>, Гундеров Д.В.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> *Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, Уфа, Россия*

<sup>2</sup> *Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия*

*churakova\_a@mail.ru*

Эквиатомные сплавы TiNi являются наиболее привлекательными сплавами с эффектом памяти формы для применения, в частности, в качестве актюаторов и датчиков. Критические температуры и напряжения для мартенситного превращения B2 ↔ B19' в TiNi зависят от термо- и механоциклирования [1-9].

Исследования проводились на образцах эквиатомного сплава Ti<sub>50,0</sub>Ni<sub>50,0</sub> (at.%). Структура КЗ сплава после закалки от 800°C мартенситная с размером зерна 200 мкм, после РКУП в материале формируется структура с размером зерен около 700 нм. Предел прочности практически не изменяется, но при этом, наблюдается повышение предела текучести с 430 до 550 МПа и с 935 до 1120 МПа для КЗ и РКУП состояния, соответственно. В работе [10] было показано, что M<sub>s</sub> сплава с меньшим содержанием Ni в результате ТЦ понижается примерно на 20°C, M<sub>s</sub> Ni-гич сплавов практически не изменяется. Обнаружено, что ТЦ приводит к понижению температур мартенситных превращений в КЗ на 3°- 6°C, после РКУП ТЦ приводит к понижению температур прямого превращения (M<sub>s</sub>, M<sub>f</sub>) на 2°-3°C и повышению температур обратного (A<sub>s</sub>, A<sub>f</sub>) на 6°C.

1. Miyazaki, S., Igo, Y., Otsuka, K., Acta Metal. 34 (1986) 2045–2051.
2. Miyazaki, S., Imai, T., Igo, Y., Otsuka, K., Metall. Trans. 17A (1986) 115–120.
3. McCormick, P.G., Liu, Y., Acta Metall. Mater. 42 (1994) 2407–2413.
4. Strnadel, B., Ohashi, S., Ohtsuka, H., Miyazaki, S., Ishihara, T., Mater. Sci. Eng. A203 (1995) 187–196.
5. Jordan, L., Masse, M., Collier, J.Y., Bouquet, G., J. Alloys Compd. 211–212 (1994) 204–207.
6. Liu, Y., McCormick, P.G., Acta Metall. Mater. 38 (1990) 1321–1326.
7. Stalmans, R., Van Humbeeck, J., Delaey, L., Acta Metall. Mater. 40 (1992) 501–511.
8. Liu, Y., Van Humbeeck, J., J. Phys. IV 7 (1997) C5-519–C5-524.
9. Liu, Y., Favier, D., Yang, H., Mater. Trans. JIM 43 (2002) 792–797.
10. Ерофеев, В.Я., Монасевич, Л.А., Павская, В.А., Паскаль, Ю.И., ФММ, 53 (5) (1982) 963-965.

# ИЗМЕНЕНИЯ НАМАГНИЧЕННОСТИ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМИРОВАННОГО СПЛАВА $\text{Ni}_{52}\text{Mn}_{24}\text{Ga}_{24}$ ПРИ ОТЖИГЕ

**Шарипов И.З.**<sup>1,2</sup>, **Мусабилов И.И.**<sup>1</sup>, **Мулюков Р.Р.**<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*

<sup>2</sup>*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*

[ilgizsh@mail.ru](mailto:ilgizsh@mail.ru)

Сплавы Гейслера системы  $\text{Ni}_2\text{MnGa}$  обладают эффектом памяти формы, а так же проявляют ферромагнитные свойства. Такое сочетание свойств открывает новые возможности применения этих материалов для изготовления функциональных элементов [1].

В работе изучались магнитные свойства сплава  $\text{Ni}_{52}\text{Mn}_{24}\text{Ga}_{24}$  после интенсивной деформации и в течение последующего отжига. Деформация проводилась методом кручения под давлением на наковальнях Бриджмена, в результате чего в материале формируется наноструктурное состояние.

На рис.1. приведены графики относительной намагниченности сплава  $\text{Ni}_{52}\text{Mn}_{24}\text{Ga}_{24}$  при комнатной температуре в зависимости от времени отжига при температурах 400 и 500 °С. За 100% взята максимальная намагниченность, полученная при отжиге 500 °С.

После интенсивной деформации ферромагнитные свойства материала исчезают, что объясняется высокой плотностью дефектов после деформации, которые препятствуют ферромагнитному упорядочению.

Отжиг при 500 °С быстро восстанавливает магнитные свойства материала, уже через 20 минут отжига относительная намагниченность достигает 90%. Далее она достигает насыщения и почти не меняется.

Отжиг образца при температуре 400 °С приводит к постепенному плавному росту намагниченности, и даже при длительности 60 мин не видно тенденции к насыщению. Величина относительной намагниченности при этом составляет только ~30%.

Изменения намагниченности, очевидно, обусловлены процессом рекристаллизации, протекающим в материале. Другими словами, процесс формирования новых зерен с правильной кристаллической структурой, приводит к восстановлению ферромагнитных свойств материала. Исследования микроструктуры материала методом растровой электронной микроскопии подтверждают, после отжига 500 °С формируется рекристаллизованная структура с размером зерен ~1мкм.

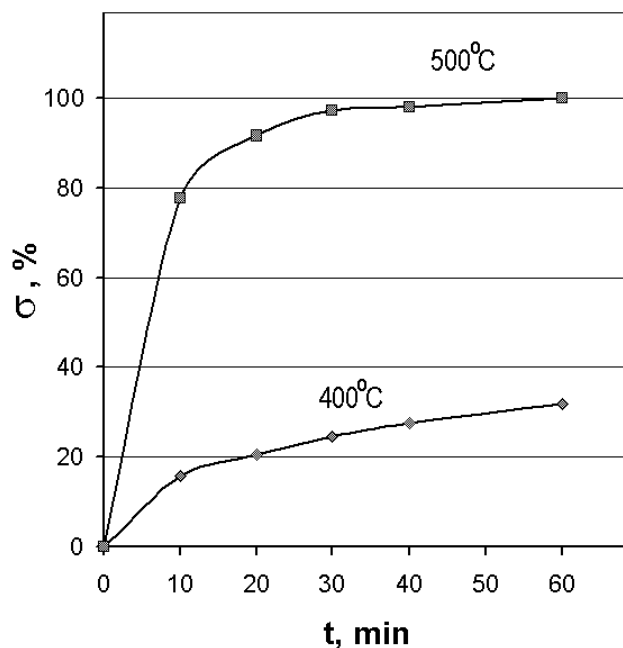


Рис.1.

1. Musabirov I.I. et al. / Letters on materials 2014, v.4, n.4, pp. 265-268.

# ПОЛУЧЕНИЕ И КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТВЁРДЫХ РАСТВОРОВ $\text{Cu}_2\text{ZnSn}(\text{S}_x\text{Se}_{1-x})_4$ .

Шелег А.У., Гуртовой В.Г., Чумак В.А.

ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению», Минск, Республика Беларусь  
*hurtavy@physics.by*

Известно, что при создании преобразователей солнечного излучения в последнее время кремний заменяется на прямозонные полупроводники, например, на твёрдые растворы  $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$ ,  $\text{CuIn}(\text{SSe})_2$ ,  $\text{CuGa}(\text{SSe})_2$ . Эти соединения, в отличие от кремния, обладают большим коэффициентом поглощения в видимой и ближней ИК-области спектра. В настоящее время КПД фотопреобразователей на основе  $\text{Cu}(\text{In,Ga})\text{Se}_2$  составляет 20,8% [1]. Однако, в силу высокой стоимости элементов In и Ga, исследователи переключились на изучение четверных соединений  $\text{Cu}_2\text{ZnSnS}_4$ ,  $\text{Cu}_2\text{ZnSnSe}_4$  и их твёрдых растворов, с более дешёвыми и доступными элементами Zn и Sn.

В данной работе методом однотемпературного синтеза из элементарных компонентов Cu, Zn, Sn, S и Se синтезированы четверные полупроводниковые соединения  $\text{Cu}_2\text{ZnSnS}_4$ ,  $\text{Cu}_2\text{ZnSnSe}_4$  и твёрдые растворы  $\text{Cu}_2\text{ZnSn}(\text{S}_x\text{Se}_{1-x})_4$ . Исходные компоненты в соотношениях, соответствующих формульному составу, загружали в ампулу, которую затем вакуумировали. Эту ампулу помещали в другую вакуумированную ампулу, которую устанавливали в вертикальной однозонной печи. Температуру в печи поэтапно с двухчасовой выдержкой поднимали до значений, на 20 – 30°C превышающих температуру плавления соединения, либо до температуры ликвидуса твёрдого раствора соответствующего состава. Затем включали вибрационное перемешивание и температуру выдерживали в течение 4 ч. После этого вибрацию отключали и уменьшали температуру со скоростью 5 град/ч до полного затвердения раствора. Для гомогенизации полученных слитков проводили их изотермический отжиг в вакууме при 750°C в течение 300 ч. Методом химических газотранспортных реакций из полученных поликристаллических образцов выращены монокристаллы этих соединений.

Рентгенографическим методом определены параметры элементарной ячейки полученной системы в зависимости от состава. Показано, что в системе  $\text{Cu}_2\text{ZnSn}(\text{S}_x\text{Se}_{1-x})_4$  в области  $0 \leq x \leq 1$  образуется непрерывный ряд твёрдых растворов, а значения параметров элементарной ячейки  $a$  и  $c$  с ростом концентрации серы плавно уменьшаются по линейному закону, что соответствует правилу Вегарда.

Определен параметр тетрагональных искажений  $\eta = c/2a$ , где  $a$  и  $c$  – параметры элементарной ячейки. Показано, что практически для всех составов значения  $\eta$  близки к единице, что свидетельствует о малых искажениях кристаллической решетки образцов соединений, полученных однотемпературным методом.

На выращенных монокристаллах  $\text{Cu}_2\text{ZnSnS}_4$  и  $\text{Cu}_2\text{ZnSnSe}_4$  проведены низкотемпературные (100 – 300 К) рентгенографические исследования. Определены температурные зависимости параметра элементарной ячейки и коэффициента теплового расширения монокристаллов  $\text{Cu}_2\text{ZnSnS}_4$  и  $\text{Cu}_2\text{ZnSnSe}_4$  вдоль кристаллографического направления [100]. Установлено, что коэффициенты теплового расширения обоих соединений в интервале ~ 100 – 140 К с ростом температуры несколько увеличиваются, достигая значений  $6.6 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  и  $5.4 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  для  $\text{Cu}_2\text{ZnSnS}_4$  и  $\text{Cu}_2\text{ZnSnSe}_4$  соответственно, а затем изменяются незначительно.

1. Jackson P., Hariskos D., Wuerz R. et. al. // Physica Status Solidi (RRL). 2014. V. 8. N 3. P. 219.

# НОВОЕ ПРОЯВЛЕНИЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТИ – ПОДАВЛЕНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ ПРЕРЫВИСТОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОЛОСООБРАЗОВАНИЯ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

**Шибков А.А., Денисов А.А., Гасанов М.Ф.**

*Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина,  
Тамбов, Россия*

**E- mail: shibkov@tsu.tmb.ru**

В докладе представлены основные результаты исследования влияния электрического тока на прерывистую деформацию Портевена-Ле Шателье (ПЛШ) некоторых промышленных алюминиевых сплавах систем Al-Mg, Al-Li-Mg, Al-Zn-Mg-Cu. Обнаружено явление подавления прерывистой деформации и полосообразования постоянным током во всех исследованных сплавах. Установлено, что прохождение постоянного тока плотностью 10-60 А/мм<sup>2</sup> через деформируемые образцы увеличивает напряжение течения и подавляет скачки напряжения ПЛШ на деформационных кривых в температурно-скоростных условиях растяжения, соответствующих инверсному поведению критической деформации. Подавление током эффекта ПЛШ проявляет себя в увеличении критической деформации  $\epsilon_c$  появления первого скачка с увеличением плотности постоянного тока выше некоторого критического значения  $j_c$  (~10-20 А/мм<sup>2</sup>), которое зависит от химического состава сплава. При  $j > j_c$  происходит переход от прерывистой деформации к монотонному пластическому течению. Экспериментально установлено, что наблюдаемый эффект не связан с джоулевым нагревом всего образца и с магнитоэластическим действием тока. Предполагается, что подавление током эффекта ПЛШ обусловлено подавлением процесса динамического деформационного старения дислокаций из-за изменения времени сегрегации примесных атомов на дислокациях, вызванного электромиграцией. Другой возможный сценарий состоит в том, что стимулированное током растворение малых преципитатов с меньшей электропроводностью, чем у матрицы может вызвать упрочнение и подавление прерывистой деформации в рамках преципитатной модели эффекта ПЛШ.

Новое явление подавления током прерывистой деформации исследуемых алюминиевых сплавов имеет большое практическое значение, поскольку связанное с прерывистой деформацией образование полос локализованной деформации вызывает преждевременную коррозию и внезапное разрушение. Представленные в докладе, а также в работах [1-4] результаты могут служить основой для разработки технологии обработки металлов электрическим током, позволяющей улучшить эксплуатационные свойства и увеличить ресурс сплавов систем Al-Li-Mg, Al-Zn-Mg-Cu и Al-Mg, используемых в авиакосмической отрасли и автопроме [5].

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 13-08-00861-а).

## **Литература:**

1. Shibkov A.A., Denisov A.A., Zheltov M.A. et al. // Mat. Sci. Eng. A. 2014. V. 610. P. 338.
2. Шибков А.А., Денисов А.А., Желтов М.А. и др. // ФТТ. 2015. Т. 57. № 2. С. 228.
3. Шибков А.А., Денисов А.А., Желтов М.А. и др. // ФТТ. 2015. Т. 57. №6. С. 1046.
4. Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А. // Кристаллография. 2015 (в печати).
5. Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А // Патент № 2544721.

## ПРЕРЫВИСТАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ, ПОЛОСООБРАЗОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ АЛЮМИНИЙ-МАГНИЕВОГО СПЛАВА АМг6

**Шибков А.А., Золотов А.Е., Гасанов М.Ф., Денисов А.А., Желтов М.А., Гребеньков О.В.,  
Проскуряков К.А.**

*Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина,  
Тамбов, Россия*

**E- mail: shibkov@tsu.tmb.ru**

Алюминий-магниевый сплав АМг6, демонстрирующий прерывистое течение или эффект Портевена-Ле Шателье (ПЛШ) в условиях деформирования с контролируемой скоростью деформации или скоростью нагружения, как обнаружено, демонстрирует макроскопически прерывистую ползучесть, которая проявляет себя как повторяющиеся деформационные взрывы амплитудой в несколько процентов на стадии вторичной ползучести при комнатной температуре. При приложенном напряжении  $\sigma_a \approx (0.8-0.9)\sigma_B$  после инкубационного времени  $\tau$ , которое зависит от  $\sigma_a$  образец спонтанно теряет устойчивость и сложная пространственно-временная структура деформационных полос распространяется на поверхности образца вдоль направления растяжения [1]. Прерывистая ползучесть проявляет пороговую динамику: деформационный взрыв стартует, когда скорость предшествующей непрерывной ползучести достигает некоторого критического значения  $\dot{\epsilon}_{cr} \sim 3 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ . Развитие одиночного деформационного взрыва сопровождается сложным прерывистым силовым откликом механической системы машина – образец вследствие инерции «мягкой» деформационной машины. Этот силовой отклик состоит из большого числа (до  $\sim 10^2$ ) скачков напряжения подобно эффекту ПЛШ в противоположность обычно принимаемому предположению относительно постоянства напряжения ползучести. В ходе развития деформационного взрыва скорость деформации образца меняется в интервале  $\sim 3 \times 10^{-5} - 4 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  и происходит переход между динамическими режимами ПЛШ типов А и В, когда скорость деформации проходит через второе критическое значение около  $10^{-2} \text{ с}^{-1}$ . Эти режимы характеризуются различными уровнями регулярности скачков напряжения в силовом отклике. С использованием методов спектрального, статистического, фрактального и динамического анализа показано, что с увеличением длины образца деформационное поведение сплава в условиях прерывистой ползучести демонстрирует тенденцию к состоянию самоорганизующейся критичности, несмотря на выявленный факт, что в динамическом режиме типа А может возникать кратковременное состояние флаттера пластических неустойчивостей [2, 3]. Обсуждаются предвестники разрушения в силовом отклике механической системы.

Исследование проведено в рамках выполнения госзадания Министерства образования и науки РФ № 2014/285 (проект № 2476).

### **Литература:**

1. Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А. и др. // ЖТФ. 2014. Т. 84. № 4. С. 40.
2. Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А. и др. // ФТТ. 2014. Т. 56. № 5. С. 848.
3. Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А. и др. // ФТТ. 2014. Т. 56. № 5. С. 856.

# ПРОЦЕССЫ ФОРМИРОВАНИЯ САМОПОДОБНЫХ НАНОДОМЕННЫХ СТРУКТУР В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКАХ

Шур В.Я.

*Уральский центр коллективного пользования «Современные нанотехнологии»,  
Институт естественных наук, Уральский федеральный университет,  
Екатеринбург, Россия  
E-mail: vladimir.shur@urfu.ru*

Представлены результаты систематических исследований формирования самоподобных (фрактальных) нанодоменных структур в одноосных сегнетоэлектриках в сильнонеравновесных условиях переключения, вызванных неэффективным экранированием деполяризующих полей. Показано, что полученные результаты важны для создания регулярных доменных структур для нелинейно-оптических устройств.

Проводились исследования эволюции доменной структуры в монокристаллических пластинах ниобата лития  $\text{LiNbO}_3$  (LN), танталата лития  $\text{LiTaO}_3$  (LT), ниобата бария-стронция  $\text{Sr}_{0.61}\text{Ba}_{0.39}\text{Nb}_2\text{O}_6$  (SBN61) и германата свинца  $\text{Pb}_3\text{Ge}_3\text{O}_{11}$ . Кинетика доменной структуры визуализировалась с помощью оптической микроскопии. Микроскопия пьезоэлектрического отклика и сканирующая электронная микроскопия позволяли изучать статические доменные структуры с разрешением до 2 нм, а конфокальная микроскопия комбинационного рассеяния использовалась для выявления стадий формирования нанодоменных структур. Для создания сильнонеравновесных условий переключения использовались: (1) импульсный нагрев излучением инфракрасного лазера, (2) самопроизвольное обратное переключение после выключения внешнего поля, (3) нанесение диэлектрических слоев на полярные грани и модификация поверхностных слоев методом протонного обмена.

Экспериментально и методами компьютерного моделирования было изучено изменение формы доменов. Особое внимание уделялось переходу от роста доменов в форме многоугольников к аномальной кинетике доменной структуры с формированием самоподобных фрактальных доменных структур, «широких доменных границ» и нанодоменных ансамблей. Впервые выявлены основные механизмы образования дендритных структур: ветвление, образование доменных пальцев и остаточных доменов. Продемонстрирована потеря устойчивости формы плоской доменной стенки и формирование пальцеобразной структуры в LN с модифицированным поверхностным слоем. Впервые визуализировано формирование структуры доменных лучей, и показано, что рост доменов происходит под действием пьезоэлектрического поля при охлаждении после завершения облучения. Выявлено формирование регулярных нанодоменных ансамблей при многократном импульсном облучении LT. Показано, что ориентированные цепи нанодоменов образуются при переключении в облученном ионами при высокой температуре радиационного нагрева LN. Впервые в SBN выявлено формирование ансамблей изолированных клиновидных нанодоменов при переключении из монодоменного состояния в однородном поле.

Работа выполнена с использованием оборудования УЦКП «Современные нанотехнологии» УрФУ, при финансовой поддержке государства в лице ФЦП "Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы" (соглашение 14.594.21.0011, уникальный идентификатор RFMEFI59414X0011).



# ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ПОЛОС СДВИГА ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ С АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

**Шурыгина Н.А., Глезер А.М., Пермьякова И.Е.**  
**ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия,**  
**shnadya@yandex.ru**

В процессе нанокристаллизации аморфного состояния образуются двухфазные аморфно - нанокристаллические структуры (АНС). На ранних стадиях кристаллизации формируется аморфная матрица с равномерно расположенными частицами кристаллической фазы с объемной долей  $v_k \leq 0,5$  (АНС первого типа); на поздних стадиях – нанокристаллические зерна, разделенные тонкими аморфными прослойками (АНС второго типа).

Известно, что пластическая деформация реализуется путем образования сильно локализованных полос сдвига по аморфной составляющей АНС. Актуальными и практически неизученными остаются вопросы, связанные с механизмами пластической деформации и разрушения АНС. В работах В.А. Позднякова [1] теоретически проанализированы возможные механизмы взаимодействия наночастиц с движущейся в аморфной матрице полосой сдвига, однако, имеющих сведений недостаточно, и требуются систематические исследования картины реального скольжения в АНС в зависимости от их структуры.

Целью данной работы явилось экспериментальное электронно-микроскопическое изучение деформационного поведения АНС первого типа, полученных контролируемым отжигом аморфных металлических сплавов, полученных с помощью закалки из расплава.

Методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) проанализировано более 100 актов взаимодействия полос сдвига и наночастиц в сплаве  $Fe_{58}Ni_{25}B_{17}$  с АНС первого типа. Нанокристаллические частицы вводились в аморфную матрицу путем контролируемого отжига аморфного сплава, а инициирование деформационных полос сдвига в сплаве проводили микроиндентированием тонких фольг, предназначенных для ПЭМ.

Установлено пять различных механизмов взаимодействия полос сдвига с частицами нанокристаллической фазы: «поглощение», «огибание», «перерезание», «торможение» и «аккомодация». Показано, что определяющим фактором характера взаимодействия полос сдвига и нанокристаллических частиц является размер нанокристаллов  $D$ . Механизм «огибания» чаще всего наблюдается при  $D = 35 - 65$  нм. Механизм «перерезания» наиболее вероятен при  $D = 65 - 95$  нм. Относительная частота реализации механизма «аккомодации» слабо зависит от значения  $D$ , а действие механизма «торможения» чаще всего наблюдается при  $D \geq 100$  нм.

Высказано предположение, что за «нормальное» соотношение  $HV = f(D)$ , аналогичное соотношению Холла – Петча, ответственны главным образом механизмы «перерезания» и «торможения», а за аномальное, при котором микротвердость растет по мере увеличения  $D$ , – механизмы «огибания» и «поглощения». Полученные экспериментальные результаты удовлетворительно описываются предложенными ранее теоретическими моделями.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 14-02-31284 мол\_а, 14-02-00075а).*

[1]. Поздняков В.А. Развитие полос сдвига в аморфно-кристаллических металлических сплавах // ФММ. 2004. Т. 97. № 1. С. 9 – 17.

## ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СИСТЕМЕ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ КАДМИЙ-РУТУТЬ-ТЕЛЛУР ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

**Щербаков К.А.<sup>1</sup>, Кугаенко О.М.<sup>1</sup>, Сенатулин Б.Р.<sup>1</sup>, Карнаух И.М.<sup>1</sup>, Петраков В.С.<sup>1</sup>,  
Астраускас Й.И.<sup>2</sup>, Сахаров М.В.<sup>2</sup>, Средин В.Г.<sup>2</sup>, Автин А.А.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>НИТУ «МИСиС», Москва, РФ

<sup>2</sup>Военная Академия РВСН им. Петра Великого, Москва РФ

[crystalxxi@misis.ru](mailto:crystalxxi@misis.ru)

Ряд твердых растворов с изовалентным замещением КРТ ( $Cd_xHg_{(1-x)}Te$ ) является узкозонным полупроводником, с шириной запрещенной зоны, зависящей от  $x$  (соотношения кадмия и ртути в растворе). КРТ применяют для создания высокоэффективных ИК-фотоприемников. Наиболее распространенными являются КРТ состава  $x=0,2$  (для работы в диапазоне длин волн 8-12 мкм) и  $x=0,3$  (для работы в диапазоне длин волн 3-5 мкм). Несмотря на технологическую сложность получения КРТ, а так же связанную с этим высокую цену раствора КРТ до сих пор является самым перспективным материалом в фотоэлектронике.

В связи со спецификой работы приборов на КРТ до сих пор остро стоит вопрос о изучении устойчивости материала при воздействии интенсивного излучения, принадлежащего области поглощения, что приводит к нагреву до высоких температур и фазовым превращениям. В данной работе приведены результаты исследования фазового и компонентного состава КРТ при воздействии нагрева и лазерного облучения на монокристаллы состава  $x=0,2$  и  $x=0,3$ , что определяет актуальность направления исследований.

Для генерации лазерного излучения использовались лазеры на АИГ:Nd ( $\lambda=1,064$  мкм) и АИГ:Er ( $\lambda=2,94$  мкм) с длительностью импульса 1 мс. Микроструктура поверхности исследована оптическим методом, элементный состав методом рентгеноспектрального анализа, фазовый состав методом рентгенофазового анализа, теплопроводность и теплоемкость кристаллов измерены методом лазерной вспышки.

Исследования показали, что химический состав КРТ при нагреве до температуры 503 К не изменяется. Рентгеноспектральные исследования показали, что при воздействии моноимпульсного лазерного излучения с плотностью энергии 5 Дж/см<sup>2</sup> происходит частичный распад приповерхностного слоя с изменением химического состава КРТ, а также выпадением отдельной фазы Te в виде вкраплений, который могут достигать 1-3 мкм. При более мощном моноимпульсном воздействии на поверхности образуются прожоги в виде кратеров с застывшим расплавом. В области расплава происходит распад КРТ с образованием сегрегаций с избытком теллура, а химический состав КРТ изменяется в сторону уменьшения содержания ртути. Распределение области деструкции материала вне области кратера не превышают 10 мкм, что соответствует тепловой модели распределения температуры и измеренным теплофизическим параметрам.

Рентгенофазовые исследования показали изменение исходного фазового состава с образованием фаз, обедненных ртутью, и гексагональной фазы теллура, что приводит к деградации электрофизических свойств материала и делает невозможным дальнейшее его применение в качестве фотоприемника ИК-излучения.

# ИЗУЧЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ КРИСТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ НАГРУЗКИ МЕТОДОМ РЕНТГЕНОАКУСТИЧЕСКОЙ ДИФРАКТОМЕТРИИ

Элиович Я.А.<sup>1,2</sup>, Таргонский А.В.<sup>1,2</sup>, Благов А.Е.<sup>1,2</sup>, Просеков П.А.<sup>1,2</sup>, Писаревский Ю.В.<sup>1,2</sup>, Ковальчук М.В.<sup>1,2</sup>.

<sup>1</sup> *Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН (ИК РАН)*

<sup>2</sup> *Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт» (НИЦ КИ)*

[yan.eliovich@gmail.com](mailto:yan.eliovich@gmail.com)

Развитие рентгеновских методов, позволяющих проводить исследования с временным разрешением, – современная и актуальная задача, решение которой открывает возможность получения уникальной информации об изменениях в структуре твердого тела при изучении быстропротекающих процессов и динамических объектов. Как правило, решить эти задачи пытаются с помощью рентгеновских импульсов высокой яркости и малой длительности, однако для дифракционных измерений необходима также быстрая перестройка параметров схемы.

Авторами недавно предложен и активно развивается новый метод ультразвуковой перестройки пространственных параметров рентгеновского излучения. В докладе представлено описание этого метода, а также нового класса рентгенодифракционной аппаратуры, основанной на применении рентгеноакустической оптики (кристаллов-резонаторов промодулированных длинноволновым ультразвуком) [1-2]. Приведено несколько схем рентгеноакустического дифрактометра, дано описание основного элемента метода – рентгеноакустического резонатора. Результаты проведенных метрологических измерений демонстрируют высокую точность метода при угловой подстройке (до 0.1 угл. сек.) и высокое разрешение по времени (до 3 мкс).

Поскольку максимальный угловой диапазон немеханической перестройки определяется предельно допустимой амплитудой ультразвука, были проведены измерения линейности вариации параметра решетки в кристаллах кремния и кварца в зависимости от амплитуды ультразвука в широком диапазоне. Показано, что характер изменения анализируемой характеристики (полуширина кривой дифракционного отражения – КДО) не изменялся в кристаллах кремния и кварца вплоть до разрушения.

Кроме того, под действием высоких ультразвуковых нагрузок обнаружены новые, ранее ненаблюдаемые, явления – временные и амплитудные аномалии в кристаллах фторида лития и парателлуриата. Детальный анализ полученных экспериментальных данных позволяет выбрать наиболее перспективные материалы и направления для дальнейшего развития и применения разработанного комплекса методов рентгеноакустической дифрактометрии.

Работа выполнена при фин. поддержке грантов РФФИ 14-02-31451 мол\_а, 14-22-01042 офи\_м и гранта Президента РФ МК-4476.2014.2. Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП ИК РАН при поддержке Минобрнауки» (проект RFMEFI62114X0005)

1. Благов А.Е., Ковальчук М.В., Кон В.Г., Писаревский Ю.В. // ЖЭТФ 2005. Т.128 с.893
2. Ковальчук М.В., Таргонский А.В., Благов А.Е., Занавескина И.С., Писаревский Ю.В. Кристаллография, 56, вып. 5, 2011, с.886-889.

## ХАРАКТЕРИСТИКИ МАГНИТОИМПЕДАНСНЫХ ДАТЧИКОВ В ПЕРЕМЕННЫХ И ПОПЕРЕЧНЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ

Юданов Н.А., Евстигнеева С.А., Морченко А.Т.,  
Панина Л.В., Костишин В.Г.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»  
Москва, Россия  
[kolyan2606@mail.ru](mailto:kolyan2606@mail.ru)*

В автомобильной и аэрокосмической отраслях, в производстве метрологического оборудования, в области медико-биологической диагностики, промышленной санитарии и мониторинга экологической обстановки возникает необходимость измерять переменные магнитные и электромагнитные поля с высокими показателями по точности, пространственному и временному разрешению. Актуальность исследований в этом направлении подкрепляется всевозрастающим применением электронных и радиотехнических средств на производстве и в быту (компьютеров, телевизоров, радиотелефонов, и прочей оргтехники), наличием излучения со стороны линий электропередач, сильных радиопередающих устройств и радаров, создающих электромагнитное поле, в разы превышающего допустимый уровень.

Весьма перспективным для мониторинга обстановки на предмет соблюдения требований по гигиеническим критериям охраны труда и безопасности жизнедеятельности является применение малогабаритных приборов контроля переменных магнитных полей. Разрабатываемые устройства должны обладать широким частотным диапазоном и высокими показателями линейности во всем диапазоне частот и измеряемых полей.

В данной работе изучалась работа сенсорных устройств, построенных на основе аморфных ферромагнитных микропроводов, для контроля переменных магнитных полей. Приводятся результаты исследования частотных характеристик, линейности и чувствительности магнитоимпедансных элементов. Изучение амплитудно-частотных характеристик продемонстрировало возможность функционирования датчиков в квазистатическом режиме в диапазоне частот внешнего магнитного поля на два порядка ниже частоты используемого тока возбуждения. Так, накачка магниточувствительного элемента током с частотой порядка 10 МГц позволяет проводить измерения полей частотой вплоть до десятков килогерц.

В рамках работы исследовано также влияние поперечных магнитных полей на выходной сигнал устройства. Обсуждается возможность построения датчика градиентных магнитных полей на основе нескольких одноэлементных сенсоров.

*Работа выполняется при финансовой поддержке гранта РФФИ 13-08-01319.*

## МЕХАНИЗМ ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВОГО СИНТЕЗА ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Nb<sub>3</sub>Al

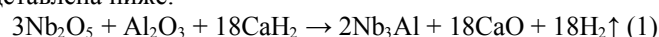
**Юдин С.Н., Касимцев А.В.**

*Тульский государственный университет, г. Тула, Россия*

[Sergey-USN@mail.ru](mailto:Sergey-USN@mail.ru)

Интерметаллид (ИМ) Nb<sub>3</sub>Al относится к классу высокотемпературных металлических материалов с температурой плавления 2060 °С, что должно обеспечить его высокие жаропрочные свойства при температурах до 1600 °С (0,8T<sub>пл</sub>). Однако функциональные характеристики интерметаллидов и сплавов на их основе чувствительны к стехиометрическому соотношению компонентов. При не соблюдении стехиометрии, свойственной ИМ, наблюдается ухудшение эксплуатационных характеристик сплава.

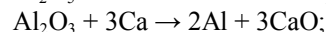
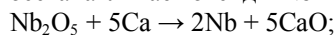
Для производства гомогенного по химическому и фазовому составу ИМ Nb<sub>3</sub>Al можно использовать металлотермический (гидридно-кальциевый) метод совместного восстановления оксидной шихты гидридом кальция. Схематично гидридно-кальциевая реакция синтеза Nb<sub>3</sub>Al представлена ниже:



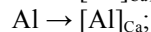
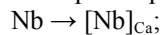
Гидридно-кальциевый синтез начинает активно протекать при температурах 900 – 1200 °С, когда разлагается CaH<sub>2</sub> и появляется активный восстановитель – Ca. Гидрид кальция всегда добавляют с некоторым избытком, соответственно сплавообразование происходит в среде жидкого кальция.

Реакция (1) описывает качественную сторону процесса синтеза ИМ Nb<sub>3</sub>Al гидридно-кальциевым методом. С физической точки зрения данная реакция является результатом протекания нескольких элементарных реакций:

1. Восстановления, когда кальций восстанавливает оксиды Nb и Al:



2. Растворения, когда восстановленные Nb и Al растворяются в избытке жидкого кальция:



3. синтеза:



Результатом реакции (1) является установления равновесия: Nb<sub>3</sub>Al– CaO – Ca.

Выделение основных стадий вскрывает механизм синтеза, знание которого, необходимо для регулирования технологического процесса и получения готового продукта с необходимыми свойствами. Например, стадия восстановления определяет технологические параметры процесса (его термичность), стадия растворения характеризует взаимодействия компонентов сплава с Ca, стадия синтеза позволяет оценить равновесное содержание кислорода в Nb<sub>3</sub>Al, находящегося в термодинамическом равновесии с CaO в расплаве Ca.

По данной технологии нами уже получено несколько партий порошкового интерметаллида Nb<sub>3</sub>Al, в том числе легированного Si и PЗМ (Y и Sc). Синтезированные порошки имеют гомогенный химический и фазовый составы, содержание основной фазы Nb<sub>3</sub>Al, как правило, стремится к 100 %. Также полученные порошки имеют невысокое содержание газообразующих примесей (O, N, C).

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №13-03-12117 офу\_м).*

## ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА ПОРТЕВЕНА-ЛЕ ШАТЕЛЬЕ В СПЛАВЕ 1545K ПОДВЕРГНУТОГО РКУП

Юзбекова Д. Ю., Могучева А.А.  
НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия  
Yuzbekova@bsu.edu.ru

Пластическая деформация сплавов часто сопровождается прерывистым течением, известным как эффект Портвена-Ле Шателье (ПЛШ) [1]. Механизм этого эффекта детально изучен в работе [2]. Снижение пластичности и образование полос деформации, связанные с эффектом ПЛШ, являются нежелательными в промышленных процессах, так как приводят к появлению шероховатости на поверхности и снижают обрабатываемость в тонкие листы [3,4]. Таким образом, данный эффект ограничивает использование сплавов системы Al-Mg. Недавно проведенное исследование [5] показало, что интенсивная пластическая деформация сплава системы Al-Mg подавляет образование зубчатости на деформационных кривых, а именно приводит к увеличению критической деформации начала зубчатости, а так же уменьшению частоты и амплитуды скачков напряжения течения. В отличие от этого, в сплаве системы Al-Mg, содержащем наноразмерные частицы, измельчение зерна приводит к увеличению величины колебаний напряжения течения [6]. Таким образом, актуальность данного исследования связана с необходимостью поиска путей для подавления пластической неустойчивости в промышленных сплавах системы Al-Mg.

Влияние микроструктуры на проявление эффекта ПЛШ изучалась в сплаве 1545K, подвергнутого равноканальному угловому прессованию (РКУП) при температуре 300°C до разных степеней деформации. Ранее было установлено [7], что РКУП сплава 1545K обеспечивает формирование субзеренной ( $\epsilon \sim 1$ ), частично рекристаллизованной ( $\epsilon \sim 4$ ) и полностью рекристаллизованной ( $\epsilon \sim 12$ ) структур. Прерывистое течение исследовали в широком интервале температур (198 – 373 K) и скоростей деформации ( $1 \times 10^{-5} - 2,1 \times 10^{-1} \text{ c}^{-1}$ ). Было установлено, что измельчение зерна способствует пластической неустойчивости в исследуемом материале. Температурно-скоростная область существования эффекта ПЛШ становится шире, а величина критической деформации ниже, в то время как амплитуда скачков напряжения течения увеличивается в несколько раз, указывая на значительное увеличение вклада твердо-растворенного упрочнения в общую прочность.

*Работа выполнена на оборудовании ЦКП НИУ «БелГУ» при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, проект №11.1533.2014/К.*

### СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ:

1. P. Rodrigues, Bull. Mater. Sci. 6 (1984) 653-663.
2. L.P. Kubin, Y. Estrin. Acta Met. Mater. 38 (1990) 697.
3. H. Halim, D.S. Wilkinson, M. Niewczas, Acta Mater. 55 (2007) 4151-4160.
4. I.J. Polmear, Light Alloys. From Traditional Alloys to Nanocrystals, 4th ed., Butterworth-Heinemann/Elsevier, UK, 2006.
5. T.A. Lebedkina, M.A. Lebyodkin, T.T. Lamark, M. Janeček, Y. Estrin, Mater.Sci.Eng. A 615 (2014) 7-13.
6. S. Malopheyev, R. Kaibyshev, Mater.Sci.Eng. A 620 (2014) 246-252
7. A. Mogucheva, E. Babich, B. Ovsyannikov, R. Kaibyshev, Mater.Sci.Eng. A 560 (2013) 178-192.

# ПОЛУЧЕНИЕ ИЗОБРАЖЕНИЙ КРИСТАЛЛОВ В НОВОЙ МОДИФИКАЦИИ МЕТОДА ДИФРАКЦИИ ОБРАТНО РАССЕЯННЫХ ЭЛЕКТРОНОВ (EBSD)

**Якимов Е.Б.**

<sup>1</sup>Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН, г. Черноголовка, Московская обл., Россия

<sup>2</sup>Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия  
yakimov@iptm.ru

В стандартном методе дифракции обратно рассеянных электронов ориентацию в каждой точке исследуемого кристалла при сканировании электронного зонда получают, обрабатывая дифракционную картинку с помощью преобразования Хафа. При этом в каждой точке определяется и запоминается ориентация кристаллической решетки. Это позволяет получать выявлять области с разной ориентацией и проводить статистическую обработку их распределений. Однако при преобразовании Хафа информация о деформации линий Кикучи вследствие упругих напряжений в значительной степени теряется. Недавно была предложена модификация этого метода, в которой для каждой точки запоминается вся дифракционная картинка, а затем строится набор изображений в выбранных отражениях дифракционной картины. При этом, выбор точки на дифракционной картинке эквивалентен вырезанию соответствующего отражения с помощью диафрагмы и, в принципе, такой метод позволяет сохранять информацию не только о смещении и повороте линий Кикучи, но и об их деформации. В настоящей работе представлены результаты, демонстрирующие возможности этого метода, и сравнение его со стандартным методом EBSD.

Возможности этого метода были исследованы на пленках GaN, выращенных методом латерального зарастивания, а также на отпечатках индентора в кристаллах кремния и SiC. В первом случае в процессе роста возникает периодическая структура с периодом 16 мкм: слой GaN шириной 4 мкм с высокой плотностью дислокаций, выросший над щелью в маске, и слой, растущий в латеральном направлении между щелями с меньшей плотностью дислокаций. Таким образом, в таких структурах возникает периодическое распределение напряжений. Стандартный метод EBSD показывает, что разориентация областей латерального роста и областей над щелью достигает 1 градуса. Построение изображений в разных отражениях позволяет выявить не только различие между этими областями, но и ряд новых особенностей. Поскольку при такой обработке получается набор сильно различающихся изображений, можно получить изображения с хорошо выявленной границей срастивания, изображения с контрастом между областями латерального роста, растущими в разных направлениях, и т.д.

На деформированных индентором кристаллах SiC и кремния изображения в разных отражениях также различаются, что определяется распределением и знаком напряжений вокруг отпечатка. Таким образом, показано, что этот метод позволяет оптимизировать условия, в которых наиболее наглядно выявляется распределение напряжений в исследуемых структурах. Кроме того, он позволяет достаточно простыми методами получить более полную информацию для дальнейшего анализа распределения напряжений в исследуемых объектах.

## ПРОЯВЛЕНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОСТАВА

**Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Федоров В.А., Березнер А.Д., Комбаров М.В., Федотов Д.Ю.**  
Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия  
*e-mail: [feodorov@tsu.tmb.ru](mailto:feodorov@tsu.tmb.ru)*

Физика аморфных металлических сплавов или металлических стекол (МС) в последние два десятилетия является одной из самых быстроразвивающихся областей физики конденсированного состояния. Большой интерес, который привлекают к себе аморфные металлические сплавы, обусловлен как фундаментальными, так и прикладными аспектами. Так, несмотря на значительное количество научных публикаций, до настоящего времени отсутствуют единые представления о структуре аморфных металлических сплавов. Многочисленные модели аморфного состояния твердого тела, как правило, не могут адекватно описать его физические свойства. Особенностью аморфных твердых тел, и в частности, аморфных металлических сплавов, является отсутствие у них дефектов, присущих кристаллическим твердым телам, что во многом обуславливает высокие магнитные свойства аморфных металлических сплавов. Варьирование химического состава МС позволяет получать многообразие их магнитных характеристик.

В настоящее время известны аморфные состояния для многих металлических систем. Под воздействием различного рода дестабилизирующих факторов (облучение, механические и/или термические воздействия, химическая обработка) в МС осуществляется переход от метастабильного равновесия к новому, более равновесному состоянию, сопровождающийся изменением совокупности свойств МС, в частности, существенным снижением макроскопической пластичности. В связи с этим одной из значимых проблем при исследовании неупорядоченных сред остается проблема стабильности не только механических но и магнитных характеристик.

В работе проведены исследования магнитных характеристик шести аморфных металлических сплавов на основе Со: сплавы марок АМАГ-170, АМАГ-172, АМАГ-179, АМАГ-180, АМАГ-183, АМАГ-186, полученных методом спиннингования. Образцы с размерами  $3,5 \times 10 \times 0,02$  мм исследовали на вибрационном магнитометре. Все исследованные сплавы являются магнитомягкими с узкой петлей гистерезиса. В ходе работы установлено, что по мере увеличения содержания кобальта возрастает коэрцитивное поле. Вместе с тем, отсутствие Ni в сплавах АМАГ-183 и АМАГ-186 снижает значение коэрцитивного поля, в тоже время увеличение содержания кобальта в них приводит к незначительному росту коэрцитивного поля. Кроме того, отсутствие Ni приводит к возрастанию магнитного насыщения (сплавы АМАГ-183 и АМАГ-186). Результаты исследования зависимости магнитного насыщения от величины поля показывают, что изменение внешнего поля практически не влияет на магнитное насыщение.

Таким образом, показано, что варьирование состава сплавов приводит к изменению магнитных характеристик.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №15-01-04553) и гос. задания (проект № 2476)*



# ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАССИВНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ И ПАЛЛАДИЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Яковлев А.В., Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Комбаров М.В.,  
Новгородов Л.А.

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия*  
*e-mail: [feodorov@tsu.tmb.ru](mailto:feodorov@tsu.tmb.ru)*

Комплексное исследование закономерностей эволюции структуры и механических свойств, объемных металлических стекол (МС), подвергнутых термической обработке, является актуальным направлением прикладных и фундаментальных исследований. Оценка механических свойств МС в зонах локального воздействия, в частности, импульсов когерентного излучения, является практически значимой задачей, в связи с тем, что лазерное излучение является одним из способов термической обработки.

В работе исследованы механические свойства объемных МС на основе Pd системы Pd - Cu - Ni - P (40% Pd) и Zr системы Zr - Ti - Cu - Ni - Al (52,5% Zr), а также морфологические особенности зон, формируемых в результате воздействия лазерного излучения. В работе использовали энергию лазерного импульса 0,35 и 0,5 Дж, длительностью ~ 2-4 мс. Воздействие осуществляли в среде аргона. Одна сторона образцов была приготовлена как металлографический шлиф. Изменение свойств материала после воздействия лазерного излучения, определяли путем измерения нанотвердости на установке Nano Indenter G200. Морфологические особенности поверхностей исследовали на растровом ионно-электронном микроскопе Quanta 200 3D.

В ходе работы было установлено, что в МС на основе Zr зона воздействия представляет собой "розетку", состоящую из радиально растущих кристаллов образовавшихся в центральной области оплавления. Выделяются зона оплавления и зона термического влияния. За границей зоны оплавления наблюдается кристаллизация не связанная с расплавлением материала. Рельеф, формируемый на поверхности, связан с объемным эффектом при кристаллизации. Это подтверждается дилатометрическими исследованиями. Зона воздействия в сплаве на основе Pd представляет собой вид «лунного кратера». Зона термического влияния металлографически не выявляется. При увеличении количества импульсов в сплавах на основе Zr наблюдается рост кристаллов, в сплаве на основе Pd зона воздействия практически не изменяется. Для исследования поведения механических свойств МС был использован метод nanoиндентирования. Установлено, что в сплаве на основе Zr уменьшение нанотвердости и модуля Юнга связано со структурным превращением металлическое стекло → ГПУ кристалл. В сплаве на основе палладия незначительное уменьшение связано с процессами вторичного стеклования, идущими на поверхности.

Таким образом, установлено, что вид зон воздействия лазерного излучения в этих случаях различен, что обусловлено различием тепловых свойств материалов. Методом nanoиндентирования показано, что в зоне воздействия лазерного излучения происходит изменение величин нанотвердости и модуля упругости объемных МС на основе циркония и палладия по сравнению с исходным материалом.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №15-01-04553) и гос. задания (проект № 2476)*

# МОДИФИКАЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ МЕДИ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Ярополова Н.Г.<sup>1</sup>, Бондаренко К.Ю.<sup>1</sup>, Коновалов С.В.<sup>1</sup>, Загуляев Д.В.<sup>1</sup>,  
Комиссарова И.А.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет  
г. Новокузнецк, Россия, e-mail: konovalov@physics.sibsiu.ru

<sup>2</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН  
г. Томск, Россия, e-mail: yufi@mail2000.ru

Работа направлена на раскрытие физических механизмов влияния магнитных полей на металлические материалы с различной кристаллической структурой. В качестве материала исследования использовали поликристаллическую медь марки М006. В качестве источника магнитного поля использовался постоянный электромагнит, имеющий возможность регулирования индукции магнитного поля. Индукцию магнитного поля контролировали милитесламетром ТПУ с точностью до  $1 \cdot 10^{-3}$  Тл.

Поликристаллическая медь в исходном состоянии имеет разнообразную дислокационную субструктуру (ДСС). Основным типом ДСС являются дислокации, распределенные хаотически, относительное содержание которой ~56 %. Несколько меньший объем материала занимает ячеистая дислокационная субструктура – 36 %. Относительные объемы материала, занятые сгущениями, сетчатой, полосовой субструктурами и оборванными субграницами, невелики и составляют 3 %, 5 %, 3 % и 2 %, соответственно. Следует отметить, что в объеме ячеек и в полосовой субструктуре выявляется сетчатая дислокационная субструктура и дислокации, распределенные хаотически. Размеры ячеек изменяются в пределах от 0,5 мкм до 1,0 мкм.

Величина скалярной плотности дислокаций, являющаяся количественной характеристикой субструктуры, зависит от типа ДСС. В структуре дислокационного хаоса плотность дислокаций изменяется в пределах от  $0,5 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$  до  $1 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ; в сетчатой ДСС в пределах от  $3 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$  до  $5 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Скалярная плотность дислокаций в меди перед испытаниями на ползучесть составляет  $\sim 1,7 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

При разрушении в условиях ползучести были выявлены зерна, содержащие хаотически распределенные дислокации и дислокации, формирующие сетчатую субструктуру, ячеистую субструктуру различной степени совершенства, полосовую субструктуру и субзерна. В незначительном количестве (единицы процентов) наблюдаются также дислокационные сгущения и оборванные субграницы. Субструктура дислокационного хаоса выявлена в ячейках, полосах и субзернах; исключительно в ячейках присутствует сетчатая дислокационная субструктура.

В зернах меди и в ячеистой субструктуре величина скалярной плотности хаотически распределенных дислокаций равна  $\sim 2,1 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ; в полосовой субструктуре  $\sim 2,6 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ; в субзернах  $\sim 1,1 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Величина скалярной плотности дислокаций, формирующих сетчатую ДСС, составляет  $\sim 4,4 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

Установлено, что вблизи зоны разрушения основным типом ДСС в меди, деформированной в условиях ползучести без магнитного поля, является субзеренная структура. Наложение магнитного поля приводит к снижению относительного содержания в меди субзеренной структуры практически в 2 раза. Это позволяет заключить, что магнитное поле замедляет скорость перестройки дислокационной субструктуры при ползучести меди.

*Работа частично выполнена на научном оборудовании ЦКП «Материаловедение» СибГИУ и при финансовой поддержке РФФИ (проект №14-08-00506а) и государственного задания 3.1496.2014/К.*

## ВЛИЯНИЕ СЛАБОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ

**Ярополова Н.Г., Коновалов С.В., Загуляев Д.В., Комиссарова И.А., Громов В.Е.**  
*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия*  
*konovserg@gmail.com*

Работа посвящена изучению влияния постоянного магнитного поля на ползучесть поликристаллической меди. Испытания на ползучесть выполнены при комнатной температуре и растягивающем напряжении  $\sigma = 130$  МПа. Перед испытаниями образцы поликристаллической меди подвергали термической обработке. Для испытаний на ползучесть использовалась модернизированная испытательная машина для исследования процессов пластической деформации металлов. Ее детали, находящиеся в непосредственной близости к источнику магнитного поля, были изготовлены из немагнитных материалов. В качестве источника магнитного поля использовался постоянный электромагнит. Изменение индукции магнитного поля выполнялось путем изменения силы тока в катушках электромагнита. Индукцию магнитного поля изменяли в пределах от 0 до 0,6 Тл.

Воздействие магнитным полем приводит к существенному снижению скорости ползучести на линейном участке кривой ползучести. На начальной (логарифмической) стадии ползучести действие магнитного поля не выражено. Магнитное поле практически не влияет на величину деформации до разрушения. Однако, время, необходимое для достижения одной и той же степени деформации, различно для разных параметров воздействия магнитным полем. В качестве количественной составляющей оценки эффекта влияния магнитного поля использован параметр относительного изменения скорости ползучести на линейной стадии  $\xi$ .

Установлено, что зависимость  $\xi(B)$  имеет 4-х стадийный вид. Область I (от 0 до 0,1 Тл): в этой области происходит линейное нарастание эффекта влияния магнитного поля. Скорость ползучести снижается с 3,9 %/ч до 2,84 %/ч. Область II (от 0,1 до 0,3 Тл) характеризуется неизменным значением скорости ползучести 2,84 %/ч, определяемой на линейной стадии процесса, однако, меньшим ее значением по сравнению со скоростью ползучести без воздействия на 27 %. Область III (от 0,3 до 0,4 Тл) подобна области I и также характеризуется нарастанием эффекта влияния магнитного поля, а скорость ползучести снижается с 2,84 %/ч на участке II, до 2,16 %/ч на участке IV. Область IV подобна участку II, однако, в этом диапазоне значений индукции магнитного поля значение скорости ползучести снижается еще на 17,25% по сравнению с участком II и на 44,44 % по сравнению со скоростью ползучести без воздействия и составляет 2,16 %/ч. Таким образом, анализ представленной зависимости показывает, что снижение скорости ползучести имеет пороговый характер.

Установлена корреляция между относительным изменением скорости ползучести, определяемой на линейной стадии кривой ползучести, и временем до разрушения, при одних и тех же параметрах магнитного воздействия. Установленные эффекты влияния магнитного поля, по-видимому, усиливаются также тем, что его действие на медь осуществлялось в процессе ее испытаний на ползучесть.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №14-08-00506а), гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук (проект МД-2920.2015.8) и государственного задания № 3.1496.2014/К.*

## ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ СВС МИШЕНЕЙ-КАТОДОВ ДЛЯ ОСАЖДЕНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

**Яцюк И.В., Потанин А.Ю., Погожев Ю.С., Левашов Е.А.**

**Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Научно-учебный центр СВС МИСиС-ИСМАН**

Керамика на основе диборида циркония  $ZrB_2$  относится к классу высокотемпературных материалов, которые активно эксплуатируются в условиях сверхвысоких рабочих температур в агрессивных средах. Это обусловлено рядом свойств  $ZrB_2$ : высокой температурой плавления (3245 °С), эрозионной стойкостью и стойкостью к термическому удару. Известно, что добавление соответствующего количества кремния и алюминия повышает стойкость к окислению и механические свойства керамики на основе  $ZrB_2$ . Модифицирование различных поверхностей деталей авиационной и ракетно-космической техники осуществляется, например, путем осаждения многокомпонентных наноструктурных покрытий (МНП) на основе боросилицидов циркония, в том числе легированных алюминием. Одним из наиболее перспективных методов осаждения такого рода покрытий является магнетронное распыление керамических композиционных СВС мишеней-катодов, содержащих все необходимые элементы в заданном соотношении.

Работа посвящена экспериментальным исследованиям процесса горения реакционных смесей в системе  $Zr-Si-B-Al$ , рассчитанных на образование композиционного продукта с составом 47,2 %  $ZrB_2$  + 47,2 %  $Zr_3Si_4$  + 5,6 % Al. В работе изучали влияние степени разбавления исходной реакционной смеси конечным продуктом на кинетику и механизмы горения. При этом степень разбавления конечным продуктом варьировалась в пределах 20 – 40 %.

Изучено влияние начальной температуры процесса СВС и степени разбавления исходных реакционных смесей конечным продуктом на кинетику горения. Увеличение начальной температуры процесса на 400 К приводит к росту температуры горения на 140÷220 К. Увеличение концентрации готового продукта – инертного наполнителя в составе реакционной смеси с 20 до 40 % приводит к снижению температуры и скорости горения с 2270 до 1890 К и с 2,99 до 0,71 см/с соответственно при инициации процесса СВС при комнатной температуре. Для каждого из составов также были рассчитаны значения эффективной энергии активации процесса горения, которые снижаются от 690 до 260 кДж/моль с увеличением степени разбавления конечным продуктом от 20 до 40%.

Стадийность структурно-фазовых превращений исследовали методом динамической дифрактографии и методом закалки фронта горения с последующим проведением СЭМ и ЭДС характерных участков фронта горения. Установлено, что при разбавлении конечным продуктом в количестве 30 и 40 % в первую очередь образуются силициды циркония  $ZrSi$  и  $ZrSi_2$ , а также сложное соединение  $ZrSiAl_2$ . Диборид циркония  $ZrB_2$  формируется позже, в так называемой "зоне догорания". В случае, когда конечный продукт в исходную шихту не добавляли, в первую очередь образуется диборид циркония  $ZrB_2$ , далее формируется силицид циркония  $ZrSi$ . Фазовый состав конечного продукта синтеза несколько отличается от расчетного.

Компактные образцы керамических материалов были получены по технологии силового СВС- компактирования. Изучены их фазовый состав и структура. Показано влияние степени разбавления на остаточную пористость.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 13-08-01267).*

# ПРИМЕНЕНИЕ ПАНОРАМНОГО КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО АНАЛИЗА МЕТОДАМИ СЭМ (EBSD) ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ КИНЕТИКИ ОТПУСКА ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

**Яшина Е.А.; Зисман А.А., д-р физ.-мат. наук; Петров С.Н., к-т хим. наук**  
**ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург 191015, ул. Шпалерная, д.49, mail@crism.ru**

Структура высокопрочных сталей представляет собой смесь разных типов  $\alpha$ -фазы с ОЦК/ОЦТ решеткой (феррит, бейнит или мартенсит), причем каждый из этих типов имеет ряд подтипов, обладающих различными индивидуальными свойствами. При структурных исследованиях, направленных на получение оптимального комплекса свойств материала, необходимо располагать средствами объективного распознавания структурных разновидностей  $\alpha$ -фазы, а также расчета их относительного содержания в превращенной структуре. Между тем оптическая металлография не всегда позволяет отличить «неполигональный» феррит от гранулярного бейнита или реечный бейнит от мартенсита и, тем более, анализировать структурные изменения при отпуске высокопрочной стали.

В данной работе для исследования структуры высокопрочной стали после закалки и высокотемпературного отпуска использован метод дифракции обратно отраженных электронов (EBSD) на основе СЭМ, в частности, отображение кривизны решетки внутри кристалла  $\alpha$ -фазы, именуемое GAM (grain average misorientation). GAM-параметр позволяет идентифицировать такие разновидности  $\alpha$ -фазы, как мартенсит и бейнит, отличающиеся друг от друга плотностью дислокаций. Именно благодаря чувствительности данной характеристики к степени искаженности кристаллической решетки возможно эффективно применять GAM не только при сравнении разных типов  $\alpha$ -фазы, но и при анализе изменения состояния одного и того же структурного типа в процессе отпуска. Следует подчеркнуть, что при этом эффективность традиционных методов структурного анализа принципиально ограничена, т.к. в процессе отпуска морфологические и кристаллографические особенности структуры высокопрочных сталей остаются почти неизменными. В то же время в настоящей работе был применен более чувствительный метод анализа, который позволяет оценить влияние отпуска за счет построения характеристических спектров межвариантных разориентировок ориентационного соотношения ( $\gamma/\alpha$ ) между блоками бейнита или мартенсита.

Результаты, полученные с помощью двух выше указанных новых методов, позволили объективно зарегистрировать значимое различие между закаленным и отпущенным состоянием, поэтому данный подход является перспективным средством для анализа изменения структуры и свойств стали во время отпуска.

## АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

Alsaraeva K.V.	31, 294	Алексеев А.А.	107, 174, 175
Antipov A.	36	Алексеева Л.Е.	72
Arakelian S.	36	Алексеева О.А.	35, 293, 295
Bazlov A.I.	239	Алиев О.М.	202
Blank V.	254	Алсараева К.В.	244
Dec J.	204	Альшиц В.И.	32, 56
Dvorak J.	57	Амрастанов А.Н.	33
Emdady A.A.	239	Ананьин О.Б.	297
Golovin I.S.	239	Андреев В.А.	323, 324
Gornostyrev Yu.N.	240	Андреев В.Г.	174, 175, 217, 218
Gromov V.E.	31, 294	Андреев П.В.	167
Ivanov Yu.F.	31	Андриевский Р.А.	34
Kato H.	128	Андрійчук А.П.	278
Kisel V.P.	147	Антипин А.М.	35, 295
Konovalov S.V.	31	Антонов М.В.	37
Kucherik A.	36	Антонова О.В.	250
Kulnitskiy B.	254	Анчаров А.И.	38
Kutrovskaya S.	36	Аронин А.С.	24, 246
Li X.	294	Арсенкин А.М.	39
Łukasiewicz T.	204	Арсентьев А.А.	40, 304
Maslenikov I.	254	Артемов В.В.	225, 293
Matyjasik S.	209	Артемова Е.С.	41
Naimi E.K.	226	Арямин Е.Е.	29
Nogtev D.	36	Асадов М.М.	221, 222
Osipov A.	36	Асадчиков В.Е.	38, 262
Ovsyannikov D.	254	Астанин В.В.	290
Palacheva V.V.	239	Астахов В.А.	218
Panfilov P.	240	Астраускас Й.И.	338
Parkhomenko Yu.	254	Афанасьева Е.С.	40
Perezhogin I.	254	Афоникова Н.С.	102
Perfilov S.	254	Ахунова А.Х.	42, 48
Pilyugin V.P.	240	Аюпов К.С.	43, 131
Popov M.	254	Б	
Prokhorov V.	254	Базалевская С.С.	247
Semina O.A.	31	Базалева К.О.	44, 198
Sklenicka V.	57	Базулев А.Н.	278
Skryleva E.	254	Баимова Ю.А.	45
Song G.	294	Баранникова С.А.	46
Tang G.	294	Баскакова С.С.	47
Tyukalova E.	254	Батаев Н.В.	48
Vartanyan T.	36	Батаронов И.Л.	49
Vekilov Yu.Kh.	226	Бахадирханов М.К.	50, 51
Wada T.	128	Бахадырханов М.К.	52, 53
Zadorozhnyy V. Yu.	239	Бахарырханов М.К.	131
Zimin S.	36	Бахолдин С.И.	207, 232
А		Бахтеева Н.Д.	77
Абросимова Г.Е.	24, 246	Бащенко Л.П.	243
Авдюхина В.М.	25, 30, 194	Безматерных Л.Н.	54
Аверин И.А.	258	Бекин В.В.	116
Аверкин А.И.	26	Беленков Е.А.	105, 309
Автин А.А.	338	Белов Н.А.	104, 227, 299
Агамалиев З.А.	27, 28	Белослудцева Е.С.	321
Адамцов А.Ю.	136, 175	Белоусов Г.С.	55
Аждаров Г.Х.	27, 28, 130	Белугина Н.В.	312
Аждарова Д.С.	202	Белых Н.В.	203
Азизов М.К.	51, 52	Березнер А.Д.	251, 318, 344, 345
Айдинян Н.В.	29, 160, 161	Бессонов Д.А.	56
Акимова О.В.	25, 30	Бесшапошников Б.П.	263
Алекперов А.И.	130		
Александрова Н.М.	328		

Бетехтин В.И.	57	Веремейчик Т.Ф.	83
Бибиков С.Б.	218	Веретенников Л.М.	164
Благов А.Е.	185, 339	Верин И.А.	293
Бланк В.Д.	120	Викарчук А.А.	110, 116, 257
Блантер М.С.	67	Викторов С.Д.	84
Блаут-Блачев А.Н.	71	Виноградова Н.И.	134
Бледнова Ж.М.	271	Виноградова Ю.А.	310, 311
Блецкан Д.И.	58	Власов В.Н.	282
Близнюк Л.А.	59	Власов В.П.	85
Бобрышева Е.В.	269	Власов Н.М.	86
Богодаев Н.В.	60	Внуков В.И.	300
Богомолов Д.И.	61	Водолазова Н.Н.	311
Божинова А.С.	258	Волков В.А.	87, 122
Бойков А.А.	62	Волков Н.В.	88
Бокштейн Б.С.	63	Волкова И.Р.	89
Большаков А.П.	262	Волкова Т.В.	272
Большакова Н.Н.	64	Волкогон Г.М.	304
Большакова О.В.	64	Волоконский М.В.	214
Бондарев А.В.	65	Волосюк А.В.	90
Бондаренко К.Ю.	228, 346	Волосюк М.А.	90
Бордюжин И.Г.	273	Волошин А.Э.	47, 79, 151
Борик М.А.	66, 272	Волошинов Е.Б.	288
Борисова П.А.	67	Волчков И.С.	38
Борунова А.Б.	68	Вольдман Г.М.	142
Босин М.Е.	69	Воронкова В.И.	35, 237, 295, 319, 320
Бочкарёва А.В.	46	Воронова К.А.	91
Бражкин В.В.	67	Воронова Л.М.	92, 181
Браиловский В.	132	Воронцов В.Б.	93
Бредихин С.И.	66	Воронцов М.С.	314
Бродова И.Г.	70	Г	
Бублик В.Т.	61, 66	Габаин А.А.	308
Бугров В.Е.	208	Гаваян М.Ю.	94
Будовских Е.А.	150, 268	Гаврищук Е.М.	95, 96
Бузанов О.А.	127, 247, 327	Гайнутдинов Р.В.	312
Букреева Т.В.	225	Галактионова А.В.	97
Бульенков Н.А.	71	Галиева Э.В.	42, 48
Буржанов А.А.	72	Гапонцева Т.М.	92
Буташин А.В.	38, 73, 85, 213, 234, 262	Гармаш В.М.	91
Бутусов О.Б.	74	Гасанов М.Ф.	334, 335
Бухарин М.А.	75	Глезер А.М.	98, 104, 245, 302, 337
Быков А.С.	126, 183, 307	Глушанкова Н.А.	305
Быкова М.Б.	101, 127, 158, 327	Глушкова Т.М.	139
Бычкова М.Я.	76	Годжаев Е.М.	219
В		Гойденко А.А.	286
Вакульчак В.В.	58	Головатенко А.А.	208
Валиев Р.З.	149, 286	Головин И.С.	328
Валиев С.А.	53	Головина Т.Г.	99
Валитов В.А.	42	Голошумова А.А.	100
Ванцян М.А.	225	Гольберг Д.В.	317
Васильев А.Л.	73, 77, 276	Гончарова Е.Н.	268
Васильева М.В.	78	Гореева Ж.А.	101, 127
Васильева Н.А.	79	Горнакова А.С.	102, 103
Вдовин В.И.	236	Горский Е.К.	136
Векилов Ю.Х.	197	Горшенков М.В.	39, 78, 104, 141, 212, 266, 274
Велигжанин А.А.	80, 302	Гребенев В.В.	79, 115, 167, 201
Велиханов А.Р.	81	Гребеньков О.В.	335
Вербенко И.А.	308	Гречишкин Р.М.	159, 161
Вергазов Р.М.	217, 218	Грешняков В.А.	105
Вергелес П.С.	82	Григорьева М.С.	79
Верезуб Н.А.	259		

Гринберг Б.А.	106, 250, 263	Ефремова Н.Ю.	112, 114
Гринберг Е.М.	107	Ж	
Гриняев К.В.	108, 109, 291	Железный М.В.	39, 128
Громов В.Е.	138, 150, 228, 231, 243, 244, 268, 296, 346, 347	Желиговская Е.А.	71
Грызунов А.М.	257	Желтов М.А.	335
Грызунова Н.Н.	110	Желтякова И.С.	124
Губанова В.О.	251	Жигалина О.М.	125
Гудим И.А.	88	Жуков Р.Н.	307, 126, 183
Гульбин В.Н.	62	Жуковская И.А.	310, 311
Гундеров Д.В.	331	Журерова Л.Г.	255
Гуртовой В.Г.	333	З	
Гурьев В.В.	111, 277	Забелина Е.В.	127, 327
Гусев Д.Е.	280	Загайнов А.В.	87
Гусева Д.Г.	112, 114	Загуляев Д.В.	346, 347
Гусейнов Д.Т.	221	Задорожный В.Ю.	128, 129, 136
Гусейнов Дж.И.	219	Задорожный М.Ю.	129
Гуськов А. В.	113	Зайцев А.А.	281, 285
Д		Замулаева Е.И.	193, 305
Давыдов Д.И.	134	Захарова Е.А.	119
Данилина Е.А.	85	Захрабекова З.М.	27, 130
Даринская Е.В.	32	Зверев П.Г.	117
Дегтярев М.В.	92, 181	Звягин А.И.	199
Дежин В.В.	49, 229, 230	Зельдович В.И.	322
Демаков С.Л.	134	Земба П.	154
Денисов А.А.	334, 335	Зикриллаев Н.Ф.	51, 53
Дерябин А.Н.	234, 262	Зимица Г.В.	167
Джаббаров А.И.	223	Зисман А.А.	349
Диденко И.С.	101, 127	Зограф Г.П.	26
Димитров Д.Ц.	258	Золотов А.Е.	335
Дитенберг И.А.	108, 109, 291	Зубавичус Я.В.	80, 111, 277, 302
Дмитриев С.В.	42, 45	Зудина Ю.Г.	139
Дмитриевский А.А.	112, 114	Зуев Л.Б.	46
Дмитричева Е.В.	115, 167, 201	Зуев С.М.	288
Добаткин С.В.	266, 283	Зыкова М.П.	38
Довженко О.А.	116	Зюзин А.К.	176
Дорогов М.В.	257	И	
Дорофеев Г.А.	249	Иванов А.А.	245
Дорошенко М.Е.	117	Иванов А.С.	121
Дубинский С.М.	132	Иванов В.В.	64
Дудка А.П.	99, 293	Иванов М.А.	106, 263
Дунаева Е.Э.	117	Иванов С.М.	249
Дьяконов Г.С.	283	Иванов Ю.Ф.	150, 231, 243, 244, 268, 346
Дьяконов Д.Л.	118	Иванова А.Г.	77
Дьяконова Н.Б.	118	Иванова Е.С.	270, 312
Дьяконова Н.П.	78, 119	Иванова Т.Д.	310, 311
Е		Ивлева Л.И.	60, 117
Евдокимов И.А.	120	Игнатов С.Г.	305
Евстигнеева С.А.	340	Илиев Х.М.	50, 131
Егорова Л.Ю.	321	Ильяшенко С.Е.	161
Екимов Е.А.	121	Инаекян К.Э.	132
Елисеев А.П.	100	Иноземцев А.В.	263
Елисеев А.Ю.	204	Исаенко Л.И.	100
Елсуков Е.П.	87	Исамов С.Б.	51
Елькин И.А.	87, 122	Исламзаде Э.М.	27, 28
Емалетдинов А.К.	97	Исмаилов А.А.	279
Емлянинова Т.Г.	241	Исмаилов А.А.	279
Еременко В.Г.	123	Исмаилов А.А.	222
Еремин Е.В.	54, 88	К	
Ерохин А.	76	Кадомцев А.Г.	57
		Казанцев С.Ю.	95, 96, 133
		Казанцева Н.В.	134



Казимова В.К.	130	Колосов А.Ю.	162, 278
Калашников А.А.	30	Колосов В.Ю.	163, 164
Калошкин С.Д.	129, 135, 136, 141, 238, 313	Колотова Л.Н.	165
Калугин И.В.	29, 314	Колымагин А.Б.	85, 213
Калугина О.Н.	94	Комаров П.В.	162, 278
Каневский В.М.	38, 73, 85, 213, 234	Комбаров М.В.	344, 345
Каплунов И.А.	94, 137, 159, 160	Комир А.И.	166
Капралов Е.В.	138	Комиссаров А.А.	233
Карашова Г.А.	219	Комиссарова И.А.	346, 347
Кардашев Б.К.	57	Комлев А.С.	174, 177, 316
Каримов Д.Н.	139	Коморников В.А.	167, 201
Карманов А.А.	258	Кондратьев О.А.	185
Карнаух И.М.	338	Конева Н.А.	146, 155, 156, 157, 168, 187
Карпов А.Г.	206	Коновалов С.В.	228, 346, 347
Карпов М.И.	124, 140, 261, 300	Коновалова Е.В.	168
Картавых А.В.	141	Кононов И.Г.	95, 96, 133
Карташев И.В.	278	Конопкина Н.А.	318
Касимцев А.В.	142, 341	Константинова А.Ф.	99
Касымоглу И.	221	Конькова Т.Н.	169
Кашевич И.Ф.	312	Копаница Д.Г.	170
Квашнин В. А.	164	Копылов В.И.	283
Кекало И.Б.	143, 144	Коржов В.П.	124, 171, 261, 300
Керимова Э.М.	223	Корзников А.В.	169
Кильмаметов А.Р.	103	Корзникова Г.Ф.	169
Кирюханцев-Корнеев Ф.В.	65, 145, 188, 193	Корлюков А.А.	175
Кирюхин Ю.И.	225	Корнева М.А.	172
Киселев Д.А.	307, 126, 179, 183	Корноухов В.Н.	327
Киселева С.Ф.	146	Коробейникова Е.Н.	282
Кисель В.П.	148	Коровушкин В.В.	173, 217
Кислюк А.М.	183	Королев Ю.М.	217
Клевачев А.М.	73	Коротитский А.В.	141
Клевцов Г.В.	149	Корчагин М.А.	182
Клевцова Н.А.	149	Корячко М.В.	288
Климза А.А.	59	Костишин В.Г.	136, 173, 174, 175, 176, 177, 217, 218, 316, 340
Клопотов А.А.	170	Котовский Р.К.	32
Клюев В.Г.	41, 199	Кочанов А.Н.	84
Клямкин С.Н.	129	Кочервинский В.В.	179, 217
Кобзарева Т.Ю.	150	Кочетков А.А.	225
Ковалев А.Н.	176	Кочетов Н.А.	242, 252
Ковалев Д.Ю.	242, 252	Кравцова Е.Д.	253
Ковалёв С.И.	151	Крапошин В.С.	180
Коваленко А.Ф.	152, 153	Красильников О.М.	197
Ковальский А.М.	317	Красильникова Ю.О.	210
Ковальчук М.В.	185, 339	Красноперова Ю.Г.	92, 181
Когтенкова О.А.	154	Криницын М.Г.	182
Кожитов Л.В.	176	Круглов В.С.	111, 121, 277
Козинов С.Ю.	29, 314	Крыжановский В.Б.	184
Козлов Э.В.	146, 155, 156, 157, 168	Крымов В.М.	208, 232
Козлова А.П.	127, 158, 327	Крымский М.И.	267
Козлова Н.С.	101, 127, 158, 327	Ксенич С.В.	126, 183, 307
Колбанев И.В.	284	Кубасов И.В.	126, 183, 307
Колдаева М.В.	32	Кугаенко О.М.	247, 338
Колесников А.И.	137, 159, 160, 161	Кудряшов А.Е.	193, 196
Колесникова К.И.	154	Кузнецов В.В.	184
Колобылина Н.Н.	77	Кузнецов В.П.	200
		Кузьмина М.Д.	314
		Куксин А.Ю.	298

Кулебякин А.В.	66	Матвеев Д.В.	246
Кулебякин А.Н.	272	Медведева Т.В.	273
Кули-заде Э.С.	202	Меженный М.В.	259
Куликов А.Г.	185	Мезрин А.М.	299
Кульков В.Г.	186	Мелехов А.П.	297
Куницына Т.С.	187	Мелконян М.К.	210
Купцов К.А.	188	Мельчаков М.А.	211
Курбаткина В.В.	205, 242, 285	Менушенков В.П.	212, 273, 274
Курицына И.Е.	66	Мерсон Д.Л.	257
Кускова А.Н.	35, 295	Мигель И.А.	189, 190, 191
Кустов А.И.	189, 190, 191	Милевский К.Е.	113
Кутузов Д.С.	159, 192	Милль Б.В.	99
Кязимов С.Б.	223	Миловзоров Г.С.	129
Л		Милович Ф.О.	66, 272
Ладьянов В.И.	249	Мингажева З.В.	217
Левашов Е.А.	76, 145, 193, 196, 205, 210, 242, 252, 256, 281, 285, 305, 348	Миронов С.Ю.	169
Левин И.С.	25, 194	Мирошин С.В.	217
Левинский Ю.В.	142	Михайлов В.И.	213
Левченко А.В.	295	Михайлов М.А.	281
Леонов А.В.	284	Мишин В.М.	214
Летко А.К.	195	Могильников П.С.	143, 144
Либерзон Р.Е.	74	Могучева А.А.	342
Лобанов С.И.	100	Мозжаров С.Е.	312
Логинов П.А.	196, 285, 305	Молокеев М.С.	88
Локшин Б.В.	179	Молотилов Б.В.	118
Ломан В.А.	113	Молчанов В.Я.	159
Ломонова Е.Е.	66, 272	Молякко Д.П.	215, 216
Луговской А.В.	197	Морозов К.В.	243, 244
Лузгин Д.В.	128	Морозова К.А.	29, 159, 160, 161, 192, 314
Лукач А.В.	58	Морченко А.Т.	217, 218, 269, 340
Лукина Е.А.	198	Москвин П.П.	184
Лунёв А.Г.	46	Мошкина Е.М.	54
Лутфуллин Р.Я.	48	Мошников В.А.	258
Лыков П.А.	60	Мулюков Р.Р.	220, 332
Любимов В.Н.	56	Муравьева Т.И.	299
Любутин И.С.	293	Мурашкин М.Ю.	286
Лясоцкий И.В.	118	Мургузов М.И.	219
М		Мурзин В.Ю.	35
Мавлонов Г.Х.	131	Мусабилов И.И.	220, 332
Мавлянов А.Ш.	50, 52	Муслимов А.Э.	73, 85, 213, 234
Мазилкин А.А.	154, 260	Мустафаева С.Н.	221, 222, 223
Майорова Т.Л.	199	Мухамедов Б.О.	224
Макаров А.В.	200, 322	Мызина В.А.	66, 272
Макарова И.П.	115, 167, 201	Мышляев М.М.	169
Максудова Т.Ф.	202	Н	
Макушев С.Ю.	328	Набатов Б.В.	225
Малашенко В.В.	203	Налогин А.Г.	174, 316
Малашенко Т.И.	203	Нарыкова М.В.	57
Малинкович М.Д.	126, 179, 183, 307	Наумов Д.Ю.	100
Малухина О.А.	324	Наумова Е.А.	227
Малыгин Г.А.	26	Невский С.А.	228
Мальшкіна О.В.	94, 204	Нечаев В.Н.	229, 230
Манакова О.С.	205	Никитина Е.Н.	231
Мартыненко А.В.	206	Николаев В.И.	26
Марченко И.В.	225	Николаеву В.И.	208
Марченков Н.В.	185	Николаенко А.А.	166, 241
Маслов В.Н.	207, 208, 232	Никоненко Е.Л.	155, 156, 255
Матвеев А.Т.	317	Никонов А.А.	111
		Никулин С.А.	266
		Нитута А.Н.	41

Новгородов Л.А.	345	Пресняков М.Ю.	77
Новиков А.В.	252	Прибытков Г.А.	182
Носов Ю.Г.	232	Приезжева А.Н.	257
Нуждин Д.С.	79	Прилуков А.Ю.	238
О		Прокофьев С.И.	102
Образова А.С.	301	Прокошкин С.Д.	132
Одейчук Н.П.	166	Пронин И.А.	258
Ожерелков Д.Ю.	233	Просеков П.А.	73, 185, 339
Озерова В.В.	318	Проскураков К.А.	335
Ополченцев А.М.	234	Простомолотов А.И.	259
Орлов В.И.	235	Протасова С.Г.	260
Орлов Л.К.	236	Прохоров Д.В.	261
Орлова Е.И.	35, 237, 295, 319, 320	Прохоров И.А.	262, 282
П		Пульнев С.А.	26
Павлов А.С.	179, 217	Пушин В.Г.	132
Павлов М.Д.	238	Пушкин М.С.	263
Паль А.Ф.	121	Р	
Панина Л.В.	176, 218, 269, 340	Рабинович О.И.	264
Папазова К.И.	258	Радциг В.А.	68
Папиров И.И.	241	Разоренов С.В.	70
Пархоменко Ю.Н.	126	Райков С.В.	138, 296
Пахомов Н.И.	177	Ракова Е.В.	73
Пацера Е.И.	242	Ральченко В.Г.	262
Перевалова О.Б.	168	Рахимов А.У.	53
Перегудов О.А.	243	Ребенок О.В.	41
Перегудов О.В.	244	Резниченко Л.А.	308
Перетягин П.Ю.	78	Ригмант М.Б.	134
Перменов Д.Г.	68	Рогалин В.Е.	95, 96, 133, 265, 267
Перминов А.С.	224	Рогачев С.О.	266
Пермякова И.Е.	245, 337	Рогожин М.В.	267
Перфилов С.А.	120	Родин С.А.	95, 96
Першин В.К.	93	Родионов Д.П.	321
Першина Е.А.	246	Рожнов А.Б.	266
Петраков В.С.	247, 338	Романов А.Е.	208
Петржик Е.А.	32, 270	Романов Д.А.	138, 268, 296
Петржик М.И.	76, 121	Рохманов Н.Я.	90
Петров Н.В.	323	Рощин Б.С.	262
Петров С.Н.	349	Рубаник В.В.	59, 195
Петрова А.Н.	70	Рубаник В.В. мл.	59
Петроченко Т.П.	59	Руденко С.А.	307
Петухов Б.В.	248	Рудёнок А.А.	269
Печина Е.А.	249	Румянцев И.Д.	270
Пикалов А.И.	241	Русинов П.О.	271
Пилюгин В.П.	92, 181	Русскин В.М.	69
Пинжин Ю.П.	291	Рыбальченко О.В.	266
Писаревский Ю.В.	185, 339	Рыбина С.С.	192
Плехов О.П.	70	Рыжков М.А.	134
Плотников А.В.	186, 250	Рябина С.С.	160
Плужникова Т.Н.	251, 318, 344, 345	Рябинкин А.Н.	121
Погожев Ю.С.	145, 252, 256, 281, 348	Рябочкина П.А.	272
Подкопаев О.И.	253	С	
Поздняков А.А.	120	Савченко А.Г.	273, 275
Попова Н.А.	146, 155, 156, 255	Савченко Е.С.	212, 224, 273, 274
Потанин А.Ю.	145, 252, 256, 305, 348	Савчук Г.К.	195
Потапенко М.М.	108, 109	Сагалова Т.Б.	247
Потекаев А.И.	170	Сайтов Э.Б.	53
		Салем М.М.Э.	218
		Салихов С.В.	275
		Самохвалов Н.Е.	314
		Самсонов В.К.	186

Санин В.Н.	281	Страумал А.Б.	154
Сарычев В.Д.	228	Страумал Б.Б.	103, 154
Саттаров О.Э.	43, 131	Стрелецкий А.Н.	68, 284
Сафаров И.М.	220	Стрелов В.И.	178, 262
Сафронов В.В.	276	Строганова Т.С.	300
Сахаров М.В.	338	Стругова Д.В.	129
Сахаров С.А.	247	Суворов Э.В.	301
Сачек Б.Я.	299	Сульянов С.Н.	38, 178
Светлов И.Л.	300	Сундеев Р.В.	80, 302
Светогоров Р.Д.	111, 277	Сурсаева В.Г.	303
Свиридова Т.А.	78, 119, 305	Сухарева Е.А.	40, 304
Сдобняков Н.Ю.	162, 278	Сухорукова И.В.	305
Сеидов Ф.И.	279	Т	
Семенов В.Н.	41	Табачкова Н.Ю.	61, 66, 104, 142, 272
Сенатулин Б.Р.	338	Таланин В.И.	306
Сенкевич К.С.	280	Таланин И.Е.	306
Сентюрина Ж.А.	281	Талис А.Л.	180
Сергеев Н.Н.	329	Таргонский А.В.	339
Серебряков Ю.А.	282	Тарелкин Ю.А.	194
Серебряный В.Н.	283	Тачилин С.А.	51
Серов А.О.	121	Темеров В.Л.	88
Серяков С.В.	66	Темиров А.А.	126, 183, 307
Сивак М.В.	284	Теплякова Л.А.	187
Сидоренко Д.А.	285	Теплякова Н.А.	308
Сидоров В.С.	282	Тимахов Р.Б.	26
Сидоров Н.В.	308	Тимофеев А.В.	174, 175, 176
Сидоров С.А.	251	Тимушкин Н.Г.	126, 183, 307
Сидорова Н.В.	272	Тиньгаев М.И.	309
Сизоненко Н.Р.	155	Титов С.В.	308
Сиротинкин В.П.	121	Ткаль В.А.	310, 311
Ситдииков В.Д.	286	Толмачев Т.П.	181, 250
Скаков М.К.	255	Толочко Б.П.	38
Скакова Т.Ю.	287	Толстихина А.Л.	312
Скворцов А.А.	288	Томилин И.А.	313
Скворцов А.И.	211	Третьяков С.А.	159, 160, 161, 314
Скворцова Н.П.	289	Тришкина Л.И.	157
Скрылева Е.А.	305	Трончик П.	32
Слаутин О.В.	263	Труханова Е.Л.	315
Слобода А.А.	290	Тузов Ю.В.	241
Смирнов А.Е.	151	Тулдибоев Ж.С.	53
Смирнов И.В.	108, 109, 291	Тюменцев А.Н.	108, 109, 291
Смирнова Д.Е.	292, 298	Тюрьков М.Н.	110, 257
Смирнова Е.С.	293	У	
Смирнова И.А.	301	Удинцева М.С.	93
Соболев Б.П.	139	Урсуляк Н.Д.	175, 316
Содиков У.Х.	50	Усманова В.Р.	154
Соколов Д.Н.	162, 278	Устинов А.М.	170
Соколова Е.И.	137, 161	Ф	
Соменков В.А.	67	Фаерштейн К.Л.	104, 317
Сорокина Н.И.	35, 295	Федоров В.А.	251, 318, 344, 345
Соснин К.В.	296	Федосов М.А.	74
Средин В.Г.	297, 338	Федотов Д.Ю.	318, 344
Стариков С.В.	165, 172, 292, 298, 325	Филин С.А.	265
Староверов Б.А.	173	Филиппов В.Г.	37
Степанова Н.Н.	134	Филиппов Г.А.	72, 214
Степашкин А.А.	141, 233	Филиппов М.Н.	33
Степович М.А.	33, 173	Филоненко В.П.	67
Стоев П.И.	241	Фирсов К.Н.	96, 133
Столяров В.Л.	98	Фролов К.В.	293
Столяров Р.А.	112, 114		
Столярова О.О.	299		

Фролова Н.Ю.	322	Шалдин Ю.В.	209
Х		Шалимова А.В.	80, 302
Хаккулов М.К.	50	Шальнов С.А.	194
Ханкин В.В.	177	Шарипов И.З.	220, 332
Харитонов Е.П.	35, 237, 295, 319, 320	Шведун В.И.	177
Харитонов М.А.	162	Шевейко А.Н.	145, 188, 305
Харькова М.А.	283	Шелег А.У.	333
Хватков А.С.	206	Шеляков А.В.	245
Хейфец А.Э.	322	Шереметьев В.А.	132
Хисамов Р.Х.	220	Шибков А.А.	334, 335
Хлебникова Ю.В.	321	Шилин А.Д.	59
Хомская И.В.	322	Шиманский А.Ф.	253
Хохлов Д.В.	160	Шипко М.Н.	173
Хрущов М.М.	194	Шишкин Д.А.	134
Худяков Д.В.	75	Шмелева Е.В.	159, 192
Хусаинов М.А.	323, 324	Шорохов Е.В.	70, 322
Хусаинова О.В.	116	Штанский Д.В.	65, 145, 188, 193, 305, 317
Ц		Штейнман А.Э.	317
Цветкова Е.В.	44	Шуклинов А.В.	67
Цепляев В.И.	325	Шульпина И.Л.	232, 282
Цетлин М.Б.	121	Шур В.Я.	336
Ч		Шурыгина Н.А.	98, 337
Чабушкин А.Н.	272	Шут В.Н.	312
Чащухина Т.И.	92, 181	Щ	
Чевская О.Н.	37	Щеглов М.П.	232
Челяпина О.И.	86	Щербаков К.А.	338
Чембарисова Р.Г.	326	Щетинин И.В.	30, 39, 104, 128, 212, 273, 274, 275
Чеппе Т.	154		
Чердынцев В.В.	62	Э	
Черешнева Н.Н.	64	Элиович Я.А.	339
Черкасова Т.В.	157	Ю	
Чернов В.М.	108, 109, 291	Юданов Н.А.	340
Черных А.Г.	127, 327	Юдин С.Н.	142, 341
Чернышов А.А.	80, 302	Юзбекова Д.Ю.	342
Чиганова Г.А.	89	Юрчак В.А.	297
Чижов П.С.	286	Юхвид В.И.	281
Чириков Н.В.	128	Я	
Чирков А.М.	238	Якимов Е.Б.	82, 235, 343
Читанов Д.Н.	174, 175	Яковенко А.А.	329
Чудаков И.Б.	328	Яковлев А.В.	251, 318, 344, 345
Чуканов А.Н.	329	Якушев П.Н.	26
Чулкина А.А.	87, 122	Якушова Н.Д.	258
Чумак В.А.	333	Ярополова Н.Г.	346, 347
Чумохвалов А.М.	330	Ярыкин Н.А.	235
Чуракова А.А.	331	Яцок И.В.	145, 348
Ш		Яшина Е.А.	349
Шабалов И.П.	37		
Шавкин С.В.	111, 277		
Шакирзянов Р.И.	218		

**СПИСОК УЧАСТНИКОВ**

Абросимова Галина Евгеньевна ученый секретарь ИФТГ РАН gea@issp.ac.ru	Авдохина Валентина Михайловна доцент Физический факультет МГУ vmaphys@gmail.com
Аверкин Андрей Иванович Аспирант ФТИ им. Иоффе andreyaverkin@mail.ru	Агамалиев Зохраб Адалат Старший научный сотрудник Институт Физики НАН Азербайджана zohrab@physics.ab.az
Адамцов Артём Юрьевич аспирант НИТУ МИСиС aay1990@gmail.com	Аждаров Гусну Халил оглу Зав. лаб. Институт Физики НАН Азербайджана zangi@physics.ab.az
Акимова Ольга Владимировна научный сотрудник МГУ им. М.В.Ломоносова akimova@physics.msu.ru	Алексеев Антон Анатольевич аспирант Тульский государственный университет ant.suv-tula@mail.ru
Алсараева Кристина Владимировна Аспирант Сибирский государственный индустриальный университет alsaraeva_kv@physics.sibsiu.ru	Андреев Владимир Александрович заместитель генерального директора по производству Промышленный центр МАТЭК-СПФ andreev.icmateks@gmail.com
Андриевский Ростислав Александрович Главный научный сотрудник Институт проблем химической физики РАН ara@icp.ac.ru	Антипин Александр Максимович младший научный сотрудник ИК РАН antipin@physics.msu.ru
Аракелян Сергей Мартиросович Заведующий кафедрой физики и прикладной математики Владимирский государственный университет arak@vlsu.ru	Артемова Екатерина Сергеевна магистрант ВГУ Katrin_2k@rbcmail.ru
Астраускас Йонас Ионо доцент Военная Академия РВСН им. Петра Великого jonasast@mail.ru	Ахунова Ангелина Халитовна н.с. Институт проблем сверхпластичности материалов akhunova_a@mail.ru
Базалевская Светлана Сергеевна аспирант МИСиС svetoch88@bk.ru	Базалева Ксения Олеговна доцент МГТУ им. Н.Э. Баумана bazaleevak@mail.ru
Баимова Юлия Айдаровна мнс Институт проблем сверхпластичности металлов РАН julia.a.baimova@gmail.com	Банишев Александр Федорович в.н.с. ИПИИТ РАН banishev@mail.ru
Баскакова Светлана Сергеевна аспирант ИК РАН SvetlBaskakova@yandex.ru	Башенко Людмила Петровна ведущий редактор журнала "Известия вузов. Черная металлургия" Сибирский государственный индустриальный университет luda.baschenko@gmail.com
Бессонов Дмитрий Александрович Младший научный сотрудник Институт кристаллографии РАН dabessonov@gmail.com	Бетехтин Владимир Иванович главный научный сотрудник ФТИ им. А.Ф.Иоффе vladimir.betekhtin@mail.ioffe.ru
Блантер Михаил Соломонович профессор Московский государственный университет приборостроения и информатики mike.blanter@gmail.com	Блецкан Дмитрий Иванович профессор кафедры физики полупроводников Ужгородский национальный университет crystal_lab457@yahoo.com
Бобрышева Екатерина Владимировна студент НИТУ МИСиС katechka07-06@mail.ru	Богомоллов Денис Игоревич инженер НИТУ "МИСиС" bogden@isis.ru
Бойков Андрей Анатольевич аспирант, инженер 1-й категории НИТУ МИСиС boykovandrew@gmail.com	Болотина Надежда Борисовна ведущий научный сотрудник ИК РАН bolotina@ns.crys.ras.ru
Большакова Наталья Николаевна доцент Тверской государственный университет bolshakova.nat@mail.ru	Бондарев Андрей Владимирович инженер НИТУ МИСиС abondarev88@gmail.com

Борунова Анна Борисовна научный сотрудник ИХФ РАН abogunova@mail.ru	Босин Марк Евгеньевич зав. кафедрой физики, профессор ХГПА bosin@yandex.ua
Бочкарёва Анна Валентиновна младший научный сотрудник ИФПМ СО РАН г. Томск avb@ispms.tsc.ru	Бродова Ирина Григорьевна главный научный сотрудник ИФМ УрО РАН brodova@imp.uran.ru
Буржанов Алексей Александрович Научный сотрудник ФГУП ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина lab@bk.ru	Бухарин Михаил Андреевич аспирант Московский физико-технический институт mikhail.bukharin@phystech.edu
Быкова Марина Борисовна ведущий инженер НИТУ МИСиС xxxmarinaxxx08@mail.ru	Бычкова Марина Яковлевна научный сотрудник НИТУ МИСиС bychkova@shs.misis.ru
Васильев Александр Леонидович Руководитель лаборатории НИЦ "Курчатовский институт" a.vasiliev56@gmail.com	Васильева Наталья Андреевна аспирант Институт Кристаллографии РАН Natalie5590@mail.ru
Велигжанин Алексей Александрович зам начальника отдела НИЦ Курчатовский Институт alexey.veligzhanin@gmail.com	Велиханов Артур Рауфович Инженер-исследователь ФГБУН Институт физики ДагНЦ РАН art677@mail.ru
Веремейчик Тамара Федоровна ведущий научный сотрудник Институт кристаллографии РАН vtam@ns.crys.ras.ru	Вигдорович Евгений Наумович профессор МГУПИ evgvig@mail.ru
Власов Николай Михайлович профессор Подольский институт(филиал) Университета машиностроения chelyarina@pochta.ru	Волков Василий Анатольевич Зав. лабораторией ФНМС Физико-технический институт УрО РАН volkov@ftiudm.ru
Волкова Ирина Рустамовна лаборант КНЦ СО РАН Irina_24@mail.ru	Волоконский Михаил Витальевич аспирант Северо-Кавказский Федеральный университет misha_volokonski@mail.ru
Волосюк Марина Андреевна доцент Харьковский национальный автомобильно-дорожный университет marina_andreevna@inbox.ru	Волчков Иван Сергеевич Инженер ИК РАН ivan-v1992@bk.ru
Воронкова Валентина Ивановна ведущий научный сотрудник Московский государственный университет voronk@polly.phys.msu.ru	Воронова Людмила Мееровна снс ИФМ УрО РАН highpress@imp.uran.ru
Воронова Ксения Анатольевна Инженер ОАО "НИИ "Полус" имени М. Ф. Стальмаха" Xeniamartynova@yandex.ru	Воронцов Вадим Борисович доцент кафедры "Физика и химия", к.ф.-м. н. УрГУПС ritulya-anti@mail.ru
Воронцов Вадим Борисович доцент кафедры "Физика и химия", к.ф.-м. н. УрГУПС ritulya-anti@mail.ru	Габаин Алексей Анатольевич инженер ИХТРЭМС КНЦ РАН fleischermed@gmail.com
Гаваян Мамикон Юрьевич аспирант Тверской государственной университет mamikonghavalayan@mail.ru	Галактионова Арина Владимировна аспирант УГАТУ g-arina@yandex.ru
Галиева Эльвина Венеровна Аспирант ИПСМ РАН Galieva_Elvina_V@mail.ru	Головина Татьяна Геннадиевна младший научный сотрудник Институт кристаллографии РАН tatgolovina@mail.ru
Голошумова Алина Александровна аспирант ИГМ СО РАН alingol-nsk@yandex.ru	Гореева Жанна Анатольевна Ведущий инженер НИТУ МИСиС goreeva_j@mail.ru
Горнакова Алена Сергеевна нс ИФТТ РАН alenas@issp.ac.ru	Горшенков Михаил Владимирович инженер 1к НИТУ МИСиС mvg@misis.ru

Грешняков Владимир Андреевич преподаватель Челябинский государственный университет v.greshnyakov@yandex.ru	Гринберг Белла Александровна научный руководитель отдела Институт физики металлов УрО РАН bella@imp.uran.ru
Гринберг Евгений Маркусович профессор каф. ФММ Тульский государственный университет emgrinberg@mail.ru	Гриняев Константин Вадимович Младший научный сотрудник Институт физики прочности и материаловедения kvgrinyaev@inbox.ru
Громов Виктор Евгеньевич Заведующий кафедрой физики Сибирский государственный индустриальный университет gromov@physics.sibsiu.ru	Грызунова Наталья Николаевна доцент Тольяттинский государственный университет gryzunova-natalja@yandex.ru
Гудим Ирина Анатольевна научный сотрудник Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН irinagudim@mail.ru	Гуртовой Виталий Геннадьевич научный сотрудник ГО "НПЦ НАН Беларуси по материаловедению" hurtavy@physics.by
Гурьев Валентин Васильевич инженер - исследователь НИЦ "Курчатовский институт" GuryevVV@mail.ru	Гусева Дарья Геннадьевна магистрант ТГУ имени Г.Р. Державина yohsoto@yandex.ru
Дежин Виктор Владимирович доцент Воронежский государственный технический университет victor.dezhin@mail.ru	Дмитриевский Александр Александрович профессор ТГУ имени Г.Р. Державина dmitr2002@tsu.tmb.ru
Дмитричева Елена Вячеславовна младший научный сотрудник ИК РАН MsDmitrichEva@yandex.ru	Довженко Ольга Александровна старший научный сотрудник Тольяттинский госуниверситет oadov@mail.ru
Дубинский Сергей Михайлович старший научный сотрудник НИТУ МИСиС sergetambu@narod.ru	Дунаева Елизавета Эдуардовна м.н.с ИОФ РАН edynaeva@rambler.ru
Евдокимов Иван Андреевич научный сотрудник ФГБНУ ТИСЧУМ ivan_911@mail.ru	Егорова Лада Юрьевна н.с. ИФМ УрО РАН egorova@imp.uran.ru
Екимов Евгений Алексеевич внс ИФВД РАН ekimove@mail.ru	Елисеев Антон Юрьевич аспирант Тверской государственный университет Eliseev.Anton69@gmail.com
Елькин Иван Александрович аспирант Физико-технический институт УрО РАН ivan.a.elkin@gmail.com	Еременко Валентин Григорьевич вед. н. сотр. ИПТМ РАН eremenko@iptm.ru
Железный Марк Владимирович инженер первой категории, инженер-исследователь НИТУ МИСиС, ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова markiron@mail.ru	Желиговская Екатерина Александровна снс ИФХЭ РАН lmm@phyche.ac.ru
Желтякова Ирина Сергеевна Младший научный сотрудник ФГБУН ИФТТ РАН terekhova83@mail.ru	Жигалина Ольга Михайловна внс ИК РАН zhigal@ns.crys.ras.ru
Забелина Евгения Викторовна Ведущий инженер НИТУ МИСиС zabev@mail.ru	Задорожный Михаил Юрьевич инженер НИТУ МИСиС priboy38@mail.ru
Задорожный Владислав Юрьевич доцент НИТУ "МИСиС" priboy81@mail.ru	Зайцев Александр Анатольевич с.н.с. НИТУ МИСиС aazaitsev@bk.ru
Захарова Елена Александровна ст. преподаватель НИТУ "МИСиС" nemezia27@gmail.com	Захарьевич Дмитрий Альбертович доцент Челябинский государственный университет dmzah@csu.ru
Зохраббекова Заура Мовсум кызы Ведущий научный сотрудник Институт Физики НАН Азербайджана zauras@rambler.ru	Иванова Елена Сергеевна научный сотрудник Институт кристаллографии РАН ivanova.el.ser@gmail.com



Ивлева Людмила Ивановна зав.лаб. Институт общей физики им.А.М.Прохорова РАН ivleva@lst.gpi.ru	Казанцева Наталия Васильевна внс ИФМ УрО РАН kazantseva-11@mail.ru
Калошкин Сергей Дмитриевич Директор института НИТУ МИСиС kaloshkin@misis.ru	Каплунов Иван Александрович проректор по научной и инновационной деятельности Тверской государственной университет ivan.kaplunov@tversu.ru
Каримов Денис Нуриманович старший научный сотрудник ИК РАН dnkarimov@gmail.com	Картавых Андрей Валентинович в.н.с. НИТУ МИСиС karta@korolev-net.ru
Касимцев Анатолий Владимирович директор ООО Метсинтез metsintez@tula.net	Кируханцев-Корнеев Филипп Владимирович с.н.с., доц НИТУ МИСиС kiruhancev-korneev@yandex.ru
Киселев Дмитрий Александрович Старший научный сотрудник НИТУ "МИСиС" dm.kiselev@gmail.com	Киселева С.Ф. Светлана Фроимовна доцент Томск, ТГАСУ kisielieva1946@mail.ru
Клевачёв Алексей Михайлович ведущий инженер ИК РАН alexey_klevachev@mail.ru	Клевцов Геннадий Всеволодович Профессор Тольяттинский государственный университет klevtsov11948@mail.ru
Климза Алексей Антонович научный сотрудник ГО "НПЦ НАН Беларуси по материаловедению" klimal@physics.by	Клюев Виктор Григорьевич профессор Воронежский ГУ vgklyuev@rambler.ru
Кобзарева Татьяна Юрьевна аспирантка Сибирский государственный индустриальный универси kobzarevatanya@mail.ru	Коваленко Александр Фёдорович Начальник НИЛ ВНИИА им. Н.Л. Духова alexanderfkov@yandex.ru
Когтенкова Ольга Александровна нс ИФТТ РАН koololga@yandex.ru	Козлова Анна Петровна ведущий инженер НИТУ "МИСиС" ane4kot@mail.ru
Козлова Нина Семеновна заведующий лабораторией НИТУ МИСиС kozlova_nina@mail.ru	Колдаева Марина Викторовна снс Институт кристаллографии РАН mkoldaeva@ns.crys.ras.ru
Колосов Андре Юрьевич аспирант Тверской государственной университет nsdobnyakov@mail.ru	Колосов Владимир Юрьевич проф., зав. лаб. УрФУ kolosov@urfu.ru
Колотова Лада Николаевна м.н.с. ОИВТ РАН lada.kolotova@gmail.com	Колымагин Андрей Борисович ведущий инженер ИК РАН kolimagin725@mail.ru
Комлев Александр Сергеевич Инженер 1-й категории НИТУ МИСиС kom_lew@mail.ru	Коморников Владимир Андреевич научный сотрудник Институт кристаллографии РАН v.a.kom@mail.ru
Конева Нина Александровна Профессор кафедры физики Томский государственный архитектурно-строительный университет koneva@tsuab.ru	Коновалов Сергей Валерьевич директор ЦКП "Материаловедение" Сибирский государственный индустриальный университет konovserg@gmail.com
Коновалова Елена Владимировна доцент Сургутский государственный университет ХМАО-Югры knv123@yandex.ru	Коржов Валерий Поликарпович с.н.с. ИФТТ РАН siberian.irbis@yandex.ru
Корзников Александр Вениаминович в.н.с. ИПСМ РАН korznikov@imsp.ru	Корзникова Галия Фердинандовна в.н.с. ИПСМ РАН gfkorznikova@gmail.com
Коробейникова Елена Николаевна научный сотрудник ФИК РАН НИЦ КМ enkorob@mail.ru	Коровушкин Владимир Васильевич Ведущий научный сотрудник НИТУ МИСиС krvsch@mail.ru

Костяева Анна Владимировна и.о. старшего научного сотрудника ИК РАН kostikova89@mail.ru	Кочанов Алексей Николаевич снс ФГБУН ИПКОН РАН kochanov@mail.ru
Кочервинский Валентин Валентинович доцент НИФХИ kochval@mail.ru	Кравчук Константин Сергеевич мнс ФГБНУ ТИСНУМ kskrav@gmail.com
Крапошин Валентин Сидорович профессор МГТУ им. Н.Э. Баумана kraposhin@gmail.com	Красноперова Юлия Геннадьевна аспирант ИФМ УрО РАН krasnoperovajg@mail.ru
Криницын Максим Германович Магистрант Томский политехнический университет krinmax@gmail.com	Крымов Владимир Михайлович ст. научн. сотр. ФТИ им. А.Ф.Иоффе v.krymov@mail.ioffe.ru
Кубасов Илья Викторович аспирант НИТУ "МИСиС" tarantulabrother@gmail.com	Кугаенко Ольга Михайловна ст.н.с. НИТУ МИСиС crystalxxi@isis.ru
Кузнецов Владимир Владимирович профессор СПбГЭТУ (ЛЭТИ) vvkuznetsov@inbox.ru	Куликов Антон Геннадьевич инженер Институт Кристаллографии РАН kul_an@rambler.ru
Куницына Татьяна Семеновна доцент ТГАСУ kma11061990@mail.ru	Купцов Константин Александрович Инженер НИТУ МИСиС koster_koster@mail.ru
Кустов Александр Игоревич Воронежский государственный педагогический университет akvor@yandex.ru	Кутузов Д.С. Тверской государственный университет
Левашов Евгений Александрович заведующий кафедрой ПМиФП, директор НУЦ СВС НИТУ МИСиС levashov@shs.misis.ru	Левин Иван Сергеевич физик МГУ им. М.В. Ломоносова is.levin@physics.msu.ru
Летко Анжелика Константиновна научный сотрудник ГО "НПЦ НАНБ по материаловедению" letko@physics.by	Липина Александра Валерьевна Инженер НИТУ МИСиС alexia_light@mail.ru
Логинов Павел Александрович инженер НИТУ МИСИС pavel.loginov.misis@list.ru	Луговской Андрей Вячеславович Аспирант НИТУ МИСИС andrey.lugovskoy@gmail.com
Лукина Ева Александровна ведущий научный сотрудник ФГУП "ВИАМ" evaluk69@gmail.com	Лясоцкий Игорь Всеволодович Заведующий лабораторией ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П.Бардина" aberkas@yandex.ru
Мавлонов Гиесиддин Хайдарович Ташкентский государственный технический университет старший научный сотрудник-соискатель bahazeb@yandex.com	Мавлянов Абдулазиз Шавкатович Ташкентский государственный технический университет старший научный сотрудник-соискатель bahazeb@yandex.com
Майорова Татьяна Львовна преподаватель ВУНЦ ВВС "ВВА" mtl084@yandex.ru	Макаров Алексей Викторович зав. отделом материаловедения Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН av-mak@yandex.ru
Макарова Ирина Павловна заместитель директора ИК РАН makarova@crys.ras.ru	Максудова Тамелла Фарамаз кызы главный научный сотрудник Институт Катализа и Неорганической Химии им. akad chem@science.az
Манакова Ольга Сергеевна инженер НИТУ МИСиС manakova_ol@mail.ru	Манухина Дарья Владимировна доцент кафедры САПР МГТУ им. К.Э. Баумана, КФ dragonfly0516@mail.ru
Маркова Галина Викторовна проф., зав. каф. Тульский государственный университет galv.mark@rambler.ru	Мартыненко Андрей Васильевич научный сотрудник ФГУП "ВНИИА им. Н.Л. Духова" vnii21@mail.ru

Маслов Виктор Николаевич аспирант ФТИ им. А.Ф. Иоффе maslov_vn@hotmail.com	Мейснер Людмила Леонидовна главный научный сотрудник ИФПМ СО РАН llm@ispms.tsc.ru
Мелконян Марине Карапетовна координатор НКТ "Исследовательские инфраструктуры" НИТУ МИСиС fp7-infra@isis.ru	Мельчаков Михаил Александрович доцент ФГБОУ ВПО "ВятГУ" melchakov-m@yandex.ru
Менушенков Владимир Павлович зав. лаб. НИТУ МИСиС menushenkov@gmail.com	Мишетьян Анна Рубеновна Научный сотрудник ФГУП ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина mishetyan@bk.ru
Мишин Владимир Михайлович профессор Северо-Кавказский федеральный университет mishinvn@yandex.ru	Могильников Павел Сергеевич Инженер НИТУ "МИСиС" pavel_mog@mail.ru
Молявко Дарья Павловна инженер-конструктор ОАО "Салют" darenok@inbox.ru	Морченко Александр Тимофеевич с.н.с. НИТУ МИСиС dratm@mail.ru
Мошкина Евгения Михайловна научный сотрудник Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН ekoles@iph.krasn.ru	Мургузов Мирзалы Исмаил оглы профессор АГПУ cih_58@mail.ru
Мусабинов Ирек Ильфирович н.с. ИПСМ РАН irekmusabirov@mail.ru	Муслимов Арсен Эмирбекович с.н.с. ИК РАН amuslimov@mail.ru
Мустафаева Солмаз Наримановна гл. науч. сотр. Институт физики solmust@gmail.com	Мухамедов Бобуржон Ориф угли студент НИТУ "МИСиС" m_bobur_1991@mail.ru
Набатов Борис Викторович ст.н.с. Институт кристаллографии РАН bnabatov@crys.ras.ru	Наими Евгений Кадырович профессор НИТУ МИСиС e.naimi@mail.ru
Нарыкова Мария Владимировна научный сотрудник ФТИ им. А.Ф.Иоффе Maria.Narykova@mail.ioffe.ru	Наумова Евгения Александровна доцент МГТУ им. Н.Э.Баумана jan73@mail.ru
Невский Сергей Андреевич доцент СибГИУ nevskiy_sa@physics.sibsui.ru	Никитина Елена Николаевна инженер Сибирский государственный индустриальный университет Nikitina_EN@mail.ru
Николаев Владимир Иванович снс ФТИ им.А.Ф.Иоффе vladimir.i.nikolaev@gmail.com	Николаенко Алиса Александровна ученый секретарь ННЦ ХФТИ НПК ВИАРТ, Харьков, Украина. nikolaenko@kipt.kharkov.ua
Никоненко Елена Леонидовна доцент ТГАСУ vilatonsk@mail.ru	Носов Юрий Григорьевич Ст. научн. сотр. ФТИ им. А.Ф.Иоффе yu.nosov@mail.ioffe.ru
Ожерелков Дмитрий Юрьевич аспирант НИТУ МИСиС dmitriy.ozherelkov@gmail.com	Ополченцев Антон Михалович вед. инж. ИК РАН opol0607@mail.ru
Орлов Валерий Иванович снс ИФТТ РАН, ИПТМ РАН orlov@issp.ac.ru	Орлов Лев Константинович внс ИФМ РАН orlov@ipm.sci-nnov.ru
Орлова Екатерина Игоревна младший научный сотрудник Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова agarova@polly.phys.msu.ru	Павлов Михаил Дмитриевич аспирант НИТУ МИСиС mkpavlov@gmail.com
Палатников Михаил Николаевич зав. лаб. ИХТРЭМС КНЦ РАН palat_mn@chemy.kolasc.net.ru	Палачева Валерия Валерьевна магистр 2-го курса НИТУ МИСиС leruska_724@mail.ru

<p>Панфилов Петр Евгеньевич профессор Уральский федеральный университет peter.panfilov@urfu.ru</p>	<p>Пацера Евгений Иванович Научный сотрудник НИТУ МИСиС patsera_yevgeniy@mail.ru</p>
<p>Перминов Александр Сергеевич доцент НИТУ МИСиС perminas@mail.ru</p>	<p>Пермякова Инга Евгеньевна старший научный сотрудник ФГУП "ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина" inga_perm@mail.ru</p>
<p>Першина Елена Андреевна аспирант ИФТТ РАН squirrel_red@mail.ru</p>	<p>Петраков Валерий Сергеевич доцент НИТУ МИСиС petrakov.valery@gmail.com</p>
<p>Петржик Екатерина Александровна снс ИКРАН Epetrzhik@mail.ru</p>	<p>Петржик Михаил Иванович Ведущий научный сотрудник НИТУ "МИСИС" petrzhik@shs.misis.ru</p>
<p>Петухов Борис Владимирович в.н.с Институт кристаллографии РАН petukhov@ns.crys.ras.ru</p>	<p>Печина Елена Анатольевна научный сотрудник Физико-технический институт УрО РАН el_pechina@mail.ru</p>
<p>Плотников Алексей Викторович снс ИФМ УрО РАН alex_2002@inbox.ru</p>	<p>Погожев Юрий Сергеевич с.н.с. НУЦ СВС pogozhev@rambler.ru</p>
<p>Попов Михаил Юрьевич зав. лаб. ФГБНУ ТИСНУМ mikhail.yu.popov@mail.ru</p>	<p>Попова Наталья Анатольевна С.Н.С. Томск, ТГАСУ natalya-popova-44@mail.ru</p>
<p>Потанин Артём Юрьевич Инженер НУЦ СВС a.potinin@inbox.ru</p>	<p>Пояркова Екатерина Васильевна доцент Оренбургский государственный университет yarko.e@mail.ru</p>
<p>Приезжева Анастасия Николаевна младший научный сотрудник Тольяттинский государственный университет ang-aan@yandex.ru</p>	<p>Пронин Игорь Александрович аспирант Пензенский государственный университет pronin_i90@mail.ru</p>
<p>Простомолотов Анатолий Иванович внс ИПМех РАН prosto@ipmnet.ru</p>	<p>Протасова Светлана Георгиевна снс ИФТТ РАН protasova_sg@mail.ru</p>
<p>Прохоров Игорь Алексеевич Старший научный сотрудник Филиал ИК РАН НИЦ "Космическое материаловедение" igor.prokhorov@mail.ru</p>	<p>Прохоров Дмитрий Владимирович м.н.с. ИФТТ РАН p_dm_87@mail.ru</p>
<p>Пушкин Марк Сергеевич инженер Институт физики металлов УрО РАН limon.5ddd@yandex.ru</p>	<p>Рабинович Олег Игоревич Доцент НИТУ МИСиС rawork2008@mail.ru</p>
<p>Рогалин Владимир Ефимович главный научный сотрудник ОАО НЦЛСК "Астрофизика" v-rogalin@mail.ru</p>	<p>Рогачев Станислав Олегович доцент НИТУ "МИСиС" csaar@mail.ru</p>
<p>Рогожин Максим Владимирович студент МФТИ (ГУ) max.salavat@mail.ru</p>	<p>Романов Денис Анатольевич доцент кафедры физики им. проф. В.М. Финкеля Сибирский государственный индустриальный универси romanov_da@physics.sibsiu.ru</p>
<p>Румянцев Иван Дмитриевич студент НИТУ "МИСиС" iwanru@mail.ru</p>	<p>Русинов Петр Олегович доцент Кубанский государственный технологический универси ruspiter5@mail.ru</p>
<p>Рябочкина Полина Анатольевна профессор МГУ им. Н.П. Огарева ryabochkina@freemail.mrsu.ru</p>	<p>Савченко Елена Сергеевна аспирант НИТУ "МИСиС" savchenkoelena@ya.ru</p>
<p>Савченко Александр Григорьевич зав. кафедрой НИТУ МИСиС algsa@gmail.com</p>	<p>Салем Мохамед Мостафа аспирант НИТУ "МИСиС" elshstawy@hotmail.com</p>

Салихов Сергей Владимирович ст. преподаватель НИТУ МИСиС ssalikhov@gmail.com	Самсонов Владислав Константинович студент ВФ МЭИ (НИУ) vladokc4@mail.ru
Сафронов Виктор Владимирович с.н.с. ФИК РАН НИЦ КМ victor_safronov@yahoo.com	Сахаров Михаил Викторович начальник кафедры Военная Академия РВСН им. Петра Великого m_sakharov@mail.ru
Светогоров Роман Дмитриевич Инженер-исследователь НИЦ "Курчатовский институт" rdsvetov@gmail.com	Сенатулин Борис Романович ст.н.с. НИТУ МИСиС borisrs@yandex.ru
Сенкевич Кирилл Сергеевич инженер МАТИ senkevichks@yandex.ru	Сентюрин Жанна Александровна аспирант НИТУ МИСиС Sentyurina_misis@mail.ru
Сергеев Николай Николаевич профессор кафедры технологии и сервиса Тульский гос. пед. университет им. Л.Н. Толстого maliydmiriy@yandex.ru	Серебряный Владимир Нинелович ведущий научный сотрудник ИМЕТ РАН vns@imet.ac.ru
Серов Александр Олегович старший научный сотрудник НИИЯФ МГУ Aserov@mics.msu.su	Сивак Михаил Викторович аспирант ИХФ РАН chayok1988@gmail.com
Сидоренко Дарья Андреевна научный сотрудник НИТУ "МИСиС" dsidorenko@inbox.ru	Сидоров Николай Васильевич зав. сектором ИХТРЭМС КНЦ РАН sidorov@chemy.kolasc.net.ru
Ситдиков Виль Даянович доцент Уфимский государственный авиационный технический у svil@mail.rb.ru	Скакова Татьяна Юрьевна доцент ФГБОУ ВПО МГИУ tanya.skakova@mail.ru
Скворцов Аркадий Алексеевич заведующий кафедрой Университет машиностроения SkvortsovAA2009@yandex.ru	Скворцова Наталья Петровна старший научный сотрудник Институт кристаллографии РАН skvortsova49@mail.ru
Слобода Александр Александрович инженер Институт проблем сверхпластичности металлов РАН alexandr.slx@mail.ru	Смирнов Алексей Евгеньевич снс ИК РАН asmirmov46@mail.ru
Смирнов Иван Владимирович аспирант ТГУ smirnov_iv@bk.ru	Смирнова Дарья Евгеньевна м.н.с. ОИВТ РАН d.e.smirnov@gmail.com
Смирнова Ирина Алексеевна с.н.с. ИФТТ РАН irina@issp.ac.ru	Смирнова Екатерина Сергеевна ст. инженер ИК РАН katen712@gmail.com
Соболь Александр Александрович зав. лаб. Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН sobol@lst.gpi.ru	Сорокина Наталия Ивановна ведущий научный сотрудник ИК РАН nsor@ns.crys.ras.ru
Средин Виктор Геннадиевич заведующий кафедрой Военная Академия РВСН им. Петра Великого sredinvg@rambler.ru	Стариков Сергей Валерьевич заведующий лабораторией Объединенный институт высоких температур РАН redshuhart@yandex.ru
Степович Михаил Адольфович профессор Калужский государственный университет им. К.Э. Циолковского m.stepovich@rambler.ru	Столярова Ольга Олеговна аспирант ИПМех РАН stoljarovaoo@mail.ru
Стрелецкий Андрей Николаевич зав. лаб. ИХФ РАН str@center.chph.ras.ru	Строганова Татьяна Сергеевна младший научный сотрудник ИФТТ РАН stroganova2501@mail.ru
Суворов Эрнест Витальевич гнс ИФТТ РАН suvorov@issp.ac.ru	Сундеев Роман Вячеславович с.н.с ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина» sundeev55@yandex.ru

Сурсаева Вера Григорьевна снс ИФТГ РАН sursaeva@issp.ac.ru	Сухарева Елена Аркадьевна доцент МАМИ latelena@gmail.com
Сухорукова Ирина Викторовна инженер НИТУ МИСиС irina_btnn@mail.ru	Табачкова Наталия Юрьевна доцент НИТУ МИСиС ntabachkova@gmail.com
Таланин Виталий Игоревич профессор, зам. зав. каф. ЗИЭИТ v.i.talanin@mail.ru	Таланин Игорь Евгеньевич зав. кафедрой ЗИЭИТ i.e.talanin@mail.ru
Телчико Арсений Витальевич м.н.с. ФГБНУ ТИСНУМ arseny.telichko@phystech.edu	Теплякова Наталья Александровна с.н.с ИХТРЭМС КНЦ РАН tepl_na@chemy.kolasc.net.ru
Терещенко Алексей Николаевич научный сотрудник Институт физики твердого тела РАН tan@issp.ac.ru	Тимофеев Андрей Владимирович инженер/аспирант НИТУ МИСиС andtim2011@gmail.com
Тиньгаев Максим Игоревич Аспирант ФГБОУ ВПО «ЧелГУ» max_50@mail.ru	Ткаль Валерий Алексеевич профессор Филиал СПбГЭУ в г. Великом Новгороде Valery.Tkal@yandex.ru
Толстихина Алла Леонидовна зав. сектором Институт кристаллографии РАН alla@ns.crys.ras.ru	Томилин Игорь Аркадьевич Ведущий эксперт НИТУ МИСиС tomilin@misis.ru
Троицкий Олег Александрович главный научный сотрудник ИМАШ РАН oatroitsky@rambler.ru	Трофимов Евгений Александрович аспирант Институт проблем сверхпластичности металлов РАН trofimovea12@gmail.com
Труханова Екатерина Леонидовна научный сотрудник ГНПО "НПЦ НАН Беларуси по материаловедению" katu-shkak@mail.ru	Тюрьков Максим Николаевич доцент Тольяттинский государственный университет turkovmn@mail.ru
Удинцева Маргарита Сергеевна аспирант кафедры физики УрГУПС, кафедра Физики и химии ritulya-anti@mail.ru	Устинов Артем Михайлович младший научный сотрудник ТГАСУ artemustinov@bk.ru
Фаерштейн Константин Леонидович аспирант НИТУ МИСиС const@firestein.ru	Федоров Виктор Александрович заведующий кафедрой общей физики ТГУ имени Г.Р. Державина feodorov@tsu.tmb.ru
Федосов Михаил Александрович Аспирант МАМИ michael.fedosov@gmail.com	Фетисов Евгений Александрович доцент МИЭТ fetisov@dsd.miee.ru
Харитоновна Елена Петровна старший научный сотрудник Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова harit@polly.phys.msu.ru	Хафизова Эльвира Динифовна аспирант ФГБОУ ВПО УГАТУ ela.90@mail.ru
Хомская Ирина Вячеславовна с.н.с. Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН khomskaaya@imp.uran.ru	Хрыкина Ольга Николаевна ст. инженер ИК РАН kvarkpower@gmail.com
Хусаинов Михаил Андреевич профессор Новгородский государственный университет им. Ярослава Мудрого mikhail.khusainov@novsu.ru	Цепляев Василий Иванович Лаборант Объединенный институт высоких температур РАН vazykts@mail.ru
Чевская Ольга Николаевна Старший Научный сотрудник ФГУП ЦНИИЧЕРМЕТ им. И.П.Бардина iqs12@yandex.ru	Чембарисова Роза Галиевна доцент ФГБОУ ВПО "УГАТУ" chroza@yandex.ru
Черных Анастасия Геннадьевна студент НИТУ МИСиС miragrace@mail.ru	читанов Денис Николаевич Заведующий лабораторией НИТУ МИСиС denchitanov@mail.ru

<p>Чудаков Иван Борисович и.о. зав. лаб. МФ-4 ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина i-chudakov@yandex.ru</p>	<p>Чуканов Александр Николаевич профессор Тульский государственный университет alexchukanov@yandex.ru</p>
<p>Чумохвалов Андрей Михайлович Генеральный директор ООО "Планетарные мельницы" Andrey.Chumokhvalov@planetarymills.ru</p>	<p>Чуракова Анна Александровна младший научный сотрудник Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН churakovaa_a@mail.ru</p>
<p>Шалдин Юрий Витальевич внс Институт кристаллографии РАН yuri1999@rambler.ru</p>	<p>Шалимова Анна Владимировна в.н.с. ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина» shalimovy@mtu-net.ru</p>
<p>Шарипов Ильгиз Зуфарович доцент УГАТУ ilgizsh@mail.ru</p>	<p>Шибков Александр Анатольевич Заведующий кафедрой ФГБОУ ВПО "Тамбовский государственный университет" shibkov@tsu.tmb.ru</p>
<p>Шиманский Александр Федорович зав. кафедрой Сибирский федеральный университет dagrievna@mail.ru</p>	<p>Шукшин Владислав Евгеньевич снс Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН shukshinve@lst.gpi.ru</p>
<p>Шур Владимир Яковлевич Профессор Уральский федеральный университет vladimir.shur@urfu.ru</p>	<p>Шурыгина Надежда Александровна н.с. ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П. Бардина" shnadya@yandex.ru</p>
<p>Щербаков Константин Александрович студент НИТУ МИСиС rolikijin@mail.ru</p>	<p>Щетинин Игорь Викторович зав. лаборатории НИТУ МИСиС lngwar@yahoo.com</p>
<p>Элиович Ян Александрович старший инженер ИК РАН yan.eliovich@gmail.com</p>	<p>Юданов Николай Анатольевич Аспирант МИСиС (каф. ТМЭ) kolyan2606@mail.ru</p>
<p>Юдин Сергей Николаевич Аспирант Тульский государственный университет Sergey-USN@mail.ru</p>	<p>Юзбекова Диана Юнусовна аспирантка НИУ "БелГУ" yuzbekova@bsu.edu.ru</p>
<p>Якимов Евгений Борисович зав. лаб. ИПТМ РАН yakimov@iptm.ru</p>	<p>Яковенко Александра Александровна технолог Металлург-Туламаш dispoziciya100@mail.ru</p>
<p>Яцок Иван Валерьевич инженер (аспирант) НУЦ СВС МИСиС-ИСМАН (НИТУ МИСиС) ivansvoy@mail.ru</p>	<p>Яшина Екатерина Александровна инженер ФГУП ЦНИИ КМ "Прометей" eve_braun@mail.ru</p>