



Девятая Международная конференция «КРИСТАЛЛОФИЗИКА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ»

22 - 26 ноября 2021, Москва, НИТУ «МИСиС»

Сборник тезисов



Министерство науки и высшего образования РФ
Научный Совет РАН по физике конденсированных сред
Межгосударственный Координационный Совет
по физике прочности и пластичности материалов
Национальный Исследовательский Центр «Курчатовский Институт»
Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»
Федеральный научно-исследовательский центр «Кристаллография и фотоника» РАН

Девятая Международная конференция
«КРИСТАЛЛОФИЗИКА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ
ПОВЕДЕНИЕ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ»
к 100-летию со дня рождения академика Б.К. Вайнштейна

Четвертая Международная Школа Молодых Ученых
«АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ СОВРЕМЕННОГО
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ»

СБОРНИК ТЕЗИСОВ

*Конференция проводится
при финансовой поддержке*

*АК «И-Глобалэдж Корпорейшн» -
официального представителя Rigaku Corporation (Япония)*

МОСКВА
22–26 ноября 2021 г.

ISBN 978-5-907227-96-5

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ ОРГАНИЗАЦИОННОГО КОМИТЕТА:

М.В. Ковальчук – член-корр. РАН, президент НИЦ «Курчатовский институт»

А.А. Черникова – проф., ректор НИТУ «МИСиС»

ЗАМЕСТИТЕЛИ ПРЕДСЕДАТЕЛЯ ОРГАНИЗАЦИОННОГО КОМИТЕТА:

А.М. Глезер – проф., НИТУ «МИСиС»

В.М. Каневский – проф., ФНИЦ «Кристаллография и Фотоника» РАН

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ ПРОГРАММНОГО КОМИТЕТА:

М.Р. Филонов – проф., проректор НИТУ «МИСиС»

Е.А. Левашов – проф., НИТУ «МИСиС»

ЗАМЕСТИТЕЛИ ПРЕДСЕДАТЕЛЯ ПРОГРАММНОГО КОМИТЕТА:

В.И. Альшиц – проф., ФНИЦ «Кристаллография и Фотоника» РАН

А.Г. Савченко – НИТУ «МИСиС»

УЧЕНЫЕ СЕКРЕТАРИ КОНФЕРЕНЦИИ

М.В. Колдаева – ФНИЦ «Кристаллография и Фотоника» РАН

И.В. Щетинин – НИТУ «МИСиС»

ПРЕДСЕДАТЕЛЬ ЛОКАЛЬНОГО ОРГКОМИТЕТА

Н.А. Коротченко – НИТУ «МИСиС»



Академик Борис Константинович Вайнштейн
(10.07.1921 — 28.10.1996)

Родился в Москве. Окончил физический факультет МГУ (1945) и металлургический факультет Московского института стали и сплавов (1947). Аспирант лаборатории структурной электронографии Института кристаллографии имени А. В. Шубникова АН СССР (1945—1948). С 1962 года — директор Института кристаллографии. Председатель Научного совета по электронной микроскопии при Президиуме АН СССР и РАН (1963—1996), Научного совета по проблеме «Физика кристаллов» РАН (1992—1996). Главный редактор журнала «Кристаллография» (1982—1996). Награждён орденом «За заслуги перед Отечеством» IV степени (1996).

На первом этапе своей научной деятельности Вайнштейн внёс значительный вклад в превращение электронографии в действенный метод структурного анализа. Он впервые в электронографии начал широко применять метод разложения и синтеза функций с помощью преобразования Фурье. Вайнштейн разработал кинетическую теорию интенсивностей при дифракции электронов, им были получены основные формулы интегральной интенсивности отражения от различных объектов. Им были впервые рассчитаны атомные факторы рассеяния электронов для всех элементов. Основываясь на этих теоретических работах, он первым экспериментально определил положения атомов водорода в ряде органических соединений.

Вайнштейн внёс большой вклад в решение фазовой проблемы и применение идей И. Гельфанда о глобальных минимумах функций многих переменных в структурном анализе для прямого определения положений атомов.

Начиная с 1950-х годов учёный интенсивно занимался областью структур биологических объектов. Ему принадлежит идея использовать для расшифровки структур биологических соединений одновременно — дифракцию электронов и электронную микроскопию. Этими методами были расшифрованы структуры облучённой ДНК, транспортной РНК и многих белков, в частности, каталазы — белка с рекордным молекулярным весом 300000.

Под руководством профессора и директора Института кристаллографии Вайнштейна была решена задача автоматизации структурных исследований с передачей функций определения структур соединений ЭВМ. Вайнштейном и его

коллегами была написана фундаментальная научная работа в 4-х томах «Современная кристаллография» (1979—1981), в которой были обобщены современные достижения теоретической и экспериментальной кристаллографии. Являлся членом редакционной коллегии журналов «Физика твёрдого тела», «Поверхность: физика, химия, механика», «Журнала экспериментальной и теоретической физики», библиотечки «Квант».

Вайнштейн является автором более двухсот статей и трёх монографий:

- Б. К. Вайнштейн. Структурная электронография. — М.: Изд-во АН СССР, 1956.
- Б. К. Вайнштейн. Дифракция рентгеновских лучей на цепных молекулах. — М.: Изд-во АН СССР, 1963.
- Б. К. Вайнштейн. Рентгеноструктурный анализ глобулярных белков. // УФН, Т. 88, № 3 (1966).
- Б. К. Вайнштейн, В. М. Фридкин, В. Л. Инденбом. Современная кристаллография: В 4-х томах. — М.: Наука, 1979.
- Б. К. Вайнштейн. Электронная микроскопия атомного разрешения. // УФН, Т. 152, № 5 (1987).

Б.К. ВАЙНШТЕЙН И СТРУКТУРНАЯ КРИСТАЛЛОГРАФИЯ

Клечковская В.В., Фейгин Л.А.

Институт кристаллографии имени А.В.Шубникова ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия

E-mail: klechvv@crys.ras.ru

Выдающемуся российскому ученому-кристаллографу Борису Константиновичу Вайнштейну в 2021 году исполнилось бы 100 лет. Б. К. окончил два высших учебных заведения — физический факультет МГУ и металлургический факультет МИСиС — оба с отличием, получив специальности физика и инженера-исследователя. В 1945 г. молодой выпускник физфака пришел в аспирантуру Института кристаллографии и навсегда связал с ним свою судьбу. В то время дифракция электронов интересовала исследователей как замечательное физическое явление, а его руководитель З.Г.Пинскер только начинал применять дифракцию электронов для изучения строения кристаллов. Б.К. увлекло в дифракции электронов буквально все – получение электронограмм, их симметрия, теория рассеяния электронов, конструкция электронографа и многое другое, необходимое для определения расположения атомов по дифракционной картине. Он видел перед собой задачу и решал ее всеми доступными методами, начиная от развития теории до создания нового прибора. Первое определение новой сложной структуры $\text{BaCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ с применением синтеза Фурье для анализа распределения электростатического потенциала кристалла, явилось зародышем структурной электронографии. *А в середине 50-х, благодаря трудам Б.К., было завершено создание новой ветви анализа атомного строения вещества – структурной электронографии.*

Тогда же дар интуиции Б.К. подсказал значимость и перспективность изучения различных сред органической природы, биологических объектов. Их изучение требовало интенсивного развития методов структурного анализа, освоения новых источников излучений, создания исследовательской аппаратуры и т.д. В 1962 году Б.К., став директором Института, создавал и развивал принципиально новые направления в кристаллографической науке, при этом бережно и эффективно используя научный потенциал Института, доставшийся ему в наследство от А.В. Шубникова.

И все-таки основной его страстью было исследование атомной структуры материи в первую очередь дифракционными методами. Монографии "Структурная электронография" и "Дифракция рентгеновых лучей на цепных молекулах" стали настольными книгами в научных лабораториях, использующих дифракцию, и изучающих структуру, рост и физические свойства конденсированных сред любой природы. Одним из последних трудов стала "Современная кристаллография" (1994) в четырех томах, написанная по инициативе, под редакцией и при активном авторском участии Б.К.Вайнштейна. *Так родилось название научного направления – структурная кристаллография.*

Б.К. Вайнштейн получил широкое мировое признание, Научные труды принесли ему множество наград и почетных званий, в числе которых высшая награда Академии наук в области кристаллографии – премия им. Е.С. Федорова и высшая награда Международного союза кристаллографов — премия им. П. Эвальда.

СОДЕРЖАНИЕ

АКАДЕМИК БОРИС КОНСТАНТИНОВИЧ ВАЙНШТЕЙН	3
Клечковская В.В., Фейгин Л.А.	5
Б.К. ВАЙНШТЕЙН И СТРУКТУРНАЯ КРИСТАЛЛОГРАФИЯ	6
СОДЕРЖАНИЕ	6
<u>Pankratov V.</u> , Kozlova A.P., Pankratova V., Popov A.I.	
LUMINESCENCE SPECTROSCOPY UNDER SYNCHROTRON	20
IRRADIATION OF SCINTILLATOR CRYSTALS FOR HIGH-ENERGY	
PHYSICS APPLICATIONS	
Penyashki T., Petrzhik M., Kostadinov G., Kudryashov A., Elenov B., Kostitsina E.	21
EFFECT OF REACTION ELECTROSPARK TREATMENT ON THE	
TOPOGRAPHY, COMPOSITION AND STRUCTURE OF THE SURFACE OF	
1.2709 MARAGING STEEL OBTAINED BY SELECTIVE LASER SINTERING	
<u>Roytburd A.</u>	22
ELASTIC DOMAINS: FROM TWINNED MARTENSITE TO	
MULTIFERROICS	
<u>Акимова О.В.</u> , Светогоров Р.Д., Рошан Н.Р., Горбунов С.В.	23
ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ГИДРИРОВАННОГО	
МЕМБРАННОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ПАЛЛАДИЯ	
<u>Аккузин С.А.</u> , Литовченко И.Ю., Ким А.В., Москвичев Е.Н.	
ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	24
РЕАКТОРНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ	
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК	
<u>Аккуратов В.И.</u> , Куликов А.Г., Коморников В.А., Писаревский Ю.В.,	
Таргонский А.В., Благоев А.Е.	25
ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ	
МОНОКРИСТАЛЛА ТРИГЛИЦИНСУЛЬФАТА ПРИ ОДНООСНОМ	
МЕХАНИЧЕСКОМ СЖАТИИ	
Аксёнова К.В., Громов В.Е., Полевой Е.В., Иванов Ю.Ф.	26
КРИВАЯ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ	
<u>Алиева Т.Д.</u> , Багиева Г.З., Абдинова Г.Д., Ахундова Н.М., Абдинов Д.Ш.	
ВЛИЯНИЕ КАТИОННЫХ ВАКАНСИЙ НА ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	27
МОНОКРИСТАЛЛОВ PbTe и SnTe	
Андреев П.В., <u>Дрожилкин П.Д.</u> , Алексеева Л.С., Балабанов С.С., Росткина	
Е.Е., Болдин М.С., Каразанов К.О.	28
ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЕ ПЛАЗМЕННОЕ СПЕКАНИЕ КЕРАМИК НА	
ОСНОВЕ Si ₃ N ₄ С ПРЕКУРСОРОМ YAG	
<u>Антонюк М.Н.</u> , Купцов К.А., Шевейко А.Н., Штанский Д.В.	
ТРИБОКОРРОЗИОННЫЕ И ПРИОТНОВОБРАСТАЮЩИЕ СВОЙСТВА	29
ПОКРЫТИЙ TaC-Cr-Mo-Ni-(Cu/Ag) В МОРСКОЙ ВОДЕ, ПОЛУЧЕННЫХ	
МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ЛЕГИРОВАНИЯ В ВАКУУМЕ	
Ахмедов А.К., <u>Асваров А.Ш.</u> , <u>Муслимов А.Э.</u> , Каневский В.М.	
ПОЛУЧЕНИЕ КЕРАМИКИ ZnO-X ₂ O ₃ (X = Al, Ga, In) МЕТОДОМ	30
ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ	
Банишев А.Ф.	
ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИЙ МАТЕРИАЛОВ ВОЗНИКАЮЩИХ	31
ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЛАЗЕРНЫХ ИМПУЛЬСОВ С ПОМОЩЬЮ	
МЕХАНОЛЮМИНЕСЦИРУЮЩИХ ПОКРЫТИЙ	

<u>Басков Ф.А., Сентюрина Ж.А., Логачев И.А., Логачёва А.И., Левашов Е.А.</u> ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА АЖК, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЛС	32
<u>Бахтеева Н.Д., Тодорова Е.В., Умнов П.П., Чуева Т.Р.</u> ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ	33
<u>Безбах И.Ж., Коробейникова Е.Н., Супельняк С.И.</u> ОСОБЕННОСТИ РЕАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ КРИСТАЛЛОВ Ge(Ga), ВЫРАЩЕННЫХ В РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ ТЕПЛОМАССОПЕРЕНОСА	34
Белов А.Ю. МЕХАНИЗМ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В НЕМАГНИТНЫХ КРИСТАЛЛАХ NaCl(Ca)	35
Белов А.Ю. УСЛОВИЯ ДОКРИТИЧЕСКОГО РОСТА СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ДОМЕНОВ	36
<u>Блантер М.С., Борисова П.А., Бражкин В.В., Кондратьев О.А., Ляпин С.Г., Свиридова Т.А., Филоненко В.П.</u> ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ФУЛЛЕРЕНОВ С МЕТАЛЛАМИ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ И ТЕМПЕРАТУРАХ	37
<u>Бойцова Е.Л.</u> ИССЛЕДОВАНИЕ МЕДИЦИНСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Ti-O-N	38
Бучинская И.И. ТРОЙНЫЕ ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ В СИСТЕМАХ PbF ₂ -CdF ₂ -MF ₂ (M=Sr, Ba)	39
Валиев Р.З. ИССЛЕДОВАНИЯ И РАЗРАБОТКИ НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ	40
<u>Валиев Р.Р., Савина Я.Н.</u> ПОВЫШЕННЫЕ ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА С ИОННО- ПЛАЗМЕННЫМ ПОКРЫТИЕМ	41
<u>Васильев А.Л., Сорокин Н.И.</u> ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СУПЕРИОННОГО ПРОВОДНИКА La _{0.95} Sr _{0.05} F _{2.95}	42
Верезуб Н.А., <u>Простомолотов А.И.</u> ГИДРОМЕХАНИКА ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ СМЕШАННЫХ KCNSH КРИСТАЛЛОВ ИЗ РАСТВОРА	43
Верезуб Н.А., <u>Простомолотов А.И.</u> МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА СИНТЕЗА КРИСТАЛЛОВ KDP ИЗ ВОДНО-СОЛЕВЫХ РАСТВОРОВ	44
<u>Веселова В.О., Гайтко О.М., Володин В.Д., Егорышева А.В.</u> СЦИНТИЛЛЯЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ (Bi _{1-x} Ln _x) ₄ Ge ₃ O ₁₂ , Ln= Pr, Nd, Er, и Yb (x= 0.004-0.05)	45
Ветрова А.В., Марченко Е.С., Гарин А.С., Дубовиков К.М., Ковалева М.А., Байгонакова Г.А. ЭФФЕКТ РАЗМЯГЧЕНИЯ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ ТРИКОТАЖА ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА	46

<u>Винс В.Г.</u> ТРАНСФОРМАЦИЯ АТОМНЫХ ДЕФЕКТОВ В КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЕ ЛАБОРАТОРНО ВЫРАЩЕННЫХ АЛМАЗОВ	47
<u>Войцеховский А.В.</u> , Несмелов С.Н., Дзядх С.М., Григорьев Д.В., Дворецкий С.А., Михайлов Н.Н., Сидоров Г.Ю., Якушев М.В., Горн Д.И. УНИПОЛЯРНЫЕ БАРЬЕРНЫЕ СТРУКТУРЫ НА ОСНОВЕ МЛЭ HgCdTe	48
<u>Волковский Ю.А.</u> , Серегин А.Ю., Фоломешкин М.С., Просеков П.А., Павлюк М.Д., Писаревский Ю.В., Благов А.Е. РЕНТГЕНОВСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ КРЕМНИЕВЫХ ПОДЛОЖЕК ПРИМЕНИМЫХ ДЛЯ ПЕРЕНОСА И ИЗУЧЕНИЯ ОРГАНИЧЕСКИХ И БЕЛКОВЫХ СЛОИСТЫХ НАНОСТРУКТУР	49
<u>Вымпина Ю.Н.</u> , Шаненкова Ю.Л. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМНЫХ ПАРАМЕТРОВ СИНТЕЗА НА ПОЛУЧЕНИЕ ДИОКСИДА ТИТАНА ПЛАЗМОДИНАМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ	50
Гайнутдинов Р.В., <u>Лашкова А.К.</u> , Толстихина А.Л., Петржик Е.А., Кашевич И.Ф. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ ТРИГЛИЦИНСУЛЬФАТА С ПРИМЕСЯМИ ВНЕДРЕНИЯ И ЗАМЕЩЕНИЯ В ПОЛОСАХ РАЗНОГО СОСТАВА	51
<u>Галактионова А.В.</u> , Чембарисова Р.Г. ЭВОЛЮЦИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu-Cr-Zr С ПРЕДЕЛЬНО НИЗКОЙ КОНЦЕНТРАЦИЕЙ ТВЕРДОГО РАСТВОРА В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИОННО- ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	52
<u>Гальшев С.Н.</u> О НЕКОТОРЫХ ФИЗИЧЕСКИХ ОСНОВАХ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИТОВ С АЛЮМИНИЕВОЙ МАТРИЦЕЙ И УГЛЕРОДНЫМ ВОЛОКНОМ	53
<u>Гарин А.С.</u> , Марченко Е.С., Ветрова А.В., Шишелова А.А. ВЛИЯНИЕ МЕТОДА СВС И ДИФФУЗИННОГО СПЕКАНИЯ НА ФИЗИКО- МЕХАНИЧЕСКИЕ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПОРИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА	54
Глезер А.М. МЕГАПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ: РОЛЬ ТЕПЛОВЫХ ЭФФЕКТОВ	55
Годжаев Э.М., <u>Назаров А.М.</u> , Салимова В.В. ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА БИОНАНОКОМПОЗИТОВ ПЭВД + х об.% РЧ	56
<u>Головин Ю.И.</u> , Гусев А.А., Матвеев С.М., Головин Д.Ю., Тюрин А.И. ОТ НАНО- К МАКРОСВОЙСТВАМ ДРЕВЕСИНЫ – ЧЕРЕЗ ИЕРАРХИЮ СТРУКТУРЫ И РАЗМЕРНЫЕ ЭФФЕКТЫ	57
<u>Гражданников С.А.</u> , Криницын П.Г., Коржнева К.Е., Курусь А.Ф., Исаенко Л.И., Молокеев М. С. ПОЛУЧЕНИЕ НЕЛИНЕЙНОГО ОПТИЧЕСКОГО КРИСТАЛЛА LiGaTe ₂ И ИССЛЕДОВАНИЕ ЕГО ТЕПЛОВЫХ И ОПТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ	58
Григорьев М.В., <u>Русейкина А.В.</u> , Кара Д.М. ТЕРМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НОВЫХ РОМБИЧЕСКИХ СЕЛЕНИДОВ EuLnCuSe ₃ (Ln = Gd, Tb, Dy, Ho, Y, Er, Tm)	59

<u>Григорьева В.Д.</u> , Рахманова М.И., Рядун А.А. РОСТ И СПЕКТРОСКОПИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СЦИНТИЛЛЯЦИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ $\text{Na}_2\text{W}_2\text{O}_7$, ЛЕГИРОВАННЫХ ИОНАМИ Ce^{+3} И Cr^{+3}	60
Демина М.Ю., Губский Т.Н., Ильяхунов Т.А. ПЛОСКИЙ ИЗГИБ ПЛАСТИНЫ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА	61
Дивинский С.В., <u>Осинская Ю.В.</u> , Ватаманюк Л.Ю. МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ БРБ-2, СОСТАРЕННОЙ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ	62
Дитенберг И.А., Смирнов И.В., <u>Осипов Д.А.</u> , Гриняев К.В., Корчагин М.А. ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГОНАПРЯЖЕННОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ НА ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И УРОВЕНЬ МИКРОТВЕРДОСТИ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО ПРЕКУРСОРА ИЗ ЭКВИАТОМНОЙ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ W-Ta-Mo- Nb-Zr-Cr-Ti	63
<u>Дрожилкин П.Д.</u> , Андреев П.В., Алексеева Л.С., Болдин М.С., Каразанов К.О. ПОЛУЧЕНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ НАНОРАЗМЕРНОГО ПОРОШКА Si_3N_4 МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ	64
Еремин В.С., Макаров А.С., Афонин Г.В., Аронин А.С., Кобелев Н.П., <u>Хоник В.А.</u> ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ ПОДХОД К ИНТЕРПРЕТАЦИИ КИНЕТИКИ ТЕПЛОВЫХ ЭФФЕКТОВ, ОБУСЛОВЛЕННЫХ СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИЕЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ	65
<u>Ермишкин В.А.</u> , Минина Н.А., Кулагин С.П., Томенко А.К. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМООБРАБОТКИ НА КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТИ	66
<u>Ефремова Е.И.</u> , Ерофеева А.Р., Кобрин М.Р., Фомичев В.В. СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ ДВОЙНЫХ СУЛЬФИДОВ РЕНИЯ И МОЛИБДЕНА В НИЗШИХ СТЕПЕНЯХ ОКИСЛЕНИЯ	67
<u>Жадяев А.А.</u> , Захаров Д.А., Амосов А.П. ИСПЫТАНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ТВЕРДОГО СПЛАВА WC-CO ПРИ ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	68
<u>Жигалина О.М.</u> , Атанова А.В., Хмеленин Д.Н., Серая О.В., Серегин Д.С., Воротилов К.А., Сигов А.С. СТРУКТУРА ПОРИСТЫХ ПЛЕНОК ТИТАНАТА-ЦИРКОНАТА СВИНЦА	69
<u>Жукова О.О.</u> , Лелеко А.В., Медведев А.Е., Казыханов В.У., Мурашкин М.Ю. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ВКЛЮЧАЮЩЕЙ ИПД НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФИЗИКО- МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Al-Fe, ПОЛУЧЕННЫХ ЛИТЬЕМ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ КРИСТАЛЛИЗАТОР	70
Журавлев Ю.Н., <u>Корабельников Д.В.</u> ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА КАРБОНАТОВ МЕТАЛЛОВ	71
<u>Зайнуллина Л.И.</u> , Александров И.В. МИКРОСТРУКТУРА, КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ТЕКСТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРОКАТАННЫХ УМЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ CU-ZN	72

<u>Захарченко Т.К.</u> , Исаев В.В., Сергеев А.В, Авдеев М.В., Иванов О.И., Chervellino A., Plaisier J., Gaboardi M., Яшина Л.В., Иткис Д.М.	73
МЕЗОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ПЕРОКСИДА ЛИТИЯ В ХОДЕ РАЗРЯДА ЛИТИЙ-КИСЛОРОДНОГО АККУМУЛЯТОРА	
<u>Иванова Е.С.</u> , Петржик Е.А., Еремеев А.П., Гайнутдинов Р.В., Лашкова А.В., Волк Т.Р.	74
МАГНИТОСТИМУЛИРОВАННЫЕ ЭФФЕКТЫ В КРИСТАЛЛАХ TGS	
<u>Ильина Т.С.</u> , Кислюк А.М., Киселев Д.А., Политова Е.Д., Калева Г.М.	75
ЛОКАЛЬНЫЕ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БЕССВИНЦОВОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ СИСТЕМЫ $\text{KNbO}_3 - \text{NaNbO}_3$	
Казанцева Н.В., Давыдов Д.И., Виноградова Н.И., Попов Н.А., Ежов И.В.	76
КРИСТАЛЛОГРАФИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ФАЗ В СИСТЕМЕ Co-Al-Nb-Mo	
<u>Какорин И.А.</u>	77
МОДИФИКАЦИЯ ПИРОЛИЗОВАННОГО ПОЛИАКРИЛОНИТРИЛА АТОМАМИ АЛЮМИНИЯ	
<u>Какорина О.А.</u> , Запороцкова И.В., Какорин И.А., Панченко А.Н.	78
ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МОЛЕКУЛ ФТОРА И ХЛОРА С ПИРОЛИЗОВАННЫМ ПОЛИАКРИЛОНИТРИЛОМ	
<u>Калетина Ю.В.</u> , Калетин А.Ю., Пилюгин В.П.	79
ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ КРИОГЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА ГЕЙСЛЕРА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	
Камалова Н.С., Матвеев Н.Н., Евсикова Н.Ю., Лисицын В.И.	80
ТЕМПЕРАТУРНАЯ СТИМУЛЯЦИЯ ПОЛЯРИЗАЦИИ ПОЛИМЕРОВ В НЕОДНОРОДНОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ПОЛЕ	
<u>Каримов Д.Н.</u> , Ивановская Н.А., Сорокин Н.И.	81
ПОЛУЧЕНИЕ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ ФТОРПРОВОДЯЩЕГО ПОЛИМЕРНОГО КОМПОЗИТА	
<u>Каримов Д.Н.</u> , <u>Сизова Н.Л.</u> , Лисовенко Д.С.	82
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ ФТОРИДА ЦЕРИЯ	
<u>Каюмова А.Р.</u> , Костишин В.Г., Шакирзянов Р.И., Исаев И.М., Салогуб Д.В., Козлов В.В.	83
РАДИОПОГЛОЩАЮЩИЕ СВОЙСТВА ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ФЕРРИТА 2000НН	
<u>Каясова А.О.</u> , Левашов Е.А.	84
ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ПОСТОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ CL50WS, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ	
<u>Кийко В.М.</u> , Коржов В.П., Курлов В.Н.	85
ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ В КОМПОЗИТЕ МАТРИЦЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА И АРМИРУЮЩИХ ВОЛОКОН САПФИРА	
<u>Кийко В.М.</u> , Стрюков Д.О., Курлов В.Н., Коржов В.П.	86
ПРОЧНОСТЬ И СТРУКТУРА ВОЛОКОН САПФИРА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СТЕПАНОВА	

<u>Кийко В.М., Хвостунков К.А., Федотов К.А.</u> АВТОМАТИЧЕСКИЙ КОНТРОЛЬ ЗА ВОЗНИКНОВЕНИЕМ И РАСПРОСТРАНЕНИЕМ ТРЕЩИН В ТОКОПРОВОДЯЩИХ МАТЕРИАЛАХ	87
<u>Кобелев Н.П., Qiao J.C., Макаров А.С., Глезер А.М., Хоник В.А.</u> ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ И МОДУЛЬ СДВИГА АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ МЕДИ В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ ЧАСТОТ	88
<u>Коваленко А.Ф.</u> ВЛИЯНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПЛОТНОСТИ МОЩНОСТИ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ ПО СЕЧЕНИЮ ПУЧКА НА КРИТЕРИИ ТЕРМОПРОЧНОСТИ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛАСТИН ПРИ ИХ ЛАЗЕРНОМ ОТЖИГЕ	89
<u>Коваленко А.Ф.</u> ЛАЗЕРНЫЙ ОТЖИГ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПЛАСТИН В ЧАСТОТНО-ИМПУЛЬСНОМ РЕЖИМЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ	90
<u>Колдаева М.В., Петржик Е.А., Альшиц В.И., Даринская Е.В.</u> КОНЦЕПТУАЛЬНЫЕ ПОДХОДЫ К РАСШИФРОВКЕ СПЕКТРОВ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПОДВИЖНОСТИ В СКРЕЩЕННЫХ СВЕРХНИЗКИХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ НА ПРИМЕРЕ КРИСТАЛЛОВ NaCl	91
<u>Колмакова А.А., Баранчиков А.Е., Лермонтов С.А., Иванов В.К., Колмаков А.Г., Баикин А.С., Каплан М.А., Насакина Е.О.</u> ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ СУШКИ ЭЛАСТИЧНЫХ ПОЛИМЕТИЛСИЛОКСАНОВЫХ АЭРОГЕЛЕЙ НА ИХ ДЕФОРМАЦИОННО-ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА	92
<u>Колосов С.В., Надежкин М.В., Шляхова Г.В., Баранникова С. А., Зуев Л. Б.</u> ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ	93
<u>Колычев С.А., Камалова Н.С.</u> О ВОЗМОЖНЫХ ФОРМАХ ВЫРАЖЕНИЯ ЭЛЕКТРОСТАТИЧЕСКОЙ ЭНЕРГИИ СИСТЕМЫ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ЗАРЯДОВ	94
<u>Кононова Н.Г., Кузнецов А.Б., Кох К.А., Шевченко В.С., Сагатов Н., Гаврюшкин П.Н., Светличный В.А., Болатов А., Кох А.Е.</u> ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НОВЫХ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ БОРАТОВ $\text{NaSrR}(\text{BO}_3)_2$ ($\text{R} = \text{Ho-Lu, Y, Sc}$)	95
<u>Константинова А.Ф., Головина Т.Г., Дудка А.П., Сизова Н.Л.</u> НЕКОТОРЫЕ ОПТИЧЕСКИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ СЕМЕЙСТВА ЛАНГАСИТА И ИХ СТРУКТУРНАЯ ОСНОВА	96
<u>Кончаков Р.А., Макаров А.С., Аронин А.С., Кобелев Н.П., Хоник В.А.</u> ОЦЕНКА ЭНТРОПИИ ФОРМИРОВАНИЯ МЕЖУЗЕЛЬНЫХ ГАНТЕЛЕЙ В АЛЮМИНИИ ВБЛИЗИ ТЕМПЕРАТУРЫ ПЛАВЛЕНИЯ	97
<u>Коплак О.В., Дворецкая Е.В., Погорелец Ю.С., Дремова Н.Н., Моргунов Р.Б.</u> ФОРМИРОВАНИЕ ОБМЕННОГО СМЕЩЕНИЯ В МИКРОПРОВОДАХ PrDyCoFeB	98
<u>Коробейникова Е.Н., Власов В.Н., Супельняк С.И.</u> СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ ПРИМЕСНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ В КРИСТАЛЛАХ Ge(Ga) ПРИ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ ТЕПЛОМАССОПЕРЕНОСА	99

<u>Кох А.Е.</u> , Кононова Н.Г., Кузнецов А.Б., Симонова Е.А., Шевченко В.С., Гореевцева А.А., Светличный В.А.	100
ТРЕХКАТИОННЫЕ СКАНДОБОРАТЫ: СОСТАВ – СТРУКТУРА - СВОЙСТВА	
<u>Кошелев А.В.</u> , Архарова Н.А., Хайдуков К.В., Каримов Д.Н.	101
ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НАНОЧАСТИЦ α - $\text{NaREF}_4\text{:Er}_{2\%}\text{Ce}_{2\%}$ (RE= Y, Yb, Lu) НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ АП- И ДАУН-КОНВЕРСИОННОЙ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ ПРИ ИК-ВОЗБУЖДЕНИИ	
Кретова М.А., Макаров А.С., <u>Хоник В.А.</u>	102
РЕЛАКСАЦИЯ МОДУЛЯ СДВИГА В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СТЕКЛЕ $\text{Zr}_{46}\text{Cu}_{45}\text{Al}_7\text{Ti}_2$ ДО И ПОСЛЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	
<u>Крутяк Н.Р.</u> , Спасский Д.А., Дейнеко Д.В., Нагирный В., Морозов В.А.	103
СТРУКТУРА И ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА НОВЫХ ЛЮМИНОФОРОВ НА ОСНОВЕ ФОСФАТОВ	
<u>Кузнецов В.В.</u> , Москвин П.П., Скуратовский С.И., Рубцов Э.Р.	104
ОСОБЕННОСТИ МОДУЛЯЦИИ СОСТАВА ПРИ СПИНОДАЛЬНОМ РАСПАДЕ УПРУГО-ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ В УСЛОВИЯХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО РЕЗОНАНСА	
Кузнецов Р.В., Громов В.Е., Корочкин А.Е., <u>Рубанникова Ю.А.</u>	105
ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ СТАЛИ ПЕРЛИТНОГО КЛАССА ПРИ МНОГОКРАТНОМ ДЛИТЕЛЬНОМ ДЕФОРМАЦИОННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	
<u>Куницына Е.И.</u> , Аллаяров Р.С., Моргунов Р.Б.	106
МИКРОВОЛНОВОЕ МАГНИТОСОПРОТИВЛЕНИЕ ТОНКИХ ПЛЁНОК CoFeB , ПОКРЫТЫХ НАНОЧАСТИЦАМИ $\text{Fe/Fe}_3\text{O}_4$	
<u>Курсь А.</u> , Елисеев А., Лобанов С., Молокеев М., Пугачев А., Вединяпин В., Исаенко Л.	107
НОВЫЙ НЕЛИНЕЙНО-ОПТИЧЕСКИЙ КРИСТАЛЛ $\text{AgLiGa}_2\text{Se}_4$ С ОПТИМАЛЬНЫМ КОМПЛЕКСОМ ОПТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ДЛЯ РАБОТЫ В СРЕДНЕЙ ИНФРАКРАСНОЙ ОБЛАСТИ	
<u>Кучерявенкова Е.А.</u> , Орехов А.С., Каримов Д.Н., Архарова Н.А., Клечковская В.В.	108
ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ ОПТИЧЕСКОЙ КЕРАМИКИ BaF_2	
<u>Лазуренко Д.В.</u> , Петров И.Ю.	109
ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ТИПА $\text{Ti-Al}_3\text{Ti}$ С L_{12} СТРУКТУРОЙ ТРИАЛЮМИНИДА ТИТАНА, СТАБИЛИЗИРОВАННОЙ ПЕРЕХОДНЫМ ЭЛЕМЕНТОМ	
<u>Ланцев Е.А.</u> , Нохрин А.В., Благовещенский Ю.В., Сметанина К.Е.	110
ТВЕРДЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА С НИЗКИМ СОДЕРЖАНИЕМ КОБАЛЬТА, ПОЛУЧЕННЫЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНЫМ ПЛАЗМЕННЫМ СПЕКАНИЕМ	
<u>Левашов Е.А.</u> , Капланский Ю.Ю., Агеев М.А., Санин В.В., Башкиров Е.А.	111
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МОНОАЛЮМИНИДА НИКЕЛЯ И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ В АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ	
<u>Майорова Т.Л.</u> , Ключев В.Г.	112
ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ ФОТОВОЗБУЖДЕННОЙ ПРОВОДИМОСТИ В ПОВЕРХНОСТНО-БАРЬЕРНЫХ СТРУКТУРАХ	

Макаров А.С., Qiao J.C., Кобелев Н.П., Аронин А.С., <u>Хоник В.А.</u> СВЯЗЬ ФРАГИЛЬНОСТИ И СКАЧКА ТЕПЛОЕМКОСТИ В СОСТОЯНИИ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОЙ ЖИДКОСТИ С РЕЛАКСАЦИЕЙ МОДУЛЯ СДВИГА В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ	113
Макаров А.С., Афонин Г.В., Кобелев Н.П., Qiao J.C., <u>Хоник В.А.</u> ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ МОДУЛЯ СДВИГА ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ РЕЗУЛЬТАТОВ КАЛОРИМЕТРИИ	114
<u>Макаров А.С.</u> , Гончарова Е.В., Qiao J.C., Кобелев Н.П., Хоник В.А. СТРУКТУРНАЯ РЕЛАКСАЦИЯ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ	115
<u>Малашенко В.В.</u> , Малашенко Т.И. ДИНАМИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ	116
<u>Малушин Н.Н.</u> , Ковалев А.П., Романов Д.А. ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА УПРОЧНЕНИЯ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОГО ТЕПЛОСТОЙКОГО МЕТАЛЛА, СФОРМИРОВАННОГО ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАЗМОЙ В СРЕДЕ АЗОТА	117
<u>Московский С.В.</u> , Почетуха В.В., Романов Д.А., Иванов Ю.Ф. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ WN-WS-W ₂ C _{0,84} -AG, ПОЛУЧЕННЫХ КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ	118
<u>Мурадинова Л.Ф.</u> , Глезер А.М., Дьяконов Д.Л., Томчук А.А. ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Co-Ni ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	119
<u>Мурашов А.А.</u> , Берендеев Н.Н., Нохрин А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ УСТАЛОСТНОГО И КОРРОЗИОННО- УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПСЕВДО-АЛЬФА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ПТ-3В ПРИМЕНЯЕМОГО В АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКЕ	120
<u>Муслимов А.Э.</u> , Каневский В.М. РАЗЛОЖЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ САПФИРА В ПОТОКЕ ЭЛЕКТРОНОВ С ЭНЕРГИЕЙ ДО 70 КЭВ	121
<u>Нагичева Г.С.</u> , Нохрин А.В., Берендеев Н.Н., Мелехин Н.В., Пискунов А.В., Сысоев А.Н., Грязнов М.Ю. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ У8	122
<u>Надежкин М.В.</u> , Баранникова С.А. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ НАГРУЖЕНИЯ НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ДЕФОРМАЦИИ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ МЕТАЛЛЕ	123
<u>Нарыкова М.В.</u> , Кадомцев А.Г., Бетехтин В.И., Sklenicka V., Колобов Ю.Р., Амосова О.В. ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОМ НАГРУЖЕНИИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИНТЕНСИВНОЙ (МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ) ДЕФОРМАЦИЕЙ	124
Нигаматдянов М.Г., Подлеснов Е., Чиркунова Н.В., <u>Дорогов М.В.</u> ОДНОМЕРНЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ОКСИДА МЕДИ ДЛЯ ЭКОЛОГИИ И ЭНЕРГЕТИКИ	125

Никулин С.А., <u>Рогачев С.О.</u> , Белов В.А., Задорожный М.Ю., Шплис Н.В. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ИЗГИБЕ	126
Нуриев И.Р., Мехрабова М.А., <u>Гусейнли С.Н.</u> , Назаров А.М., Гасанов Н.Г. ВЛИЯНИЕ γ -ИЗЛУЧЕНИЯ НА КРИСТАЛЛИЧЕСКУЮ СТРУКТУРУ ТОНКИХ ПЛЕНОК $Cd_{1-x}Fe_xS$	127
Нуриев И.Р., Мехрабова М.А., <u>Назаров А.М.</u> , Садыгов Р.М., Фарзалиев С.С. ПОЛУМАГНИТНЫЕ ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ $Pb_{1-x}Eu_xTe$	128
Осинская Ю.В., Покоев А.В., <u>Магамедова С.Г.</u> , Иванов К.А. ВЛИЯНИЯ НАПРЯЖЕННОСТИ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ПАРАМЕТРЫ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА И ФАЗООБРАЗОВАНИЕ ПРИ СТАРЕНИИ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ Al- Si-Cu-Fe	129
<u>Осипов Д.А.</u> , Смирнов И.В., Гриняев К.В., Дитенберг И.А., Корчагин М.А. ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ ЭНЕРГОНАПРЯЖЕННОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ НА МОРФОЛОГИЮ, ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ 3Ni-Al	130
Панахов М.М., <u>Алекперов Э.Ш.</u> , Гараев Э.С., Назаров А.М., Фарзалиев С.С. ОБРАЗОВАНИЕ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ СВЕРХРЕШЕТОК В ПЛЁНКАХ $TlIn_{1-x}Sn_xSe_2$	131
<u>Панин А.В.</u> , Дмитриев А.И., Перевалова О.Б., Казаченок М.С., Казанцева Л.А., Синякова Е.А., Мартынов С.А. ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ОБРАЗЦОВ 3D-НАПЕЧАТАННОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	132
<u>Панченко А.Н.</u> ИЗУЧЕНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПИРОЛИЗОВАННОГО ПОЛИАКРИЛОНИТРИЛА С АТОМАМИ КИСЛОРОДА	133
<u>Пермякова И.Е.</u> КОМПОЗИТЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ ИЗ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	134
Петренко А.А., Новикова Н.Е., Марченков Н.В., Ибрагимов Э.С., Писаревский Ю.В., Благоев А.Е., Ковальчук М.В. ЛАТЕРАЛЬНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ В КРИСТАЛЛАХ ГИДРОФТАЛАТА КАЛИЯ ВО ВНЕШНЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ	135
<u>Петржик Е.А.</u> , Колдаева М.В., Альшиц В.И., Даринская Е.В. ДВА ВИДА ПРОЯВЛЕНИЯ РЕЗОНАНСНОЙ МАГНИТОПЛАСТИЧНОСТИ В КРИСТАЛЛАХ NaCl	136
<u>Петржик М.</u> , Муканов С., Кудряшов А., Наумова Е., Пеняшки Т., Костадинов Г. ЭЛЕКТРОИСКРОВОЕ ВЫГЛАЖИВАНИЕ И УПРОЧНЕНИЕ АДДИТИВНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ	137
Петухов Б.В. ДИНАМИЧЕСКОЕ ДЕФОРМАЦИОННОЕ СТАРЕНИЕ ОЦК МЕТАЛЛОВ ПО МЕХАНИЗМУ ТИПА СНУКА	138
<u>Пиляк Ф.С.</u> , Куликов А.Г., Фридкин В.М., Писаревский Ю.В., Марченков Н.В., Благоев А.Е., Ковальчук М.В. ПЕРЕСТРОЙКА РЕАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ КРИСТАЛЛА $LiNbO_3:Fe$, ИНДУЦИРОВАННАЯ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ	139

<u>Полехина Н.А.</u> , Линник В.В., Алмаева К.В., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В.	
ОСОБЕННОСТИ ЗЕРЕННО-СУБЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ 12 %-НОЙ ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО- МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РЕЖИМА ОБРАБОТКИ	140
<u>Политова Е.Д.</u> , Калева Г.М., Мосунов А.В., Стефанович С.Ю., Садовская Н.В., Ильина Т.С., Киселев Д.А., Шварцман В.В.	
СТРУКТУРА И СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЕРВСКИТНЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ НИОБАТА НАТРИЯ-КАЛИЯ И ТИТАНАТА ВИСМУТА-НАТРИЯ	141
<u>Попов А.А.</u> , Болдин М.С., Чувильдеев В.Н.	
МОДЕЛЬ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ СТЕПЕННОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ	142
<u>Проценко А.И.</u> , Благов А.Е., Таргонский А.В., Элиович Я.А., Коржов В.А., Рогачев А.В., Якунин С.Н., Ковальчук М.В.	
ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИКИ РЕАКЦИИ БЕЛОУСОВА- ЖАБОТИНСКОГО МЕТОДОМ QEXAFS С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АДАПТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ РЕНТГЕНОВСКОЙ ОПТИКИ	143
Рахимова У.Дж., Эгамов М.Х.	
ИССЛЕДОВАНИЯ МОРФОЛОГИИ ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ ПРИ ВНЕДРЕНИИ НИЗКОМОЛЕКУЛЯРНЫХ ОРГАНИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ	144
<u>Резяпова Л.Р.</u> , Валиев Р.Р., Усманов Э.И., Валиев Р.З.	
ДИНАМИЧЕСКОЕ СТАРЕНИЕ В ТИТАНЕ GRADE 4	145
<u>Реунова К.А.</u> , Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Панченко М.Ю., Москвина В.А.	
ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ АТОМОВ ВНЕДРЕНИЯ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И МИКРОСТРУКТУРУ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА FeMnCrNiCo	146
Рогалин В.Е., Малинский Т.В.	
ОПТИКОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ, ПРОЯВИВШИЙСЯ В РЕЗУЛЬТАТЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ НАНОСЕКУНДНЫМИ УЛЬТРАФИОЛЕТОВЫМИ ЛАЗЕРНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ НА ПОВЕРХНОСТЬ МЕТАЛЛА	147
<u>Рогачев С.О.</u> , Андреев В.А., Юсупов В.С., Хаткевич В.М., Николаев Е.В., Бондарева С.А.	
ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПЛАКИРОВАННОГО КОМПОЗИТА МЕДЬ/АЛЮМИНИЕВЫЙ СПЛАВ В ПРОЦЕССЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ	148
<u>Романов Д.А.</u> , Почетуха В.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф.	
ХАРАКТЕРИСТИКА СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОКРЫТИЯ AG-NI-N, ПОЛУЧЕННОГО НА МЕДИ КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ, СОЧЕТАЮЩИМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ НАПЫЛЕНИЕ, ОБЛУЧЕНИЕ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ И АЗОТИРОВАНИЕ	149
<u>Савина Я.Н.</u> , Валиев Р.Р.	
ЭРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМ ПОКРЫТИЕМ	150
<u>Санин В.В.</u> , Агеев М.И., Левашов Е.А.	
МЕХАНИЗМ ОКИСЛЕНИЯ СПЛАВОВ NiAl-Cr-Co-(X), (X – La, Mo, Zr, Ta, Re), ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ СВС-МЕТАЛЛУРГИИ	151

<u>Саркеева Е.А., Александров И.В.</u> ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ, ПРОЧНОСТИ, ПЛАСТИЧНОСТИ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ В УМЗ СПЛАВЕ CU-0,5CR ПРИ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТЕ И СТАРЕНИИ	152
<u>Серебренникова П.С., Громилов С.А.</u> ИЗУЧЕНИЕ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Pd-Cr-Mo, ПОЛУЧЕННЫХ ПУТЕМ ТЕРМОЛИЗА КОМПЛЕКСНЫХ СОЛЕЙ В ПРИСУТСТВИИ LiH	153
Скворцов А.А., Пшонкин Д.Е., <u>Володина О.В.</u> ТЕМПЕРАТУРНЫЕ РЕЖИМЫ ФУНКЦИОНИРОВАНИЯ «ТЕПЛОВОЙ ЯЧЕЙКИ»	154
<u>Слипенюк О.</u> 70 ЛЕТ ДОСТИЖЕНИЙ И ИННОВАЦИЙ RIGAKU CORPORATION	155
<u>Сметанина К.Е., Андреев П.В., Нохрин А.В., Ланцев Е.А., Востоков М.М.</u> ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ПОРОШКА КАРБИДА ВОЛЬФРАМА НА ОДНОРОДНОСТЬ ФАЗОВОГО СОСТАВА КЕРАМИК, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ SPS	156
Соловьев Л.А., Григорьев М.В., <u>Русейкина А.В.</u> КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА РОМБИЧЕСКИХ СЕЛЕНИДОВ EuLnCuSe ₃ (Ln = Ho, Y)	157
Соловьев Л.А., Григорьев М.В., <u>Русейкина А.В.</u> ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА МИНИМИЗАЦИИ ПРОИЗВОДНОЙ РАЗНОСТИ ДЛЯ УТОЧНЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ EuDyCuSe ₃	158
Соловьев Л.А., Григорьев М.В., Чернышев В.А., <u>Русейкина А.В.</u> , Кара Д.М. КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА И ШИРИНА ЗАПРЕЩЕННОЙ ЗОНЫ СЕЛЕНИДА EuLaCuSe ₃	159
Сорокин Н.И. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ АНОМАЛИЯ АНИОННОЙ ПРОВОДИМОСТИ В КРИСТАЛЛАХ LaF ₃	160
Сорокин Н.И. ЗАВИСИМОСТЬ ЧАСТОТЫ ПРЫЖКОВ НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА В КРИСТАЛЛАХ Ba _{1-x} La _x F _{2+x} (0.05 ≤ x ≤ 0.5) ОТ СОСТАВА	161
Сорокин Н.И. СРАВНЕНИЕ ИОННОЙ ПРОВОДИМОСТИ ОБЪЕМНЫХ КРИСТАЛЛОВ И НАНОКЕРАМИКИ ТВЕРДОГО ЭЛЕКТРОЛИТА Sr _{1-x} Y _x F _{2+x}	162
<u>Сорокин Н.И., Бучинская И.И.</u> ИОННАЯ ПРОВОДИМОСТЬ КРИСТАЛЛОВ ФЛЮОРИТОВОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА СИСТЕМЫ Pb _{0.67} Cd _{0.33} F ₂ – MnF ₂	163
<u>Сорокин Н.И., Бучинская И.И., Ивановская Н.А.</u> ИОННАЯ ПРОВОДИМОСТЬ КЕРАМИКИ ХОЛОДНОГО ПРЕССОВАНИЯ, СИНТЕЗИРОВАННОЙ МЕХАНОХИМИЧЕСКОЙ РЕАКЦИЕЙ В СИСТЕМЕ Pb _{0.67} Cd _{0.33} F ₂ – SrF ₂	164
<u>Сорокин Н.И., Бучинская И.И., Каримов Д.Н.</u> КОНЦЕНТРАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ КРИСТАЛЛОВ ФЛЮОРИТОВОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА В СИСТЕМЕ PbF ₂ – CdF ₂	165
<u>Сорокин Н.И., Гребенев В.В., Каримов Д.Н.</u> ИМПЕДАНС ГРАНИЦЫ ТВЕРДОГО ЭЛЕКТРОЛИТА La _{0.95} Sr _{0.05} F _{2.95} С РАЗЛИЧНЫМИ ЭЛЕКТРОДНЫМИ МАТЕРИАЛАМИ	166

<u>Сорокин Н.И., Жмурова З.И., Махинов В.Ю.</u> ИОННАЯ ПРОВОДИМОСТЬ НАНОКОМПОЗИТА 50 мол.% CaF_2 + 50 мол.% LaF_3 , ПОЛУЧЕННОГО МЕХАНИЧЕСКИМ ДИСПЕРГИРОВАНИЕМ	167
<u>Сорокин Н.И., Каневский В.М.</u> ВОЗДЕЙСТВИЕ СЛАБОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ИОННУЮ ПРОВОДИМОСТЬ СУПЕРИОННОГО ПРОВОДНИКА $\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33}\text{F}_2$	168
<u>Сорокин Н.И., Каримов Д.Н.</u> ИОННАЯ ПРОВОДИМОСТЬ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $(\text{Ce}_{0.5}\text{Pr}_{0.5})_{0.95}\text{M}_{0.05}\text{F}_{2.95}$ ($\text{M} = \text{Ca}, \text{Sr}, \text{Ba}$) СО СТРУКТУРОЙ ТИСОНИТА	169
<u>Сорокин Н.И., Каримов Д.Н.</u> ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ ОКСИДНОГО СТЕКЛА В СИСТЕМЕ $\text{P}_2\text{O}_5 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{Nd}_2\text{O}_3 - \text{K}_2\text{O}$	170
<u>Соснин К.В., Романов Д.А., Пронин С.Ю., Филяков А.Д.</u> РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ МОЛИБДЕНОВЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ НА ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ	171
<u>Спасский Д.А., Федюнин Ф.Д., Морозов В.А., Забелина Е.В., Касимова В.М., Козлова Н.С., Бузанов О.А.</u> ВЛИЯНИЕ СКАНДИЯ НА ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ $\text{CaGG}:\text{Ce}$	172
<u>Степович М.А., Туртин Д.В., Калманович В.В.</u> МОДЕЛИРОВАНИЕ И КАЧЕСТВЕННАЯ ОЦЕНКА ПРОЦЕССОВ ТЕПЛОМАССОПЕРЕНОСА, ОБУСЛОВЛЕННЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕМ ШИРОКИХ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ С ПОЛУПРОВОДНИКОВЫМИ МИШЕНЯМИ	173
<u>Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Ситников Н.Н., Черногорова О.П., Глезер А.М., Пресняков М.Ю., Каратеев И.А., Печина Е.А.</u> ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СЛОИСТОГО АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА Ti_2NiCu ПРИ КРУЧЕНИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА	174
<u>Суриков Н.Ю., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.</u> ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ОДНОФАЗНЫХ И ГЕТЕРОФАЗНЫХ [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $\text{Ni}_{50,6}\text{Ti}_{49,4}$	175
<u>Сурсаева В.Г.</u> ЭКСПЕРИМЕНАЛЬНАЯ ОЦЕНКА СТЕПЕНИ УЧАСТИЯ ГРАНИЦ ЗЁРЕН И ТРОЙНЫХ СТЫКОВ В ПРОЦЕССЕ РОСТА ЗЁРЕН	176
<u>Сытченко А.Д., Логинов П.А., Орехов А.С., Левашов Е.А., Кирюханцев-Корнеев Ф.В.</u> IN SITU ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПОКРЫТИЯХ Ta-Zr-Si-B-C-N, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ DCMS И HIPIMS	177
<u>Толпешта И.И., Изосимова Ю.Г.</u> XRD АНАЛИЗ ИЛИСТЫХ ФРАКЦИЙ ПОЧВ: ОСОБЕННОСТИ И ПРОБЛЕМЫ ПРОБОПОДГОТОВКИ	178
<u>Усманов Э.И., Резяпова Л.Р., Валиев Р.Р., Валиев Р.З.</u> РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНА GRADE 4 С ПОВЫШЕННЫМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ	179

<u>Фрик А.А.</u> , Никитина М.А., Исламгалиев Р.К. УСТАЛОСТНЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ ЭИ-961Ш ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ	180
<u>Хафизова Э.Д.</u> , Поленок М.В., Исламгалиев Р.К. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИНКОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ ZN- AG-CU	181
<u>Хрипливец И.А.</u> ВЛИЯНИЕ СПОСОБА И ВЕЛИЧИНЫ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛОС СДВИГА	182
<u>Худодолова Г.Д.</u> , Кулясова О.Б., Исламгалиев Р.К., Валиев Р.З. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ БИОМЕДИЦИНСКОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	183
<u>Циммерман А.И.</u> , Никитин Д.С., Шаненков И.И. ВОЗМОЖНОСТЬ УПРАВЛЕНИЯ ФАЗОВЫМ СОСТАВОМ И СТРУКТУРОЙ ОБЪЕМНОГО МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО ПЛАЗМОДИНАМИЧЕСКИМ СИНТЕЗОМ В СИСТЕМЕ ВОЛЬФРАМ- УГЛЕРОД	184
<u>Циммерман А.И.</u> , Шаненков И.И. ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИИ ЦЕНТРАЛЬНОГО ЭЛЕКТРОДА НА ПРОЦЕСС ПЛАЗМОДИНАМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА ОКСИДА ЖЕЛЕЗА	185
<u>Чернозатонский Л.А.</u> ДВУМЕРНЫЕ АЛМАЗОПРОДОБНЫЕ КРИСТАЛЛЫ, ФОРМИРУЕМЫЕ ИЗ ГРАФЕНОВЫХ СЛОЕВ	186
<u>Чиркунова Н.В.</u> , Дорогов М.В. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОМАТЕРИАЛОВ TiO_2 . ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ В ПРОИЗВОДСТВЕ ЛИТИЙ-ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРОВ И ФОТОКАТАЛИЗЕ	187
<u>Чуракова А.А.</u> , <u>Каюмова Э.М.</u> АНАЛИЗ КОРРОЗИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА $TiNi$ В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ	188
<u>Шадрин Я.С.</u> , Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Бобров А.А., Берендеев Н.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ КОМПОЗИТНЫХ ПРОВОДОВ ИЗ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	189
<u>Шашков И.В.</u> , Колыванов Е.Л., Лебёдкин М.А. САМООРГАНИЗАЦИЯ ДИСЛОКАЦИЙ НА НАЧАЛЬНЫХ СТАДИЯХ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В СПЛАВЕ $AlMg$	190
<u>Шипко М.Н.</u> , Степович М.А., Коровушкин В.В., Костишин В.Г., Труханов А.В., Дарвиш М.А. ВЛИЯНИЕ МАГНИТОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА ГЕКСАГОНАЛЬНЫЕ СКАНДИЙЗАМЕЩЕННЫЕ ФЕРРИТЫ С МУЛЬТИФЕРРОИДНЫМИ СВОЙСТВАМИ	191
<u>Шишулин А.В.</u> ВАРИАЦИИ ФОНОННОЙ СОСТАВЛЯЮЩЕЙ КОЭФФИЦИЕНТА ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ НАНОЧАСТИЦ ФРАКТАЛЬНОЙ ФОРМЫ	192
<u>Шишулин А.В.</u> , Федосеев В.Б., Потапов А.А., Шишулина А.В. ОБ ИЗМЕНЕНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ КЮРИ В ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛАХ	193

<u>Шишулин А.В., Федосеев В.Б., Шишулина А.В.</u> РАВНОВЕСНЫЙ ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ВЗАИМНАЯ РАСТВОРИМОСТЬ КОМПОНЕНТОВ В НАНОЧАСТИЦАХ ФРАКТАЛЬНОЙ ФОРМЫ ТЯЖЕЛОГО ПСЕВДОСПЛАВА W–Cr	194
<u>Shur V.Ya., Slautin B.N., Zhu H.</u> PERIODICAL POLING WITH SUBMICRON PERIODS IN Z-CUT LITHIUM NIОBATE ON INSULATOR THIN FILMS	195
<u>Шурыгина Н.А., Глезер А.М., Дьяконов Д.Л., Сундеев Р.В., Рассадина Т.В.</u> ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТИТАНА С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ МИКРОЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ	196
<u>Элиович Я.А., Таргонский А.В., Благов А.Е., Писаревский Ю.В., Аккуратов В.И., Проценко А.И., Ковальчук М.В.</u> АДАПТИВНЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ РЕНТГЕНОВСКОЙ ОПТИКИ: ВОЗМОЖНОСТИ ПЕРСПЕКТИВЫ	197
Информационное сообщение, Мелконян М.К. ОБРАЗОВАТЕЛЬНЫЕ ПРОГРАММЫ ЕВРОПЕЙСКОГО ПРОЕКТА CREMLINplus ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ УРОВНЯ КОМПЕТЕНЦИЙ ПЕРСОНАЛА РОССИЙСКИХ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИХ ИНФРАСТРУКТУР	198
АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ	200

LUMINESCENCE SPECTROSCOPY UNDER SYNCHROTRON IRRADIATION OF SCINTILLATOR CRYSTALS FOR HIGH-ENERGY PHYSICS APPLICATIONS

V. Pankratov¹, A.P. Kozlova², V. Pankratova¹, A.I. Popov¹

¹*Institute of Solid State Physics, University of Latvia, 8 Kengaraga, LV-1063 Riga, Latvia*

²*National University of Science and Technology "MISiS", Leninsky Pr. 4, 119049
Moscow, Russia*

Research and development of scintillating materials and novel ionizing radiation detecting devices for particle physics, neutron research and medical imaging - are in the priority list of many European research centres including CERN.

In current research the primary attention was focused on cerium doped $\text{Gd}_3\text{Ga}_3\text{Al}_2\text{O}_{12}$ (or GGAG) single crystals, which have been studied by means of luminescence excitation spectroscopy under synchrotron irradiation. Synchrotron radiation from 1.5 GeV storage ring of MAX IV synchrotron facility (Lund, Sweden) as well as from PETRA III storage ring of DESY (Hamburg, Germany) were utilized for the luminescence excitation in the energy range from 4.5 to 800 eV. Special attention was paid to the analysis of Ce^{3+} excitation spectra in VUV and XUV spectral range where multiplication of electronic excitation (MEE) processes occur. Our results demonstrated that GGAG:Ce single crystals co-doped by Mg^{2+} ions as well as the GGAG:Ce crystal annealed in vacuum reveal the most efficient excitation of Ce^{3+} emission in VUV-XUV excitation range and, therefore, exhibit the best scintillation performance. The role of intrinsic defects in MEE processes in the co-doped as well as in the annealed GGAG:Ce single crystals is clearly demonstrated and discussed.

EFFECT OF REACTION ELECTROSPARK TREATMENT ON THE TOPOGRAPHY, COMPOSITION AND STRUCTURE OF THE SURFACE OF 1.2709 MARAGING STEEL OBTAINED BY SELECTIVE LASER SINTERING

Penyashki T.¹, Petrzhik M.², Kostadinov G.¹, Kudryashov A.², Elenov B.¹, Kostitsina E.²

¹ ISSAPP "N.Pushkarov" - Agricultural Academy - Sofia, Bulgaria

² NITU MISSIS., Moscow, Russia

E-mail: tpeniashki@abv.bg

The composition, surface and structural characteristics of martensitic steel, obtained by selective laser melting (SLM) and modified by reactive non-contact electrospark treatment (LESD) [1] were studied. By using layering electrodes from Al-Si alloys [2] at pulse energy 0.01 to 0.05 J and low pulse duration 3 to 20 μ s, conditions were created for local melting in the process of spark-plasma discharges and mixing of the materials of the electrode and the substrate with the formation of new phases. Dense and uniform coatings with a new relief were obtained, the parameters of which can be changed by changing the pulse energy in the following ranges: thickness 5-15 μ m, roughness Ra 1.2 to 4 μ m and microhardness 8 to 11 GPa. Studies of the coating topography and roughness parameters show that the reactive LESD allows to smooth the unevenness of the previous treatment, to fill the pores and cavities and to obtain surfaces with improved uniformity and reduced roughness. (Fig.1).

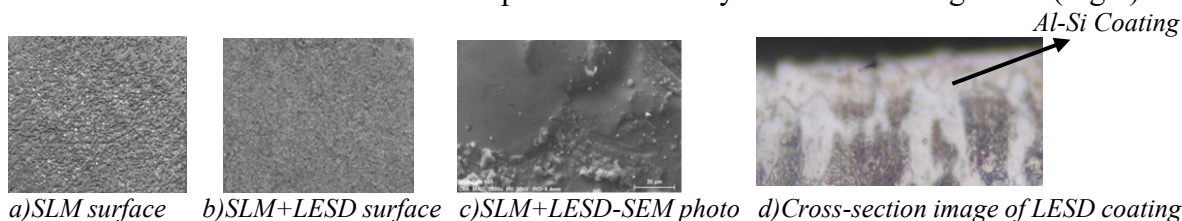


Fig.1. Micro-photos of Al-Si coatings on SLM steel surface

The microhardness of the modified surfaces is up to 2.5 times higher than that of the initial SLM steel, and of that of Al-Si electrodes. New phases such as NiAl_3 , AlFe , Fe_3Si , AlNi , Al_5Fe_2 , $\text{Fe}_{0.9}\text{Si}_{0.05}$ and traces of Al_2O_3 , AlN , SiN , Si_3N_4 have been registered in the coatings, the presence of which implies higher microhardness and increased wear resistance. As a result of the extremely high heating and cooling rates, surfaces with a mixed amorphous-crystalline structure, with particle sizes up to the nano level and an increased amount of amorphous phases are obtained, which is also favorable for the mechanical properties and wear resistance of the coatings [3]. Based on the obtained dependences, the conditions and parameters of the LESD process were determined, suitable both for controlled improvement of surface characteristics and for local synthesis of new phases and increasing the amount of the ultrafine and amorphous structures in the modified surface of the initial steel.

ACKNOWLEDGMENTS

The present work is based on researches that are funded from the Bulgarian National Science Fund of the Ministry of Education and Science and Russian Foundation for Basic Research under the bilateral project Bulgaria-Russia "Improving the quality of surfaces obtained by additive technologies by reactive electro-spark processing"

1. Antonov, B., Panayotov, S., and Lyutakov, O., US Patent 4226697, 1980. <http://www.google.ch/patents/>
2. Mukanov, SK, Petrzhik, MI, Kudryashov AE, and Levashov, EA 2019 Elimination of surface defects of slm products due to a synthesis of nial intermetallic at electro-spark deposition of al-containing precursor, *XV International Symposium on Self-Propagating High-Temperature Synthesis 2019*, DOI: 10.24411/9999-0014A-2019-10103.
3. Cadney, S, Goodall, G, Kim, G, Moran, A & Brochu, M, The transformation of an a Al-based crystalline electrode material to an amorphous deposit via the electrospark welding process, *Journal of alloys and compounds*, Vol. 476. No. 1-2. pp. 147—151, 2009.

ELASTIC DOMAINS: FROM TWINNED MARTENSITE TO MULTIFERROICS

A. Roytburd

National Institute of Standards and Technology, Gaithersburg MD 20899 USA

University of Maryland, College Park MD 20740 USA

Elastic Domains had been born in Kurdjumov's Institute of Metallurgy and Metal Physics in 1968 [1]. I proposed the different interpretation of twinned martensite: no deformation twinning but the alternation of domains of a new phase formed inside initial one (**elastic domains**). The polydomain martensite is similar to polydomain ferroelectrics and polydomain ferromagnetics. However, in bulk materials with defects the domain relaxation often loses competition to the dislocation one. Then I proposed the polydomain formation at phase transformations in epitaxial films, which have perfect crystal structure (1976) [2]. But the experimental support of this theory came only in 1988. Since the hundreds of papers on micro- and nano-structures including elastic domains have been published [3]. Recently, it has been shown that besides the elastic domains which decrease and remove internal stresses, there are the elastic domains which stabilize internal stress and keep it constant during deformation of crystals, films or rods. This stress stabilizing effect of elastic domains and similar effect of the elastic interaction in multiferroics will be discussed in the talk.

Referneces:

[1] A. Roytburd, Fizika Tverdogo Tela, 10, 3619 (1968)

[2] A. L. Roitburd, phys. Stat. sol (a) 37, 329 (1976)

[3] A. L. Roytburd, J. Ouyang, and A. Artemev, Journal of Physics-Condensed Matter, Review 29, No. 16, 45 (2017)

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ГИДРИРОВАННОГО МЕМБРАННОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ПАЛЛАДИЯ

Акимова О.В.¹, Светогоров Р.Д.², Рошан Н.Р.³, Горбунов С.В.³

¹МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия, E-mail: akimova@physics.msu.ru

²НИЦ “Курчатовский институт”, Москва, Россия, E-mail: rdsvetov@gmail.com

³ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова, Москва, Россия, E-mail: nroshan@imet.ac.ru

Синтезирование гидридного состояния сплава на основе палладия, а именно состава $\text{Pd}_{97.82}\text{Pb}_{2.18}$, проведено при 300 °С, давление 16 атм. и 450 °С давление 1 атм. на установках Сивертса и Setaram, соответственно. Образцы-мембраны толщиной 50 мкм были изготовлены из металлов высокой степени чистоты (99.9%) методом электродуговой плавки и холодной прокатки заготовок на четырехвалковом прокатном стане с промежуточным вакуумным отжигом при температуре 900 °С в течение 3 часов [1].

Методами рентгеновской дифракции с использованием синхротронного излучения источника Курчатовского научно-исследовательского центра [2] проведено исследование кинетики деформационных процессов в гидрированном сплаве при комнатной температуре и давлении. Состояние сплава до гидрирования можно считать условно гомогенным. Дифрактограммы показали наличие структурных отражений, определивших гранецентрированную кубическую элементарную ячейку для основной фазы сплава до гидрирования и сохранение ее типа после гидрирования в процессе релаксации диссипативной системы при уходе водорода. Анализ дифракционных данных проведен согласно кинематической теории дифракции [3].

В работе установлены анизотропные деформационные искажения кристаллической решетки в результате внедрения водорода в металлическую систему и фазовые превращения, инициируемые гидрированием.

Методом Виккерса определено изменение параметра твердости мембранного сплава при обратимом водородном легировании. Полученный результат выявляет изменение функциональных свойств металлической системы в результате водородного воздействия.

Инициируемые водородом деформационные процессы в кристаллической решетке металла-поглотителя. заслуживают пристального внимания и дальнейшего исследования ввиду необходимости перехода к водородной энергетике и актуальности вопроса безопасного получения, хранения и применения водорода в различных технологических процессах.

1. Горбунов С.В., Канныкин С.В., Пенкина Т.Н., Рошан Н.Р., Чистов Е.М., Бурханов Г.С. Сплавы палладия со свинцом для очистки и выделения водорода из водородсодержащих газовых смесей // Металлы. 2017. № 1. С. 63-69.
2. Svetogorov R.D., Dorovatovskii P.V., Lazarenko V.A. Belok / XSA Diffraction Beamline for Studying Crystalline Samples at Kurchatov Synchrotron Radiation Source // Crystal Research and Technologies. 2020. V. 55. No 5. P. 1900184. DOI: 10.1002/crat.201900184
3. Иверонова В.И., Ревкевич Г.П. Теория дифракции рентгеновских лучей. М.: МГУ, 1978. 278 с.

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РЕАКТОРНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК

Аккузин С.А.¹, Литовченко И.Ю.^{1,2}, Ким А.В.², Москвичев Е.Н.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

E-mail: s.a.akkuzin@gmail.com

Для изготовления тепловыделяющих элементов ядерных реакторов на быстрых нейтронах (БН-600, БН-800 и др.) в качестве конструкционного материала используется аустенитная сталь ЭК-164 (07X16H19M2Г2БТР). Данная сталь имеет повышенное содержание никеля и карбидообразующих элементов. Применяется указанная сталь в холоднодеформированном состоянии (10–30 %).

Ранее [1, 2] на этой стали было исследовано влияние различных термомеханических обработок, состоящих из низкотемпературную, холодную, теплую деформацию прокаткой и их различные комбинации, с целью обеспечения более высоких прочностных свойств, в том числе при повышенных температурах. Подобные исследования важны для рассмотрения возможности применения этой стали в реакторах нового поколения (БН-1200 и др.), предполагаемые рабочие температуры которых составляют ≈ 600 – 700 °С.

В настоящей работе впервые было исследовано влияние последовательности высокотемпературных термомеханических обработок, состоящих из горячей и теплой пластической деформации прокаткой (≈ 50 % за 1 проход с нагревом до 1100 °С; ≈ 50 % за 1 проход с нагревом до 900 °С; ≈ 45 % за 2 прохода с нагревом до 600 °С), а также холодной деформации при 20 °С (≈ 25 % за 5 проходов), на микроструктуру и механические свойства стали ЭК-164.

Методами просвечивающей электронной микроскопии изучена эволюция микроструктуры стали. Последовательность из горячей и теплой деформации приводит к формированию фрагментированной субмикроструктурной структуры с мало- и высокоугловыми разориентировками. Последующая холодная деформация способствует развитию механического двойникования во фрагментированных пластинах стали. Полученные микроструктуры, представленные чередующимися тонкими пластинами шириной менее 200 нм и широкими пластинами (более 500 нм) с внутренним вторичным двойникованием. Сохраняются отдельные фрагментированные области без двойникования, сформированные в процессе горячей и теплой деформации.

Исследовано поведение механических свойств стали в процессе испытаний на растяжение при 20 и 650 °С. Полученные структурные состояния стали обеспечивают существенное повышение прочностных свойств: при температуре растяжения 20 °С предел текучести возрастает в $\approx 4,5$ раза; при повышенной температуре (650 °С) – более чем в 6 раз относительно исходных значений.

Работа выполнена при поддержке стипендии Президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов, осуществляющих перспективные научные исследования и разработки по приоритетным направлениям модернизации российской экономики (2021-2023 гг.).

Литература.

1. С.А. Аккузин, И.Ю. Литовченко, А.Н. Тюменцев, В.М. Чернов. Известия ВУЗов. Физика, **62**, 4, 125–130 (2019).
2. С.А. Аккузин, И.Ю. Литовченко. Вектор науки ТГУ, 2(52), 7–14 (2020).

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛА ТРИГЛИЦИНСУЛЬФАТА ПРИ ОДНООСНОМ МЕХАНИЧЕСКОМ СЖАТИИ

Аккуратов В.И.^{1,2}, Куликов А.Г.^{1,2}, Коморников В.А.¹, Писаревский Ю.В.^{1,2},
Таргонский А.В.^{1,2}, Благоев А.Е.^{1,2}

¹ ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия

² НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия

E-mail: akkuratov.val@gmail.com

Кристаллические материалы играют важнейшую роль в развитии информационных технологий, микро- и оптоэлектронной промышленности. Особое значение представляют параметры условий эксплуатации материалов, таких как рабочий диапазон температур, вибрационная и механическая нагрузка, давление, радиационное воздействие и др. Ранее для проведения подобных исследований была разработана методика изучения динамики структуры кристаллических материалов с временным разрешением в условиях внешних механических и ультразвуковых воздействий при помощи двухкристальной рентгеновской дифрактометрии [1]. В настоящей работе предложена методика исследования деформационных характеристик и дефектной структуры монокристаллов в условиях одноосной механической нагрузки при помощи метода рентгеновской топографии на лабораторном источнике рентгеновского излучения.

Методика основана на регистрации картин дифракции рентгеновского излучения в геометрии «на просвет» с использованием двумерного детектора в процессе внешнего механического воздействия на исследуемый образец – управляемой одноосной механической нагрузки, создаваемой при помощи компактного гидравлического пресса. Рентгеновская топография относится к прямым методам исследования реальной структуры кристаллов и чувствительна к деформациям и дефектам, которые нарушают периодическое строение кристаллической решетки. Это позволяет изучать динамику решетки кристалла с локализацией по объему при различной величине одноосного сжатия.

Для модельного эксперимента в качестве образца был выбран высокосовершенный монокристалл триглицинсульфата (ТГС). ТГС состоит из легких химических элементов и соответственно обладает сравнительно малым поглощением рентгеновского излучения, что позволяет проводить исследования достаточно толстых образцов (толщиной до нескольких мм). В ходе экспериментов образец размером 7×6×3 мм подвергался последовательно увеличивающейся упругой одноосной нагрузке (до 5 МПа), одновременно с этим при помощи детектора с размером пикселя 55 мкм регистрировалась серия топограмм. Установлены особенности деформационного поведения кристаллов ТГС при механическом сжатии вдоль кристаллографических направлений [100] и [010]. Обнаружен эффект увеличения интенсивности дифракционных отражений 400 и 060, зависящий от давления. Кроме того, топограммы от взаимно перпендикулярных кристаллографических плоскостей при одинаковом направлении сжатия показывают принципиально разную картину распределения деформаций и обладают различной чувствительностью к макродефектам.

Разработанный метод перспективен для оперативной и локальной диагностики дефектов в кристаллических материалах микроэлектронных и оптоэлектронных компонент. Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант 19-29-12037.

1. Аккуратов В.И. и др. Радиотехника и электроника. 2021. Т. 66. № 10. С. 1.

КРИВАЯ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ

Аксёнова К.В.¹, Громов В.Е.¹, Полевой Е.В.², Иванов Ю.Ф.³

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,

E-mail: 19krestik91@mail.ru

²АО "ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат",
Новокузнецк

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

В настоящей работе приведены результаты изучения кривой деформационного упрочнения σ - ε рельсовой стали и рассмотрена стадийность кривой деформации. Деформация рельсовой стали, подвергнутой дифференцированной залке сжатым воздухом, осуществлялась одноосным сжатием образцов размерами $5 \times 5 \times 10$ мм³ при комнатной температуре на машине типа «Instron» со скоростью 10^{-2} с⁻¹ при автоматической записи нагрузки и размеров образца. Сжатие, как способ деформации, было удобно использовать, поскольку в этом случае удастся достигать более глубоких деформаций, чем при растяжении. Машинные кривые деформации в координатах нагрузка (P) – полное удлинение (Δl) пересчитывались и перестраивались в зависимости «истинное напряжение σ – истинная деформация ε ».

Характерный вид кривой деформационного упрочнения рельсовой стали приведен на рис. 1, а. Математическая обработка кривых деформационного упрочнения показывает, что зависимость σ - ε имеет параболический вид и описывается полиномом четвертой степени.

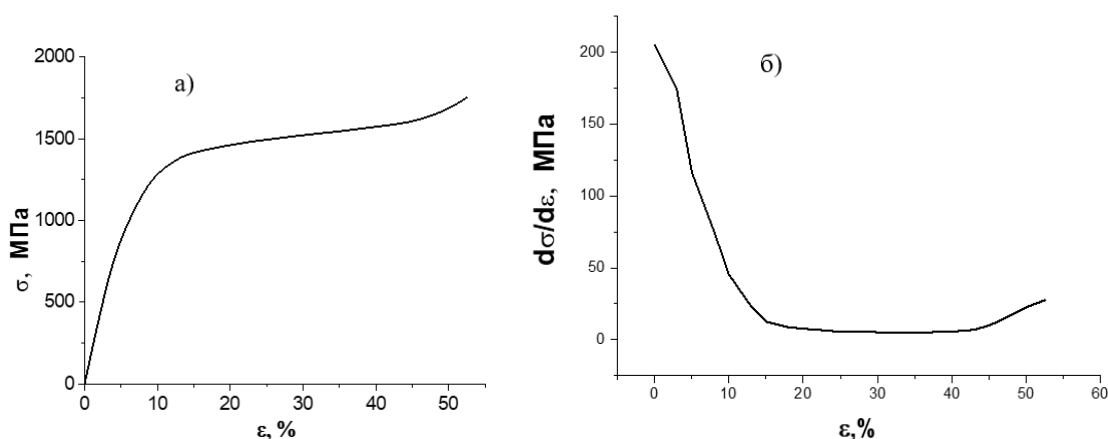


Рис. 1. Кривая деформационного упрочнения (а) и зависимость коэффициента деформационного упрочнения (б) от степени деформации рельсовой стали

Как правило, деформационное упрочнение стали характеризуется коэффициентом деформационного упрочнения $\theta = \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}$, выявляемым путем дифференцирования зависимости σ - ε . Анализируя приведенные на рис. 1, б результаты, можно выделить две стадии деформационного упрочнения стали: стадию с параболической зависимостью σ - ε или убывающим коэффициентом упрочнения θ и стадию со слабо изменяющимся и низким значением коэффициента упрочнения. Переход от первой стадии ко второй наступает в интервале степени деформации $\varepsilon = 15 \dots 20\%$. Разрушение испытываемых образцов рельсовой стали происходило при $\varepsilon = (0,42 \dots 0,52)$ путем хрупкого скола под углом ≈ 45 градусов к оси деформации с образованием нескольких крупных осколков.

ВЛИЯНИЕ КАТИОННЫХ ВАКАНСИЙ НА ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ PbTe и SnTe

¹Алиева Т.Д., ¹Багиева Г.З., ¹Абдинова Г.Д., ²Ахундова Н.М., ¹Абдинов Д.Ш.

¹*Институт Физики Национальной академии наук Азербайджана, г. Баку,
Азербайджанская Республика*

²*Азербайджанский государственный экономический университет, г.Баку,
Азербайджанская Республика
E-mail: tunzalaaliyeva@mail.ru*

Теллуриды свинца и олова кристаллизуются наличием до 10^{19} - 10^{20} см⁻³ количества электрически активных вакансий в подрешетке катиона. Это делается возможным введением в эти кристаллы сверхстехиометричных атомов Pb и Sn выяснить роль структурных собственных дефектов (вакансий) в их электрических свойствах. С этой целью, в данной работе были выращены методом Бриджмена монокристаллы PbTe и SnTe, содержащие сверхстехиометрии до 0,5 ат.% Pb и Sn, соответственно, и исследованы их электропроводность σ , коэффициенты Холла R_x и термоэдс α в направлении роста кристаллов в интервале температур 77÷300K. Параметры решетки кристаллов PbTe, SnTe составляли 6,4605 и 6,3181 Å соответственно.

При синтезе PbTe, SnTe использовали свинец марки С-0000, олово марки ОСЧ-000, теллур марки Т-сЧ. Избыточные Pb и Sn были введены в процессе синтеза соединений. Исследованы образцы, не отожженные после их выращивания, и те же образцы, отожженные в среде спектрально чистого аргона при температуре 400⁰С в течение 120 часов. Выяснено, что в случае не отожженных образцов, электропроводность образца PbTe, не содержащего дополнительно свинца, в интервале 130-260K имеет полупроводниковый характер с энергией активации $\sim 0,08 \div 0,10$ эВ. При концентрации избыточного свинца 0,005 ат.% электропроводность кристалла при ~ 77 K растет в ~ 1000 раз, а $\sigma(T)$ носит металлический характер. С дальнейшим ростом содержание избыточного свинца σ при 77K уменьшается, а при содержании 0,05 и 0,5 ат.% Pb выявляется полупроводниковая зависимость $\sigma(T)$ в интервале $\sim 120 \div 230$ K. Зависимости α и R_x от содержания избыточного Pb и температуры хорошо коррелируются с подобными зависимостями σ . Коэффициент α для всех образцов положителен и с температурой растет. Знак R_x образцов положительный, а для образца с 0,5 ат.% избыточного свинца – отрицательный.

На $\sigma(T)$ отожженных образцов, содержащих 0,005 и 0,05 ат.% избытка Pb в интервале 190÷275K наблюдается полупроводниковый характер. Коэффициенты α и R_x отожженных образцов при 77K отрицательные и с ростом температуры меняют знак на положительный.

Электропроводности образцов кристаллов SnTe, не прошедшие и прошедшие отжиг, во всем интервале температур носят металлический характер и с отжигом численные значения σ растут. По знаку α все образцы обладают р-типом проводимости и кривые $\alpha(T)$ имеют минимум в области температур 190-220K.

Показано, что малые концентрации Pb (до 0,005 ат.%), распределяясь по кристаллу PbTe, создают примесные центры и приводят к росту концентрации дырок и σ . Дальнейший рост количества избыточного свинца в PbTe и олова в SnTe сопровождается уменьшением концентрации вакансий в подрешетках свинца и олова, и концентрации дырок в образцах. Таким образом, с ростом концентрации избыточного Pb и Sn в кристаллах PbTe и SnTe соответственно, образцы приближаются к истинно стехиометрическому кристаллу. Зависимости коэффициентов термоэдс кристаллов PbTe и SnTe от концентрации избыточного Pb и Sn и температуры хорошо объясняются моделью двух валентных зон для этих соединений.

ШКОЛА

**ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЕ ПЛАЗМЕННОЕ СПЕКАНИЕ КЕРАМИК НА
ОСНОВЕ Si_3N_4 С ПРЕКУРСОРОМ YAG**

Андреев П.В.¹, Дрожилкин П.Д.², Алексеева Л.С.², Балабанов С.С.¹, Ростокина Е.Е.¹,
Болдин М.С.², Каразанов К.О.²

¹ *Институт химии высокочистых веществ имени Г.Г. Девярых РАН, Нижний
Новгород, Россия*

² *Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет
имени Н.И. Лобачевского», Нижний Новгород, Россия*
E-mail: andreev@phys.unn.ru

Один из перспективных методов создания керамических композитов на основе Si_3N_4 с улучшенными физико-механическими и высокотемпературными свойствами заключается в использовании технологии электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС) с предварительным нанесением методами «мокрой химии» на поверхность частиц исходного порошка нитрида кремния прекурсора спекающей добавки в виде ультратонких покрытий (в пределе толщиной порядка нескольких нанометров).

В качестве исходных использовались порошки нитрида кремния различной дисперсности: аморфный нанопорошок со средним размером частиц не более 15 нм и микронный порошок α -фазы нитрида кремния со средним размером частиц не более 5 мкм и с содержанием β -фазы не более 5% масс. Содержание прекурсоров рассчитывалось таким образом, чтобы мольное соотношение оксидов в итоге составляло 3:5 (стехиометрия иттрий-алюминиевого граната $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$), а общее содержание спекающей добавки в смесях варьировалось от 3 до 15% масс.

Нанесение спекающей добавки методом распылительной сушки основано на использовании смеси золь $\text{Al}_5(\text{NO}_3)_3(\text{OH})_{12}$ и $\text{Y}(\text{OH})_2(\text{CH}_3\text{COO})$ с порошком Si_3N_4 . Водная суспензия содержала 52.5% масс. Si_3N_4 –YAG в пересчёте на твёрдую фазу, для стабилизации вводилось дополнительно 1.5% масс. полиакрилата аммония. После перемешивания в планетарной мельнице суспензия была высушена методом распылительной сушки при температуре 150°C.

Другой метод осаждения состоял в образовании цитратных гелей из растворов нитратов $\text{Y}(\text{NO}_3)_3$ и $\text{Al}(\text{NO}_3)_3$ при добавлении лимонной кислоты (ЛК). К водному раствору нитратов иттрия и алюминия добавляли раствор ЛК в таком количестве, чтобы мольное соотношение ЛК к суммарному содержанию нитрат-ионов было 1:1. К полученному гелю при постоянном перемешивании добавляли порошок нитрида кремния. Полученную смесь высушивали при постоянном перемешивании до состояния густого геля. Затем гель отжигали 2 ч при 300°C.

Компактирование керамик из композитов проводилось методом ЭИПС на установке Dr. Sinter model SPS-625 при давлении 70 МПа, скорости нагрева 50°C/мин до окончания усадки. Формирование спекающей добавки из прекурсора происходило непосредственно в процессе спекания. Во всех экспериментах окончание усадки достигалось при 1400-1500°C. Твёрдость полученных керамик достигала 17.4 ГПа при трещиностойкости 5.09 МПа·м^{1/2}.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-33-60084.

**ТРИБОКОРРОЗИОННЫЕ И ПРИОТИВООБРАСТАЮЩИЕ СВОЙСТВА
ПОКРЫТИЙ TaC-Cr-Mo-Ni-(Cu/Ag) В МОРСКОЙ ВОДЕ, ПОЛУЧЕННЫХ
МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ЛЕГИРОВАНИЯ В ВАКУУМЕ**

Антонюк М.Н., Купцов К.А., Шевейко А.Н., Штанский Д.В.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСЦ»,

Москва, Россия, E-mail: mariya.antonyuck@yandex.ru

Для улучшения трибокоррозионных характеристик стальных изделий, применяющихся в судостроении и на объектах морской инфраструктуры, используют покрытия, которые обладают высокой износостойкостью и коррозионной стойкостью.

В настоящей работе методом электроискрового осаждения в вакууме с использованием электродов TaC-Cr-Mo-Ni, TaC-Cr-Mo-Ni-Cu и TaC-Cr-Mo-Ni-Ag были нанесены покрытия Fe-TaC-Cr-Mo-Ni-(Cu/Ag) на стальные подложки 30X13.

Структуру покрытий изучали методом сканирующей электронной микроскопии. Химический состав электродов и покрытий определяли методом энергодисперсионной спектроскопии. Шероховатость поверхности покрытий и профили дорожек износа оценивались с помощью оптического профилометра. Трибокоррозионные испытания в искусственной морской воде проводили с использованием трибометра, оснащенного специальной трехэлектродной ячейкой, что позволяло регистрировать электрохимический потенциал с использованием потенциостата «Votalab PST-050» в процессе трибологических испытаний по схеме «шарик-диск». Искусственная морская вода была приготовлена в соответствии со стандартом ASTM D1141-98. Приложенная нагрузка составляла 5 Н, дистанция пробега 1000 м, линейная скорость в ходе испытания составила 10 см/с. В качестве контртела использовался шарик из Al₂O₃ диаметром 6 мм.

Определение антибактериальной активности на покрытиях проводили с использованием штамма *Bacillus cereus* Arc30, при инкубировании в физрастворе. Бактериальные клетки выращивали на плотной питательной среде Mueller Hinton Agar (HiMedia, Индия).

Покрытия толщиной 60-76 мкм состояли из мелких зерен TaC (0,5-1 мкм), расположенных в металлической связке, состоящей из твёрдого раствора FeCrMoNi-(Cu/Ag). Твердость покрытий достигала 10 ГПа. Все покрытия продемонстрировали увеличение износо- и коррозионной стойкости по сравнению со стальной подложкой. Минимальный коэффициент трения 0,2 показало покрытие Fe-TaC-Cr-Mo-Ni-(Ag), что в 2 раза ниже, чем у подложки 30X13. Приведенный износ покрытий, испытанных в искусственной морской воде, составил $1,6 \cdot 10^{-6}$ мм³/Нм, что на порядок ниже, чем у стальной подложки 30X13 ($3,7 \cdot 10^{-5}$ мм³/Нм). Нанесение покрытий позволило снизить ток коррозии, а также увеличить коррозионную стойкость в условиях трибологического контакта.

Работа была выполнена в рамках проекта РФФИ №20-08-01025 "Исследование процессов трибокоррозии, гидроабразивного и кавитационного износа функционально-градиентных покрытий для защиты сталей и титановых сплавов в морской воде".

ПОЛУЧЕНИЕ КЕРАМИКИ $\text{ZnO-X}_2\text{O}_3$ ($\text{X} = \text{Al, Ga, In}$) МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

Ахмедов А.К., ¹ Асваров А.Ш., ^{1,2} Муслимов А.Э., ² Каневский В.М.

¹Институт физики, Дагестанский федеральный исследовательский центр РАН,
Махачкала, Россия

²Институт кристаллографии, Федеральный научно-исследовательский центр
«Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия

E-mail: abil-as@list.ru

Интерес к керамическим материалам на основе оксида цинка, легированного элементами третьей группы периодической таблицы, связан с широкими перспективами применения данных материалов в прозрачной электронике, термоэлектрических преобразователях, в газовых сенсорах и датчиках излучения.

Среди многочисленных методов спекания керамических материалов, технология электроискрового плазменного спекания (Spark Plasma Sintering – SPS) характеризуется высокой энергоэффективностью, прецизионным контролем процесса и широкой вариативностью действующих факторов. Данный метод подразумевает компактирование, спекание и синтез материала в едином цикле при одновременном воздействии нагрева, одноосного давления и мощных токовых импульсов, что делает весьма привлекательным его использование при решении задач, связанных с поиском и разработкой новых функциональных и конструкционных керамических и композиционных материалов.

В докладе будут представлены результаты исследования процесса синтеза керамических материалов на основе системы $\text{ZnO-X}_2\text{O}_3$ ($\text{X} = \text{Al, Ga, In}$), полученных с использованием установки электроискрового плазменного спекания [1].

В качестве пресс-порошков использовались смеси оксидов следующих составов:

$(100-y) \text{ mol\% ZnO} + y \text{ mol\% X}_2\text{O}_3$,

где $y = 0.5, 1.5, 2.5, 5$ и 10 . Все образцы были синтезированы при идентичных условиях SPS-синтеза: остаточное давление воздуха в камере – 0.1 Pa , давление прессования – 25 MPa , температура синтеза – 950°C , длительность синтеза – 3 мин , скорость выхода на температуру синтеза – 60°C/мин , остывание – естественное в вакууме при снятом давлении в течение 70 мин .

Изучено влияние типа и количества примеси в исходном пресс-порошке на физическую плотность, фазовый состав, микроструктуру и электропроводность керамики на основе ZnO .

В качестве примера практического применения синтезированных керамик, будут представлены результаты использования синтезированных керамик в качестве мишеней для dc магнетронного осаждения прозрачных проводящих тонких пленок на основе ZnO .

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 20-02-00373.

Литература

1. Асваров А.Ш., Муслимов А.Э., Ахмедов А.К., Абдуев А.Х., Каневский В.М. Лабораторная установка искрового плазменного спекания керамических и композиционных материалов // ПТЭ. – 2019. – № 5. с. 138–142.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИЙ МАТЕРИАЛОВ ВОЗНИКАЮЩИХ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЛАЗЕРНЫХ ИМПУЛЬСОВ С ПОМОЩЬЮ МЕХАНОЛЮМИНЕСЦИРУЮЩИХ ПОКРЫТИЙ

Банишев А.Ф.

*Институт проблем лазерных и информационных технологий Российской академии наук – филиал Федерального научно-исследовательского центра «Кристаллография и фотоника» Российской академии наук, 140700, Московская обл., г.Шатура, Россия,
E-mail: banishev@mail.ru*

Известно, что ряд материалов при воздействии на них механических напряжений могут люминесцировать (в литературе такую люминесценцию называют механолюминесценцией или деформационно-стимулированной люминесценцией). Механолюминесценция может наблюдаться, как при упругой, так и при пластической деформации. К настоящему времени получено большое количество материалов (механолуминофоров) обладающих высоким выходом механолюминесценции, которая хорошо видна невооруженным глазом. Такие материалы начинают находить применение в качестве сенсорных элементов в датчиках механических напряжений и деформаций. Механолюминесцирующие материалы нанесенные на поверхность деталей и конструкций могут быть использованы, также для визуализации распределения напряжений, образования и роста трещин в деталях и конструкциях подвергнутых механическим нагрузкам.

В данной работе исследовалась фотолюминесценция порошка люминофора $\text{SrAl}_2\text{O}_4:(\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+})$ возбуждаемая воздействием непрерывного УФ-лазера ($\lambda=405\text{nm}$) и импульсного ИК лазера ($\lambda=1,06\text{мкм}$). При воздействии только ИК лазерного импульса фотолюминесценция порошка не наблюдается. При одновременном воздействии ИК лазерного импульса и слабого излучения УФ лазера наблюдается аномально высокая фотолюминесценция порошка.

Исследовался процесс деформации металлических пластин при воздействии мощных лазерных импульсов и механическом воздействии. Визуализация деформаций осуществлялась с использованием механолюминесцирующего композита на основе клея и порошка люминофора $\text{SrAl}_2\text{O}_4:(\text{Eu}^{2+}, \text{Dy}^{3+})$. Тонкий слой этого материала наносился на поверхность исследуемого образца (металлической пластины диаметром 30мм и толщиной 0.2мм). После затвердевания суспензии, на поверхности пластины формировался тонкий слой ($h \approx 250\text{мкм}$) композиционного механолюминесцирующего материала. Лазерный импульс и механический ударник воздействовали на обратную (свободную) поверхность пластины. Картина распределения напряжений в пластине возникающая в результате воздействия визуализировалась распределением интенсивности свечения механолюминесцирующего слоя. Регистрация свечения механолюминесценции проводилась с помощью высокоскоростной видеокамеры.

Показано, что напряжения и трещины возникающие в материале достаточно полно и надежно визуализируются механолюминесцирующим слоем нанесенным на поверхность исследуемого материала.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Госкорпорации "Росатом" в рамках научного проекта № 20-21-00066 и Министерством науки и высшего образования в рамках выполнения работ по государственному заданию ФНИЦ "Кристаллография и фотоника" РАН (в части получения новых наноматериалов и наноструктур для решения актуальных задач микро- и наноэлектроники и нанофотоники).

Особенности структурообразования образцов из жаропрочного никелевого сплава АЖК, полученных методом СЛС

Ф.А. Басков^{1,2}, Ж.А. Сентюрина^{1,2}, И.А. Логачев^{1,2},
А.И. Логачёва², Е.А. Левашов¹

¹ *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
г. Москва, Ленинский просп., 4, стр. 1А, РФ*

тел.: 8 (495) 638-45-00, E-mail: levashov@shs.misis.ru

² *АО «Композит», г. Королёв, ул. Пионерская д. 4, РФ
тел.: 8 (495) 513-23-89, E-mail: info@kompozit-mv.ru*

На сегодняшний день одним из наиболее перспективных методов получения изделий из никелевых сплавов является селективное лазерное сплавление (СЛС). Метод СЛС представляет собой послойный синтез порошкового материала лазерным источником по данным электронной геометрической модели (3-D модели), что обеспечивает получение сложнопрофильных деталей за один технологический цикл с минимальной стадией последующей механической обработки. В процессе послойного сплавления в результате высоких температурных градиентов и скоростей охлаждения реализуются специфические механизмы структурообразования, которые требуют детального изучения с применением современных методов исследования. Целью работы являлось исследование особенностей формирования структуры жаропрочного никелевого сплава марки АЖК в процессе СЛС и при последующих операциях горячего изостатического прессования (ГИП) и термической обработки (ТО).

В качестве исходного материала для процесса СЛС использовался сферический порошок, полученный в АО «Композит» методом плазменного центробежного распыления. Экспериментальные СЛС-образцы получены на установке TruPrint 1000 фирмы Trumpf (Германия). Исследование макро- и микроструктуры образцов осуществлялось методами оптической и сканирующей электронной микроскопии. Исследование тонкой структуры и идентификацию фаз проводили при помощи просвечивающей электронной микроскопии.

В структуре СЛС-образцов на макроуровне в вертикальном сечении выявлены границы ванн расплава дугообразной формы, в горизонтальном сечении – границы лазерных треков (пути сканирования). Микроструктура образцов представлена колониями столбчатых дендритов, имеющих форму от вытянутой до ячеистой в зависимости от угла, под которым они попадают в плоскость сечения шлифа. В процессе послойного сплавления рост дендритов осуществляется в направлении преимущественного теплоотвода, при этом из-за высоких скоростей кристаллизации рост вторичных осей дендритов подавляется. При прорастании столбчатых дендритов через границу ванны расплава зафиксировано изменение направление их роста на 90°, что обусловлено стратегией сканирования и кристаллографической ориентацией кубического кристалла. В результате подавляется эпитаксиальный механизм роста, что исключает формирования длинномерных вытянутых макрозерен. При исследовании тонкой структуры методом ПЭМ в междендритных областях выявлены фазы Лавеса Cr_2Nb и Cr_2Hf различной морфологии с размерами до 80 нм, а также зафиксирована высокая плотность дислокаций.

Проведение ГИП способствует формированию зеренной структуры и выделению упрочняющей γ' -фазы и карбидов типа MeC . Размер γ' -фазы в теле зерна не превышает 1 мкм, на границе зерна – 3 мкм. В процессе ТО происходит формирование мелкодисперсной γ' -фазы размером до 60 нм. В объеме и на границе зерен обнаружены карбиды типа MeC и M_{23}C_6 , соответственно. Формирование мелкодисперсной структуры обеспечивает увеличение предела прочности СЛС-образцов на 45% (с 970 МПа до 1400 МПа), предела текучести на 36 % (с 790 МПа до 1070 МПа) с сохранением пластичности до 20 %.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект No. 19-79-10226).

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Бахтеева Н.Д., Тодорова Е.В., Умнов П.П., Чуева Т.Р.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия,

E-mail: nbach@imet.ac.ru

Аморфные сплавы на алюминиевой основе, легированные переходными и редкоземельными металлами, как было неоднократно показано ранее, демонстрируют уникально высокие прочностные характеристики при сохранении пластичности менее 1%. Максимальные значения напряжения разрушения при растяжении металлических стекол на основе Al в зависимости от легирования достигают 1100-1470 МПа [1, 2]. Полученные высокие значения прочности открывают возможность разработки и создания новых высокопрочных легких конструкционных материалов на основе Al, широко востребованных в авиационной и космической технике.

В настоящей работе были изучены особенности разрушения аморфных лент сплавов $Al_{85}Ni_xFe_yLa_z$ ($x=7-9$ ат%, $y=1-4$ ат%, $z=4-5$ ат%) при низкотемпературном растяжении с различными скоростными параметрами. Структура лент после закалки (скорость охлаждения 10^6 К/с) методами рентгеноструктурного и электронно-микроскопического анализов на основании сформированного гало на дифракционных картинах аттестована как рентгеноаморфная. Методом атомно-силовой микроскопии определена средняя шероховатость лент, которая составила 45 нм. Наблюдаемая неоднородность поверхности может служить концентратором напряжений, вызывая преждевременное разрушение образцов при последующей деформации. При испытаниях на растяжение при комнатной температуре установлено, что в интервале скоростей деформации 0,01 – 1 мм/мин предел прочности мало зависит от скорости растяжения и резко возрастает при увеличении скорости деформации до 10 мм/мин. Максимальные значения прочности $\sigma_B=1048$ и 820 МПа получены на лентах сплава $Al_{85}Ni_9Fe_1La_5$ с минимальным сечением 20х389 мкм при одноосном растяжении со скоростями 10 и 1 мм/мин соответственно. Выявлено существенное влияние масштабного фактора на механические характеристики лент. При увеличении их поперечного сечения резко снижаются прочностные характеристики, что обусловлено ростом количества поверхностных (шероховатость) и внутренних (поры, неоднородность по составу) дефектов. При исключении влияния масштабного фактора показано, что повышение содержания Fe от 1 до 4 ат% и снижение количества Ni от 9 до 7 ат% приводит к повышению прочностных характеристик исследованных сплавов. При комнатной температуре во всех сплавах реализуется неомогенная деформация путем образования и распространения полос сдвига. На образцах со специально нанесенным покрытием Sn экспериментально показано, что в процессе растяжения в полосах сдвига происходит локальный разогрев основного металла до температуры не ниже температуры плавления олова 231,9°C. Фрактографический анализ изломов показал, что на поверхности разрушения различаются три зоны: фокус деформации, гладкая зона и зона венозного узора. Смешанный тип излома свидетельствует о развитии хрупкого разрушения со значительной долей вязкой составляющей, возрастающей с увеличением скорости деформации.

Работа выполнялась по госзаданию №075-00328-21-00

Ссылки

1. Kim Y.-H., Inoue A, Masumoto T. "Increase in mechanical strength of Al-Y-Ni amorphous Alloys by dispersion of nanoscale fcc-Al." *Particles. Mat. Trans.*, 32.4 (1991), 331-338.
2. Kim Y.-H., Inoue A., Masumoto T. "Ultrahigh mechanical strengths of $Al_{88}Y_2Ni_{10-x}M_x$ ($M=Mn, Fe, Co$) amorphous alloys containing nanoscale fcc-Al particles." *Mat. Trans. JIM*, 32.7 (1991), 599-608.

ОСОБЕННОСТИ РЕАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ КРИСТАЛЛОВ Ge(Ga), ВЫРАЩЕННЫХ В РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ ТЕПЛОМАССОПЕРЕНОСА

Безбах И.Ж., Коробейникова Е.Н., Супельняк С.И.

*ЛКМ ИК РАН – филиал ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, г.
Калуга, Россия, E-mail: kmikran@spark-mail.ru*

Задача получения кристаллов полупроводников с равномерным распределением примеси на макро- и микроуровне является приоритетной с развитием субмикронной- и наноэлектроники. Основной причиной возникновения концентрационных неоднородностей на микроуровне в виде полос роста является интенсивная нестационарная конвекция в расплаве. Она влияет на распределение примеси на границе кристалл-расплав, а обусловленные конвективными течениями нестационарное температурное поле приводит к вариации скорости роста и морфологии ростовой поверхности. Флуктуации скорости роста приводят к неравномерному захвату примеси и формированию в кристаллах концентрационных микрон неоднородностей с амплитудой изменения концентрации до двух порядков величины. Считается, что в отсутствие конвекции возможно реализовать диффузионно-контролируемый режим роста и получать однородные кристаллы [1]. Возникшие концентрационные неоднородности отражают особенности теплопереноса вблизи фронта кристаллизации и являются в настоящее время основным источником информации о возмущениях процесса кристаллизации. Поэтому получение количественной информации об амплитуде и пространственных характеристиках флуктуации состава важно не только для разработки эффективных методов повышения однородности кристаллов, но и при анализе сложных процессов кристаллизации, в частности, в условиях микрогравитации на борту КА.

Определение состава на микроуровне ограничено чувствительностью и пространственным разрешением доступных аналитических методов. Поэтому экспериментальное изучение сегрегации примеси с типичным для кристаллов периодом флуктуации состава в несколько десятков микрометров можно ограничить и качественным металлографическим анализом.

В докладе обобщается опыт применения методов металлографии в сочетании с цифровой обработкой изображений для изучения микросегрегации в кристаллах, выращенных в различных условиях теплопереноса. Цифровая обработка позволяет получать частотные характеристики распределения примеси, регистрировать незначительные изменения режимов роста и проводить анализ существующих возмущений процесса кристаллизации по структурному отклику кристалла. На примере кристаллов Ge(Ga) показана высокая эффективность характеристики микросегрегации в кристаллах.

Сравнительный анализ кристаллов, выращенных в различных условиях теплопереноса показал, что снижение интенсивности конвективных течений в расплаве, в частности, за счет исключения капиллярной конвекции Марангони, приводит к устранению полос роста и повышению микрооднородности кристаллов.

1. Мюллер Г. Выращивание кристаллов из расплава. Конвекция и неоднородности. М.: Мир, 1991, 143 с.

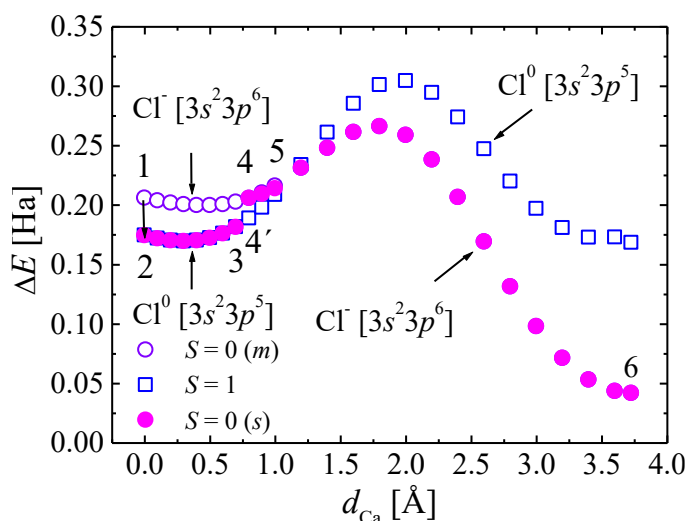
МЕХАНИЗМ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В НЕМАГНИТНЫХ КРИСТАЛЛАХ NaCl(Ca)

Белов А. Ю.

Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова, ФНИЦ "Кристаллография и фотоника" РАН, Москва, Россия, E-mail: belov@crys.ras.ru

Уникальность магнитоупругого эффекта (МПУ) состоит в возможности получения информации о квантово-механических особенностях взаимодействия дислокаций с атомами упрочняющей примеси (стопами) из макроскопического эксперимента [1]. Однако сколь-нибудь последовательная теория, объясняющая механизм влияния магнитного поля на величину силы пиннинга, до сих пор отсутствует. В настоящее время наибольшее распространение получила схема [2], в которой открепление дислокации от стопа происходит вследствие образования синглетного бирадикала в результате переноса одного электрона из области ядра дислокации на атом примеси. Магнитное поле для этого не требуется: в данной схеме его роль сводится к затруднению процессов обратного переноса электрона с примеси на дислокацию посредством перевода радикальной пары из синглетного состояния $|S_0\rangle$ в триплетное состояние $|T_0\rangle$.

В данной работе на основе результатов квантово-механических расчетов для модельных систем (CaCl_2 и CaNa_2Cl_4), у которых волновые функции неустойчивы по отношению к образованию синглетных бирадикалов, обсуждается физический механизм МПУ в кристаллах NaCl(Ca). Принципиальное отличие предлагаемой теории от схемы [2] заключается в том, что при образовании синглетного бирадикала понижается энергия основного состояния системы (переход 1→2, Рис. 1), тем самым увеличивая силу пиннинга, что приводит не к откреплению дислокации, а к ее закреплению на атоме примеси Ca. Механизм же открепления дислокации проиллюстрирован на Рис. 1, на котором представлены адиабатические кривые, показывающие эволюцию низкоэнергетических состояний системы CaCl_2 при смещении атома Ca в направлении катионной вакансии на величину d_{Ca} . Если без



магнитного поля для открепления дислокации необходимы высокие напряжения (переход 3→4→5), то в магнитном поле открепление возможно и при низких напряжениях (переход 3→4'→5): посредством перевода системы в триплетное состояние (3→4').

Рис. 1. Зависимость энергии метастабильных синглетных ($S=0$ (m)), стабильных синглетных ($S=0$ (s)) и триплетных ($S=1$) состояний CaCl_2 от положения атома Ca.

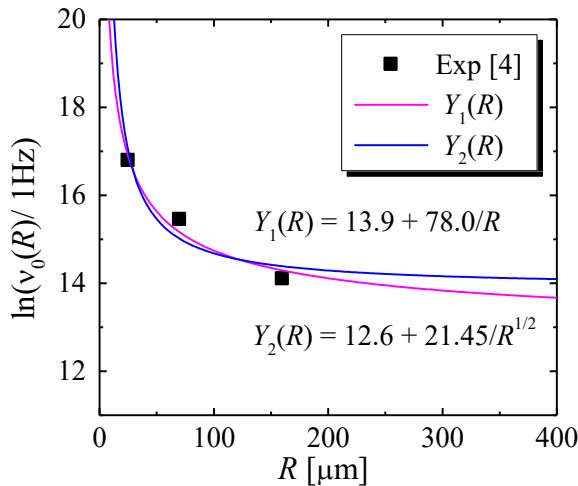
1. В.И. Альшиц, Е.В. Даринская, М.В. Колдаева и др.// УФН, т. 187, №3, с. 327, 2017.
2. А.Л. Бучаченко // УФН, т. 184, №1, с. 101, 2014.

УСЛОВИЯ ДОКРИТИЧЕСКОГО РОСТА СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ДОМЕНОВ

Белов А. Ю.

Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова, ФНИЦ "Кристаллография и фотоника" РАН, Москва, Россия, E-mail: belov@crys.ras.ru

Выяснение механизма докритического роста сегнетоэлектрических доменов относится к актуальным дискуссионным вопросам физики сегнетоэлектриков. Интерес к этому явлению связан со сложностью термофлуктуационного зарождения доменов критического размера при обычных значениях электрического поля (парадокс Ландауэра). Согласно [1], данный «парадокс» экспериментально наблюдается в поликристаллических пленках твердых растворов $\text{Pb}(\text{Zr}_{1-x}\text{Ti}_x)\text{O}_3$, имеющих при определенной толщине (около 250 nm) специфическую структуру, для которой характерна колончатая форма зерен. Кривые гистерезиса в таких пленках демонстрируют уникальную частотную зависимость коэрцитивного поля E_c : $1/E_c^2 \sim \ln(v/v_0)$ [2], особенностью которой является зависимость предельной частоты v_0 (см. Рис. 1) от размера верхнего электрода R : $v_0 = v_0(R)$. Такие размерные эффекты обусловлены сильной неоднородностью электрического поля у края электрода, что является необходимым условием реализации режима докритического роста зародышей переполаризации, и, таким образом, могут быть использованы для оценки



вклада докритических процессов в переключение поляризации [3].

Рисунок 1. Зависимость предельной частоты $v_0(R)$ от радиуса электрода в пленке $\text{Pb}(\text{Zr}_{40}\text{Ti}_{60})\text{O}_3$ толщины 0.24 μm [4] и ее интерполяция функциями Y_1 и Y_2 (для двух оценок размера области докритического роста [3].)

Предложенный механизм докритического роста зародышей переполаризации в поликристаллических пленках позволяет прояснить природу размерных эффектов,

проиллюстрированных на Рис. 1. В его основе лежит существование физической величины E_g (геометрического коэрцитивного поля), определяющей возможность докритического роста зародышей. Например, для двумерного электрода в форме тонкой полосы ширины a , она определяется выражением $E_g = 2(\gamma/\epsilon\pi a)^{1/2}$, где γ – поверхностная энергия доменной стенки. При выполнении условия $E < E_g$ (E – однородное поле вдали от края электрода) подрастание зародышей до критического размера невозможно. Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.

1. А. Ю. Белов, Письма в ЖЭТФ 108, 225 (2018).
2. X. Du, I. W. Chen, Mat. Res. Soc. Symp. Proc 493, 311 (1998).
3. A. Yu. Belov, Ferroelectrics 544, 27 (2019).
4. S. M. Nam, Y. B. Kil, S. Wada, T. Tsurumi, Ferroelectrics 259, 43 (2001).

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ФУЛЛЕРЕНОВ С МЕТАЛЛАМИ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ И ТЕМПЕРАТУРАХ

Блантер М.С.¹, Борисова П.А.², Бразжкин В.В.³, Кондратьев О.А.²,
Ляпин С.Г.³, Свиридова Т.А.⁴, Филоненко В.П.³.

¹ МИРЭА – Российский технологический университет, Москва, Россия,

E-mail: mike.blanter@gmail.com

² Национальный исследовательский центр “Курчатовский институт”, Москва,

Россия, E-mail: borisovapa@mail.ru

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

E-mail: brazhkin@hppi.troitsk.ru

⁴ Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,

E-mail: tim-17@yandex.ru

Исследование взаимодействия фуллеренов с металлами представляет интерес, по крайней мере, с двух точек зрения - получение обширного класса соединений – металл-фуллеренов, обладающих уникальными свойствами, и влияние на строение композиционных материалов с металлической матрицей, упрочненных фуллеренами. Ранее мы показали, что при взаимодействии порошков кристаллических фуллеренов C₆₀ и C₇₀ с порошками Fe и Al (~7 ат.%) при давлении 2 и 8 ГПа металл-фуллерены не обнаруживаются, но существенно - на сотни градусов - повышается температура превращения кристаллического фуллерена в разориентированный графит [1]. При этом карбиды образуются преимущественно при взаимодействии металлов с разориентированным графитом, и в большинстве исследованных нами случаев не образуются при взаимодействии металлов с кристаллическим фуллереном [2].

В настоящей работе методами дифракции нейтронов и рентгеновских лучей, а также рамановской спектроскопии исследовано влияние при спекании при давлении 8 ГПа на фазовые превращения фуллеренов C₆₀ и C₇₀ ряда других металлов, имеющих существенно различную склонность к образованию карбидов: V, Cr, Ni и сплава Ni-20% Cr. Влияние этих металлов на устойчивость фуллеренов к превращению в разориентированный графит и образование карбидов качественно совпадает с влиянием Fe и Al, но имеется целый ряд отличий.

1.M.S. Blanter, P.A.Borisova, V.V.Brazhkin et al. Materials Letters 277 (2020) Art. no 128307.

2 M. S. Blanter, P A. Borisova, V V. Brazhkin et al. Materials Letters 299 (2021) Art. no 130093.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕДИЦИНСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Ti-O-N

Е.Л. Бойцова

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Россия, 634050, г. Томск, пр. Ленина, 30.*

E-mail: boi5@list.ru

Изучение биосовместимых оксонитридных покрытий на основе титана, вызывают в последнее время нарастающий интерес, вызванный проблемой повышения резистентности медицинских имплантатов. Оксинитридные покрытия с общей формулой TiN_xO_y на практике используют в качестве биосовместимого покрытия нанесенного на медицинские имплантаты [1]. Допирование азотом оксидной пленки, с технологическим замещением кислорода на атомы азота меняет свойства материала: проявляются антитромбогенные качества и возрастает уровень гемосовместимости.

Известно, что серьезное влияние на структуру, свойства и фотокаталитическую активность, оксидных покрытий на основе титана, оказывает процесс допирования диоксида титана химическими элементами. Внесение добавок позволяет расширить спектр поглощения TiO_2 , а также значительно повысить его фотокаталитическую активность. Фотокаталитический эффект диоксида титана перспективен для получения антибактериальных покрытий [2].

Целью настоящей работы являлось исследование влияния режимов напыления и состава напыляемых газов на структуру и свойства покрытия. Образцы биопокровтий, нанесенные на подложки из медицинской стали 316L, были получены методом реактивного магнетронного распыления на экспериментальной установке УВН-200МИ, (ТПУ, г. Томск) [1].

Для оценки химических, физико-химических и механических свойств покрытий использовались современные методы анализа: газовая хроматография, поляризационный метод, ИК-спектроскопия, СЭМ-анализ, RAMAN. Фотокаталитическая активность оксонитридных покрытий изучалась с помощью метода фотодеградации красителя [3].

Установлено, что биопокровтие обладает рядом уникальных свойств: химически и термически устойчиво, коррозионно стабильно в различных биологических средах. В результате проведения экспериментов изучено влияние азота на каталитические свойства оксонитридного покрытия.

Литература

- [1] Boytsova E. L., Leonova (Filatova) L. A. Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics, **2018**, 82, 1147.
- [2] Photocatalytic antibacterial activity of nano- TiO_2 (anatase)-based thin films: Effects on Escherichia coli cells and fatty acids / Joost U. [et al.] // J. Photochem. Photobiol. B Biol. – **2015**. – Т. 142. – С. 178–185.
- [3] Синтез и исследование фотокаталитических свойств материалов на основе TiO_2 / А.Ю. Степанов, Л.В. Сотникова, Т.А. Ларичев [и др.] // Вестник КемГУ. – **2013**. – Т.1, № 2. – С. 249–255.

ТРОЙНЫЕ ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ В СИСТЕМАХ $\text{PbF}_2\text{--CdF}_2\text{--MF}_2$ ($M=\text{Sr, Ba}$)

Бучинская И.И.

ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН, Москва, Россия
E-mail: buchinskayaii@gmail.com

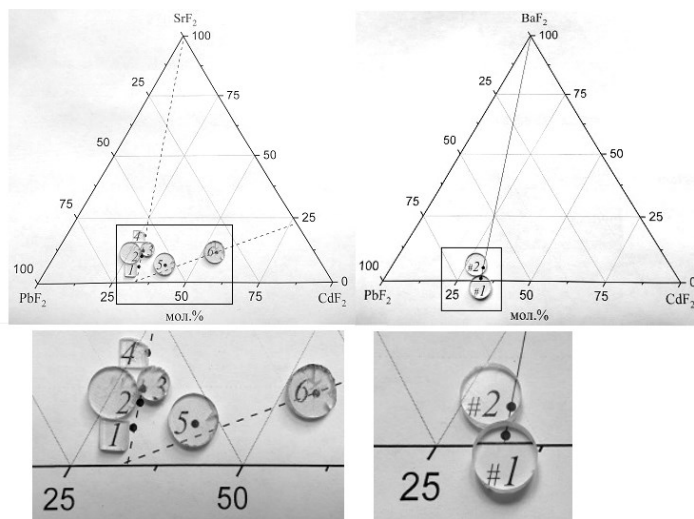
Фториды со структурой флюорита MF_2 ($M = \text{Ca, Sr, Ba, Cd, Pb}$) и твердые растворы на их основе широко применяются в качестве материалов для активных и пассивных элементов фотоники. С одной стороны, применение твердых растворов позволяет варьировать физические характеристики матриц в широком диапазоне, с другой – большинство твердых растворов плавятся/затвердевают инконгруентно, что является трудностью в получении однородных кристаллов [1]. Поэтому особый интерес представляют составы имеющие конгруэнтный характер плавления (отвечающие особым точкам фазовых диаграмм). В двойных системах такие точки – точки минимумов на линиях плавкости твердых растворов – существуют в системах $\text{CaF}_2\text{--SrF}_2$, $\text{BaF}_2\text{--SrF}_2$, $\text{CdF}_2\text{--SrF}_2$ и $\text{PbF}_2\text{--CdF}_2$. В системе $\text{PbF}_2\text{--CdF}_2\text{--SrF}_2$ образуется сплошное поле флюоритового твердого раствора, в системе $\text{PbF}_2\text{--CdF}_2\text{--BaF}_2$ оно ограничено со стороны $\text{CdF}_2\text{--BaF}_2$.

В рамках поиска новых функциональных материалов выращены и исследованы монокристаллы тройных твердых растворов в системах $\text{PbF}_2\text{--CdF}_2\text{--MF}_2$ ($M=\text{Sr, Ba}$), некоторые образцы соответствующих составов показаны на рисунке.

Плотность и показатель преломления (при 550 нм) кристаллов твердых растворов можно плавно изменять в широком диапазоне: от 4.24 г/см³ и 1.4 (для SrF_2) до 8.24 г/см³ и 1.75 (для PbF_2).

В окрестностях точки минимума системы $\text{PbF}_2\text{--CdF}_2$ имеется область безъячеистого роста кристаллов (при скорости кристаллизации до 6 мм/ч), по мере увеличения концентрации 3-его компонента неоднородность возрастает. Визуально однородность (ячеистость) кристаллов в системе $\text{PbF}_2\text{--CdF}_2\text{--SrF}_2$ ухудшается по ряду образцов #1→#5=#2→#3→#4→#6.

Поэтому для применения в качестве оптических материалов можно рекомендовать только составы $(\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33})_{1-x}\text{M}_x\text{F}_2$ ($M=\text{Sr, Ba}$; $0 < x < 0.05$). Твердые растворы более широкого диапазона концентраций могут быть использованы в тонкопленочных технологиях или в качестве матриц для апконверсионных люминофоров.



[1]. Ушаков С.Н., Усламина М.А., Пыntenков А.А. и др. // Конденсированные среды и межфазные границы. 2021. Т. 23. № 1. С. 101.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.

ИССЛЕДОВАНИЯ И РАЗРАБОТКИ НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ

Р.З. Валиев

*Институт физики перспективных материалов, Уфимский государственный
авиационный технический университет, Уфа, Россия
Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург,
Россия*

E-mail: ruslan.valiev@ugatu.su

Многочисленные исследования последних лет свидетельствуют, что наноструктурирование металлов и сплавов методами интенсивной пластической деформации (ИПД) открывает возможность значительного повышения их механических и физико-химических свойств. При этом свойства полученных объемных наноматериалов определяются не только формированием ультрамелких зерен, но и структурой и фазовым составом границ зерен. В последнее десятилетие активное развитие получила зернограницная инженерия объемных наноматериалов, связанная с созданием различных границ зерен (малоугловых и высокоугловых, специальных и общего типа, равновесных и неравновесных, а также с присутствием зернограницных сегрегаций и выделений) в ультрамелкозернистых металлах, что возможно за счет варьирования режимов ИПД обработки. Показано, что формирование разных типов границ зерен значительно влияет на механические свойства наноструктурных металлов и сплавов, особенно, на хрупкость и пластичность, усталость и сверхпластичность. Особый интерес представляет использование зернограницной инженерии для создания наноматериалов с так называемыми многофункциональными свойствами, обладающих сочетанием высоких механических и функциональных свойств (коррозионная и радиационная стойкость, электропроводность и т.д.). Обсуждаются физическая природа данных необычных свойств наноматериалов и их применения в инновационных разработках, направленных на использование в энергетике, медицине и технике.

Доклад представлен при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках проекта 0838-2020-0006.

ПОВЫШЕННЫЕ ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА С ИОННО- ПЛАЗМЕННЫМ ПОКРЫТИЕМ

Валиев Р.Р., Савина Я.Н.

*ФГБОУ ВО «Уфимский государственный авиационный технический университет»,
Уфа, Россия*

E-mail: rovaliev@gmail.com

Титановые сплавы нашли широкое применение в качестве конструкционных материалов в авиадвигателестроении благодаря своим прочностным и жаростойким свойствам. Однако развитие современного авиастроения ведет к необходимости усовершенствования методов повышения механических свойств и защите поверхности таких деталей. Сочетание ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в объеме материала, полученной методами интенсивной пластической деформации (ИПД) и модификация поверхности ионно-плазменными защитными покрытиями позволяет повысить прочностные характеристики и износостойкость, что позволит улучшить долговечность деталей из титановых сплавов.

В настоящей работе представлены результаты механических испытаний на растяжение и длительной прочности при комнатной и эксплуатационной температурах, образцов из конструкционного титанового сплава ВТ6 (Ti-6Al-4V) с УМЗ структурой и осажденным на его поверхность ионно-плазменным покрытием TiVN

Механические испытания образцов на одноосное растяжение показали повышение предела прочности при температуре эксплуатации (300 °С) образца с УМЗ структурой и покрытием на 60% по сравнению с образцом без покрытия с крупнозернистой структурой. (1250 и 750 МПа соответственно). Аналогичная картина наблюдается и при испытаниях на 100-часовую длительную прочность при той же температуре. По результатам испытаний образцов на 100-часовую длительную прочность при температурах эксплуатации 300 °С образец с УМЗ структурой и покрытием показал более высокие значения, чем образец с крупнозернистой структурой без покрытия. (1000 МПа и 740 МПа соответственно), что соответствует повышению длительной прочности на 35%.

Таким образом, комбинация УМЗ структуры в объеме материала и защита поверхности специальными ионно-плазменными покрытиями является весьма перспективной для повышения надежности и долговечности ответственных деталей из титановых сплавов, используемых в авиадвигателестроении.

Авторы выражают благодарность Российскому научному фонду за финансовую поддержку в рамках проекта № 19-79-10108.

ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СУПЕРИОННОГО ПРОВОДНИКА $\text{La}_{0.95}\text{Sr}_{0.05}\text{F}_{2.95}$

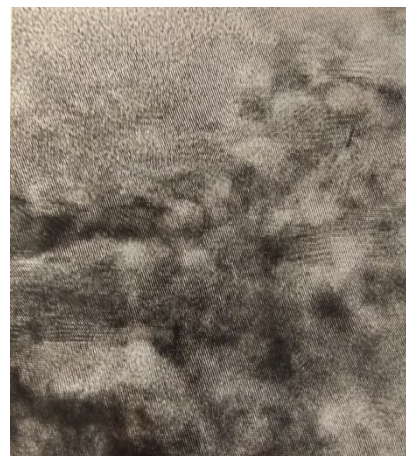
Васильев А.Л., Сорокин Н.И.

ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН, Москва, Россия

E-mail: nsorokin1@yandex.ru

В системах $\text{MF}_2 - \text{RF}_3$ ($M = \text{Ca}, \text{Sr}, \text{Ba}$; $R - \text{PЗЭ}$) нестехиометрические фазы $\text{R}_{1-y}\text{M}_y\text{F}_{3-y}$ со структурой тисонита (пр. гр. $P\bar{3}c1$) и $\text{M}_{1-x}\text{R}_x\text{F}_{2+x}$ со структурой флюорита (пр. гр. $Fm\bar{3}m$) обладают высокой фтор-ионной проводимостью $\sim 10^{-4}$ См/см [1] при 300 и 500 К соответственно. В [2] на основании результатов электронной микроскопии сделан вывод, что флюоритовые фазы $\text{M}_{1-x}\text{R}_x\text{F}_{2+x}$ относятся к наноструктурированным материалам. В настоящей работе выполнено электронно-микроскопическое исследование суперионного проводника $\text{La}_{0.95}\text{Sr}_{0.05}\text{F}_{2.95}$, представляющего семейство тисонитовых фаз на основе матрицы LaF_3 (просвечивающий микроскоп JEOL JEM 4000EX, напряжение 400 кВ, разрешение по точкам 0.17 нм). Керамика нестехиометрической фазы $\text{La}_{0.95}\text{Sr}_{0.05}\text{F}_{2.95}$ синтезирована методом твердофазной реакции с использованием оборудования горячего прессования (ГОИ, СПб). Образец приготавливали ионным травлением.

Изображение высокого разрешения для кристалла $\text{La}_{0.95}\text{Sr}_{0.05}\text{F}_{2.95}$ приведено на рисунке. Наблюдаются области муара с периодом 1–10 нм, которые соответствуют периодическому изменению постоянных решетки в объеме образца (структурно-композиционная неоднородность). Картины муара являются общей особенностью для нестехиометрических фторидов. Твердый раствор $\text{La}_{1-y}\text{Sr}_y\text{F}_{3-y}$ проявляет свойства гетерогенных (композитных) материалов и построен из смеси когерентных сростков матрицы и нановыделений с химическим составом, отличным от состава матрицы. Наряду с областями с относительно высоким структурным совершенством (матрица LaF_3) существуют структурные области с высокой концентрацией катионов Sr^{2+} и вакансий фтора V_{F}^+ .



Модель структурного кластера, состоящего из дефектов Sr^{2+} и V_{F}^+ , рассмотрена в [3]. Согласно проведенному электронно-микроскопическому исследованию "дефектные" области в кристаллах $\text{La}_{1-y}\text{Sr}_y\text{F}_{3-y}$ имеют нанометровые размеры, поэтому их можно отнести к наноструктурированным фторидным материалам. Это приводит к резкому увеличению ионной проводимости нестехиометрического тисонита по сравнению с LaF_3 : $\sigma_{dc}(\text{La}_{0.95}\text{Sr}_{0.05}\text{F}_{2.95})/\sigma_{dc}(\text{LaF}_3) = 10^4 - 10^5$ при 300 К [4]. Подвижными ионными дефектами являются вакансии фтора V_{F}^+ .

- [1] Sobolev B.P., Sorokin N.I., Bolotina N.B. // Photonic & Electronic Properties of Fluoride Materials. Eds. A. Tressaud, K. Poeppelmeier. Amsterdam: Elsevier. 2016, P. 465–491.
- [2] Соболев Б.П., Голубев А.М. и др. // Кристаллография. 2003. Т. 48. № 1. С. 148–169.
- [3] Сорокин Н.И., Соболев Б.П. // Сб. тез. 1-го Рос. крист. конгресса. Москва, 2016. С. 106.
- [4] Сорокин Н.И., Соболев Б.П. // Кристаллография. 2016. Т. 61. № 2. С. 468–474.

Авторы благодарят А.Н. Смирнова (ГОИ, СПб) за получение керамики нестехиометрической фазы $\text{La}_{0.95}\text{Sr}_{0.05}\text{F}_{2.95}$. Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.

ГИДРОМЕХАНИКА ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ СМЕШАННЫХ *KCNSH* КРИСТАЛЛОВ ИЗ РАСТВОРА

Верезуб Н.А., Простомолотов А.И.

Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва, РФ

E-mail: aprosto@inbox.ru

Актуальной проблемой при выращивании кристаллов *KCNSH* является сильная неоднородность состава, свойственная многокомпонентным кристаллам и приводящая к генерации высоких внутренних напряжений. По этой причине кристаллы *KCNSH* склонны к образованию трещин при механических воздействиях. Возможны случаи растрескивания кристалла непосредственно в процессе роста.

Сложность этой проблемы заключается в том, что рост кристаллов происходит в установках, имеющих существенно трехмерную и геометрически сложную форму, а это требует использования новейших средств математического моделирования гидромеханических процессов. Увеличение габаритных размеров кристаллизаторов и скоростных параметров раствора связано с решением малоизученной проблемы турбулентного течения раствора, усложненного за счет различных перемешивающих устройств, вращения самого кристалла, высокоскоростной подачи раствора в кристаллизатор и т.д.

В данной работе рассматриваются результаты исследования гидродинамических процессов для двух вариантов кристаллизации: в первом раствор подается с помощью вынужденного течения [1] и во втором – раствор перманентно охлаждается [2]. Изученность фундаментальных закономерностей гидромеханики в таких процессах крайне слабая, а количество и разнообразие различных устройств, обеспечивающих «нужную» гидродинамику в растворе, значительно превышает число исследований по моделированию гидродинамики и массообмена в таких устройствах. Оба случая рассмотрены в ламинарных режимах при числах Рейнольдса (Re) значительно ниже критических. Также размеры кристаллизаторов были увеличены до достижения большого значения числа Re , что отвечает турбулентному течению в кристаллизаторе. В этом случае для численного моделирования применены модели турбулентности. Процесс роста кристалла рассматривается в сложной сопряженной постановке как массообмен в системе «раствор-кристалл». Локальные особенности гидродинамики и условия массообмена в растворе вблизи поверхности растущего кристалла специфически влияют на локальную (для конкретного места и направления) скорость роста кристалла и образование дефектов.

Работа выполнена по теме госзадания № АААА-А20-120011690136-2.

1. Prostomolotov A.I., Verezub N.A., Vasilyeva N.A. and Voloshin A.E. Hydrodynamics and mass transfer during the solution growth of the $K_2(Co,Ni)(SO_4)_2 \cdot 6H_2O$ mixed crystals in the shapers // Crystals. 2020. Vol. 10. Issue 11. P. 982 994.
2. Жохов А.А., Емельченко Г.А., Масалов В.М., Сухинина Н.С., Маноменова В.Л., Руднева Е. Б., Васильева Н.А., Волошин А.Э. Устройство для выращивания смешанных кристаллов сульфата кобальта-никеля-калия для оптических фильтров ультрафиолетового диапазона. Патент РФ, Патентообладатель ИФТТ РАН, RU 2725924 С1 Оpubл. 07.07.2020 Бюл. № 19

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА СИНТЕЗА КРИСТАЛЛОВ *KDP* ИЗ ВОДНО-СОЛЕВЫХ РАСТВОРОВ

Верезуб Н.А., Простомолотов А.И.

Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва, РФ

E-mail: aprosto@inbox.ru

Применительно к технологии выращивания кристаллов дигидрофосфата калия (*KDP*) методами математического и физического моделирования определяются локальные особенности гидродинамики в растворе вблизи поверхности растущего кристалла, которые могут влиять на кристаллографические условия роста кристалла и образование дефектов. Рассматривается конструкция модернизированного кристаллизатора, обеспечивающая «нужную» гидродинамику в водно-солевом растворе.

Из двух возможных механизмов послойного роста кристаллов (дислокационно-спиральный и двумерного зарождения) при высоких пересыщениях раствора создаются условия для реализации механизма двумерного зарождения [1]. Устойчивое воспроизведение такого роста кристалла обуславливает разработку новых устройств и технологических режимов для скоростного роста *KDP* кристаллов. Это связано с постановкой и решением малоизученных или существенно новых задач гидродинамики и массообмена в водных растворах, характеризующихся трехмерностью контейнера и каналов подачи и слива раствора, сложной геометрией кристалла и его положением в объеме раствора, наличием вращающихся или вибрирующих устройств для интенсификации перемешивания и т.д. Известен ряд экспериментальных и теоретических [2] исследований с целью выявления влияния конвекции на морфологическую ростовую неустойчивость и образование включений. Показано, что направление течения потока раствора вблизи границы раствор/кристалл в значительной степени влияет на возникновение морфологической ростовой неустойчивости. Если поток направлен против движения ступеней роста, то устойчивость сохраняется. Напротив, течение раствора по направлению движения ступеней приводит к морфологической неустойчивости.

Для математического моделирования процесса роста *KDP* кристаллов были применены трехмерные численные методики и программы для решения уравнений Навье-Стокса и тепломассопереноса на основе разработок авторов [3]: прямое численное моделирование на основе решения нестационарных уравнений Навье-Стокса в приближении Буссинеска для трехмерной задачи. Численное решение проводилось с помощью метода контрольных объемов.

Работа выполнена по теме госзадания № АААА-А20-120011690136-2.

1. Волошин А.Э., Рашкович Л.Н., Руднева Е.Б., Маноменова В.Л. Выращиваем кристаллы // Природа. 2014. № 10. С. 62–72.
2. Coriell S.R., Murray B.T., Chernov A.A. et al. The effect of a shear flow on the morphological stability of a vicinal face: Growth from a supersaturated solution // Advances in Space Research. 1998. V. 22, No 8. P. 1553–1558.
3. Prostomolotov A., Ilyasov H., Verezub N. CrystmoNet remote access code for Czochralski crystal growth modelling // Science and Technology. 2013. V. 3, No 2A. P. 18–25.

СЦИНТИЛЛЯЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ $(\text{Bi}_{1-x}\text{Ln}_x)_4\text{Ge}_3\text{O}_{12}$, Ln= Pr, Nd, Er, и Yb ($x= 0.004-0.05$)

Веселова В.О.¹, Гайтко О.М.¹, Володин В.Д.², Егорышева А.В.¹

¹ИОНХ РАН, Москва, Россия, E-mail: ibvarvara@yandex.ru

²ГЕОХИ РАН, Москва, ул. Косыгина 19

Ортогерманат висмута $\text{Bi}_4\text{Ge}_3\text{O}_{12}$ (BGO) – широко известный сцинтилляционный материал. Известно, что легирование монокристаллов BGO ионами РЗЭ может приводить к повышению радиационной устойчивости и уменьшению времени послесвечения. Однако детального исследования сцинтилляционных свойств легированных высокодисперсных порошков BGO не проводилось.

В данной работе высокодисперсные порошки $(\text{Bi}_{1-x}\text{Ln}_x)_4\text{Ge}_3\text{O}_{12}$, активированные РЗЭ (Ln= Pr, Nd, Er, и Yb) в широком диапазоне концентраций ($x= 0.004-0.05$), были получены гидротермально-микроволновым методом [1]. Сцинтилляционные свойства легированных образцов исследовали при облучении α -частицами Am-241 в геометрии «на просвет» на тонких (в 1-2 слоя частиц) слоях порошка, нанесенного на подложку из оптического стекла из суспензии в спирте.

Анализ спектров рентгенолюминесценции легированного BGO показал, что ее интенсивность в области 480 нм уменьшается с ростом концентрации РЗЭ. Это сопровождается появлением новых полос, обусловленных излучательными переходами РЗ ионов (Рис.1а). Зависимости между условиями синтеза, морфологией активированных порошков BGO и их сцинтилляционными характеристиками выявлено не было.

Спектрально-кинетическое исследование сцинтилляционных свойств BGO, легированного Pr, Nd, Er в различных концентрациях не показало каких-либо отличий от кинетики нелегированных. В то же время образцы, легированные иттербием, характеризовались наличием дополнительной быстрой компоненты затухания. С ростом содержания иттербия наблюдалась тенденция к увеличению доли быстрой компоненты и сокращению ее длительности (Рис.1б).

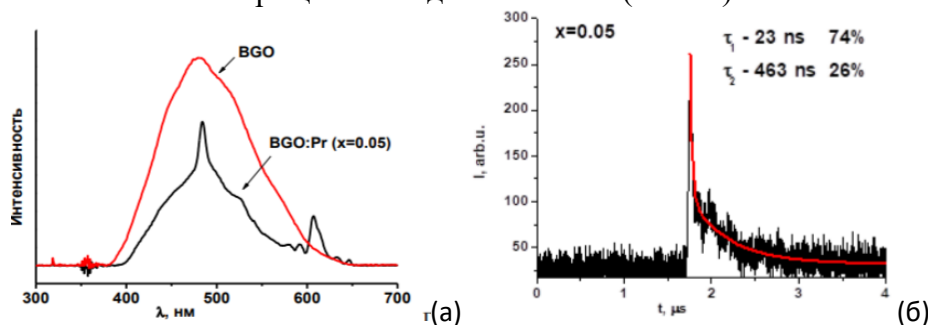


Рис.1. Спектры рентгенолюминесценции неактивированного и активированного Pr^{3+} BGO (а); Осциллограмма сцинтилляции образца $(\text{Bi}_{1-x}\text{Yb}_x)_4\text{Ge}_3\text{O}_{12}$ ($x=0,05$) (б).

[1] Veselova V.O. et al. Effect of different organic additives on the shape, size and scintillation properties of $\text{Bi}_4\text{Ge}_3\text{O}_{12}$ powders synthesized by the microwave-hydrothermal method //Advanced Powder Technology.–2021.–Т. 32. – №.1.– С.175-185.

ЭФФЕКТ РАЗМЯГЧЕНИЯ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ ТРИКОТАЖА ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Ветрова А. В., Марченко Е.С., Гарин А.С., Дубовиков К.М., Ковалева М.А.,
Байгонакова Г.А.

Введение. В настоящее время проводится много исследований биомеханического поведения различных биологических тканей [1]. Особое место среди имплантационных материалов занимают сверхэластичные сплавы из никелида титана. Трикотаж, выполненный из сверхэластичной проволоки TiNi толщиной от 100 до 40 мкм является перспективным материалом для пластики мягких тканей. Цель работы: разработать объективные критерии оценки и выбора трикотажного материала для повышения прогнозируемости органосохраняющей пластики мягких тканей, и повышения стабильности клинического результата сетчатыми имплантатами. Единые критерии деформационного поведения сверхэластичного имплантата при одноосном растяжении позволят применить единую методологию для анализа гиперупругой среды.

Материалы и методы исследования. Для исследования были взяты образцы проволоки толщиной 40, 60 и 90 мкм из сплава TiNi и металлтрикотажа, связанный из этой проволоки. Металлтрикотаж в виде трубы шириной 50 петель получали из сверхэластичной проволоки диаметром 60 мкм, деформировали прокаткой в двойную ленту и отжигали для снятия напряжений наклепа при температуре 500 С. Концы образцов обезвоживали в спирте и формалине, и неподвижно запрессовывали в металлических наконечниках. Диаграммы циклического одноосного растяжения получали при помощи программноуправляемого электромеханического комплекса для механобиологии. В программном приложении MCalibration, выполняли калибровку полученных экспериментальных моделей для трикотажа. Была выбрана расчетная модель Бергстрёма-Бойса с учетом эффекта Маллинза, как наиболее подходящая. В качестве входных данных использовали результаты однократного и циклического одноосного растяжения.

Результаты и обсуждения. Результаты испытания металлтрикотажа циклическим растяжением были использованы при исследовании *in vivo*, проведенного для проверки качества интеграции трикотажа в мягкие биологические ткани. С этой целью был выбран трикотаж толщиной 60 мкм, так как при минимальном предварительном натяжении он продемонстрировал минимальный эффект размягчения и минимальное уменьшение гистерезиса напряжений после первого цикла физиологической деформации 6%. Константы, полученные по результатам калибровки являются численными параметрами гиперупругой среды.

Выводы. Обнаружено, что металлтрикотаж из сверхэластичной проволоки TiNi при одноосном растяжении проявляет резиноподобное поведение свойственное гиперупругим материалам. При циклической нагрузке металлтрикотажа из TiNi обнаружен эффект размягчения и запаздывания упругой разгрузки. Определена модель, имеющая наибольшее реологического подобие с диаграммой напряжение-деформация для трикотажной ленты. Определены численные значения параметров гиперупругой среды.

1. A. Maccabi, A. Shin, N. Namiri, N. Bajawa et. al. Quantitative characterization of viscoelastic behavior in tissue-mimicking phantoms and ex vivo animal tissues. PLoS ONE. 2018. Vol.13. Is.1. [DOI.org/10.1371/journal.pone.0191919](https://doi.org/10.1371/journal.pone.0191919).

Исследования выполнены в рамках гранта по постановлению Правительства Российской Федерации от 09 апреля 2010 г. № 220

ТРАНСФОРМАЦИЯ АТОМНЫХ ДЕФЕКТОВ В КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЕ ЛАБОРАТОРНО ВЫРАЩЕННЫХ АЛМАЗОВ

Винс В.Г.

ООО ВЕЛМАН. Новосибирск, Россия

E-mail: Velman074@yandex.ru

Исследовались HPHT -, и CVD лабораторно выращенные алмазы.

Для HPHT кристаллов установлено:

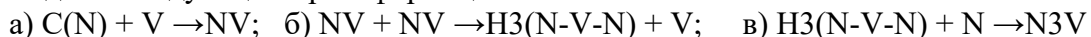
1. Структурно совершенные алмазы типа Ib получают при минимальных скоростях выращивания. Критерием совершенства таких алмазов является отношение интенсивностей полос в спектре ИК поглощения μ_{1130}/μ_{1344} . В наиболее совершенных «никелевых» (т.е. полученных в системе Fe-Ni-C) и «кобальтовых» (полученных в системе Fe-Co-C) алмазах это отношение достигает значений 1,48 и 0,95 - соответственно.

2. Дефекты C являются причиной: а) тушения процессов излучательной рекомбинации; б) внутренних напряжений, облегчающих образование при облучении алмазов высокоэнергетичными электронами первичных радиационных дефектов: вакансий и интерстиций.

3. При отжиге в вакууме $C \rightarrow A$ – агрегация в «никелевых» алмазов активируется при 1700°C и протекает по интерстиционному механизму, связанному с трансформацией ростовых никелевых дефектов - поэтому скорость агрегации выше в кристаллах с большим содержанием никелевых дефектов. Появление в структуре NV⁻, и N_i – дефектов приводит к ускорению агрегации за счет донорно-вакансионного и донорно-интерстиционного механизмов - вследствие чего E_A агрегации понижается до рекордно малых $\approx 0,5 \div 1,5$ эВ. Большие значения E_A в «кобальтовых» алмазах объясняются меньшим влиянием на агрегацию ионов кобальта, из-за их большего, по сравнению с никелем, атомного радиуса;

4. При облучении электронами ($3 \text{ МэВ}/10^{18} \text{ см}^{-2}$) только каждый третий из падающих на алмаз электронов генерируют одно первичное смещение атома. При этом в кристаллах типа Ib (с $[N_C] \leq 12 \text{ ppm}$) образуется $\sim 9 \text{ ppm}$ изолированных вакансий, среди которых доля отрицательно заряженных возрастает с 6 (при $[N_C]=0,5 \text{ ppm}$) до 67% (при $[N_C]=12 \text{ ppm}$).

Последующий за облучением отжиг, по мере увеличения температуры от 800 до 1900 °C, проводит к следующим трансформациям:



Для CVD кристаллов установлено:

1. При увеличении скорости выращивания, в окраске алмазов появляются коричневая, розовая и серая компоненты, связываемые с кластерами вакансий, дефектами NV⁰ и микровключениями графита, соответственно.

2. При LPHT и HPHT отжигах трансформация азотно-вакансионных центров происходит как: $NV \rightarrow N_3 \rightarrow N_3V$, и сопровождается изменением как цвета ФЛ, так и цвета кристалла: от «темно-коричневого» через «розово-коричневый» до конечного – «почти бесцветного».

3. Спектр поглощения после отжига HPHT принимает вид, характерный для алмазов типа Ib с концентрацией азота на уровне $1 \div 2 \text{ ppm}$, при этом никаких признаков $C \rightarrow A$ – агрегации не наблюдается.

4. Набор центров захвата носителей заряда чувствителен к параметрам отжига и может служить индикатором пост ростовой истории алмаза.

На основании полученных результатов удалось создать активные спиновые и лазерные элементы с NV- дефектами, а также новые активные элементы для силовой электроники и ряда других применений.

УНИПОЛЯРНЫЕ БАРЬЕРНЫЕ СТРУКТУРЫ НА ОСНОВЕ МЛЭ HgCdTe

А.В. Войцеховский¹, С.Н. Несмелов¹, С.М. Дзядох¹, Д.В. Григорьев¹,
С.А. Дворецкий^{1,2}, Н.Н. Михайлов^{1,2}, Г.Ю. Сидоров^{1,2}, М.В. Якушев², Д.И. Горн¹

¹ Томский государственный университет, Томск, Россия,

² Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск, Россия,

E-mail: vav43@mail.tsu.ru

Актуальным направлением инфракрасной фотоэлектроники является создание детекторов на основе униполярных барьерных систем, в частности, детекторов с nВn-архитектурой. Наибольшие успехи в этой области достигнуты при создании барьерных детекторов на основе полупроводников группы A³B⁵. Это связано с фундаментальными особенностями данной группы материалов – с возможностью реализации гетеросистем с нулевым разрывом в валентной зоне на гетерогранице. Униполярные барьерные детекторы на основе теллурида кадмия и ртути (HgCdTe), выращенного методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ), представляют интерес из-за технологических преимуществ, присущих методу выращивания данного материала. За счёт применения униполярной nВn-архитектуры при реализации детекторов ИК-излучения можно отказаться от дефектообразующей процедуры ионной имплантации, применяемой для создания слоёв HgCdTe акцепторного типа проводимости. Несмотря на значительное число теоретических работ, известно немного попыток практической реализации nВn-детекторов на основе МЛЭ HgCdTe.

В докладе представлены результаты численного моделирования униполярных nВn-структур на основе МЛЭ HgCdTe, а также сравнение результатов расчётов с результатами экспериментальных исследований их электрофизических и фотоэлектрических характеристик, полученных как нами ранее, так и авторами других работ.

Рассматривались nВn-структуры, изготовленные на основе n-HgCdTe, выращенного в ИФП СО РАН (г. Новосибирск) методом МЛЭ на подложках из GaAs(013). Рабочая область пленки содержала поглощающий, барьерный и контактный слой из n-HgCdTe. Рабочая область была легирована донорной примесью индия. Рассматривались nВn-структуры различных типов, отличающихся параметрами слоев в рабочей области. В ряде структур в качестве барьерного слоя использовалась сверхрешетка.

Было проведено моделирование темновых ВАХ nВn-структур с учетом следующих механизмов рекомбинации и утечки носителей заряда: рекомбинации Шокли-Рида-Холла, излучательной рекомбинации, Оже-рекомбинации и поверхностной рекомбинации, туннелирование зона-зона, туннелирование через локальные центры. Расчет фототока моделируемой nВn-структуры производился в условиях облучения оптическим излучением в спектральном диапазоне 0.2-4.5 мкм.

На основании сопоставления расчетных и экспериментальных данных выявлены отличия реальных nВn-структур от идеальных, определены оптимальные параметры униполярных барьерных структур (диапазоны смещений и температур, обеспечивающие максимальные значения обнаружительной способности), сформулированы рекомендации по технологии создания приборных nВn-структур на основе МЛЭ HgCdTe.

Исследования проведены при финансовой поддержке Российского научного фонда в рамках проекта № 19-12-00135.

РЕНТГЕНОВСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ КРЕМНИЕВЫХ ПОДЛОЖЕК ПРИМЕНИМЫХ ДЛЯ ПЕРЕНОСА И ИЗУЧЕНИЯ ОРГАНИЧЕСКИХ И БЕЛКОВЫХ СЛОИСТЫХ НАНОСТРУКТУР

Волковский Ю.А.^{1,2}, Серегин А.Ю.^{1,2}, Фоломешкин М.С.^{1,2}, Просеков П.А.^{1,2},
Павлюк М.Д.¹, Писаревский Ю.В.^{1,2}, Благов А.Е.^{1,2}

¹ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, 119333 Россия

²НИИ «Курчатовский институт», Москва, 123182 Россия

E-mail: irlandez08@yandex.ru

Благодаря малой шероховатости и высокой степени гладкости поверхности кремниевые пластины широко применяются в рентгеновских исследованиях органических планарных наносистем, ленточных тонких пленок [1, 2]. Важное значение при изучении таких систем методом рентгеновской рефлектометрии (РР) имеет структура приповерхностного слоя подложки и шероховатость поверхности, как с точки зрения формирования пленки на ее поверхности, так и ее вклада в слоистую модель системы «пленка-подложка», последний из которых представляется «маскирующим» при анализе слоистой структуры исследуемой пленки [3, 4].

В настоящей работе представлены результаты исследований кремниевых подложек методом РР при различных способах воздействия (процедур очистки) на них с целью модификации структуры приповерхностного слоя. Очистка поверхности исследуемых образцов проводилась с применением таких процедур, как промывка в ультразвуковой ванне, отжиг в термовакуумной ячейке при разных температурах и другие. На каждом этапе очистки проводилась регистрация и анализ данных РР.

В ходе РР исследований было показано, что предварительная очистка в ультразвуковой ванне до отжига удаляет легкорастворимые загрязнения и не влияет существенным образом на шероховатость поверхности. Охарактеризованы структурные изменения, связанные как с отжигом при температуре 150°C при испарении жидкости (водяных паров) с поверхности/приповерхностного слоя пластин, так и с отжигом при 350°C, позволяющим выявить нарушенный приповерхностный слой, который вносит «паразитный» вклад в слоистую систему при анализе данных РР, нанесенной на поверхность исследуемой пленки. Представлены результаты исследований структурных изменений приповерхностного слоя подложек при удалении нарушенного слоя путем травления; определены параметры слоев, шероховатости в зависимости от длительности травления. Обсуждается выбор оптимальной методики модификации структуры приповерхностного слоя/поверхности кремниевых подложек для изучения тонкой структуры белковых ленточных пленок методом РР.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках Государственного задания ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН с использованием оборудования ЦКП (проект RFMEFI62119X0035), а также при финансовой поддержке РФФИ (проект № 19-29-12043 мк).

1. Ковальчук М.В., Бойкова А.С., Дьякова Ю.А., Марченкова М.А., Ополченцев А.М., Писаревский Ю.В., Просеков П.А., Серегин А.Ю. // Кристаллография. 2017. Т. 62. № 4. С. 650.
2. Бойкова А.С., Дьякова Ю.А., Ильина К.Б., Марченкова М.А., Серегин А.Ю., Просеков П.А., Волковский Ю.А., Писаревский Ю.В., Ковальчук М.В. // Кристаллография. 2018. Т. 63. № 5. С. 703.
3. Фоломешкин М.С., Бойкова А.С., Волковский Ю.А., Марченкова М.А., Просеков П.А., Серегин А.Ю. // Кристаллография. 2020. Т. 65. № 6. С. 851.
4. Dyakova Y.A., Marchenkova M.A., Seregin A.Y., Imamova L.R., Tereschenko E.Y., Klechkovskaya V.V., Alekseev A.S., Kovalchuk M.V. // Mendelev Communications. 2016. V. 26. I. 2. P. 149.

**ВЛИЯНИЕ РЕЖИМНЫХ ПАРАМЕТРОВ СИНТЕЗА НА ПОЛУЧЕНИЕ
ДИОКСИДА ТИТАНА ПЛАЗМОДИНАМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ**

Вымпина Ю.Н., Шаненкова Ю.Л.

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск,
Россия*

E-mail: xyulyashax@mail.ru

Диоксид титана получил огромное внимание как перспективный материал в области фотокатализа ввиду широкого спектра свойств, таких как высокая каталитическая активность, химическая стабильность, нетоксичность и низкая стоимость [1-2]. В настоящее время для создания нанокристаллического материала TiO_2 используются различные методы синтеза [3]. Ранее в работе [4] была показана возможность получения дисперсного диоксида титана посредством плазмодинамического синтеза. Метод характеризуется простотой, одностадийностью и временем синтеза менее 1 мс.

Проведена серия экспериментов по исследованию влияния содержания кислорода и величины подведенной энергии на фазовый состав продукта плазмодинамического синтеза. Изменение содержания кислорода $\omega(\text{O}_2)$ в газовой смеси с аргонном осуществлялось в пределах от 5% до 80% соответственно, величина подведенной энергии W варьировалась от 23,3 кДж до 38,5 кДж. По результатам рентгеновской дифрактометрии выявлено присутствие в материале порошка только двух кристаллических модификаций TiO_2 – анатаза и рутила. Обнаружено, что при наименьшем содержании кислорода фаза рутила является доминирующей (~80%). Однако после увеличения $\omega(\text{O}_2)$ наблюдается монотонный рост содержания анатаза и соответствующее снижение – рутила. На уровне $\omega(\text{O}_2)=30\div40\%$ O_2 происходит стабилизация содержания фаз анатаза и рутила в материале порошка на уровне 78% и 22% соответственно. По результатам исследований получено, что с ростом W примерно наблюдается увеличение содержания частиц, принадлежащих кристаллической фазе анатаза. Максимальное содержание анатазной модификации при изменении W достигло ~80%.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-33-90060.

Список литературы

1. Bukackova M., Marsalek R. Interaction of BSA with ZnO , TiO_2 , and CeO_2 nanoparticles // Biophys. Chem. 2020. Vol. 267. P. 106475.
2. Tasbihi M. et al. Pt/ TiO_2 photocatalysts deposited on commercial support for photocatalytic reduction of CO_2 // J. Photochem. Photobiol., A: Chem. 2018. Vol. 366. P. 72-80.
3. Chen X., Mao S. S. Titanium dioxide nanomaterials: synthesis, properties, modifications, and applications // Chem. Rev. 2007. Vol. 107. No. 7. P. 2891-2959.
4. Sivkov A. A., et al. Possibility of obtaining TiO_2 material by plasma dynamic method into an air atmosphere // Journal of Physics: Conference Series. IOP Publishing, 2019. Vol. 1393. No. 1. P. 012136.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ ТРИГЛИЦИНСУЛЬФАТА С ПРИМЕСЯМИ ВНЕДРЕНИЯ И ЗАМЕЩЕНИЯ В ПОЛОСАХ РАЗНОГО СОСТАВА

Гайнутдинов Р.В.¹, Лашкова А.К.¹, Толстихина А.Л.¹, Петржик Е.А.¹,
Кашевич И.Ф.²

¹ *Федеральный научно-исследовательский центр «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия*

² *ВГУ им.П.М. Машерова, Витебск, Беларусь*

E-mail: aklashkova@yandex.ru

Все больший интерес у исследователей вызывают методы, позволяющие управлять свойствами кристаллов для оптимизации их дальнейшего использования. Среди способов управления свойствами сегнетоэлектрических кристаллов заметно выделяется метод легирования различными примесями. Было проведено исследование механических свойств слоистых кристаллов ТГС с примесями внедрения и замещения. В качестве примеси внедрения использовалась примесь ионов хрома Cr^{3+} , а в качестве примеси замещения – аланин, кристаллы были выращены по технологии, разработанной в Институте технической акустики НАН Беларуси, путем периодического доращивания затравки в растворах разного состава (номинально чистого и содержащего легирующую примесь) [1].

К слоистым кристаллам ТГС было решено применить одну из методик АСМ – атомно-силовую спектроскопию (АСС). Это – широко распространённый метод измерения локальных механических свойств поверхности, основанный на регистрации силовых кривых, которые отражают отклонение гибкой балки АСМ-зонда при взаимодействии острия иглы зонда с поверхностью в зависимости от расстояния между ними. Данная методика позволяет локально измерять модуль Юнга [2].

Все процедуры по подготовке и изучению поверхности образцов методом силовой спектроскопии проводили в контрольно-измерительном комплексе «TRACKPORE ROOM-05», класс чистоты 8 ИСО(100), в составе которого находится сканирующий зондовый микроскоп NTEGRA Prima (НТ-МДТ). В процессе исследования были сняты по 25 силовых кривых на участках поверхности, расположенных в полосах разного состава. Затем экспериментальные кривые усреднялись, и уже из усредненных силовых кривых производились расчеты модуля Юнга с помощью модели Герца, в которой рассматривается взаимодействие жесткой полусферы (в нашем случае это кончик зонда) и бесконечной плоскости (поверхность кристалла).

Способ послойного введения в кристаллы разных примесей позволяет получать материалы с новой совокупностью свойств. Из полученных данных можно сделать вывод, что механические характеристики в полосах разного состава (номинально чистых полос и полос с примесью) отличаются, а также введение примеси хрома намного заметнее влияет на разницу механических характеристик в пределах разных полос, в то время как примесь аланина вносит менее заметный вклад.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:

1. В.Н. Шут, И.Ф. Кашефич, Б.Э. Воттс. Кристаллография, 2004, 49(2), 257-261.
2. Д.В. Лебедев, А.П. Чукланов, А.А. Бухараев, О.С. Дружинина. Письма в ЖТФ, 2009, том 35, вып. 8, 54-61.

ЭВОЛЮЦИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu-Cr-Zr С ПРЕДЕЛЬНО НИЗКОЙ КОНЦЕНТРАЦИЕЙ ТВЕРДОГО РАСТВОРА В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Галактионова А.В., Чембарисова Р.Г.

Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа, Россия

E-mail: g-arina@yandex.ru

Высокая механическая прочность и электропроводность сплавов на основе меди необходимы для изготовления проводников электрического тока. Прочность медных сплавов может быть увеличена за счет повышения дефектов решетки, таких как легирующие атомы, дислокации, а также частицы вторичных фаз. Методами аналитического моделирования был проведен анализ характера эволюции частиц вторичных фаз и их влияния на физико-механические свойства сплава Cu-0.6Cr-0.1Zr с предельно низкой концентрацией твердого раствора, полученного в результате отжига при температуре 450°C в течение 4,5 ч. Теоретические положения о характере изменения микроструктуры данного сплава после 8 циклов РКУП и последующего отжига при 450°C в течение 1 ч основывались на известных экспериментальных данных, полученных в работах [1, 2]. После первичной термообработки была получена исходная крупнозернистая структура с минимальной концентрацией твердого раствора, наблюдались частицы вторичных фаз различной морфологии и химического состава [2]. В результате проведенного моделирования был сделан вывод, что прочность сплава в исходном состоянии обусловлена преимущественно наличием плотно расположенных крупных частиц вторичных фаз, сосредоточенных вдоль границ зерен, и некогерентных мелких частиц в зерне. После 8 циклов равноканального углового прессования (РКУП) в сплаве сформировалась УМЗ структура, доля мелких частиц возросла [2]. Согласно принятой модели, объемные доли мелких и крупных частиц после РКУП не изменились, что свидетельствовало о фрагментации частиц в процессе деформации без их частичного растворения. Возросло упрочнение некогерентными мелкими частицами в результате уменьшения расстояния между ними и их размеров. Возросло дислокационное упрочнение и упрочнение когерентными мелкими частицами, доля которых возросла после деформации. В результате последующего отжига наблюдались процесс коагуляции и роста крупных частиц и увеличение плотности мелких частиц [2]. Согласно итогам моделирования, возрос вклад в прочность сплава доли когерентных мелких частиц Cr в результате дополнительного выделения атомов Cr из раствора. Увеличилось упрочнение некогерентными мелкими частицами в результате дальнейшего уменьшения их среднего размера и расстояний между ними. Вклад дислокационного упрочнения снизился незначительно. Проведенный анализ позволил сделать вывод о том, что увеличение предела прочности и удельного сопротивления исследуемого сплава после РКУП возможно при условии фрагментации частиц вторичных фаз. Дальнейшее увеличение предела прочности и повышение его удельной электропроводности в результате последующего отжига – вследствие выделения атомов Cr из матрицы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Фаизов И.А., Мулюков Р.Р. и др. // Письма о материалах. 2018. Т. 8, №1. С. 110-114.
2. Фаизов И.А. Дисс. на соискание ученой степени канд. физ.-мат. наук. Уфа. ФГБОУ ВО «УГАТУ». 2018. 158 с.

О НЕКОТОРЫХ ФИЗИЧЕСКИХ ОСНОВАХ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИТОВ С АЛЮМИНИЕВОЙ МАТРИЦЕЙ И УГЛЕРОДНЫМ ВОЛОКНОМ

Галышев С.Н.

ИФТТ им. Осипяна РАН, Черноголовка, Россия,

E-mail: galyshev@gmail.com

Композит с алюминиевой матрицей и углеродным волокном представляет интерес с точки зрения замены алюминиевых сплавов. Это особенно актуально для приложений, где, по какой-то причине, алюминиевые силовые узлы конструкций не могут быть заменены легким и прочным углепластиком. К таким приложениям относятся силовые узлы конструкции планера самолета и других летательных аппаратов. Наиболее распространённым методом получения композитов с углеродным волокном и алюминиевой матрицей является литье под давлением. Однако, по мнению автора настоящей работы, наиболее технологичным методом является протяжка нити углеродного волокна через алюминиевый расплав подвергнутый ультразвуковой обработке. Такая технологическая схема позволяет контролировать большее число параметров процесса, а такой важный параметр, как время контакта волокна с жидким алюминием, предложенный метод позволяет контролировать в более широком диапазоне, что оказывается критически важным с точки зрения механических свойств композита.

Барьерное покрытие углеродного волокна является одним из ключевых факторов, влияющих на прочность CF/Al-композита, поскольку позволяет ограничить химическое взаимодействие между волокном и матрицей. Так, например, в ряде работ для армирования алюминиевой матрицы используется волокно с CVD-покрытием из пиролитического углерода. Это позволяет достичь прочности при растяжении CF/Al-композита около 1400 МПа. Недостатками упомянутых покрытий является сложность и низкая технологичность CVD-процесса. В качестве более технологичной альтернативы может быть использован золь-гель метод, который практически не требует специализированного оборудования и специальных условий, однако регулирование толщины таких покрытий в рамках одного цикла до недавнего времени оставалось не решенной задачей. Решение стало возможным благодаря использованию метода, сочетающего золь-гель процесс и электрохимическое осаждение. Упомянутый метод использован в настоящей работе.

В докладе рассмотрено влияние мощности ультразвуковой обработки, времени контакта волокна с расплавом матрицы, температуры расплава и наличия барьерного покрытия на прочность CF/Al-проволоки при трехточечном изгибе. Показано, что прочность проволоки CF/Al может достигать 2000 МПа.

ВЛИЯНИЕ МЕТОДА СВС И ДИФфуЗИОННОГО СПЕКАНИЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПОРИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА

Гарин А.С., Марченко Е.С., Ветрова А.В., Шишелова А.А.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск,
Россия, E-mail: aleksandr.garin@mail.tsu.ru*

Методы порошковой металлургии позволяют получать пористые сплавы с необходимыми структурными и физико-механическими свойствами для решения различных типов задач. Одним из методов является метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), в основе которого лежит использование тепла, выделившегося в процессе химической реакции. В промышленности также распространен метод диффузионного спекания однофазных и многофазных систем.

В данной работе представлены результаты исследований структурно-фазового состава и выносливости пористых сплавов TiNi, полученных методом СВС и диффузионного жидкофазного спекания. Методом трехточечного циклического изгиба на воздухе проведены испытания на циклоустойкость пористых сплавов TiNi. Пластины из сплавов, полученных методом диффузионного спекания, выдержали максимум 106 800 циклов нагрузки, не достигнув предела выносливости, в то время как сплавы СВС TiNi выдержали максимум 560 000 циклов без разрушения.

Методом рентгеноструктурного анализа установлено, что во всех пористых сплавах, основной фазой является TiNi со структурой B2, также обнаружены вторичные фазы Ti₂Ni и Ti₃Ni₄. В пористом сплаве никелида титана, полученном методом СВС, содержание вторичных фаз Ti₂Ni и Ti₃Ni₄ не превышает 5 вес. %, а в сплаве, полученном методом жидкофазного спекания доля вторичных фаз достигает 15 вес. %. Структурно-фазовая неоднородность спеченных сплавов является одной из основных причин их низкой выносливости. Анализ фрактограмм разрушения позволил сопоставить зависимость характера разрушения от метода получения образцов пористого никелида титана. Образцы, полученные методом диффузионного жидкофазного спекания, в основном обладают хрупким характером разрушения. Так как перемычки в спеченном материале расположены хаотичным образом, распространение трещины в местах излома неоднородно. В образцах, полученных методом СВС, преобладает ямочный рельеф, характерный для вязкого характера разрушения. Количество перемычек для сплава TiNi, полученного методом СВС превышает количество перемычек в сплавах, полученных методом диффузионного спекания, что может являться еще одной из причин высокой циклоустойкости.

Таким образом, различные методы спекания порошка TiNi вносят свои характерные особенности в структурно-фазовый состав пористых сплавов. Низкие усталостные характеристики пористых сплавов, полученных методом диффузионного спекания связаны с высокой структурной неоднородностью основной интерметаллической фазы пористого каркаса и как следствие неоднородности распределения химических реагентов Ti и Ni. Неоднородность распределения реагентов приводит к формированию избыточного количества интерметаллических вторичных фаз Ti₂Ni и Ti₃Ni₄.

Исследования выполнены в рамках гранта по постановлению Правительства Российской Федерации от 09 апреля 2010 г. № 220

МЕГАПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ: РОЛЬ ТЕПЛОВЫХ ЭФФЕКТОВ

Глезер А.М.

*Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», Москва, Россия;*

*Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии
имени И.П. Бардина, Москва, Россия.*

E-mail: a.glezer@mail.ru

В докладе предпринята попытка сформулировать единый физический подход к явлениям, сопровождающим большие пластические деформации, и в первую очередь – влияние возможных тепловых эффектов, в рамках изложенных ниже концептуальных представлений. Первый принцип – мегапластическую деформацию (МПД) следует рассматривать как физически обусловленную и важную стадию пластической деформации твердого тела, которая наступает вслед за микропластической и макропластической деформациями вне зависимости от характера механических напряжений, приложенных к твердому телу. Второй принцип – МПД необходимо описывать в рамках неравновесной термодинамики в качестве открытой синергетической системы и существования в ней дополнительных каналов диссипации механической энергии. МПД характеризуется присущими исключительно ей семью отличительными особенностями:

- Фрагментация. Образование высокоугловых границ зерен.
- Отсутствие деформационного упрочнения.
- Протекание низкотемпературной динамической рекристаллизации.
- Циклический характер структурно - фазовых превращений.
- Аномально высокая диффузионная подвижность атомов.
- Фазовые превращения, ведущие как к повышению, так и к понижению свободной энергии системы.
- Амorfизация.

За последние годы было обнаружен ряд новых необычных явлений, способных выяснить характер тепловых эффектов, сопровождающих МПД. К ним следует отнести обратимость характера структурных и фазовых превращений при изменении температуры деформации и восстановление дальнего атомного порядка по мере роста МПД. В докладе дано объяснение второго из вышеуказанных необычных явлений в рамках гипотезы влияния тепловых эффектов на формирование структуры и свойств при МПД.

В работе изучалось поведение параметров дальнего порядка по типу DO_3 в сплаве Fe-24 ат. % Al, состав которого был близок к стехиометрическому Al_3Fe и стехиометрический сплав FeCo, упорядоченный по типу B2, после деформационных обработок кручением под высоким квазигидростатическим давлением (КВД) при комнатной температуре в камере Бриджмена. В упорядоченном сплаве Fe- 24 ат. % Al нами обнаружено неизвестное ранее явление частичного восстановления первоначально полностью разрушенного пластической деформацией дальнего порядка по типу DO_3 за счет низкотемпературной динамической рекристаллизации. В сплаве FeCo наблюдаются аналогичные эффекты с учетом того, что диффузионная подвижность атомов Co гораздо ниже, чем у атомов Al.

ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА БИОНАНОКОМПОЗИТОВ ПЭВД + x об.% РЧ

Годжаев Э.М.¹, Назаров А.М.², Салимова В.В.³

¹Азербайджанский технический университет, Баку, Азербайджан

²Институт физики им. академика Г.М.Абдуллаева НАН Азербайджана, Баку

³Сумгаитский государственный университет, Сумгаит, Азербайджан

E-mail: afinnazarov@yahoo.com

Число исследований, связанных с поиском полимерных нанокомпозитных материалов с фотолюминесцентными свойствами, быстро растет. Композиты обычно обладают положительными свойствами отдельных компонентов композиции и в некоторых случаях обладают сильными фотолюминесцентными свойствами. Эти материалы обладают интересным набором оптических и электронных свойств по сравнению с объемными материалами [1].

В свете выше изложенного нами в качестве наполнителя биологического происхождения было использовано рыбьей чешуи. Биокompозиты мало влияют на окружающую среду с экологической точки зрения, что делает использование таких материалов более удобным [2]. Люминесцентные свойства композитов исследовались с помощью флуориметра Cary Eclipse. Спектры люминесценции изучались в композитах ПЭВД + x об.% РЧ. Эффект люминесценции были обнаружены и в композитах ПЭВД +7 об.% РЧ и ПЭВД +7 об.% РЧ+3 об.% Fe (рис.). Выявлено, что в композите ПЭВД +7 об.% РЧ при возбуждении длиной волны 466,06 нм интенсивность пика люминесценции составляет 32 единиц атомной энергии, а при возбуждении длиной волны 501,94 нм, интенсивность люминесценции 9,2 единиц атомной энергии.

А в бионанокompозите ПЭВД +7 об.% РЧ+3 об.% Fe при возбуждении длиной волны 465 нм, интенсивность люминесценции наблюдается единственный относительно ярковыраженный пик с интенсивностью 20 единиц атомной энергии.

Сравнивая интенсивности полученных пиков люминесценции с интенсивностями сигналов возбуждения, можно сделать вывод, что в некоторых исследованных биокompозитах получают резко выраженные спектры люминесценции. Это позволяет сделать вывод, что люминесцентное свойство, имеющее практическое значение, может быть достигнуто путем изменения состава исследуемых биокompозитов и бионанокompозитов и выбора соответствующего возбуждения.

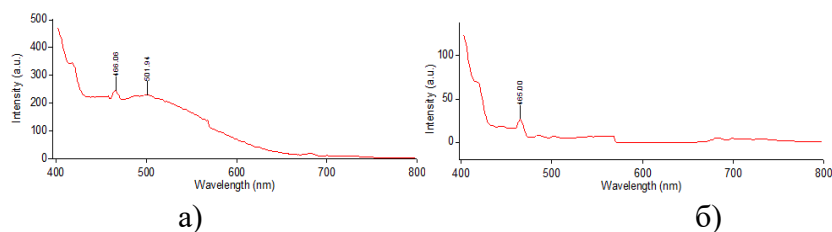


Рис. Спектры люминесценции биокompозита ПЭВД +7 об.% РЧ (а) и бионанокompозита ПЭВД +7 об.% РЧ+3 об.% Fe (б).

Литература

1. Полимерные композиционные материалы: прочность и технология, С.Л. Баженов [и др.]. – Долгопрудный: Интеллект, 2010. 347 с.
2. Bai, Gongxun; Tsang, Ming-Kiu; Hao, Jianhua, Luminescent Ions in Advanced Composite Materials for Multifunctional Applications, Advanced Functional Materials, Wiley-Blackwell, Volume 26, Number 35,(21) pp. 6330-6350 (2016).

ОТ НАНО- К МАКРОСВОЙСТВАМ ДРЕВЕСИНЫ – ЧЕРЕЗ ИЕРАРХИЮ СТРУКТУРЫ И РАЗМЕРНЫЕ ЭФФЕКТЫ

Ю. И. Головин^{1,2}, А. А. Гусев^{1,3}, С.М. Матвеев³, Д.Ю. Головин¹, А. И. Тюрин¹

¹ Научно-исследовательский институт «Нанотехнологии и наноматериалы», Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

² Химический факультет, Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва, Россия

³ Воронежский государственный лесотехнический университет имени Г. Ф.

Морозова, Воронеж, Россия

E-mail: yugolovin@yandex.ru

В работе рассмотрены закономерности формирования механических свойств древесины в широкой шкале характерных размеров элементов нано-, микро-, мезо- и макроструктуры (нанокристаллическая целлюлоза, элементарные наноприфириллы, микроволокна, клетки, годовые кольца роста и др.). С точки зрения традиционного материаловедения древесина – это иерархически сложно структурированный природный композитный материал с ярко выраженной гетерогенностью, анизотропией всех свойств и способностью к регенерации (залечиванию дефектов). В последние годы к исследованию структуры, физико-химических и механических свойств древесины стали привлекать весь комплекс современных методов и средств, традиционных в физике твердого тела и физическом материаловедении: просвечивающая и сканирующая электронная, атомно-силовая и конфокальная лазерная микроскопия, рентгеновская дифракция и малоугловое рассеяние, инфракрасная, рамановская, бриллюэновская и ЯМР спектроскопия, наноиндентирование. Древесина любых пород обладает существенной зависимостью механических свойств от условий роста, эксплуатации и испытаний: влажности, напряженного состояния, размеров образца или нагруженной области, направления, скорости и продолжительности приложения нагрузки и др. Поэтому данные, приводимые разными авторами в отношении схожих образцов, могут значительно различаться. Это затрудняет анализ и выявление общих закономерностей. К настоящему времени сквозные связи между свойствами на всех масштабно-иерархических уровнях - от нанокристаллов целлюлозы до макрообразцов - изучены недостаточно полно. В работе дан обзор методов и результатов мультимасштабного изучения механических свойств древесины различных пород с учетом нано-, микро- и мезомасштабного структурного уровня ее строения. Показано, что в громадном диапазоне характерных размеров структуры (около 9 порядков величины) механические свойства древесины в целом следуют соотношению Холла-Петча.

Результаты нано-/микромеханических исследований и сопоставление их с макромеханическими характеристиками могут быть полезны: а) для углубления понимания природы макромеханических свойств древесины различных пород, а также выявления микромеханизмов их формирования в зависимости от микроструктурных характеристик; б) в целях оптимизации технологий выращивания в природных и искусственных условиях, упрочнения и последующего использования древесины; в) для разработки новых, независимых методов дендрохронологии и дендроклиматологии.

Работа выполнена в Центре коллективного пользования ТГУ им. Г. Р. Державина и поддержана Российским научным фондом (грант 21-14-00233) и Министерством науки и высшего образования Российской федерации в рамках проекта по соглашению № 075-15-2021-709 (уникальный идентификатор проекта RF-2296.61321X0037).

ПОЛУЧЕНИЕ НЕЛИНЕЙНОГО ОПТИЧЕСКОГО КРИСТАЛЛА LiGaTe_2 И ИССЛЕДОВАНИЕ ЕГО ТЕПЛОВЫХ И ОПТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

Гражданников С.А., Криницын П.Г., Коржнева К.Е., Курусь А.Ф., Исаенко Л.И., Молокеев М. С.

ИГМ СО РАН, ИНХ СО РАН, физ. ф-т НГУ, Новосибирск, Россия

ИФ СО РАН, СФУ, Красноярск, Россия

*E-mail: grazhdannikovsa@igm.nsc.ru, pas@igm.nsc.ru,
ksenia_korzhneva@mail.ru, kurusaf@igm.nsc.ru, lisa@igm.nsc.ru,
msmolokeev@mail.ru*

Кристалл LiGaTe_2 (LGT) относится к группе тройных халькогенидов лития и является перспективным преобразователем лазерного излучения. Структура кристалла отвечает структурному типу халькопирита, пр. гр. I-42d. Кристалл LiGaTe_2 имеет широкий диапазон прозрачности 0.52 – 21 мкм, а также высокий нелинейный коэффициент $d_{36}=43$ пм/В и высокий коэффициент двулучепреломления $\Delta n=0.09$. В параметрическом генераторе света с использованием кристалла LGT можно получить перестройку лазерного излучения в области до 20 мкм, благодаря совокупности его нелинейно оптических свойств.

Проведен поиск оптимальных условий для получения монокристалла LiGaTe_2 . Синтез соединения производили из элементарных высокочистых компонентов Li (99.99%), Te (99.999%) и Ga (99.9999%). При создании схемы синтеза учитывалась высокая реакционная способность лития, и как следствие, выделение большого количества тепла. Второй сложностью стала высокая скорость окисления синтезированной шихты на воздухе, поэтому, все манипуляции с шихтой проводили в атмосфере аргона. В результате экспериментов выход полезной фазы достигал 96 мольн. %.

Состав шихты контролировался на каждом этапе стандартными методами РФА, ICP AES и пламенной фотометрии.

Установлено, что шихту необходимо подвергать дополнительной гомогенизации при температуре чуть выше точки плавления $\text{LiGaTe}_2 = 948 \pm 5$ К. Точку плавления определяли стандартным методом ДТА.

Наконец, гомогенизированную шихту помещали в ростовую ампулу в присутствии инертного газа. После чего, производили выращивание кристалла LiGaTe_2 методом Бриджмена-Стокбагера в модернизированной двузонной печи сопротивления, конструкция которой обеспечивает рост монокристалла LiGaTe_2 с фронтом кристаллизации, близкому к плоскому, с получением кристаллов LiGaTe_2 размером до $15 \times 15 \times 30$ мм³.

На полученных кристаллах были проведены исследования физических и оптических свойств. Впервые была оценена величина порога лучевой стойкости кристалла LiGaTe_2 .

ТЕРМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НОВЫХ РОМБИЧЕСКИХ СЕЛЕНИДОВ EuLnCuSe₃ (Ln = Gd, Tb, Dy, Ho, Y, Er, Tm)

Григорьев М.В., Русейкина А.В., Кара Д.М.

Тюменский государственный университет, Тюмень, Россия,

E-mail: a.v.rusejkina@utmn.ru

Синхронный термический анализ проводили на приборе STA 449 F3 Jupiter. Перед экспериментом рабочую камеру комплекса вакуумировали и заполняли аргоном. Масса анализируемого образца: 100-110 мг, скорость нагрева - 15 К/мин, скорость потока аргона - 25 мл/мин, емкость алундового тигля - 300 мкл. Обработку результатов проводили в пакете программ Proteus 6.

При термическом анализе до 1720 К образцы переходили в расплав. Соединения EuLnCuSe₃ в инертной атмосфере термически стабильны до 1480 К. На кривых нагрева в температурном интервале 1487-1620 К обнаружены два эндозффекта, воспроизводимые при охлаждении образцов (рис. 1). Подобные переходы ранее были обнаружены в изоструктурных четверных сульфидах ALnCuS₃ (Ln = Sr, Eu; Ln = Sm-Lu). Термические эффекты являются высокотемпературными полиморфными переходами. По кривым нагрева установлены температуры и энтальпии фазовых переходов. Наблюдается монотонное увеличение температур фазовых переходов при уменьшении радиуса редкоземельного иона. Соединения EuLnCuSe₃ плавятся инконгруэнтно с образованием поликристаллической фазы EuSe и расплава. На кривой нагрева наблюдается перекрывание эндотермических эффектов плавления EuLnCuSe₃ и первичных кристаллов EuSe.

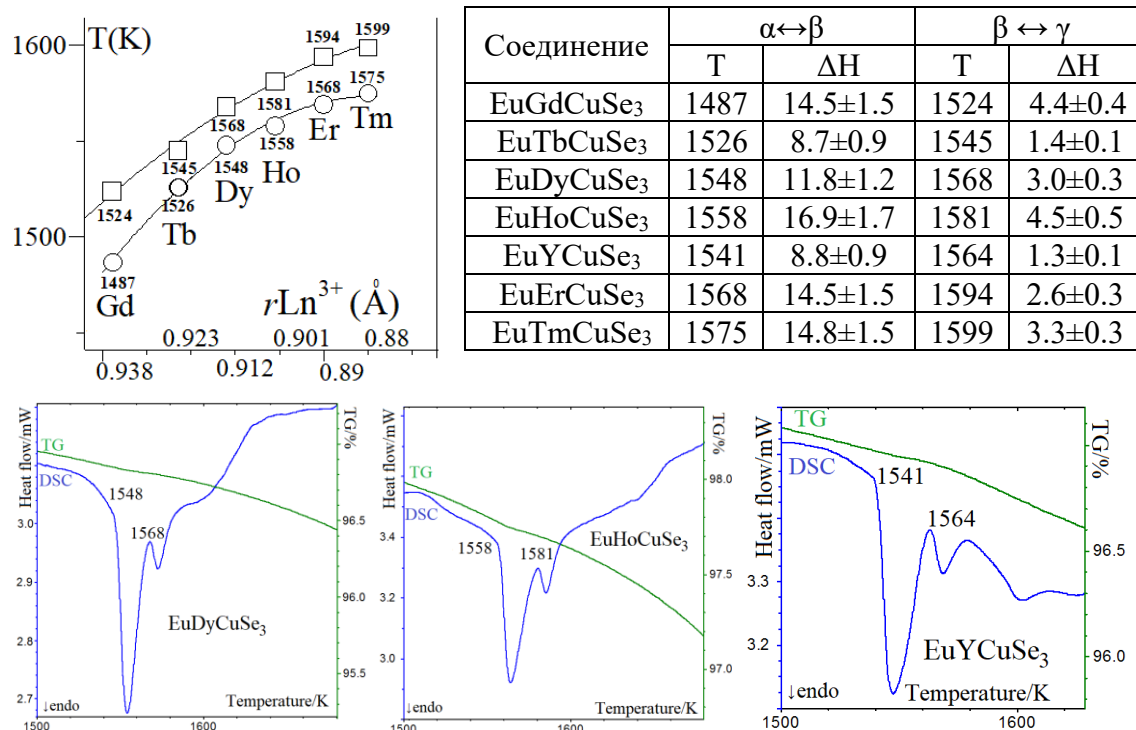


Рис. 1. Закономерность изменения температур фазовых превращений соединений EuLnCuSe₃ (Ln = Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm) от радиуса РЗЭ и термограммы образцов EuLnCuSe₃.

РОСТ И СПЕКТРОСКОПИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СЦИНТИЛЛЯЦИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ $\text{Na}_2\text{W}_2\text{O}_7$, ЛЕГИРОВАННЫХ ИОНАМИ Ce^{+3} И Cr^{+3}

В.Д. Григорьева, М.И. Рахманова, А.А. Рядун

Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН, 630090, Новосибирск.

E-mail: grigoryeva@niic.nsc.ru

Изучение «темной материи» - важный фундаментальный раздел современной космологии и теоретической физики. Криогенные сцинтилляционные детекторы на основе монокристаллов вольфраматов (ZnWO_4 , CaWO_4 , $\text{Na}_2\text{W}_2\text{O}_7$) могут быть использованы для регистрации «темной материи»; они регистрируют крайне редкие сигналы взаимодействия слабозадействующих массивных частиц (WIMP) с ядрами материала детектора [1].

Важными требованиями к сцинтилляционным материалам для поиска и регистрации таких редких событий являются люминесценция, световой выход, энергетическое разрешение, высокий уровень радиационной чистоты. Сцинтилляционные болометры на основе $\text{Na}_2\text{W}_2\text{O}_7$ также должны обладать высокой механической прочностью для их практического применения, поскольку из кристаллов придется вырезать болометрические элементы заданной формы. Для улучшения механических и оптических характеристик были выращены кристаллы $\text{Na}_2\text{W}_2\text{O}_7$, легированные ионами хрома Cr^{+3} и церия Ce^{+3} , и исследованы их люминесцентные свойства [2].

Кристаллы $\text{Na}_2\text{W}_2\text{O}_7$ были выращены из расплава низкоградиентным методом Чохральского (LTGCz), разработанным в ИНХ СО РАН (Новосибирск). Основное отличие от традиционного метода Чохральского заключается в том, что градиенты температуры уменьшаются на два порядка, ниже 1 К/см. Основными преимуществами LTGCz являются снижение термоупругих напряжений в растущих кристаллах, а также подавление разложения и улетучивания компонентов расплава. С помощью LTGCz были получены сцинтилляционные кристаллы рекордных размеров и оптического качества, таких как BGO и CdWO_4 [3].

В качестве прекурсоров использовались порошки Na_2CO_3 , WO_3 , CeO_2 , TiO_2 и Cr_2O_3 . Исходную шихту для выращивания кристаллов готовили твердотельным синтезом при 400 °С в муфельной печи по реакции:

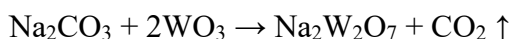


Рис. 1.

Кристалл $\text{Na}_2\text{W}_2\text{O}_7$, легированный 0,1 ат.% Ce



Рис. 2.

Кристалл $\text{Na}_2\text{W}_2\text{O}_7$, легированный 0,1 ат.% Cr

[1] Indra, Raj, Kim, H.J., Lee, H.S., et al. (2018) *Eur. Phys. J. C*, **78**, 973.

[2] Ryadun, A.A., Rakhmanova, M.I., Grigorieva, V.D. (2020) *Optical Materials*, **99**, 109537.

[3] Shlegel, V.N., Borovlev, Yu.A., Grigorieva, V.D. et al. (2017) *JINST*, **12**, C08011.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ, проект № 20-43-543015.

ПЛОСКИЙ ИЗГИБ ПЛАСТИНЫ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Демина М.Ю., Губский Т.Н., Ильяхунов Т.А.

ВШТЭ СПбГУТД, Российская Федерация, Санкт-Петербург

E-mail: mdemina59@mail.ru

В настоящей работе определяли деформацию, возникающую при термоциклировании под нагрузкой прямоугольной пластины из никелида титана, размеры которой составляли 77,16×18,31×0,60 мм. Пластину располагали горизонтально, защемляли по одной из сторон, нагревали до 90⁰С, нагружали и охлаждали под постоянной силой, приложенной к стороне, противоположной закреплению. В процессе охлаждения пластина претерпевала плоский изгиб со значительным смещением незакрепленной стороны как в направлении действующей нагрузки (ось *OY*), так и в горизонтальном направлении (ось *OZ*), при нагревании форма пластины восстанавливалась.

Проводили видеосъемку деформирования пластины на фоне координатной сетки размером 1×1 мм с одновременным измерением температуры пластины термопарой (рис. 1). При воспроизведении видео через каждые 2 градуса делали стоп-кадр и определяли горизонтальное и вертикальное смещение трех поперечных сечений пластины, одно из которых совпадало с ее незакрепленным концом. По результатам измерений численно (методом наименьших квадратов) определяли уравнение упругой линии, аппроксимируя линию полиномом 3 степени, коэффициент достоверности аппроксимации составлял 1 (рис. 2). Кривизну плоской линии в точке находили согласно уравнению

$$\Xi = \frac{1}{\rho} = \frac{\frac{d^2 y}{dz^2}}{\left(1 + \left(\frac{dy}{dz}\right)^2\right)^{3/2}},$$

по значению кривизны вычисляли максимальную деформацию

$$\varepsilon_{max} = \frac{h}{2\rho}.$$

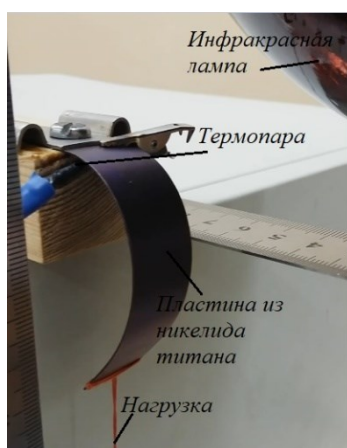


Рисунок 1 – Схема эксперимента

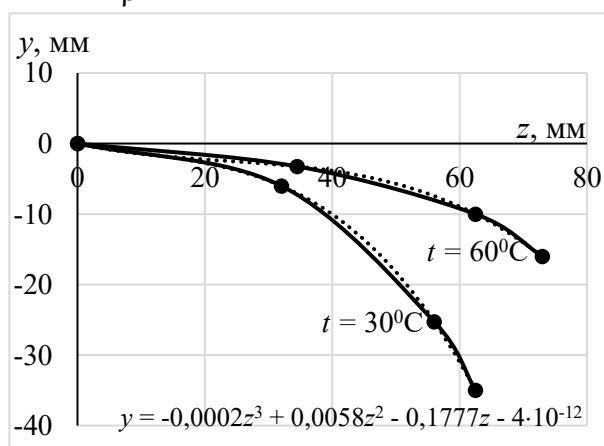


Рисунок 2 – Упругая линия пластины при охлаждении под нагрузкой $P = 0,1$ Н

По результатам эксперимента и расчетов наибольшая деформация пластины при охлаждении под нагрузкой $P = 0,1$ Н составила при температуре 30⁰ С ~0,62 %, при температуре 60⁰ ~0,46%.

МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ БРБ-2, СОСТАРЕННОЙ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Дивинский С.В., Осинская Ю.В., Ватаманюк Л.Ю.

*Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования «Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева», Самара, Россия*

E-mail: ojv76@mail.ru

Ранее было обнаружено существенное влияние постоянного магнитного поля (ПМП) на старение бериллиевой бронзы БрБ-2 [1, 2], которое заключалось в существенном увеличении до 30 % микротвердости исследуемого сплава. Наблюдаемый эффект определяется как отрицательный магнитопластический эффект (МПЭ) [3]. До сих пор не ясна физическая природа этого эффекта в металлическом сплаве. Интересным является то что бериллиевая бронза БрБ-2, являясь типичным диамагнетиком, так сильно реагирует на приложенное ПМП в процессе старения сплава. Целью данной работы является экспериментальное исследование влияния ПМП напряжённостью 7 кЭ на микроструктуру, микротвёрдость и магнитные свойства бериллиевой бронзы БрБ-2 при температурах старения 325 °С, 350 °С, 400 °С и времени старения 1 ч.

Анализ полученных экспериментальных данных позволил сделать следующие выводы:

1. Методом металлографического анализа установлено, что при температуре старения 325 °С и наложении ПМП размер зерен уменьшается в 1,5 раза, однако при температурах отжига 350 и 400 °С существенных изменений не обнаружено. Кроме этого, при температуре 325 °С наблюдается сегрегация Ni вблизи границ зерен, особенно вблизи тройных стыков, при чем в ПМП этот эффект значителен.
2. Впервые установлено наличие двух основных типов ламельных структур (прерывистый распад вблизи тройных стыков и вблизи границ зерен) с разными межламельными расстояниями. Наложение ПМП приводит к уменьшению межламельного расстояния вблизи тройных стыков (в два раза при 325 °С и в полтора раза при 400 °С), что может быть связано с влиянием ПМП на зернограничную диффузию и зернограничную сегрегацию атомов никеля на фронте распада.
3. Наблюдается отрицательный МПЭ, приводящий к увеличению микротвердости до 30 %.
4. Существует тенденция перехода от диамагнитного состояния образцов к суперпарамагнитному поведению.

1. Осинская Ю.В., Покоев А.В. Механизмы магнитопластического эффекта в Cu-Be-сплавах // Вестник Тамбовского университета. – 2016. – Т. 21, Вып. 3. – С. 1207–1210.

2. Пост Р., Осинская Ю.В., Вильде Г., А.В. Покоев, Дивинский С.В. Влияние температуры отжига и постоянного магнитного поля на распад закаленной бериллиевой бронзы БрБ-2 // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2020. – №5. – С. 36–44.

3. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В. и др. Магнитопластический эффект: основные свойства и физические механизмы // Кристаллография. – 2003. – Т. 48. – С. 838.

ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГОНАПРЯЖЕННОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ НА ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И УРОВЕНЬ МИКРОТВЕРДОСТИ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО ПРЕКУРСОРА ИЗ ЭКВИАТОМНОЙ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ W-Ta-Mo-Nb-Zr-Cr-Ti

^{1,2}Дитенберг И.А., ^{1,2}Смирнов И.В., ^{1,2}Осипов Д.А., ^{1,2}Гриняев К.В., ³Корчагин М.А.

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

²Томский государственный университет, Томск, Россия

³Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия

E-mail: osipov_ff_tsu@mail.ru

Методами сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и микроиндентирования проведено комплексное исследование влияния продолжительности энергонапряженной механической активации на особенности структурно-фазового состояния и уровень микротвердости многокомпонентной порошковой смеси W-Ta-Mo-Nb-Zr-Cr-Ti эквиатомного состава.

Установлено, что увеличение продолжительности активации от 10.5 до 20.5 минут сопровождается фрагментацией частиц микронных размеров и снижением остаточной пористости в крупных конгломератах на фоне почти не меняющейся морфологии последних. При этом обнаружено, что помимо основной ОЦК фазы, с наиболее близким к эквиатомному составом ($W_{13-16}Ta_{14-17}Mo_{11-15}Nb_{11-16}Zr_{11-15}Cr_{13-18}Ti_{14-16}$), в прекурсор происходит формирование вторичных ОЦК фаз на основе Ta и W. Перемешивание этих фаз в процессе механической активации способствует постепенному переходу прекурсора в однофазное состояние в виде основной ОЦК фазы. Сравнение с литературными данными свидетельствует, что активация и интенсификация таких процессов в условиях энергонапряженной механической активации происходит при существенно меньшей продолжительности по сравнению с механической активацией меньшей напряженности.

Обнаруженные в работе изменения в морфологии и структурно-фазовом состоянии многокомпонентного прекурсора вследствие увеличения продолжительности механической активации сопровождаются более чем 20 % ростом микротвердости от 9.13 до 11.25 ГПа. Кроме того, для более консолидированных конгломератов, после 20.5 минут обработки характерно снижение среднестатистического отклонения (ΔH_V) до 1.51. ГПа по сравнению с обработкой продолжительностью 10.5 минут ($\Delta H_V = 1.89$ ГПа).

Предполагается, что формирование более однородного структурно-фазового состояния наряду с увеличением степени консолидации порошковой смеси обеспечивают рост значений микротвердости получаемого прекурсора.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0008.

Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования Национального исследовательского Томского государственного университета

**ПОЛУЧЕНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ
НАНОРАЗМЕРНОГО ПОРОШКА Si_3N_4 МЕТОДОМ
ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ**

Дрожилкин П.Д., Андреев П.В., Алексеева Л.С., Болдин М.С., Каразанов К.О.

*Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет
имени Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия
E-mail: pddrozhilkin@yandex.ru*

В промышленных керамиках на основе нитрида кремния объемная доля легкоплавкой оксидной фазы может превышать 10%, что серьезно ограничивает возможности по дальнейшему повышению прочности и допустимой температуре эксплуатации керамики. Для получения мелкозернистой структуры с минимальным содержанием равномерно распределенных активаторов спекания испытываются новые способы внесения оксидных добавок на основе методов «мокрой химии».

В качестве исходного порошка использовался нанопорошок нитрида кремния (размер частиц менее 15 нм). Для спекания использовалась добавка оксидной системы $\text{Y}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$ в различных стехиометрических соотношениях. Мольные соотношения в системе оксидов иттрия и алюминия составляли 3:5, 1:2, 1:1, что стехиометрически соответствует фазам сложных оксидов $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, YAlO_3 , $\text{Y}_4\text{Al}_2\text{O}_9$. Содержание добавки в смеси каждом случае составляло 5% масс. Метод осаждения заключался в образовании цитратных гелей из растворов нитратов $\text{Y}(\text{NO}_3)_3$ и $\text{Al}(\text{NO}_3)_3$ при добавлении лимонной кислоты (ЛК). К водному раствору нитратов иттрия и алюминия добавляли раствор ЛК в таком количестве, чтобы мольное соотношение ЛК к суммарному содержанию нитрат-ионов было 1 к 1. К полученному гелю при постоянном перемешивании добавляли порошок нитрида кремния. Полученную смесь высушивали при постоянном перемешивании до состояния густого геля. Гель отжигали при 300°C в течение 2 ч.

Получение керамических образцов из полученной смеси проводилось методом электроимпульсного плазменного спекания на установке Dr. Sinter model SPS-625 при давлении 70 МПа со скоростью нагрева 50°C/мин до окончания усадки образца. При этом формирование спекающей добавки из прекурсора происходило непосредственно в процессе спекания. Во всех экспериментах окончание усадки достигалось при 1400-1500°C.

Фазовый состав полученных керамических образцов исследовался методом рентгенофазового анализа на порошковом дифрактометре Shimadzu XRD-7000 ($\text{CuK}\alpha$, $\lambda = 1.5406 \text{ \AA}$). Микроструктура полученных образцов была изучена с помощью метода сканирующей электронной микроскопии на микроскопе JEOL JSM-6490 с энергодисперсионным микроанализатором INCA 350. Исследование твердости и трещиностойкости полученных керамик проводилось с применением нанотвердомера NanoIndenter G200 (Agilent Technologies) и микротвердомера QnessA60+. Характер распределение трещин оценивался с помощью оптического микроскопа Leica.

Работа выполнена при финансовой поддержке Совета по грантам Президента РФ для молодых российских ученых №МК-4584.2021.1.3.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ ПОДХОД К ИНТЕРПРЕТАЦИИ КИНЕТИКИ ТЕПЛОВЫХ ЭФФЕКТОВ, ОБУСЛОВЛЕННЫХ СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИЕЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

Еремин В.С.¹, Макаров А.С.¹, Афонин Г.В.¹, Аронин А.С.^{1,2}, Кобелев Н.П.³, Хоник В.А.¹

¹Воронежский государственный педагогический университет, г. Воронеж, Россия

²³Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

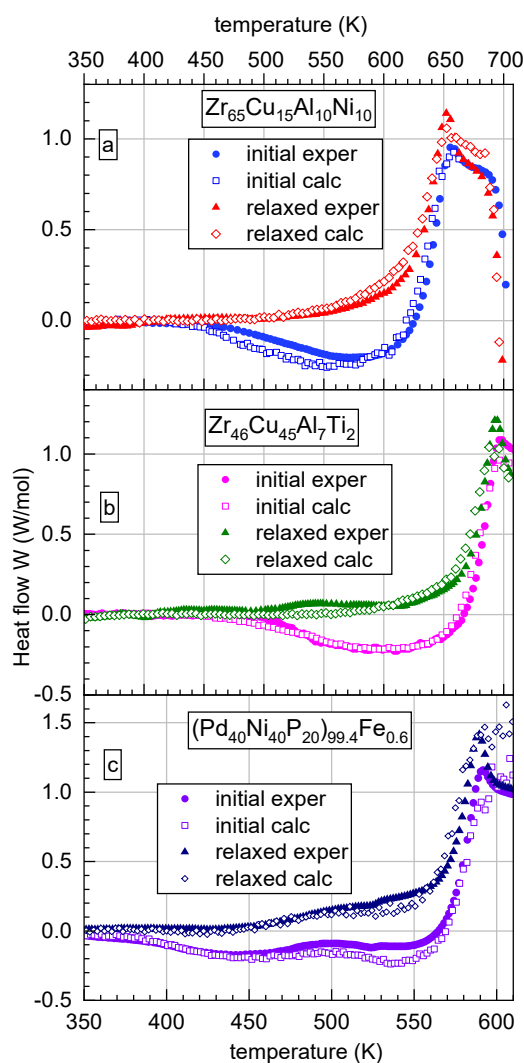
E-mail: v.a.khonik@vspu.ac.ru

Для описания кинетики тепловых явлений в металлических стеклах (МС) нами было применено общее термодинамическое соотношение для изменения энтропии неравновесной части сложной системы, $\Delta S = -R_{\min}/T$, где $R_{\min}$ - минимальная работа, которую надо совершить над системой и T - абсолютная температура. При этом предполагалось, что структурная релаксация МС определяется термоактивируемыми изменениями в дефектной подсистеме с энергетическим барьером, пропорциональным нерелаксированному модулю сдвига.

На этой основе рассчитана кинетика тепловых эффектов, обусловленных структурной релаксацией в подсистеме дефектов межузельного типа, замороженных при закалке расплава.

На рисунке показаны термограммы ДСК трех МС в исходном и релаксированном состояниях, полученные экспериментально и рассчитанные на основе предлагаемого подхода. Как видно, в случае исходных образцов расчет отлично воспроизводит экзотермическую реакцию ниже температуры стеклования и эндотермическую реакцию в состоянии переохлажденной жидкости. В релаксированных образцах экзотермический тепловой эффект отсутствует, в соответствии с экспериментом.

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



ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМООБРАБОТКИ НА КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТИ

Ермишкин В.А., Минина Н.А., Кулагин С.П., Томенко А.К.

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

E-mail: mininal951@rambler.ru

Кристаллографическая ориентация поверхности металлических объектов определяется по результатам рентгеновской съемки. Однако, высокая локальность этого метода неизбежно требует увеличения числа точек в которых снимаются рентгенограммы. Целью нашей работы была разработка метода оценки кристаллографических особенностей металлических объектов по данным фотометрического анализа спектров яркости отражения от них видимого света. Известно, что элементарным актом отражения пучка видимого света от металлической поверхности является рассеяние световых фотонов на валентных электронах. Эксперименты по изучению отражения света от полированной поверхности эбонита показали, что в обычных условиях на ней происходит практически полное поглощение падающего пучка видимого света. Ситуация радикально меняется после электролиза эбонита трением шерстяной тканью. В результате появления свободных электронов на поверхности эбонита происходит формирование спектра яркости отражения видимого света. При исследовании поверхности монокристалла CdTe было установлено окрашивание всех четырех граней укола под пирамидой микротвердомера Виккерса на плоскости скола в разные цвета, отличные от цвета поверхности скола. Аналогично с помощью спектров яркости отражения от плоскостей, с нормальными, ориентированными по углам стандартного стереографического треугольника: $[001]$, $[011]$, $[111]$ из монокристаллов молибдена, которые использовались на фотометрическом анализаторе ФАСИ в качестве эталонов, удастся определить ориентацию поверхности прокатанных монокристаллов молибдена, оценить степень их структурной однородности и проследить за их эволюцией от монокристалльного состояния до поликристаллического. Метод позволяет оценить доли поверхности поликристаллов молибдена, нормали к которым имеют ориентацию по углам стереографического треугольника. При наличии соответствующих эталонов из и монокристаллов различных элементов аналогичные результаты можно получить и для них. Представляет интерес использовать метод ФАСИ для оценки влияния различных технологических обработок на кристаллографические особенности поверхности материалов. Следует отметить, что качество окраски изображений поверхности, полученных с помощью ФАСИ, существенным образом зависит от качества подготовки поверхности исследуемых объектов и, прежде всего, от ее шероховатости, однородности и чистоты. Фотометрический анализатор структурных изображений (ФАСИ), с помощью которого была проведена настоящая работа, был разработан в лаборатории физических методов исследования и высоковольтной электронной микроскопии и был успешно применен для изучения эволюции структуры и оценки физико-механических свойств в условиях экспериментов *insitu*.

Работа выполнялась по государственному заданию № 075-00328-21-00

СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ ДВОЙНЫХ СУЛЬФИДОВ РЕНИЯ И МОЛИБДЕНА В НИЗШИХ СТЕПЕНЯХ ОКИСЛЕНИЯ

Ефремова Е. И., Ерофеева А. Р., Кобрин М. Р., Фомичев В. В.

РТУ МИРЭА, г. Москва, Россия, E-mail: katife@mitht.ru

Халькогениды переходных элементов в низших степенях окисления являются перспективными, но мало изученными функциональными материалами электронной техники[1]. Синтез твердых растворов позволяет получать вещества с необходимыми характеристиками для микроэлектроники и химии, благодаря возможности объединения в одном элементе таких функций как селекция и усиление, селекция и задержка[2].

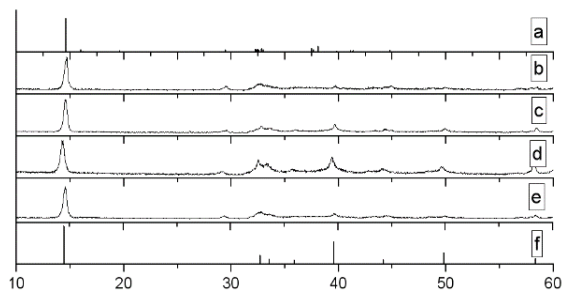


Рис. 1. РФА твердых растворов Re-Mo: а и f – карточки ICDD – JCPDS ReS_2 и MoS_2 соответственно, b – 80% ReS_2 , c – 45% ReS_2 (двухфазная область), d – 35% ReS_2 , e – 20% ReS_2

Цель данной работы – получение и исследование двойных сульфидов рения и молибдена (твердых растворов ReS_2 – MoS_2 .) в низших степенях окисления. Исходные дисульфиды и смеси на их основе получали твердофазной реакцией в кварцевых ампулах при 1100°C. Синтезированные образцы исследовали методами рентгенофазового анализа на порошковом дифрактометре Shimadzu XRD-600 ($\text{CuK}\alpha$ -излучение, графитовый монохроматор) и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии. По полученным рентгенограммам смесей Re-

Mo и из расчета параметров кристаллической решетки (Рис. 1) можно сделать вывод об образовании твердых растворов в составах с содержанием дисульфида рения 80%, 35% и 20%, а состав с содержанием ReS_2 45% имеет 2 фазы. Данные фотоэлектронных спектров образцов (Табл. 1) позволяют судить о перераспределении энергии между связями при образовании твердых растворов.

Таблица 1 - Энергии связей в твердых растворах Re-Mo.

% ReS_2	0% (MoS_2)	20%	35%	45%	80%	100% ReS_2
Энергия связи Re, эВ	0	42,67	41,15	Двухфазная область	41,61	41
Энергия связи Mo, эВ	229,5	227,21	226,31		226,32	0

Таким образом, проведенные исследования показали образование двух областей твердых растворов, которые могут стать хорошими модельными объектами для изучения и использования в технических устройствах с необходимыми характеристиками.

[1] А. М. Ионов, М.Р. Кобрин, Р.Н. Можиль, А.С. Сигов, Ю.В. Сыров, В.В. Фомичев. Синтез и исследование дисульфида рения (IV). // Тонкие химические технологии. 2017. Т.12. № 6

[2] К. И. Янушкевич. Твердые растворы монохалькогенидов 3d-металлов // Изд. центр, 2009. 230 с.

ИСПЫТАНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ТВЕРДОГО СПЛАВА WC-CO ПРИ ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Жадяев А.А., Захаров Д.А., Амосов А.П.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия

АО «Волгабурмаш», Самара, Россия

E-mail: Alexander-zhadyaev@yandex.ru

Твердые сплавы, благодаря уникальному сочетанию износостойкости, твердости и прочности, занимают особое место в ряду композиционных материалов. При этом на долю сплавов системы WC-Co приходится 65–70 % объема их производства. [1] Спеченные твердые сплавы на основе WC-Co находят обширное применение в отраслях современной промышленности. В настоящее время все большее значение приобретает использование твердых сплавов для изготовления инструмента, работающего при высоких температурах, в агрессивных средах и в условиях Крайнего Севера и Арктики. [2]

Хорошо известно, что основными физико-механическими свойствами твердых сплавов WC-Co, влияющими на их эксплуатационные свойства, являются твердость, ударная вязкость (трещиностойкость), прочность на поперечный на изгиб, которые в свою очередь определяются содержанием Co и средним размером зерна WC.

Работа над качеством твердосплавной продукции влияет на проблему долговечности и конкурентоспособности буровых долот. В условиях острой конкуренции на рынке буровых долот актуальным является совершенствование состава, структуры и технологии производства твердых сплавов, а также повышение стойкости и трещиностойкости.

Сочетание высокой твердости и трещиностойкости имеет принципиальное значение для эффективной работы инструмента в сильно нагруженных условиях эксплуатации. Климатической особенностью некоторых регионов РФ являются пониженные (до минус 60 °C) температуры, что является причиной снижения пластичности кобальтовой фазы. Это приводит к снижению трещиностойкости и к преждевременному разрушению и выхода из строя бурового инструмента [3].

Другой особенностью разрушения пород при пониженных температурах является невозможность использования охлаждающих жидкостей по причине их кристаллизации, это в свою очередь приводит к значительному перегреву бурового долота. Поэтому исследование и повышение механических, и эксплуатационных свойств инструмента является первоочередной задачей для эффективной работы инструмента в широком интервале температур. [3]

Работа проводилась на АО «Волгабурмаш», г. Самара, Россия – крупнейшем предприятии по производству породоразрушающего инструмента. Испытания по определению трещиностойкости, твердости и пределу прочности при поперечном при пониженных температурах проводились с использованием Сверхнизкотемпературной камеры «МИНИ САБЗЕРО» MC-71, имеющей диапазон рабочих температур от +100°C до -70°C.

Определения трещиностойкости по Палмквисту производится на основе результатов измерения длины трещины Палмквиста, образующихся около углов отпечатков пирамиды Виккерса после индентирования шлифа, согласно стандарту, ISO 28079:2009. [4]

Список литературы:

1. Зайцев А.А., Вершинников В.И., Панов В.С., Левашов Е.А., Боровинская И.П., Коняшин И.Ю., Рупасов С.И., Пацера Е.И., Шуменко В.Н., Замулаева Е.И. ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ СПЕКАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТВЕРДОГО СПЛАВА VK5 ИЗ СВС-ПОРОШКА КАРБИДА ВОЛЬФРАМА. Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2013;(3):21-27. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2013-3-21-27>

2. В.С. Панов, И.Ю. Коняшин, Е.А. Левашов, А.А. Зайцев. Твердые сплавы: учебник / В.С. Панов [и др.]. – 3-е изд., доп. и перераб. – М.: Изд. Дом НИТУ «МИСиС», 2019. – 398 с. ISBN 978-5-907226-25-8

3. Авдеев, Е.Н. Разработка нового поколения иерархических крупнозернистых твердых сплавов с особо однородной структурой. [Текст]: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.06/ Авдеев Евгений Николаевич; - Москва: МИСиС 2019. – 147 с.

4. A.A. Zhadyaev and D.A. Zakharov and A.P. Amosov, Investigation of the influence of sintering conditions hard alloy WC-Co for its structure, crack resistance and other physical mechanical characteristics // modern materials, equipment and technologies. (Kursk- 2020. - No. 4 (35)), pp. 32-41.

СТРУКТУРА ПОРИСТЫХ ПЛЕНОК ТИТАНАТА-ЦИРКОНАТА СВИНЦА

Жигалина О.М.^{1,2}, Атанова А.В.¹, Хмеленин Д.Н.¹, Серая О.В.^{1,2}, Д.С. Серегин³,
К.А.Воротиллов³, А.С. Сигов³

1- ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия

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

3- РТУ МИРЭА, Москва, Россия

Пористая сегнетоэлектрическая керамика в настоящее время используется в различных приборах, таких как гидрофоны, блоки питания на основе эффекта деполяризации при ударном сжатии, детекторы инфракрасного излучения, устройства на основе пьезо- или пирозлектрических эффектов. Эти приложения основаны на некоторых специфических свойствах и особенностях, которые не характерны для пористой сегнетоэлектрической керамики. Причины создания пористости в объемном материале различны, например, снижение акустического импеданса, чтобы добиться лучшего соответствия между пьезоэлектрическим и контактным слоем, уменьшение диэлектрической проницаемости для улучшения производительности пирозлектрических, пьезоэлектрических и др. устройств. Разработаны различные методы создания пористой сегнетоэлектрической керамики: выжигание полимера, метод полимерной губки, 3D-печать и др. В последнее время пленки из пористой сегнетоэлектрической керамики привлекают все большее внимание, например, за их способность несмотря на большую толщину сохранять трещиноустойчивость. Увеличение толщины пленки за счет релаксации механических напряжений важно для производства пьезоэлектрических микроэлектромеханических систем (MEMS), потому что выходной сигнал увеличивается за счет увеличения толщины пленки, а электро-механический отклик усиливается за счет локальной упругой релаксации. Уменьшение диэлектрической проницаемости может обеспечить лучшую добротность пирозлектрических детекторов, самосборку массивов наноточек можно использовать в технологии памяти, пористые сегнетоэлектрические пленки - для создания газовых сенсоров и различных композитных структур, в которых пористый сегнетоэлектрический материал заполнен другим материалом.

В данной работе пленки пористых сегнетоэлектриков цирконата – титаната свинца (PZT) с различной структурой синтезированы с использованием золь-гель метода на платинированных кремниевых подложках [1]. Пористость пленок достигнута путем использования различных порошков: поливинилпирролидона (PVP) с молекулярной массой 360 000 (1–6,6 мас. %) и блок-сополимерных ПАВ Brij 30 и Brij 76 (30–60 мас.%). Структура пленок исследована методом просвечивающей электронной микроскопии, просвечивающей растровой микроскопии с z-контрастом, электронной дифракции, рентгенофазового анализа. Пленки, синтезированные с PVP, содержат большие вытянутые поры диаметром до 100 нм. Напротив, пленки, приготовленные из растворов с блок-сополимерами демонстрируют меньший размер пор в зависимости от молекулярной массы ПАВ (10–19 нм для Brij 30 и 20–27 нм для Brij 76) с равномерным распределением пор-каналов в объеме пленки. Несмотря на очень пористую структуру, все пленки кристаллизуются с образованием столбчатых зерен со структурой перовскита размером до нескольких микрон и извилистыми границами зерен. Пленки демонстрируют сегнетоэлектрические петли гистерезиса, причем их диэлектрическая проницаемость уменьшается с увеличением пористости. Таким образом, сополимерные поверхностно-активные вещества Brij 30 и Brij 76 могут быть использованы для разработки пористых пленок PZT для использования в электронике.

[1] Atanova AV, Zhigalina OM, Khmelenin DN, Orlov GA, Seregin DS, Sigov AS, et al. Microstructure analysis of porous lead zirconate–titanate films. J Am Ceram Soc. 2021;00:1–14. <https://doi.org/10.1111/jace.18064>

**ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ,
ВКЛЮЧАЮЩЕЙ ИПД НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФИЗИКО-
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Al-Fe, ПОЛУЧЕННЫХ ЛИТЬЕМ
В ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ КРИСТАЛЛИЗАТОР**

Жукова О.О., Лелеко А.В., Медведев А.Е., Казыханов В.У., Мурашкин М.Ю.

ФГБОУ ВО "УГАТУ", г. Уфа, Россия

E-mail: baykeeva.olga@yandex.ru

Сплавы системы Al-Fe, таких марок как 8030 и 8176, широко используются в России и за рубежом в качестве проводниковых материалов, в том числе и в бортовой проводке автомобилей. Данные проводники отличаются хорошей электропроводностью и весьма привлекательной ценой, однако не обладают достаточной прочностью.

В данной работе, на примере сплавов Al-Fe с содержанием Fe 0.5 и 2.5 мас. %, проведены исследования возможности улучшения физико-механических свойств, используя деформационно-термическую обработку (ДТО), включающей равноканальное угловое прессование (РКУП), холодную прокатку (ХП) и отжиг. Исходные сплавы получены методом непрерывного литья в электромагнитный кристаллизатор (ЭМК) со скоростью кристаллизации расплава более 10^3 К/с. Применение данного метода обеспечило формирование в материалах исследования высокодисперсных интерметаллидных соединений алюминия с железом. Ранее было установлено, что для достижения максимальной прочности в результате ДТО с использованием интенсивной деформации, в Al сплавах, легированных редкоземельными или переходными элементами [1,2], такое исходное состояние является оптимальным. Исходные литые заготовки размером $10 \times 10 \times 80$ мм³ деформировали методом РКУП в оснастке с углом сопряжения каналов 120° при комнатной температуре. Количество циклов обработки составляло 4. ХП заготовок после РКУП осуществляли с суммарной степенью деформации 85%. В результате прокатки получены образцы в виде полос толщиной 1.1 мм. После деформации, часть заготовок подвергали отжигу при температуре 230 и 280°C в течение 1 часа в соответствии с требованиями стандарта ИЕС 62004-2007.

Исследования показали, что в исходном состоянии сплавы имеют типичную литую структуру, содержащую дисперсные частицы фазы Al₆Fe в форме игл шириной 150 нм и длиной до нескольких микрон. После обработки РКУП и ХП в сплавах сформировалась ультрамелкозернистая структура (УМЗ) с размером зерна в диапазоне 200...300 нм. Деформация также привела к измельчению интерметаллидных частиц. Их средний размер составил 40 ± 5 нм. Формирование УМЗ структуры в сплавах Al-0.5Fe и Al-2.5Fe привело к увеличению твердости с 35 до 55 HV и с 64 до 101 HV, а предела прочности с 90 до 200 МПа и с 190 до 340 МПа соответственно. Отжиг при 230°C не вызвал заметного изменения прочности УМЗ сплавов, но увеличил их электропроводность до 59,6 и 49,3 %IACS. Дальнейшее повышение температуры отжига вызывало деградацию прочностных характеристик УМЗ сплавов. На основании полученных результатов в работе проведен сопоставительный анализ физико-механических свойств УМЗ сплавов со свойствами сплавов Al-Fe после традиционных видов обработки.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 20-79-10133.

1. A.E. Medvedev, M.Y. Murashkin, N.A. Enikeev, et al. // JALCOM 796 (2019) 321-330
2. A. Medvedev, M. Murashkin, N. Enikeev, X. Sauvage // Metals 11(5) (2021) 815.

ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА КАРБОНАТОВ МЕТАЛЛОВ

Журавлев Ю.Н., Корабельников Д.В.

Кемеровский государственный университет, Кемерово, Россия

E-mail: dkorabelnikov@yandex.ru

Карбонат кальция применяется в строительстве, а также он может быть использован при создании оптических устройств. Карбонаты металлов известны как минералы, которые участвуют в процессах, связанных с глобальным циклом углерода. Карбонаты считаются важным средством для связывания углерода в недрах Земли, где они находятся под давлением. Давление играет важную роль в исследовании свойств материалов [1-3]. Наиболее очевидным влиянием давления на кристаллические материалы является уменьшение объема и как следствие уменьшение межатомных расстояний, что в свою очередь значительно изменяет межатомные взаимодействия и электронную гибридизацию. В силу этого изменяются под давлением электронные свойства кристаллов.

Влияние внешнего давления на структуру карбонатов металлов экспериментальными методами хорошо изучено во многих работах. Теоретическими методами зависимости структурных параметров карбонатов металлов от давления изучены в меньшей степени. Почти неизученным остается вопрос о влиянии давления на ширину запрещенной зоны карбонатов металлов. Систематические исследования для карбонатов металлов под давлением не проводились. В настоящей работе с помощью первопринципных расчетов проведено систематическое исследование для широкого ряда карбонатов металлов (MgCO_3 , CaCO_3 , ZnCO_3 , CdCO_3 , $\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$, $\text{CdMg}(\text{CO}_3)_2$, $\text{CaZn}(\text{CO}_3)_2$, $\text{BaMg}(\text{CO}_3)_2$, SrCO_3 , BaCO_3 , PbCO_3) и установлены закономерности влияния давления на их структуру и электронные свойства. На основе теории функционала плотности и метода линейной комбинации атомных орбиталей, реализованного в программе CRYSTAL [4], вычислены зависимости от давления для постоянных решетки, объема элементарной ячейки и ширины запрещенной зоны карбонатов металлов. Полученные результаты хорошо согласуются с имеющимися экспериментальными данными (пример на рис. 1).

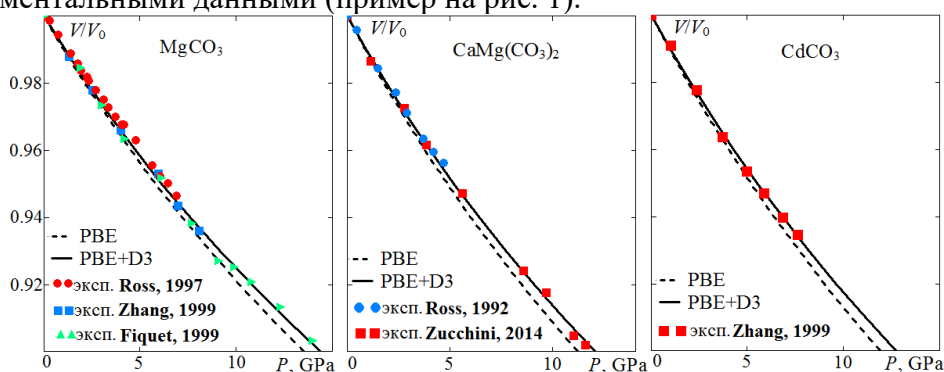


Рис. 1 Зависимости объема V/V_0 от давления, рассчитанные функционалами PBE (пунктир), PBE+D3 (сплошная линия) и ранее экспериментально измеренные для карбонатов MgCO_3 , $\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$, CdCO_3 .

Литература:

- [1] Zhang L., Wang Y., Lv J., Ma Y. // Nature Reviews Materials. - 2017. - V. 2. - N. 17005
- [2] Zakharov B.A., Boldyreva E.V. // CrystEngComm. - 2019. - V. 21. - P. 10
- [3] Korabel'nikov D.V., Zhuravlev Yu.N. // RSC Advances. - 2020. - V. 10. - P. 42204
- [4] Dovesi R., Erba A., Orlando R., et al. // WIREs Comput. Mol. Sci. - 2018. - V. 8. - P. e1360.

МИКРОСТРУКТУРА, КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ТЕКСТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРОКАТАННЫХ УМЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ CU-ZN

Зайнуллина Л.И., Александров И.В.

*Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа, Россия,
E-mail: ZaynullinaLI@yandex.ru*

В докладе представлены результаты исследования эволюции параметров микроструктуры, кристаллографической текстуры и механических свойств сплавов системы Cu-Zn, подвергнутых комбинированному воздействию равноканальным угловым прессованием (РКУП) и последующей плоской прокатки. Исследованные однофазные сплавы на основе меди содержали 10 и 30 вес.% Zn. Энергия дефекта упаковки (ЭДУ) первого из сплавов в 2,5 раза превышала ЭДУ второго сплава.

Исследования микроструктуры были выполнены методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Для построения полных полюсных фигур и функций распределения ориентировок использовали программный пакет LaboTEX. Механические испытания проводили по схеме «одноосное растяжение». В результате выполненных исследований установлено, что в сплавах системы Cu-Zn в результате РКУП формируется ультрамелкозернистая (УМЗ) структура. Уменьшение ЭДУ подавляет динамический возврат и способствует двойникованию и, следовательно, вызывает уменьшение размера зерна. Последующая плоская прокатка УМЗ сплавов приводит к дальнейшему измельчению структурных параметров и образованию наноразмерных двойников, концентрация которых увеличивается с увеличением степени обжатия и остается более высокой в сплаве с более низким значением ЭДУ. Анализ кристаллографической текстуры показал, что по мере увеличения степени накопленной деформации интенсивными текстурными компонентами являются $\{110\}<112>$ и $\{011\}<100>$ с большей относительной долей последней. Интенсивность компоненты $\{011\}<100>$ выше в сплаве Cu-30 вес.% Zn. Низкая величина ЭДУ способствует деформационному двойникованию при деформации и, как следствие, образованию массивных полос сдвига. Кристаллиты, присутствующие в полосах сдвига, имеют предпочтительную ориентацию $\{011\}<100>$. Интенсивность данной компоненты непрерывно увеличивается при увеличении степени деформации. Эволюция микроструктуры и кристаллографической текстуры при комбинированном нагружении способствует увеличению прочности исследованных сплавов, однако снижает их пластичность. Прочностные свойства при этом выше у сплава с меньшей ЭДУ. Вклад различных механизмов деформации (дислокационного скольжения и двойникования) в формирование УМЗ структуры, кристаллографической текстуры и повышенных прочностных свойств зависит от схемы и степени деформации, а также величины ЭДУ. Увеличение степени деформации при комбинированном воздействии и уменьшение величины ЭДУ обеспечивают рост активности деформационного двойникования и повышение прочностных свойств.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках проекта 0838-2020-0006 «Фундаментальные исследование новых принципов создания перспективных электромеханических преобразователей энергии с характеристиками выше мирового уровня, с повышенной эффективностью и минимальными удельными показателями, с использованием новых высокоэффективных электротехнических материалов».

МЕЗОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ПЕРОКСИДА ЛИТИЯ В ХОДЕ РАЗРЯДА ЛИТИЙ-КИСЛОРОДНОГО АККУМУЛЯТОРА

Захарченко Т.К.,^{1,2} Исаев В.В.,^{1,2} Сергеев А.В.,^{1,2} Авдеев М.В.,³ Иванов О.И.,³
Chervellino A.,⁴ Plaisier J.,⁵ Gaboardi M.,⁵ Яшина Л.В.,^{1,2} Иткис Д.М.^{1,2}

¹Московский государственный университет им. М.В.Ломоносова, Москва, Россия

²ФИЦ ХФ РАН им. Н.Н. Семенова, Москва, Россия

³Объединённый институт ядерных исследований, Дубна, Россия

⁴Paul Scherrer Institut, Villigen, Switzerland

⁵Elettra Sincrotrone Trieste, Basovizza, Italy

В последние годы в мире происходит активное развитие наземного электротранспорта. На данный момент в таких устройствах используются литий-ионные аккумуляторы (ЛИА), удельная плотность энергии которых недостаточна для применения их в электромобилях, что приводит к низкому пробегу на одном цикле заряда и высокой стоимости таких транспортных средств. Перспективным направлением является разработка литий-кислородных аккумуляторов (ЛКА), чья удельная энергия до 10 раз больше, чем у современных ЛИА [1]. К сожалению, достижимые на практике удельные характеристики ЛКА оказываются значительно ниже теоретических вследствие ряда проблем [1]. Одна из них – образование твердого продукта разряда Li_2O_2 с низкой удельной электропроводностью на поверхности электрода приводит как к снижению разрядной емкости ЛКА, так и к высоким энергозатратам на заряд аккумулятора. Поэтому понимание механизмов образования Li_2O_2 , и факторов, влияющих на его морфологию на поверхности положительного электрода, привлекает значительное внимание.

Морфология Li_2O_2 , образующегося в ходе разряда разнообразна и зависит от условий эксперимента. Наблюдаются, например, пленка на поверхности электродов [2], массивы наностенок [3], диски [2, 4], и сложные тороидальные агломераты микронных размеров [4, 5]. Однако, несмотря на интенсивные исследования в этой области, механизмы, лежащие в основе образования сложных агломератов на данный момент не ясны.

В ходе данной работы с использованием комплекса методов – малоуглового рассеяния нейтронов, *in situ* рентгеновской дифракции (в т.ч. на малых углах), растровой электронной микроскопии и различных электрохимических методов было впервые установлено, что агломераты пероксида лития, образующиеся в ходе разряда в литий-кислородной ячейке с апротонным электролитом, действительно содержат в себе мезокристаллические фрагменты. Также был предложен механизм формирования агломератов пероксида лития со сложной иерархической структурой. Он включает гомогенную нуклеацию наночастиц и формирование мезокристаллов в поле электрода, их дальнейшее разрастание за счет встраивания ионов в торцы пластин с участием процессов рекристаллизации.

1. J. Christensen, P. Albertus, R. S. Sanchez-Carrera et al., J. Electrochem. Soc., 2012, 159, R1.

2 L. Johnson, C. Li, Z. Liu, Y. et al., Nat. Chem., 2014, 6, 1091–1099.

3 T. K. Zakharchenko, A. Y. Kozmenkova, D. M. Itkis et al. Beilstein J. Nanotechnol., 2013, 4, 758–762.

4 B. D. Adams, C. Radtke, R. Black et al. Energy Environ. Sci., 2013, 6, 1772.

5 C. Xia, M. Waletzko, L. Chen, et al. ACS Appl. Mater. Interfaces, 2014, 6, 12083–12092.

МАГНИТОСТИМУЛИРОВАННЫЕ ЭФФЕКТЫ В КРИСТАЛЛАХ TGS

Иванова Е.С., Петржик Е.А., Еремеев А.П., Гайнутдинов Р.В.,
Лашкова А.В., Волк Т.Р.

*Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ «Кристаллография и
фотоника» РАН, Москва, Россия
E-mail: ivanova.el.ser@gmail.com*

Триглицинсульфат (TGS) - модельный сегнетоэлектрик, удобный для исследований зависимости сегнетоэлектрических свойств от внешних воздействий. В данной работе проведены сравнительные исследования магнитостимулированных эффектов в кристаллах TGS, подвергнутых длительному воздействию переменного электрического поля, и TGS с примесью Cr (TGS+Cr). Кристаллы TGS и TGS+Cr были выращены в Институте кристаллографии методом изотермического испарения при температуре, меньшей температуры фазового перехода. Концентрация ионов хрома в образцах TGS+Cr контролировалась с помощью масс-спектрометрии.

Ранее было обнаружено влияние слабого постоянного магнитного поля на диэлектрические и родственные свойства кристаллов TGS, подвергнутых длительному (более 100 ч) воздействию переменного электрического поля частотой 50 Гц, далее называемые “уставшими”. Исследование топографии полярной (010) поверхности методами зондовой микроскопии обнаружило на свежих сколах таких “уставших” кристаллов характерный нанорельеф, который отражает степень дефектности кристалла. Магнитное воздействие приводило к долговременной релаксации не только диэлектрических свойств таких кристаллов, но и нанорельефа.

В отличие от “уставшего” TGS, где нанорельеф является результатом воздействия переменного поля, в TGS:Cr нанорельеф характеризует равновесное состояние кристалла. Образцы TGS:Cr так же как в случае с “уставшими” TGS выдерживались в магнитном поле $B = 2$ Тл в течение 20 минут. Вектор магнитной индукции $\mathbf{B} \perp \mathbf{P}_s$, $\mathbf{B} \parallel \mathbf{X}$. Затем исследовалось влияние постоянного магнитного поля на температурную зависимость диэлектрической проницаемости $\epsilon'(T)$ вблизи фазового перехода и на характеристики нанорельефа методами атомно-силовой микроскопии (АСМ).

После воздействия $\mathbf{B}$ на TGS:Cr наблюдался значительный рост диэлектрической проницаемости $\epsilon'(T)$ вблизи фазового перехода, в 1.5 – 2 раза в течение первых 8-10 часов. Затем происходит релаксация к исходному значению в течение недели. Исследование топографии сколов после воздействия магнитного поля обнаружило существенное изменение характеристик нанорельефа, меняется его форма. Средний диаметр нанорельефа уменьшается также в первые 8-10 часов, после чего возвращается к исходному значению. Подчеркнем, что при этой эволюции нанорельефа сохраняется процент занимаемой им площади поверхности. Совпадение времен релаксации диэлектрической проницаемости и магнитоиндуцированного изменения нанорельефа указывает на взаимосвязь этих характеристик.

Магнитостимулированные эффекты в “уставших” кристаллах TGS и TGS+Cr аналогичны по проявлению и отличаются только по временным характеристикам и величине эффекта. На этом основании можно предположить, что воздействие магнитного поля приводит к пространственному перераспределению точечных дефектов, характерных для каждого конкретного состава TGS.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН.

ЛОКАЛЬНЫЕ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БЕССВИНЦОВОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ СИСТЕМЫ $\text{KNbO}_3 - \text{NaNbO}_3$

Ильина Т.С.¹, Кислюк А.М.¹, Киселев Д.А.¹, Политова Е.Д.², Калева Г.М.²

E-mail: ilina.tatina@gmail.com

¹Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» Москва,
Россия

²Федеральный исследовательский центр химической физики им. Н.Н. Семенова РАН,
Москва, Россия

Материалы на основе сегнетоэлектрика со структурой перовскита ниобата калия-натрия $(\text{K,Na})\text{NbO}_3$ (KNN) рассматриваются как наиболее перспективная замена

Pb-содержащих пьезоэлектриков. Тем не менее, проблема поиска составов бессвинцовых материалов со свойствами, сопоставимыми с PZT, все еще не решена.

В настоящей работе изучено влияние модифицирования по подрешеткам А- и В-структуры перовскита на локальные пьезоэлектрические свойства керамик следующих систем твердых растворов на основе $(\text{K,Na})\text{NbO}_3$ (KNN), полученных методом твердофазного синтеза и золь-гель методом:

- $(1-x)(\text{K}_{0.5}\text{Na}_{0.5})\text{NbO}_3 - x\text{La}(\text{Ag}_{0.5}\text{Sb}_{0.5})\text{O}_3$ с $x = 0 - 0.15$;
- $[(\text{K}_{0.5}\text{Na}_{0.5})_{1-x}\text{A}_x]\text{O}_3$ с $\text{A} - \text{Li}$ и Ag , $x = 0 - 0.1$, $\Delta x = 0.01 - 0.02$;
- $(\text{K}_{0.5+x}\text{Na}_{0.5})\text{NbO}_3$ с $x = 0 - 0.05$, $\Delta x = 0.01$.

Доменная структура керамики исследована с помощью атомно-силового микроскопа MFP-3D Stand Alone (Asylum Research, США) методом силовой микроскопии пьезоотклика при переменном напряжении 3 – 5 В и частотой 27 кГц. Использовались кантилеверы Asytec-02 (Asylum Research, США).

Для образцов KNN, легированных Ag^+ были проведены эксперименты по созданию индуцированной доменной структуры «box-in-box» с помощью приложения постоянного напряжения величиной ± 30 В. Контраст сигнала пьезоотклика подтверждает процесс переключения поляризации в исследуемой керамике.

В режиме спектроскопии переключения поляризации получены остаточные петли пьезоэлектрического гистерезиса.

Установлена зависимость величины пьезоэлектрического коэффициента от типа легирующих примесей. Выделены составы, характеризующиеся наибольшим значением пьезоэлектрического коэффициента d_{33} . Результаты исследования доменной структуры методом силовой микроскопии пьезоотклика подтверждают перспективы использования модифицированных материалов на основе ниобата калия-натрия для разработки новых эффективных бессвинцовых материалов.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-32-90117.

КРИСТАЛЛОГРАФИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ФАЗ В СИСТЕМЕ CO-AL-NB-MO

Казанцева Н.В., Давыдов Д.И., Виноградова Н.И., Попов Н.А., Ежов И.В.

Институт физики металлов УрО РАН

Интерметаллид Ni_3Al , образующийся в бинарной системе Ni-Al и имеющий структурный тип Cu_3Au ($L1_2$), хорошо известен как основная упрочняющая фаза в никелевых жаропрочных сплавах. Интерметаллидная фаза с таким же структурным типом кристаллической решетки была обнаружена в тройной системе Co - Al - W. Эта интерметаллидная фаза имеет химическую формулу $\text{Co}_3(\text{Al},\text{W})$ и является неустойчивым химическим соединением, существующим в определенном интервале температур и концентраций. Морфологически выделения $\text{Co}_3(\text{Al},\text{W})$ в γ -матрице, также как и в никелевых жаропрочных сплавах, могут иметь форму кубоидов. Несоответствие решеток между γ - и γ' -фазами составляет $\sim 0,53\%$, что позволяет границе преципитат-матрица быть когерентной. Вблизи области существования интерметаллидной фазы $\text{Co}_3(\text{Al},\text{W})$ были обнаружены следующие стабильные фазы: Co_3W (DO_{19} -упорядоченная гексагональная), $\gamma\text{-Co}(\text{W},\text{Al})$ (разупорядоченная, кубическая, ГЦК, Al), $\mu\text{-Co}_7\text{W}_6$ (D_{85} -ромбоэдрическая), CoAl ($\text{B}2$ -упорядоченная, кубическая, ОЦК). Как показали исследования, интерметаллидная фаза со структурным типом Cu_3Au может образовываться и в многокомпонентных системах, например, в системе Co-Al-Nb-Mo.

В работе представлены результаты исследования фазовых переходов и морфологии интерметаллидных фаз в сплавах системы Co-Al-Nb-Mo (кобальтовый угол равновесной диаграммы состояния). С помощью методов электронной микроскопии показаны морфологические особенности формирования фаз, определены структурные типы и ориентационные соотношения.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБНАУКИ России (темы: «Давление») Г.р.№ АААА-А18-118020190104-3, «Диагностика», №АААА-А18-118020690196-3) при финансовой поддержке РФФИ (проект № 20-33-70221).

МОДИФИКАЦИЯ ПИРОЛИЗОВАННОГО ПОЛИАКРИЛОНИТРИЛА АТОМАМИ АЛЮМИНИЯ

Какорин И. А.

Волгоградский государственный университет, Волгоград, Россия,

E-mail: igorkakorin@gmail.com

Актуальность исследования определена тем, что в последнее время интерес ученых привлекает поиск новых материалов для наноэлектроники. В современной электронике могут найти применение новые материалы представляющие собой металлоуглеродные наноконпозиты. Среди них наиболее перспективным является полимер - пиролизованный полиакрилонитрил, благодаря своим уникальным электронным и физико-химическим свойствам.

В работе представлены результаты теоретических расчетов структуры и основных электронно-энергетических характеристик пиролизованного полиакрилонитрила (ППАН), в структуру которого были внедрены атомы алюминия. Расчеты выполнены в рамках модели МК методом DFT.

Для исследования структуры и расчета электронно-энергетических характеристик металлоуглеродных наноконпозитов на основе ППАН была рассмотрена модель монослоя пиролизованного полиакрилонитрила, в котором присутствовали атомы металла. Для выполнения расчетов наноконпозита использовали молекулярный кластер ППАН, содержащий, помимо атомов углерода, 6,7 % водорода, 8,71 % азота. Атомы металла встраивались в плоскость монослоя ППАН, замещая при этом разное количество атомов полимера. Положение внедренных металлических атомов выбиралось примерно в середине кластера, чтобы исключить влияние краевых эффектов. Атомы металлов располагались в середине образовавшейся вакансии. В результате расчетов, выполненных с полной оптимизацией геометрии металлоуглеродной системы, получена пространственная конфигурация кластера наноконпозита с различным содержанием атомов алюминия.

Выполненные теоретические расчеты позволили определить ширину запрещенной зоны, рассчитать энергию связи полученного наноконпозита. Значения энергии связи, сравнимы со значениями энергии чистого ППАН, доказывают, что полученные металлоконпозиты стабильны.

Анализ зарядового распределения показал, что на атомах металлов сфокусирован главный электрический заряд системы. Атомы ближнего распределения с металлами являются отрицательно заряженными. Данное исследование сопоставляется с представлениями о взаимосвязи между металлами и системой сопряженных связей в ППАН, которые образуют комплексы, вызывающие смещение электронных облаков металла на двойные связи $-C=C-$ с поляризацией области материала, состоящей из ближайших к металлу атомов. Исходя из расчетов, возможно, сделать вывод о том, что данная модель получилась первым приближением для дальнейших изучений особенностей формирования металлических кластеров в структуре ППАН.

Итак, в результате выполненных расчетов было обнаружено, искривление плоскости монослоя наноконпозита ППАН с атомами алюминия с образованием новых связей. Изучение электронно-энергетического состояния показало, что внедрение атомов металла приводит к появлению примесных уровней, которые, в свою очередь, влияют на проводящие свойства композита по сравнению с чистым ППАН.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МОЛЕКУЛ ФТОРА И ХЛОРА С ПИРОЛИЗОВАННЫМ ПОЛИАКРИЛОНИТРИЛОМ

Какорина О.А., Запороцкова И.В., Какорин И.А., Панченко А.Н.
Волгоградский государственный университет, Волгоград, Россия,
E-mail: oleksya.08@mail.ru

Последнее время активно вводится поиск новых материалов для хранения и переноса различных газов. Российские ученые синтезировали органические полимерные материалы с большой площадью поверхности на основе углеводов, которые применяются в качестве модификаторов для газоразделительных мембран и для хранения газов. Примером такого полимерного материала может выступить пиролизованный полиакрилонитрил (ППАН), который представляет собой слоистую структуру. Таким образом изучения внедрения различных молекул в межслоевое пространство ППАН является актуальной задачей в настоящее время.

Целью работы является теоретическое исследование наноматериала на основе ППАН, межслоевое пространство которого заполнялось молекулами хлора и фтора, в рамках моделей молекулярного кластера, с использованием полуэмпирической квантово-химической расчетной схемы MNDO.

Задачи, решаемые в рамках поставленной цели: 1) Исследовать процесс внедрения молекулы фтора и хлора в межслоевое пространство ППАН через дефект поверхности; 2) Изучить проникновение молекул фтора и хлора в межслоевое пространство ППАН через боковую поверхность.

Для изучения процесса проникновения молекул фтора и хлора была выбрана структура ППАН состоящая из двух слоев, при этом в центре одного слоя присутствовал дефект – вакансия. Предложены два варианта межслоевого внедрения: 1 – молекулы внедряются через вакансию, содержащую только атомы углерода; 2 – молекулы внедряются через вакансию, содержащую один атом азота. Процесс внедрения моделировался пошаговым приближением молекул фтора и хлора к нижнему монослою полимера с шагом 0.1 Å. Анализ геометрии структуры показал, что при прохождении молекулы фтора через верхний слой ППАН происходит ее разрушение с образованием химической связи между атомами нижнего и верхнего слоя и атомами молекулы F₂. Молекула хлора попав в межплоскостное пространство полимера распадается на отдельные атомы.

Установлено, что присутствие молекул между слоями полимера приводит к уменьшению ширины запрещенной зоны по сравнению с данной характеристикой чистого ППАН. Анализ одноэлектронных спектров полимера показывает, что уровни молекулярных орбиталей (МО) объединены в зоны. В валентной зоне группируются МО, преимущественный вклад в которые составляют 2s- и 2p-атомные орбитали (АО) атомов углерода и азота. Дно зоны проводимости группируется из МО, основной вклад в которые дают энергетические уровни, соответствующие 2p-АО атомов C. Для структуры ППАН с внедренной молекулой фтора наряду с вкладами атомов C и N обнаружены орбитали, основной вклад в которые вносят 2s и 2p-АО атомов фтора, причем уровни данных атомов располагаются на границе валентной зоны, что приводит к подъему потолка валентной зоны по сравнению с чистым ППАН и соответственному уменьшению ширины запрещенной зоны. Анализ электронно-энергетического строения полимера с внедренной молекулой хлора показывает, что соответствующие уровни атомов хлора дают вклад в дно зоны проводимости, что также приводит к уменьшению ширины запрещенной зоны по сравнению с ΔE_g чистого ППАН.

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ КРИОГЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА ГЕЙСЛЕРА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Калетина Ю.В., Калетин А.Ю., Пилюгин В.П.

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

В последние годы большое внимание уделяется исследованиям сплавов Гейслера, которые относятся к материалам с многофункциональными свойствами, изменяющимися под воздействием температуры, магнитного поля или давления. В этих сплавах наблюдаются эффект памяти формы, магнитокалорический эффект, гигантские магнитодеформации и магнитосопротивления, полуметаллическое состояние и другие интересные свойства [1-3].

В настоящей работе исследовано влияние интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением 8 ГПа при температуре жидкого азота на структуру, характер излома, микротвердость сплава Гейслера $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ с эффектом памяти формы.

Сплав $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ был выплавлен методом электродуговой плавки в атмосфере аргона. После выплавки его подвергали гомогенизирующему отжигу в вакууме при температуре 1123 К в течение 24 ч с последующим охлаждением с печью. Затем осуществляли пластическую деформацию в наковальнях Бриджмена при давлении 8 ГПа при температуре 77 К. Угловая скорость вращения наковален при деформировании составляла 0.3 об/мин, угол поворота φ варьировали от 0 до 5 оборотов.

Показано как изменяется степень деформации и микроструктура по объему образца. После деформации кручением на $n=1$ оборот под давлением 8 ГПа при температуре 77 К в периферийной части образца появляются участки с мелкозернистой структурой, размер зерен достигает ≈ 150 нм. Увеличение числа оборотов наковальни до $n=5$ позволяет получить нанокристаллическое состояние с размером зерен до ≈ 90 нм во всем объеме образца, сплав находится в разупорядоченном состоянии, при этом разрушение материала приобретает вязкий характер. Микротвердость возрастает с увеличением степени деформации. После деформации кручением на $n=1-5$ оборотов наблюдается упрочнение сплава практически в два раза по сравнению с исходным отожженным состоянием.

Полученные экспериментальные результаты обсуждаются в рамках происходящих структурно-фазовых превращений.

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

1. Buchelnikov V.D., Sokolovskiy V.V. // Physics of Metals and Metallography. – 2011. – Vol. 112. – No. 7. – P. 633–665.
2. Калетина Ю.В., Герасимов Е.Г., Счастливцев В.М., Фокина Е.А., Терентьев П.Б. // ФММ. – 2013. – Т. 114. – № 10. – С. 911-918.
3. Kaletina Yu.V., Gerasimov E.G., Terent'ev P.B., Kaletin A.Yu. // Physics of the Solid State. – 2019. – Vol. 61. – No. 4. – P. 654–658.

ТЕМПЕРАТУРНАЯ СТИМУЛЯЦИЯ ПОЛЯРИЗАЦИИ ПОЛИМЕРОВ В НЕОДНОРОДНОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ПОЛЕ

Камалова Н.С., Матвеев Н.Н., Евсикова Н.Ю., Лисицын В.И.

ФГБОУ ВО «Воронежский государственный лесотехнический университет имени Г.Ф. Морозова», Воронеж, Россия

E-mail: rc@icmail.ru

В рамках конформационного подхода можно с большой долей уверенности утверждать, что усредненный по всему набору конформаций квадрат дипольного момента молекулы гибкоцепного полимера зависит от его молярной массы [1] и во многом определяется геометрией его молекулы. При этом необходимо понимать, что конечное макросостояние образца в целом будет связано с изменением энтропии в предполагаемых условиях. Например, для кристаллизации гибкоцепного полимера при уменьшении температуры на dT для приращения энтропии (согласно определению и соотношению Больцмана) справедливо:

$$k dW/W = dS = \delta Q/T_y = -cm dT/T_0 - \Delta T, \quad (1)$$

где c и m – удельная теплоемкость и масса образца полимера, k – постоянная Больцмана, $T_y = T_0 - \Delta T$ – характеризующая внешние условия фазового перехода температура, $dW/W \sim dN/N$ – доля упорядоченных состояний в молекулярных кристаллах в образце от всех реализуемых при данной температуре, которую можно оценить через долю упорядоченных молекул. Если числитель и знаменатель левой части (1) умножить на корень из среднего квадрата дипольного момента p_M макромолекулы полимера и учесть, что поляризованность $P = p_M N$, то получим уравнение для изменения поляризованности гибкоцепного полимера при кристаллизации в неоднородном температурном поле в бесконечной области:

$$dP/P = -\alpha dT, \quad (2)$$

где $\alpha = cm/k(T_0 - \Delta T)$ – коэффициент, характеризующий температурную стимуляцию кристаллизации гибкоцепного полимера. В случае ограниченной области заполнения необходимо учитывать стремление полимера к стабилизации своего макросостояния. Тогда из (2) следует, что

$$dP/P = -(\alpha - \beta P) dT, \quad (3)$$

где β – описывающий стремление полимера к стабилизации своего макросостояния параметр. Если при начальной температуре T_n поляризованность составляла P_0 , то уравнение (3) решается аналитически. Результатом решения является соотношение для зависимости $P(T)$ в процессе кристаллизации в неоднородном температурном поле:

$$P(T) = \frac{P_0 \exp(-\alpha(T - T_n))}{1 - \eta(1 - \exp(-\alpha(T - T_n)))}, \quad (4)$$

где $\eta = \beta P_0/\alpha$ – параметр, характеризуемый отношением результата стабилизации к температурному стимулированию при кристаллизации в неоднородном температурном поле. Соотношение (4) содержит параметры, имеющие ясный физический смысл, и может лечь в основу вычислительного эксперимента по формированию базы данных о поляризационных свойствах гибкоцепных полимеров в неоднородном температурном поле.

Список используемой литературы

1. Матвеев Н.Н., Лисицын В.И., Саушкин В.В., Камалова Н.С. Влияние конформаций гибкоцепных полимеров на изменение поляризованности в неоднородном температурном поле. Пластические массы. 2021; (1-2) : 44-45. <https://doi.org/10.35164/0554-2901-2021-1-2-44-45>

ПОЛУЧЕНИЕ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ ФТОРПРОВОДЯЩЕГО ПОЛИМЕРНОГО КОМПОЗИТА

Каримов Д.Н., Ивановская Н.А., Сорокин Н.И.

ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН, Москва, Россия
E-mail: nsorokin1@yandex.ru

Фторпроводящие полимерные композиты, состоящие из диспергированных в объеме полимерной матрицы частиц твердого электролита, представляют большой интерес как перспективные материалы для фтор-ионных химических источников тока [1, 2]. Наряду с высокой ионной проводимостью такие твердотельные электролитные материалы обладают хорошими механическими свойствами и не требуют значительных коммерческих затрат для их получения. В [1, 2] в качестве электролита в матрице политетрафторэтилена (ПТФЭ) использовался твердый раствор $\text{La}_{1-y}\text{Ba}_y\text{F}_{3-y}$ со структурой тисонита. Твердый раствор $\text{Pr}_{1-y}\text{Sr}_y\text{F}_{3-y}$ обладает более высокими электрофизическими характеристиками [3]. Целью работы являлось получение и исследование электрофизических свойств полимерного композита состава $50\text{Pr}_{0.95}\text{Sr}_{0.05}\text{F}_{2.95} + 50\text{ПТФЭ}$ (масс. %).

Твердый раствор $\text{Pr}_{1-y}\text{Sr}_y\text{F}_{3-y}$ синтезирован из расплава методом направленной кристаллизации. Однофазность выращенного кристалла и отнесение его структуры к типу тисонита (пр. гр. $P\bar{3}c1$) подтверждены рентгенографически (дифрактометр Rigaku MiniFlex 600, излучение $\text{CuK}\alpha$). Состав твердого раствора уточнялся по зависимостям параметров кристаллической решетки от состава и равен $y = 0.047 \pm 0.005$. Исходная шихта для композита приготавливалась перемешиванием в ступке частиц $\text{Pr}_{0.95}\text{Sr}_{0.05}\text{F}_{2.95}$ и ПТФЭ, взятых в соотношение 50:50 (масс. %). Размеры частиц электролита изменялись в диапазоне 70–100 мкм. Полимерный композит получен методом горячего прессования (450 К), в качестве контактов использовали серебро.

Проведены импедансные измерения $Z^*(\omega)$ электрохимических ячеек $\text{Ag}|\text{композит}|\text{Ag}$ в вакууме (~ 1 Па) в интервале температур 345–470 К. Статическую электропроводность σ_{dc} на постоянном токе полимерного композита определяли из анализа спектров $Z^*(\omega)$ в диапазоне частот 5– 5×10^5 Hz (прибор Tesla BM-507). Объемное сопротивление R_{comp} композита находили из пересечения годографов $Z^*(\omega)$ для ячеек $\text{Ag}|\text{композит}|\text{Ag}$ с осью действительных сопротивлений. Температурная зависимость $\sigma_{dc}(T)$ описывается уравнением Аррениуса-Френкеля $\sigma_{dc}T = A \exp(-H_\sigma/kT)$, где предэкспоненциальный множитель электропроводности $A = 10.8$ СмК/см и энтальпия активации ионного переноса $H_\sigma = 0.32 \pm 0.05$ эВ. Величина σ_{dc} композита равна 1.3×10^{-5} См/см при 500 К (экстраполированное значение).

Изученные полимерные композиты $\text{Pr}_{0.95}\text{Sr}_{0.05}\text{F}_{2.95} + \text{ПТФЭ}$ обладают технологическими преимуществами (улучшенными механическими и эксплуатационными характеристиками), но требуется дальнейшая оптимизация их состава для повышения величины фтор-ионной проводимости σ_{dc} .

[1] Liu L., Yang L. et al. // J. Energy Storage. 2019. V. 25. P. 100886.

[2] Vasiliev A.A., Godovski D.Yu. et al. // Sensors and Actuators B. 1993. V. 13-14. P. 649.

[3] Сорокин Н.И., Соболев Б.П. и др. // Кристаллография. 2015. Т. 60. № 1. С. 123.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ ФТОРИДА ЦЕРИЯ

Каримов Д.Н.¹, Сизова Н.Л.¹, Лисовенко Д.С.²

¹ *Федеральный научно-исследовательский центр «Кристаллография и фотоника»
Российской академии наук, г. Москва, Россия, E-mail: nsizova37@mail.ru*

² *Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, г. Москва, Россия*

Кристаллы CeF_3 принадлежат к группе трифторидов редкоземельных элементов со структурой тисонита (пр. гр. $P\bar{3}c1$) и находят применение как быстрые сцинтилляторы, электролиты для ионики твердого тела, конструкционные оптические, магнитооптические и лазерные материалы.

В работе изучена анизотропия механических характеристик тригональных кристаллов CeF_3 , проанализированы изменчивости модуля Юнга E , модуля сдвига G и коэффициента Пуассона, измерена микротвердость различных кристаллографических плоскостей кристаллов по Виккерсу H_V и по Берковичу H_B при комнатной температуре. Впервые дана оценка коэффициента вязкости разрушения K_{IC} и поверхностной энергии разрушения γ для плоскости (0001). Кристаллы для исследований выращивали из расплава методом Бриджмена во фторирующей атмосфере.

Плоскость (0001) кристалла CeF_3 является плоскостью изотропии, $E = 131$ ГПа. В плоскости (10 $\bar{1}$ 0) наблюдается значительная анизотропия модуля Юнга, отношение $E_{\text{max}}/E_{\text{min}} = 1.95$ [1]. Модуль G меняется от 34.2 до 65.7 ГПа при растяжении в плоскости (10 $\bar{1}$ 0) с анизотропией $G_{\text{max}}/G_{\text{min}} = 1.92$.

Для плоскости (10 $\bar{1}$ 0) кристалла CeF_3 наблюдается сильная анизотропия микротвердости I-го рода, что приводит к искажению формы восстановленного отпечатка на этой плоскости, величины микротвердости H_V при $P = 60$ г составляют 2.8 и 2.1 ГПа в направлениях [0001] и [10 $\bar{1}$ 0] соответственно. Анизотропия восстановления отпечатка индентора на плоскости согласуется с анизотропией модуля Юнга. Особенностью кристалла CeF_3 является то, что разрушение при индентировании на плоскости (0001) происходит только по плоскостям спайности и произвольные трещины отсутствуют. Для плоскости (0001) величины микротвердости $H_V = 2.9$ ГПа ($P = 60$ г). Для этой плоскости получена зависимость величины микротвердости по Берковичу H_B от нагрузки P , которая меняется от 3.8 до 2.9 ГПа в интервале $P = 50\text{--}100$ г. Отмечено, что величины H_B больше чем H_V при одних и тех же значениях P . Благодаря остроконечной форме индентора Берковича степень деформации при индентировании по Берковичу больше, чем при индентировании кристаллов по Виккерсу. Показано, что совпадение симметрии индентора Берковича с симметрией исследуемой грани (0001) кристалла CeF_3 позволяет повысить точность измерения и более полно определить характер анизотропии разрушения такого кристалла. В работе удалось подтвердить данные о наличии в кристалле CeF_3 первичной и вторичной спайности по плоскостям {11 $\bar{2}$ 0} и {10 $\bar{1}$ 0} соответственно, количественно оценить коэффициент вязкости разрушения $K_{IC} = 0.25 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ и поверхностную энергию разрушения $\gamma = 0.23 \text{ Дж/м}^2$.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 19-02-00877).

1. Сизова Н.Л., Каримов Д.Н., Косова Т.Б., Лисовенко Д.С. // Кристаллография. – 2019. – Т. 64. – № 6 – С. 935-939.

РАДИОПОГЛОЩАЮЩИЕ СВОЙСТВА ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ФЕРРИТА 2000НН

Каюмова А.Р., Костишин В.Г., Шакирзянов Р.И., Исаев И.М., Салогуб Д.В.,
Козлов В.В.

НИТУ «МИСус», г. Москва, Россия, E-mail: kayumova.ad@gmail.com

С начала XX века, после интенсивной интеграции электронных радио и СВЧ передающих устройств, остро стоит вопрос об электромагнитной совместимости приборов и компонентов, а также электромагнитной безопасности внутри жилых и рабочих помещений. Для решения проблем с электромагнитной совместимостью и безопасностью используются радиоэкранирующие или радиопоглощающие материалы. Последние привлекательны тем, что могут значительно уменьшать уровень отраженного электромагнитного излучения. В данной работе изучены радиопоглощающие свойства полимерных композиционных материалов на основе распространенного радиочастотного Ni-Zn феррита марки 2000НН. В качестве полимерной матрицы (связки) использовались сополимеры поливинилиденфторида (Ф2М, Ф42, СКФ32) и поливиниловый спирт (марка 16/1). Хотя в полученных композитах основной вклад в потери электромагнитной энергии вносят магнитные потери на ферромагнитный резонанс, установлено, что значительное улучшение поглощающих характеристик возможно при варьировании диэлектрического связующего. Показано, что наименьшими коэффициентами отражения на металлической пластине в области частот 2–7 ГГц характеризуются композиты с массовой долей феррита 60 и 80%. Так, для состава Ф42/2000НН (масс. доля феррита 80%), ослабление отраженного сигнала может достигать 44 дБ при толщине 6 мм (рис. 1а). Для композитов на основе сополимеров поливинилиденфторида значение коэффициента отражения -30 – -40 дБ достигается на толщинах 6-7 мм. Данный факт объясняется наличием сегнетоэлектричества в полимерах Ф42, Ф2М, что обуславливает дополнительные диэлектрические потери и рост тангенса угла диэлектрических потерь (рис. 1б). Можно утверждать, что комбинация разных механизмов потерь в композите создает синергетический эффект, при котором происходит улучшение радиопоглощающих свойств.

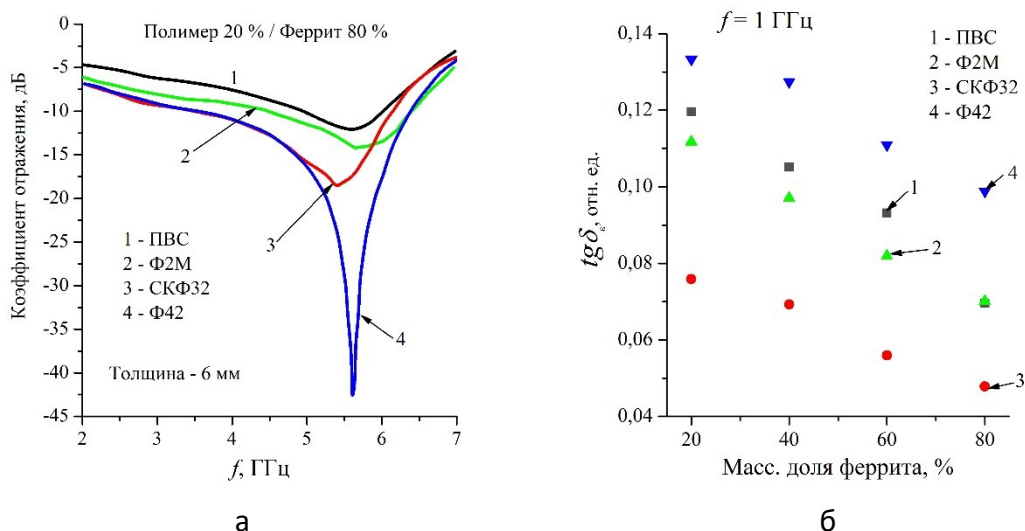


Рис. 1 – Коэффициент отражения на металлической пластине композитов с массовой долей феррита 80% (а) и зависимость тангенса угла диэлектрических потерь от концентрации феррита (б)

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ПОСТОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ CL50WS, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

А.О. Каясова, Е.А. Левашов

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
г. Москва, Россия, тел. +7-495-638-45-00, факс. +7-499-236-52-98,
E-mail: levashov@shs.misis.ru*

Применение конструкционных материалов с улучшенными удельными прочностными характеристиками позволит изготавливать перспективные изделия специального назначения. Метод селективного лазерного сплавления (СЛС) является одним из многообещающих способов получения сложнопрофильных деталей. Перспективными материалами для СЛС являются мартенситно-стареющие стали с высокими показателями прочности и пластичности, коррозионной стойкости и износостойкости. Особые свойства данный класс сталей приобретает в результате образования мартенсита замещения с дисперсным упрочнением. Работа посвящена изучению влияния термической постобработки (ТО) на структуру и свойства образцов мартенситно-стареющей стали марки CL50WS (аналог ЧС 4), полученной по технологии СЛС. Изучены особенности твердорастворных структурно-фазовых превращений в зависимости от режимов ТО. На установке Concept Laser M2 Cusing (Германия) получены образцы в положении 0° относительно плиты построения в среде азота. Подогрев плиты построения проводился до температуры 200°C, после чего образцы подвергались ТО в интервале температур от 480°C до 920°C. Для устранения структурных дефектов образцы прошли горячее изостатическое прессование (ГИП).

Для анализа влияния ТО на прочностные характеристики (σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ) проведены испытания на разрыв. По результатам испытаний найдены оптимальные режимы ТО и получены образцы с высокими показателями прочности $\sigma_B = 169,1$ кгс/мм², $\sigma_{0,2} = 155,3$ кгс/мм² и пластичности $\delta = 9,3\%$, $\psi = 23\%$. Рентгеноструктурный фазовый анализ показал, что в результате ТО в структуре стали, помимо α -Fe, γ -Fe, присутствуют выделения упрочняющей фазы NiTi₂, идентификацию которой также подтвердили *in situ* исследования методом просвечивающей электронной микроскопии. Благодаря интерметаллидной фазе сталь приобретает повышенные прочностные характеристики, требуемые для производства ответственных узлов и деталей высоконагруженных дисков турбомашин.

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

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ В КОМПОЗИТЕ МАТРИЦЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА И АРМИРУЮЩИХ ВОЛОКОН САПФИРА

Кийко В.М., Коржов В.П., Курлов В.Н.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской области, Россия, E-mail: kiiko@issp.ac.ru

Задача общей работы состоит в разработке достаточно легкого, трещиностойкого, прочного и высокотемпературного волокнистого композитного материала. Плотность и прочность, а также температурный потолок определяется, основным, компонентами структуры (титаном и сапфиром), а трещиностойкость – границами раздела между компонентами и матрицей.

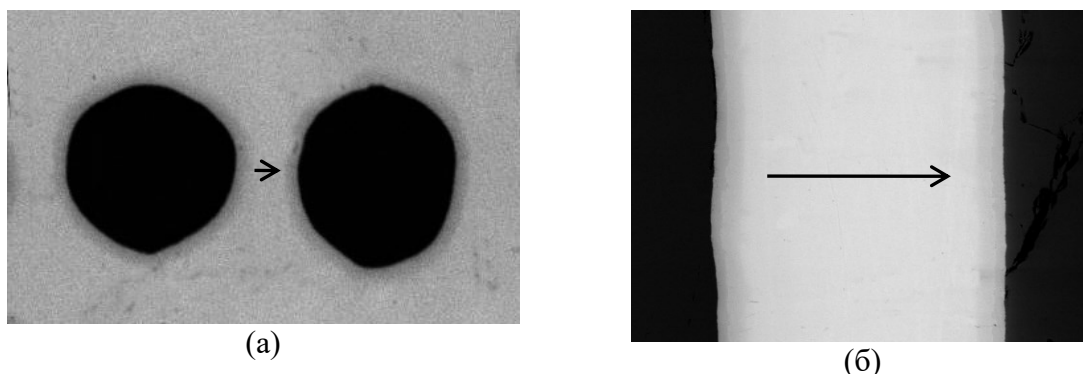


Рис. 1. Участки поперечного (а) и продольного (б) сечений волокнистого композита: черного цвета – монокристаллические волокна сапфира, серого – матрица на основе титана

Изготовление композита выполнялось твердофазным методом путем горячего прессования заготовки из многослойного пакета чередующихся фольг титана, алюминия и однонаправленно параллельно друг другу расположенных волокон сапфира, промежутки между последними заполнялись порошком гидрида титана. Твердофазный метод выбирался по причине достаточно низкой технологической температуры, которая позволяет сохранить положительные свойства исходных компонентов. Вариации режимов изготовления позволяют обеспечить изменения с точки зрения трещиностойкости свойства границы раздела волокно–матрица. Состав структуры композитов получен вдоль стрелок, показанных на рис. 1, с использованием растрового электронного микроскопа, оснащенного детекторами вторичных и отраженных электронов и энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором. Проведен точечный микроанализ. Обнаружено взаимодействие волокон сапфира с титановой матрицей: кольцевые окаймления волокон серого цвета, отличных по контрасту различной ширины, указывают на их различный состав. В диаграмме состояний Ti–Al имеются четыре стабильных интерметаллидных соединения: Ti_3Al , Ti_2Al , $TiAl$ и $TiAl_3$. Соотношения атомов Ti/Al от 1/3 до 3, полученных в результате эксперимента на композите, изготовленного в режиме $1250^{\circ}C - 1 \text{ ч} - 8.3 \text{ МПа}$, позволяют предположить наличие всех указанных соединений, а выбором технологического режима оптимизировать их состав.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант 20-03-00296.

ПРОЧНОСТЬ И СТРУКТУРА ВОЛОКОН САПФИРА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СТЕПАНОВА

Кийко В.М., Стрюков Д.О., Курлов В.Н., Коржов В.П.

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

E-mail: kiiko@issp.ac.ru

Для выращивания из расплава кристаллов Al_2O_3 сапфировых волокон различных диаметров от 310 до 410 мкм использовался модифицированный метод Степанова/EFG [1]. Вид в проходящем свете одного из волокон показан на рис. 1а. Видны «точечные» в виде пузырьков дефекты в приповерхностном слое волокна. Толщина дефектного слоя во всех волокнах примерно одинакова. Шаг изменения диаметров волокон в эксперименте составлял 10 мкм.

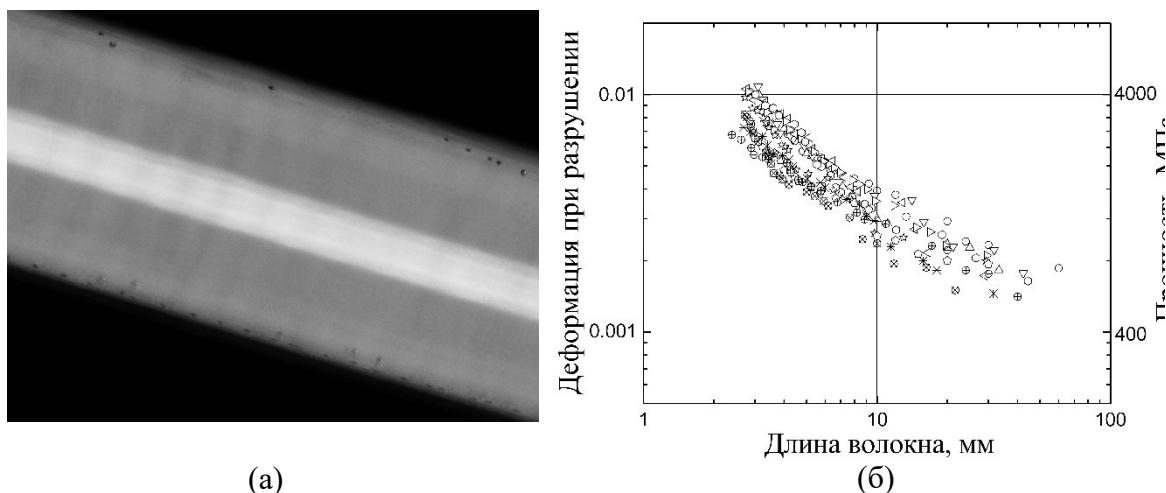


Рис. 1. Вид в продольном направлении волокна сапфира в проходящем свете лазера, черные «точки» – дефекты (а); (б) – зависимость предельной деформации при разрушении и прочности различных 11 диаметров волокон (указано различными значками) от длины.

Испытания волокон на прочность в условиях изгиба проведены по специально разработанной методике [2]. Результаты испытаний волокон при комнатной температуре показаны на рис. 1б. Получены зависимости предельной деформации при разрушении и прочности волокон от длины и установлено, что имеется тренд увеличения прочности волокон с ростом их диаметра.

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

1. Kurlov V.N., Stryukov D.O., Shikunova I.A. Growth of sapphire and oxide eutectic fibers by the EFG technique. Journal of Physics: Conference Series 673 (2016) 012017.

2. Kiiko V.M, Mileiko S.T. Evaluation of room temperature strength of oxide fibres produced by the internal crystallization method. Composites Science and Technology, 59 (1999) 1977-1981.

АВТОМАТИЧЕСКИЙ КОНТРОЛЬ ЗА ВОЗНИКНОВЕНИЕМ И РАСПРОСТРАНЕНИЕМ ТРЕЩИН В ТОКОПРОВОДЯЩИХ МАТЕРИАЛАХ

Кийко В.М.¹, Хвостунков К.А.², Федотов К.А.²

¹Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской области, Россия, E-mail: kiiko@issp.ac.ru

²Московский государственный университет, г. Москва, Россия, E-mail: khvostunkov@gmail.com

Работа нацелена на расчетно-автоматическую регистрацию положения трещины в элементах конструкции из токопроводящих материалов в процессе эксплуатации.

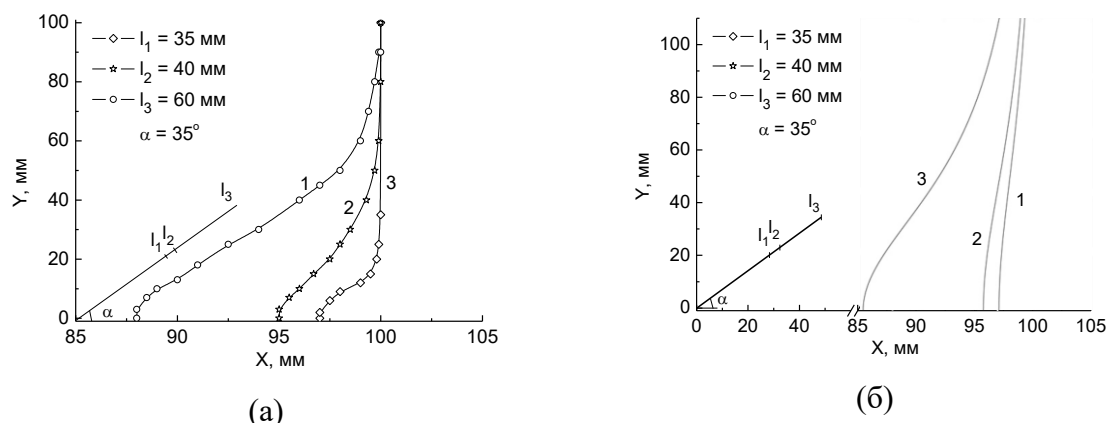


Рис. 1. а – экспериментально полученные эквипотенциальные 3 линии, проходящие через общую заданную точку при соответствующих 3-х различных длинах l наклонной трещины в образце из листового терморасщепленного графита шириной 100 мм по вертикали; б – расчетные линии

Основа работы заключается в установлении взаимно-однозначного соответствия положения трещины и геометрии распределения эквипотенциальных линий в образце при пропускании через него электрического тока [1]. Экспериментальное моделирование выполнялось на листовом терморасщепленном графите и алюминии, рис. 1а. Трещина полагается прямолинейной, наклоненной под произвольным углом α к границе полосы из токопроводящего материала. Геометрия эквипотенциальных линий не зависит от электрического сопротивления материала и величины тока, пропускаемого через него. Методика не нуждается в предварительной тарировке положения трещины, она обеспечивается расчетами, выполняемыми на базе аналитических решений методом конформных отображений [2], рис. 1б.

1. Кийко В.М., Хвостунков К.А., Оджаев Р.К., Пиженин Д.Г., Абашкин С.А. Автоматическая регистрация длины распространяющейся трещины в токопроводящих материалах. Актуальные проблемы прочности. Под ред. В.В. Рубаника. – Молодечно: типография «Победа», 2020, 410 с.
2. М. А. Лаврентьев, Б. В. Шабат. Методы теории функций комплексного переменного – 6. изд., стер. – М. : «Лань», 2002, 688 с.

ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ И МОДУЛЬ СДВИГА АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ МЕДИ В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ ЧАСТОТ

Кобелев Н.П.¹, Qiao J.C.², Макаров А.С.³, Глезер А.М.^{3,4}, Хоник В.А.³

¹*Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия*

²*Northwestern Polytechnical University, Xi'an, China*

³*Воронежский государственный педагогический университет, г. Воронеж, Россия*

⁴*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Россия*

E-mail: kobelev@issp.ac.ru

Аморфные сплавы (АС) обладают избыточной свободной энергией Гиббса в сравнении с кристаллическим состоянием, что является движущей силой для самопроизвольных атомных перестроек, обычно называемых структурной релаксацией (СР). СР приводит к заметным изменениям многих физических свойств АС, например, модулей упругости, внутреннего трения, плотности, удельного электросопротивления, тепловых свойства и т.д. Измерения внутреннего трения (ВТ) являются одним из самых чувствительных и эффективных методов исследования атомных перестроек в твердых телах. Однако подавляющее большинство этих исследований проводилось на частотах ниже ≈ 1 Гц или менее, а исследований, проводимых на высоких частотах (сотни кГц или МГц), значительно меньше. Между тем, параллельные измерения ВТ на одном и том же АС с использованием одинакового режима термообработки, но в различных частотных диапазонах были бы чрезвычайно полезны для анализа.

В настоящем докладе представлены результаты измерений внутреннего трения и модуля сдвига АС $\text{Cu}_{49}\text{Hf}_{42}\text{Al}_9$ (ат. %) в диапазоне частот от 0.03 Гц до 560 кГц. Обнаружено, что увеличение частоты от субгерцового диапазона до 560 кГц приводит к резкому снижению релаксации модуля сдвига и внутреннего трения. Полученные экспериментальные данные были подробно проанализированы с точки зрения действительной и мнимой составляющих сдвиговой податливости и их изменения с температурой и частотой. Обнаружено, что мнимая составляющая J'' сдвиговой податливости изменяется с частотой по закону $\ln J'' = -\gamma \ln \omega$ (γ – параметр, зависящий от температуры, ω – круговая частота колебаний) во всем исследованном диапазоне частот. Предложен новый метод определения эффективной энергии активации Гиббса E_A , который применяется для расчета спектра энергии активации наблюдаемой релаксации. Обнаружено, что этот спектр является непрерывным и монотонно увеличивающимся с энергией активации во всем диапазоне энергий активации, доступном для эксперимента, что в целом согласуется с более ранними исследованиями СР. Показано, что энергия E_A линейно растет с температурой как ниже, так и вблизи температуры стеклования T_g . При этом поведение производной dE_A/dT при $T < T_g$ также хорошо согласуется с предыдущими исследованиями СР. Выдвинуто предположение, что причина наблюдаемой релаксации связана с дефектами межузельного типа (по существу, упругими диполями), замороженными из расплава при изготовлении АС [1].

2. Kobelev N.P., Qiao J.C., Makarov A.S., Glezer A.M., Khonik V.A. // Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – Vol. 869. – P. 159275.

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

ВЛИЯНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПЛОТНОСТИ МОЩНОСТИ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ ПО СЕЧЕНИЮ ПУЧКА НА КРИТЕРИИ ТЕРМОПРОЧНОСТИ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛАСТИН ПРИ ИХ ЛАЗЕРНОМ ОТЖИГЕ

А.Ф. Коваленко

Всероссийский научно-исследовательский институт автоматики им. Н.Л. Духова.

Г. Москва, Россия, E-mail: alexanderfkov@yandex.ru

Для отжига полупроводниковых и диэлектрических пластин широкое применение находят лазеры [1, 2]. Полупроводниковые и диэлектрические пластины подвергают высокотемпературному лазерному отжигу после ионной имплантации, что позволяет улучшить нарушенную структуру и изменить концентрацию имплантата по толщине пластины.

В рамках квазистатической несвязанной задачи термоупругости рассмотрено воздействие импульсного лазерного излучения миллисекундной длительности на пластину. Получены аналитическое соотношение, являющиеся критериями термopрочности пластины для случаев воздействия лазерного излучения с равномерным и гауссовым распределением плотности мощности по сечению пучка и позволяющие определять неразрушающие режимы лазерной обработки для случая, когда диаметр лазерного пучка меньше диаметра обрабатываемой пластины.

Для лазерного пучка с равномерным распределением мощности по его сечению критерий термopрочности имеет вид [3]:

$$\frac{\sigma_B(1-\nu)}{E\alpha_T(T_f - T_0)} \geq \left\{ \frac{1-e^{-\chi h}}{\chi h} - \frac{6}{(\chi h)^2} \left[1 - \frac{\chi h}{2} - e^{-\chi h} \left(1 + \frac{\chi h}{2} \right) \right] \right\} [(r/R)^2 + 1]/2, \quad (1)$$

где σ_B – предел прочности материала пластины на растяжение;

ν – коэффициент Пуассона; E – модуль Юнга;

α_T – коэффициент линейного расширения материала пластины;

T_f – температура отжига; T_0 – начальная температура материала пластины;

χ – показатель поглощения материала пластины на длине волны лазерного излучения;

h – толщина пластины;

r – радиус лазерного пучка; R – радиус пластины.

Для лазерного пучка с гауссовым распределением мощности критерий термopрочности имеет вид:

$$\frac{\sigma_{BP}(1-\nu)}{E\alpha_T(T_f - T_0)} \geq \left\{ \frac{1-e^{-\chi h}}{\chi h} + \frac{6}{\chi^2 h^2} [e^{-\chi h} (1 + \frac{\chi h}{2}) + \frac{\chi h}{2} - 1] \right\} \left(\frac{1-e^{-k}}{k} + \frac{1-e^{-k\rho_{\max}^2}}{2k\rho_{\max}^2} - e^{-k\rho_{\max}^2} \right), \quad (2)$$

где k – коэффициент сосредоточенности излучения;

$\rho_{\max}$ – координата максимальных растягивающих напряжений.

Показано, что при воздействии гауссова пучка лазерного излучения термоупругие напряжения в пластине примерно в два раза меньше, чем при воздействии пучка с равномерным распределением мощности по сечению пучка.

Литература:

1. Коваленко А.Ф. Способы импульсного лазерного отжига неметаллических пластин // Стекло и керамика. 2016. №6. С. 31 - 35.
2. Kovalenko A.F. Nondestructive heat-treatment regimes for glass and ceramic plates. Glass and ceramics. 2003. V. 60, no 11 – 12. P. 414 – 416.
3. Коваленко А.Ф. Лазерный импульсный отжиг стеклянных пластин при частичном их покрытии излучением // Стекло и керамика. 2018. №2. С. 27 – 31.

ЛАЗЕРНЫЙ ОТЖИГ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПЛАСТИН В ЧАСТОТНО-ИМПУЛЬСНОМ РЕЖИМЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ

А.Ф. Коваленко

*Всероссийский научно-исследовательский институт автоматики им. Н.Л. Духова.
Г. Москва, Россия, E-mail: alexanderfkov@yandex.ru*

Для отжига полупроводниковых и диэлектрических пластин широкое применение находят лазеры. Полупроводниковые пластины подвергают высокотемпературному лазерному отжигу после ионной имплантации, что позволяет улучшить нарушенную структуру монокристаллического полупроводника и изменить концентрацию имплантата по толщине пластины. Одним из известных способов контролируемой модификации металлических наночастиц в диэлектрических пластинах является импульсный лазерный отжиг. Быстрый нагрев лазерным излучением пластин из полупроводниковых или диэлектрических материалов и относительно медленное их охлаждение приводит к релаксации остаточных напряжений, возникающих в приповерхностном слое в процессе ионной имплантации. Ранее в рамках квазистатической несвязанной задачи термоупругости были получены условия темпрочности пластин при отжиге в непрерывном [1] и импульсном [2, 3] режимах воздействия лазерного излучения.

При отжиге пластин наносекундными лазерными импульсами могут возникать режимы, при которых термоупругие напряжения будут определяющими в технологическом процессе. В рамках динамической несвязанной задачи термоупругости для пластины, нагреваемой импульсным объемным источником, рассмотрены способы импульсного лазерного отжига диэлектрических и полупроводниковых пластин и получены критерии их темпрочности в виде:

$$2\sigma_B / [3K\alpha_T(T_f - T_0)] \geq f(\chi C_0 \tau), \quad (1)$$

где: σ_B – предел прочности материала пластины на растяжение;

K – модуль всестороннего сжатия;

α_T – коэффициент линейного расширения материала пластины;

T_f – температура отжига материала пластины; T_0 – начальная температура пластины;

$f(\chi C_0 \tau)$ – функция безразмерного параметра $\chi C_0 \tau$, определяемая временной формой лазерного импульса;

χ – показатель поглощения пластины на длине волны лазерного излучения;

C_0 – скорость звука в материале пластины; τ – длительность лазерного импульса.

Если критерий (1) не выполняется необходимо отжиг осуществлять последовательностью лазерных импульсов, количество которых должно быть не менее $n \geq 3K\alpha_T(T_f - T_0) / [2\sigma_B]$, а общее время воздействия t должно обеспечивать выполнение условия $\chi \sqrt{at} \ll 1$, где a – коэффициент температуропроводности материала пластины.

Литература:

1. Kovalenko A.F. Nondestructive heat-treatment regimes for glass and ceramic plates. Glass and ceramics. 2003. V. 60, no 11 – 12. P. 414 – 416.
2. Kovalenko A.F. Nondestructive regimes of laser pulse annealing of glass and ceramic plates. Glass and ceramics. 2006. V. 63, no 7 – 8. P. 242 – 244.
3. Коваленко А.Ф. Способы импульсного лазерного отжига неметаллических пластин. Стекло и керамика. 2016. №6. С. 31 - 35.

КОНЦЕПТУАЛЬНЫЕ ПОДХОДЫ К РАСШИФРОВКЕ СПЕКТРОВ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПОДВИЖНОСТИ В СКРЕЩЕННЫХ СВЕРХНИЗКИХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ НА ПРИМЕРЕ КРИСТАЛЛОВ NaCl

Колдаева М.В., Петржик Е.А., Алышиц В.И., Даринская Е.В.

*Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ «Кристаллография и
фотоника» РАН, Москва, Россия*

E-mail: mkoldaeva@ns.crys.ras.ru

Развитие исследований эффекта резонансной магнитоупругости в сверхнизких магнитных полях на ряде немагнитных кристаллов показало, что их специфика обусловлена особенностями сверхтонкого расщепления спиновых уровней парамагнитных центров в кристалле в условиях, когда внешнее магнитное поле (B_{Earth}) много меньше внутрикристаллического поля, локализованного в области дефекта. В кристаллах NaCl при помещении их в скрещенные магнитные поля, например, поле Земли $B_{\text{Earth}} \sim 50$ мкТл и поле переменного тока с частотой $\nu \sim 10^{-4}$ – 10^{-6} Гц, наблюдается спектр дислокационных пробегов в широком диапазоне частот.

Основным условием резонанса ЭПР-типа в сверхнизких магнитных полях является правило $h\nu_r = g\mu_B B \cos\theta_{\text{loc}}$, где g -фактор отражает специфику электронного перехода, возбуждаемого в условиях резонанса, μ_B – магнетон Бора и h – постоянная Планка. Угол θ_{loc} – угол между вектором постоянного магнитного поля и направлением локального магнитного поля $\mathbf{B}_{\text{loc}}$ в области преобразуемого дефекта. В реальном кристалле направление вектора $\mathbf{B}_{\text{loc}}$ и его величина, строго говоря, не известны. Однако, при повороте кристалла на задаваемый в эксперименте угол θ между кристаллографической осью образца и полем $\mathbf{B}_{\text{Earth}}$, мы наблюдаем смещение резонансной частоты пропорционально $\cos\theta$ во всех исследованных нами кристаллах. Из этого можно предположить, что вектор $\mathbf{B}_{\text{loc}}$ связан с ориентациями плотноупакованных направлений и элементами симметрии кристаллов.

Применительно к спектру пробегов дислокаций следует учитывать два факта: во-первых, существует набор различных g -факторов, отражающих разные электронные переходы и, во-вторых, область дефекта в ядре дислокации сильно искажена, что должно приводить к возмущению направлений локальных полей. Для учета этих двух фактов мы используем преобразованное условие резонанса ЭПР-типа $h\nu_{mi} = g_i\mu_B B \cos(\theta \pm \Delta\theta_i)$, которое содержит в себе большое количество вариантов положений резонансных пиков в спектре. На этой основе в работе сделана попытка объяснить широкий частотный спектр дислокационной подвижности в кристаллах NaCl, измеренный без изменения ориентации образцов относительно вектора индукции $\mathbf{B}_{\text{Earth}}$.

Исследованные резонансные спектры изменения механических характеристик связаны с особенностями МПЭ при воздействии на кристаллы сверхнизких магнитных полей в схеме ЭПР типа. Преобразованные примесные центры находились под действием не только внешнего постоянного магнитного поля, но и локального кристаллического магнитного поля (например, от ядер Cl^-). В нашем случае последнее было в ~ 100 раз больше внешнего поля Земли. Взаимодействие примесных электронов с лигандами вызывает расщепление уровней «нулевого поля» и соответствующая серия резонансных переходов приводит к возникновению экспериментально наблюдаемых спектров.

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ СУШКИ ЭЛАСТИЧНЫХ ПОЛИМЕТИЛСИЛОКСАНОВЫХ АЭРОГЕЛЕЙ НА ИХ ДЕФОРМАЦИОННО- ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА

Колмакова А.А., Баранчиков А.Е., Лермонтов С.А., Иванов В.К.,
Колмаков А.Г., Байкин А.С., Каплан М.А., Насакина Е.О.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова Российской Академии Наук, г. Москва, Россия, E-mail: a.kolmakova@yandex.ru

Актуальной задачей является создание тепло-и звукоизоляционных материалов на основе металлооксидных аэрогелей, в первую очередь кремнийоксидных. Существенным недостатком таких аэрогелей как правило является их низкая механическая прочность и тенденция к разрушению, в первую очередь в условиях знакопеременных нагрузок и вибраций. Данная проблема может быть решена путем создания композитных и гибридных материалов для упрочнения матрицы аэрогелей, с другой стороны можно получать эластичные высокопористые аэрогели. Ярким представителем таких материалов являются аэрогели, получаемые поликонденсации метилтриметоксисилана (МТМС), которые, обладая высокой пористостью и эластичностью, характеризуются высокой гидрофобностью, что делает их перспективными изоляционными материалами для использования в агрессивных условиях.

Настоящая работа направлена на установление стабильности механических свойств аэрогелей на основе МТМС, получаемых сушкой в различных условиях – в сверхкритическом диоксиде углерода, в сверхкритическом метаноле и сушкой при атмосферном давлении.

Установлено, что механические характеристики аэрогелей на основе МТМС практически не зависят от условий сушки исходных лиогелей. Все образцы выдерживали 10 циклов 30% деформации, демонстрируя обратимость геометрических размеров. При плотности полученных образцов аэрогелей 0.190 г/см³ и пористости 87%, предел прочности при сжатии составил 0.2 МПа, а максимальная деформация – 50%. С точки зрения механического поведения, полученные аэрогели являются аналогами полимеров с плотной сетчатой структурой или полимерных пен. При максимальной деформации наблюдается их нехрупкое разрушение, характерное для сетчатых полимеров, находящихся в высокоэластическом состоянии.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (19-73-20125).

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Колосов С.В., Надежкин М.В., Шляхова Г.В., Баранникова С. А., Зуев Л. Б.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

Настоящая работа посвящена исследованию структурных и фазовых превращений индуцированных деформацией, скорости превращения в зависимости от температуры и температурных границ превращения для образцов из аустенитной нержавеющей стали в интервале 210...330 К. Мартенситные механизмы являются эффективными механизмами повышения прочностных свойств аустенитных сталей, которые зависят от термодинамической стабильности аустенита и условий деформации (величины, температуры). Исследование кинетики указанных процессов при разных температурах позволит установить закономерности макроскопической локализации пластической деформации.

Механические испытания на одноосное растяжение проводились на плоских образцах аустенитной нержавеющей стали 12X18H10T имеющих форму двойной лопатки с размерами 40x5x2 мм при постоянной скорости движения подвижного захвата 0,4 мм/мин. Температуры ниже комнатной поддерживали постоянными с помощью непрерывной подачи паров азота из сосуда Дьюара в термоизолирующий короб. Контроль температуры проводили с помощью термопары хромелю-алюмель, находящейся внутри короба, прижатой к недеформируемой части на поверхности образца. Скорость подачи паров азота задавали при помощи нагревательного элемента, находящегося внутри сосуда Дьюара подключенного к источнику питания с регулируемой мощностью тока. Температуры выше комнатной поддерживали постоянными в течение всего эксперимента обдувая горячим воздухом образец и захваты испытательной машины, находящиеся внутри термоизолирующего короба. Изменение процентного содержания мартенситной фазы измеряли прибором МВП-2М, (многофункциональный вихретоковый прибор) позволяющий измерять процентное содержание магнитной (мартенситной) фазы в металле. В состоянии поставки, мартенситная фаза практически полностью отсутствует, однако в процессе деформации в определенном интервале температур, проходит аустенит – мартенситное превращение и количество мартенситной фазы растет. Структурные и фазовые превращения исследовали на микроскопе отраженного света «Neophot-21» с записью изображений при помощи цифровой камеры при разных увеличениях в светлом поле и поляризованном свете. Тонкие исследования структуры проводили на атомно-силовом микроскопе (ACM) Solver PRO-47H контактным методом.

Изучена деформационная структура образцов в исходном и деформированном состояниях. Установлено, что пластическая деформация стали осуществляется как скольжением, так и двойникованием. Показано, что в процессе деформации происходит сильная локализация деформации, приводящая к образованию грубых следов скольжения. Обнаружено, что микродвойники формируют большие скопления, с одной или несколькими системами двойникования. Образующаяся мартенситная фаза наблюдается в виде мелких выделений. В результате анализа деформационных кривых, а также данных, полученных с МВП-2 и фотографий микроструктуры поверхности установлено влияние температуры на механические свойства, а также на структурные и фазовые деформационные превращения аустенитной стали 12X18H10T.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0011, и частично грантом РФФИ номер 20-08-00305_а.

О ВОЗМОЖНЫХ ФОРМАХ ВЫРАЖЕНИЯ ЭЛЕКТРОСТАТИЧЕСКОЙ ЭНЕРГИИ СИСТЕМЫ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ЗАРЯДОВ

Колычев С.А., Камалова Н.С.

*ФГБОУ ВПО ВУНЦ Военно-воздушная академия имени Ю. А. Гагарина,
ФГБОУ ВО «Воронежский государственный лесотехнический университет
имени Г.Ф. Морозова», Воронеж, Россия
E-mail: rc@icmail.ru*

В электростатике, как и в классической электродинамике в целом, для описания систем электрических зарядов используются две взаимодополняющие друг друга абстракции. Это точечный заряд, находящийся в одной единственной точке пространства, и заряд, непрерывно распределённый по некоторой пространственной области. При этом полагается, что точечный заряд может взаимодействовать с окружающими его зарядами только как целое. Такое описание отражает известное свойство элементарных частиц, но «размещение» такой частицы в единственной точке пространства «квантовомеханически» невозможно.

Описание непрерывного распределения заряда удобно, когда речь идёт об усреднённых величинах по объёмам, в которых находятся огромные количества элементарных носителей заряда. В пределе малых объёмов эта абстракция перестаёт передавать свойства реальных распределений зарядов.

При оценке электростатической энергии взаимодействия системы образований непрерывно распределённых зарядов можно продемонстрировать альтернативный подход на системе двух пространственно совмещённых шаров одинакового радиуса (a), разноимённо заряженных одинаковыми по величине зарядами, равномерно распределёнными по объёмам шаров. С точки зрения электростатики их исходное состояние (состояние с «нулевой энергией») аналогично свободному от заряда пространству. При смещении центров шаров из этого исходного состояния в направлении их конечного положения возникают действующие на шары электрические силы взаимного притяжения. При таком подходе значение энергии электростатического взаимодействия представляет собой работу против электрических сил включает в себя составляющие, связанные с удалением дополнительных «антиобразований», что аналогично отбрасыванию в конечных выражениях членов, ассоциируемых с собственной энергией шаров [1]. В рамках такого подхода энергия электростатического взаимодействия при традиционном выборе исходной конфигурации системы образований («бесконечная разобщённость») для системы точечных зарядов описывается выражением

$$U = \frac{\varepsilon_0}{2} \sum_{i,j,i \neq j} \int (\vec{E}_i(\vec{r}) \cdot \vec{E}_j(\vec{r})) dV_r \quad (1),$$

где $\vec{E}_i(\vec{r})$ - напряжённость поля, создаваемого j -ым образованием заряда в точке $\vec{r}$.

Таким образом энергетические соотношения классической электродинамики не должны сводиться к известным соотношениям [1, 2]. Адекватный современным решаемым задачам выбор системы образований зарядов, в соотношении (1) и связанные с ними динамические соотношения [4] позволят более гибко подходить к анализу энергетики электромагнитных процессов.

Список используемой литературы

1. Дж. Джексон, Классическая электродинамика, М., Изд-во «Мир», 1965, 703 с.
2. Р. Фейнман, Р. Лейтон, М. Сендс, Фейнмановские лекции по физике, вып. 5, Электричество и магнетизм, М., Изд-во «Мир», 1966, 296 с.
3. Н. С. Камалова, С.А. Колычев Об одной форме закона сохранения энергии для системы электрических зарядов, Антенны, №7, 2017, с. 62-66.

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НОВЫХ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ БОРАТОВ $\text{NaSrR}(\text{BO}_3)_2$ ($\text{R} = \text{Ho-Lu, Y, Sc}$)

*Кононова Н.Г.¹, Кузнецов А.Б.¹, Кох К.А.^{1,2}, Шевченко В.С.¹, Сагатов Н.¹,
Гаврюшкин П. Н.^{1,2}, Светличный В.А.³, Болатов А.⁴ и Кох А.Е.¹*

¹ *Институт Геологии и минералогии СО РАН, Новосибирск, Россия*

E-mail: kononova@igm.nsc.ru

² *Новосибирский государственный университет, Новосибирск, Россия*

³ *Томский государственный университет, Томск, Россия*

⁴ *Казахский национальный университет им. аль-Фараби, Алматы, Казахстан*

Редкоземельные бораты с щелочными и щелочноземельными металлами представляют большой интерес для исследований в связи с их способностью формировать различные типы структур, что дает возможность поиска новых перспективных лазерных матриц и фотолюминесцентных материалов. При изучении систем $\text{R}_2\text{O}_3\text{--BaO--Na}_2\text{O--B}_2\text{O}_3$ ($\text{R} = \text{Sc, Y}$) впервые обнаружены соединения $\text{NaBaSc}(\text{BO}_3)_2$ и $\text{NaBaY}(\text{BO}_3)_2$ [1], а в результате замещения Na^+ на K^+ , Ba^{2+} на Sr^{2+} получены семейства сложных боратов $\text{KBaR}(\text{BO}_3)_2$ [2] и $\text{KSrR}(\text{BO}_3)_2$ ($\text{R} = \text{Tb, Yb, Y}$) [3]. В настоящей работе при замене K^+ на Na^+ в соединениях состава $\text{KSrR}(\text{BO}_3)_2$ синтезированы новые бораты $\text{NaSrR}(\text{BO}_3)_2$ ($\text{R} = \text{Ho-Lu, Y, Sc}$). Результаты ДСК показывают, что в диапазоне температур 450-550°C для этих соединений существуют фазовые переходы. Бораты высокотемпературной модификации кристаллизуются в тригональной сингонии с пространственной группой $R\bar{3}m$. Данную структуру можно описать как слоистую, состоящую из двух слоев $[\text{BO}_3]^{3-}$ -треугольников. Атомы кислорода этих треугольников распределены в пространстве таким образом, что получаются октаэдрические пустоты, в центрах которых и размещаются катионы РЗЭ. В свою очередь, слои треугольников соединяются между собой двумя субслоями, в которых катионы Na^+ и Sr^{2+} занимают разупорядоченные позиции. Бораты низкотемпературной фазы кристаллизуются в пространственной группе $C2/m$ и изотипны $\text{KSrR}(\text{BO}_3)_2$. В данной структуре плоские анионные группы $[\text{BO}_3]^{3-}$ образуют гофрированные слои, расположенные параллельно направлению $[010]$. $[\text{RO}_6]$ -октаэдры РЗЭ, объединённые в пакеты, располагаются между слоями, а крупные катионы Na^+ и Sr^{2+} , занимающие одну позицию, находятся в межпакетном промежутке вблизи боратных слоев и смещены к одному из них.

Вследствие фазового перехода кристаллы $\text{NaSrR}(\text{BO}_3)_2$, выращенные из растворителя $\text{Na}_2\text{O--B}_2\text{O}_3\text{--NaF}$ в интервале температур 600-700°C, содержат большое количество двойников. По результатам термического анализа температуры конгруэнтного плавления соединений $\text{NaSrR}(\text{BO}_3)_2$ (1055°C (Ho) – 1206 °C (Lu)) зависят от радиуса катиона. Бораты с более крупными катионами РЗЭ имеют более низкую температуру плавления. Изучение спектров ИК, КР, поглощения и люминесценции проводили на образцах, полученных методом твердофазного синтеза.

Данная работа выполнена при поддержке грантов ГФ МОН РК IRN AP08855427 и базового проекта ИГМ СО РАН.

1. Светлякова Т.Н., Кононова Н.Г., Кох А.Е. и др. // Журн.неорган. химии. 2011. Т.56. № 1. С. 117.
2. В. С. Шевченко, Н. Г. Кононова, А. Е. Кох, А. К. и др. // Журн.неорган. химии. 2017. Т. 62. № 9. с. 1184–1188.
3. A.E. Kokh, N.G. Kononova, V.S. Shevchenko et.al. // Journal of Alloys and Compounds. 2017. V.711. pp. 440-445.

НЕКОТОРЫЕ ОПТИЧЕСКИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ СЕМЕЙСТВА ЛАНГАСИТА И ИХ СТРУКТУРНАЯ ОСНОВА

Константинова А.Ф., Головина Т.Г.*, Дудка А.П., Сизова Н.Л.

Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ "Кристаллография и фотоника" РАН, Москва, Россия

*E-mail: tatgolovina@mail.ru

Технологические применения кристаллов семейства лангасита вызывают большой интерес к их исследованию. В данной работе рассмотрены некоторые оптические и механические свойства правых кристаллов этого семейства, в основном на примере лангасита $\text{La}_3\text{Ga}_5\text{SiO}_{14}$.

Проведен расчет вращения плоскости поляризации света, проходящего в направлении, параллельном (ρ_z) и перпендикулярном (ρ_x) оптической оси. Для всех исследованных кристаллов величина ρ_z отрицательна, а ρ_x – положительна (рис. 1а). Показано, что структурной основой такой анизотропии оптической активности являются области электронной плотности в виде спиралей. В направлении, параллельном оптической оси, атомные спирали являются правыми и трехзаходными, в перпендикулярном – левыми и двухзаходными (рис. 1б). Для левых кристаллов знаки ρ_x , ρ_z и закрутка спиралей поменяются на противоположные.

Исследована анизотропия микротвердости и разрушения при давлении в плоскости базиса (0001) лангасита $\text{La}_3\text{Ga}_5\text{SiO}_{14}$ с помощью индентирования по Берковичу. Обнаружено образование микротрещин, прямых и выходящих точно из углов отпечатков, в шести направлениях с шагом 60° . Наблюдаемые особенности образования микротрещин можно объяснить с привлечением структурной модели мультиячейки. Как следует из данной модели, разломы идут в направлении полиэдров со смешанной катионной заселенностью, при этом линия разлома раздвигает элементарные ячейки разного химического состава (рис. 1в).

Проведен расчет модуля Юнга правого кристалла лангасита в разных кристаллографических плоскостях (рис. 1г). Картинку для левого кристалла можно получить, поменяв местами сечения плоскостями $\{1\bar{2}\bar{1}0\}$ и $\{1\bar{2}10\}$.

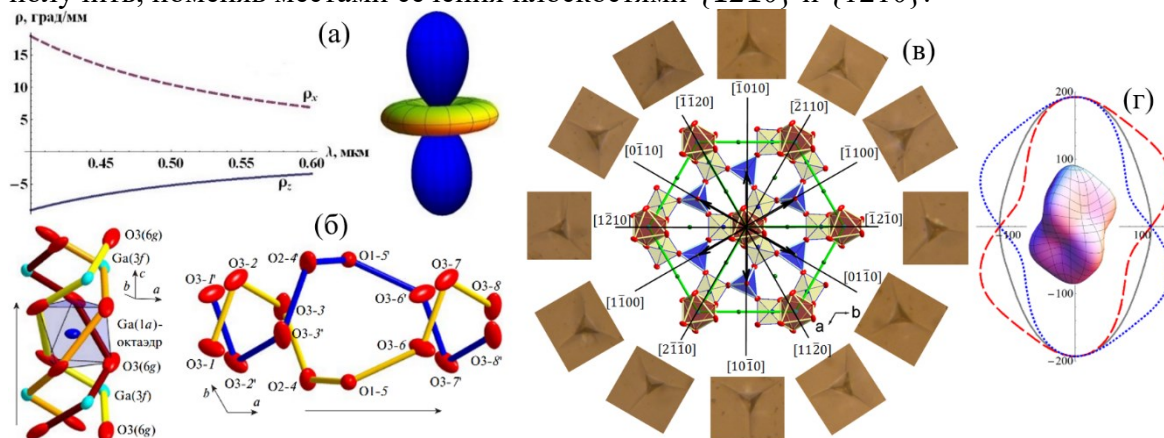


Рис. 1. (а, б) – Вращение плоскости поляризации света ρ , гирационная поверхность и спирали электронной плотности в правом кристалле лангасита для направлений параллельно и перпендикулярно оптической оси. (в) – Картины индентирования плоскости (0001) лангасита по Берковичу при поворотах индентора с шагом 30° . В центре: модель структуры лангасита в виде полиэдров. Стрелки – направления разломов. (г) – Характеристическая поверхность модуля Юнга лангасита и ее сечения плоскостями $\{01\bar{1}0\}$ (серый), $\{1\bar{2}\bar{1}0\}$ (красный), $\{1\bar{2}10\}$ (синий).

ОЦЕНКА ЭНТРОПИИ ФОРМИРОВАНИЯ МЕЖУЗЕЛЬНЫХ ГАНТЕЛЕЙ В АЛЮМИНИИ ВБЛИЗИ ТЕМПЕРАТУРЫ ПЛАВЛЕНИЯ

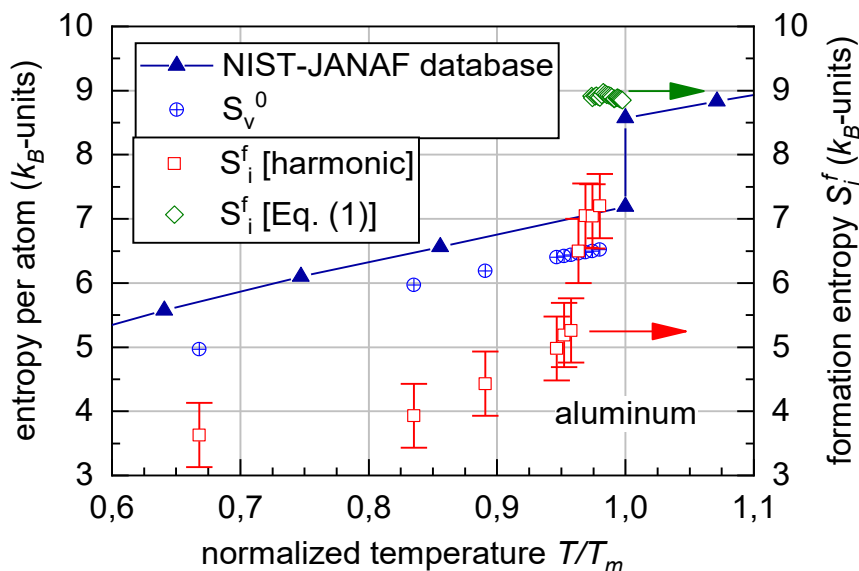
Кончаков¹ Р.А., Макаров¹ А.С., Аронин^{1,2} А.С., Кобелев² Н.П., Хоник¹ В.А.

¹Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, Россия

²Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

E-mail: konchakov.roman@gmail.com

Методом молекулярной динамики установлен значительный рост колебательной энтропии формирования межузельных дефектов в гантельной конфигурации в монокристаллическом алюминии вблизи температуры плавления T_m . Расчеты выполнены в пакете LAMMPS с межатомным потенциалом из работы [1]. Колебательная энтропия вычислялась в гармоническом приближении. Выполнена оценка энтропии формирования межузельной гантели S_i^f из известной формулы для равновесной концентрации дефектов по данным работы [2] $c_i = \exp\left(-\frac{H_i^f - TS_i^f}{k_B T}\right)$. (1)



Колебательная энтропия S_v^0 атомов идеальной решетки и ее сравнение с полной энтропией по данным эксперимента [3] (левая ось), а также энтропия формирования межузельной гантели S_i^f в гармоническом приближении и из формулы (1).

Показано, что энтропия формирования межузельных гантелей составляет около 70% от полной энтропии плавления алюминия, наблюдаемой в эксперименте. Сделан вывод о важнейшей роли межузельных гантелей в процессе плавления [4].

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

Список литературы

1. H.W. Sheng, M. Kramer, A. Cadien, T. Fujita, and M. Chen, Phys. Rev. B 83, 134118 (2011).
2. E.V. Safonova, Yu.P. Mitrofanov, R.A. Konchakov, A.Yu. Vinogradov, N.P. Kobelev, and V.A. Khonik, J. Phys.: Condens. Matter 28, 215401 (2016).
3. NIST-JANAF thermochemical tables <https://janaf.nist.gov/tables/Al-001.html>
4. Р.А. Кончаков, А.С. Макаров, А.С. Аронин, Н.П. Кобелев, В.А. Хоник, Письма в ЖЭТФ 113, 341 (2021).

ФОРМИРОВАНИЕ ОБМЕННОГО СМЕЩЕНИЯ

В МИКРОПРОВОДАХ PrDyCoFeB

Коплак О.В., Дворецкая Е.В., Погорелец Ю.С., Дремова Н.Н., Моргунов Р.Б.

Институт проблем химической физики, 142432, Черноголовка, Россия

E-mail: o.koplak@gmail.com

Эффект обменного смещения, возникающий на интерфейсе двух магнитных слоев (ферро- и антиферромагнитных) в наноструктурах, является многообещающим для спинтронических приложений. Многослойные микропровода PrDyCoFeB могут быть удобными объектами для создания и исследования новых магнитных состояний на границе между ферромагнитной и ферримагнитной фазами [1-3]. Аморфные микропровода PrDyCoFeB получены методом экстракции висящей капли расплава. Высокотемпературный отжиг приводит к формированию магнито жесткой ферромагнитной фазы 2-14-1 ($\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$) и увеличению коэрцитивной силы (рис. 1 а). В таких микропроводах обменное смещение не наблюдается.

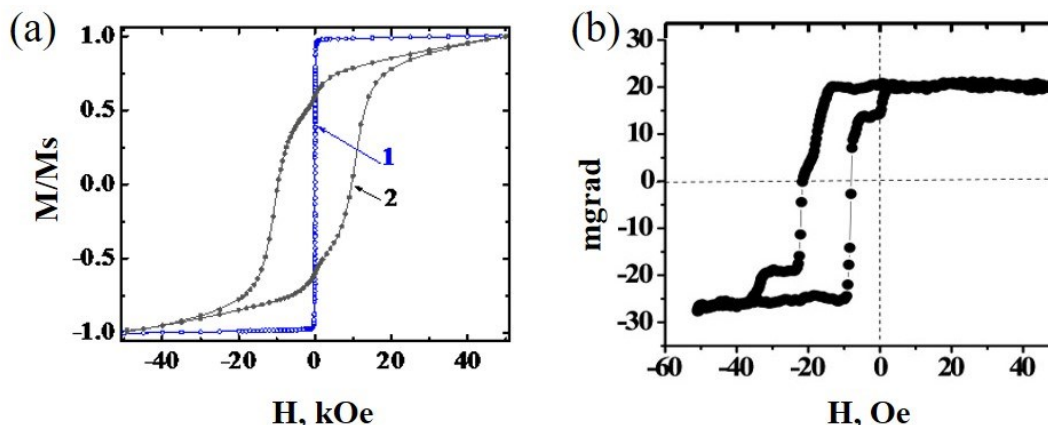


Рис.1. (а) Петля гистерезиса намагниченности M , нормированной на намагниченность насыщения M_s для микропровода PrDyFeCoB до (1) и после (2) отжига при 900 °C в течении 2 часов., (б) Петля гистерезиса, записанная микроскопом Керра для микропровода PrDyFeCoB с ядром α -Fe и оболочкой.

Дополнительное напыление слоя железа так же не приводит к обемному смещению петли гистерезиса, поскольку интерфейс 2-14-1 фазы с α -Fe не является источником обменного смещения. При этом изменение скорости охлаждения расплава приводит к формированию микропроводов с α -Fe ядром и ферримагнитной оболочкой, в которых величина эффекта составляет 50-70 Oe. Знак и величина обменного смещения определяются величиной магнитного поля, приложенного при их охлаждении до 2 К. Обменное смещение петли гистерезиса может быть обусловлено неколлинеарной ориентацией спинов на интерфейсе ферромагнетика α -Fe и ферримагнетика PrDyFeCoB.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 20-32-70025 «Стабильность».

1. R. Morgunov, O. Koplak, et al, J. Magnet. Magnetic. Mater **497**, 166004 (2020).
2. O.Koplak, R. Morgunov, Materials Science and Eng. B **263**, 114845 (2021).
3. R. Morgunov, O. Koplak, Materials Letters **273**, 127954 (2020).

**СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ОСОБЕННОСТЕЙ
ФОРМИРОВАНИЯ ПРИМЕСНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ В КРИСТАЛЛАХ
Ge(Ga) ПРИ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В РАЗЛИЧНЫХ
УСЛОВИЯХ ТЕПЛОМАССОПЕРЕНОСА**

Коробейникова Е.Н., Власов В.Н., Супельняк С.И.

*Институт кристаллографии им. А.В.Шубникова ФНИЦ «Кристаллография и
фотоника» РАН, Москва, Россия*

E-mail: enkorob@mail.ru

Повышение микрооднородности распределения легирующей примеси в выращиваемых кристаллах является одной из важнейших задач материаловедения в связи с развитием субмикронной- и нанoeлектроники. Изменение состава растущего кристалла контролируется диффузией, конвективными течениями в расплаве, а также параметрами роста. В условиях нестационарной конвекции в расплаве осцилляции мгновенной скорости роста, связанные с флуктуациями температуры и величины переходного пограничного слоя вблизи фронта кристаллизации, приводят к неравномерному захвату примеси растущим кристаллом и формированию концентрационных неоднородностей в виде микросегрегационных полос роста (ПР) [1]. Такие концентрационные неоднородности отражают особенности тепломассопереноса вблизи фронта кристаллизации и являются в настоящее время основным источником информации как об особенностях процесса кристаллизации, так и о возмущающих эффектах различных внешних факторов [2]. Поэтому при росте кристаллов из расплава решение проблемы повышения микрооднородности однозначно связано с управлением процессами тепломассопереноса. Минимизация конвективных процессов в расплаве позволяет значительно повысить качество выращиваемых кристаллов. В пределе приближение к диффузионным условиям тепломассопереноса дает возможность проводить рост монокристаллов на основе самоорганизации структурных элементов и получать более однородные кристаллы. Такие условия могут осуществляться при выращивании кристаллов полупроводников в условиях микрогравитации на борту космических аппаратов при практическом отсутствии термогравитационной конвекции.

Реализация в наземных ростовых процессах условий ослабленной конвекции позволяет получать кристаллы, сопоставимые по микрооднородности свойств с выращенными в условиях микрогравитации. В работе обобщаются результаты наземной отработки космического эксперимента по выращиванию кристаллов Ge(Ga), планируемого на борту многофункционального лабораторного модуля в составе РС МКС. Изучены особенности формирования ПР при выращивании кристаллов в различных условиях тепломассопереноса (при наличии или отсутствии конвекции Марангони, а также при различных скоростях роста). По данным металлографических и электрофизических исследований сделаны выводы о характере влияния различных технологических параметров процесса кристаллизации на структурное качество выращенных кристаллов. Показано значительное снижение интенсивности конвективных течений в применяемой конфигурации ростовой системы.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.

1. Г. Мюллер Выращивание кристаллов из расплава. Конвекция и неоднородности. М.: Мир. 1991. 143 с.
2. C.A.Wang, D.Carlson, S.Motakef, et al. *J. Cryst. Growth*, 2004, **264**, 565-577.

ТРЕХКАТИОННЫЕ СКАНДОБОРАТЫ: СОСТАВ – СТРУКТУРА – СВОЙСТВА

Кох А.Е.¹, Кононова Н.Г.¹, Кузнецов А.Б.¹, Симонова Е.А.¹, Шевченко В.С.¹,
Горевачева А.А.¹, Светличный В.А.²

¹Институт геологии и минералогии им. В.С. Соболева, Новосибирск, Россия

²Томский государственный университет, Томск, Россия

E-mail: a.e.kokh@gmail.com

Одним из важных свойств ортоборатов с общей формулой $RX_3(BO_3)_4$, где $R=Y$, Ln ; $X=Al, Ga, Sc, Cr, Fe$ является способность образовывать нецентросимметричную структуру, которую принято называть хантитоподобной. Такая структура обуславливает наличие у данных соединений многих практически важных свойств, в том числе, нелинейно-оптических.

В работе [1] было показано, что стабилизация хантитоподобной структуры может произойти, если в структуру $LaSc_3(BO_3)_4$ ввести катион Nd^{3+} . Таким образом соединение $Nd_xLa_{1-x}Sc_3(BO_3)_4$ положило начало новым трехкатионным скандоборатам с хантитоподобной структурой. Далее в ряде работ были получены нелинейно-оптические кристаллы в ряду $A_xLa_ySc_z(BO_3)_4$ со стабильной хантитоподобной структурой при $A = Bi, Gd, Y$ и Lu . Из данного ряда нами синтезированы новые соединения со структурой хантита при $A = Sm$ и Tb : $Sm_{0.5}La_{0.5}Sc_3(BO_3)_4$ и $Tb_{0.5}La_{0.5}Sc_3(BO_3)_4$, выращены объемные кристаллы и исследованы их оптические свойства [2].

Ранее нами были синтезированы еще три новых трехкатионных соединения из ряда иттрий-скандиевых боратов $Y_xR_ySc_z(BO_3)_4$, ($x+y+z=4$) с $R = Ce, Pr$ и Nd [3]. Для Pr и Nd были выращены объемные кристаллы высокого оптического качества с использованием в качестве растворителя $LiBO_2 - LiF$ [4]. Составы выращенных кристаллов близки к формулам $Y_{0.10}Pr_{0.93}Sc_{2.96}(BO_3)_4$ и $Y_{0.18}Nd_{0.87}Sc_{2.95}(BO_3)_4$.

В продолжение иттрий-скандиевого ряда нами были синтезированы новые соединения для 10 лантаноидов ряда $Sm, Eu, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Yb, Lu$. Исходные компоненты, как и для синтеза Ce, Nd, Pr иттрий-скандиевых боратов данного ряда в работе [3], брались в соотношении $Y_2O_3:Ln_2O_3:Sc_2O_3:HBO_2 = 1:1:4:6$. Однако полученные соединения представляли собой твердые растворы на основе $ScBO_3$ (пр. гр. $R-3c$) и соответствовали кристаллохимической формуле $Y_xLn_ySc_{1-x-y}BO_3$.

Предварительный вывод состоит в том, что для формирования устойчивой хантитоподобной структуры необходимо наличие катиона с ионным радиусом большим, чем у катиона Sm^{3+} . Целью продолжающейся работы является синтез и исследование новых соединений скандоборатов при различных комбинациях трехвалентных катионов Ln и их составов в общей формуле $Ln'_xLn''_ySc_z(BO_3)_4$.

Работа выполняется по гранту РФФИ № 19-05-00198а

1. Y. Li, G. Aka, A. Kahn-Harari, and D. Vivien. *J. Materials Research*, 2001, 16, 38.
2. A. Kuznetsov, A. Kokh, N. Kononova, et all. *Materials Research Bulletin*, 2020, 126, 110850
3. А.Е. Кох, Н.Г. Кононова, М.В. Федорова, и др. *ДАН*, 2012, 443, 567.
4. А.Е. Kokh, А.В. Kuznezov, E.V. Pestryakov, et all. *Crystal Research & Technology*, 2017, 52, 1600371.

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НАНОЧАСТИЦ α -NaREF₄:Er₂%Ce₂% (RE= Y, Yb, Lu) НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ АП- И ДАУН-КОНВЕРСИОННОЙ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ ПРИ ИК-ВОЗБУЖДЕНИИ

Кошелев А.В.¹, Архарова Н.А.¹, Хайдуков К.В.¹, Каримов Д.Н.¹

¹ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Ленинский проспект, 59

Оптическое окно ближнего инфракрасного диапазона (1500–1700 нм) представляет практический интерес в области телекоммуникационных технологий, оптической визуализации биотканей и т.д. Даун-конвертирующие фторидные наночастицы, легированные ионами лантаноидов, в настоящее время являются наиболее перспективными люминесцентными материалами для решения различных прикладных задач в данных научных сферах за счет низкой токсичности, высокой химической стабильности и большими стоксовыми сдвигами люминесценции. Однако, сравнительно низкая интенсивность люминесценции данных частиц в области 1500–1700 нм существенно ограничивает их потенциальные возможности. Поэтому разработка подходов к улучшению люминесцентных показателей нанокристаллических материалов в области ближнего ИК-излучения является важной задачей.

В данной работе было изучено влияние химического состава кристаллической фторидной матрицы α -NaREF₄ и легирующих примесных ионов (Zn^{2+} , Ce^{3+}) на люминесцентные характеристики полученных наноматериалов. В качестве опытных образцов использовали кубические фторидные наночастицы α -NaREF₄:Er₂%Ce₂% (RE= Y, Yb, Lu), полученные методом термического разложения прекурсоров. Концентрация примесных ионов Zn^{2+} варьировалась от 5 до 12 мол.% относительно суммарного содержания ионов РЗЭ. Образцы были комплексно охарактеризованы методами просвечивающей электронной микроскопии, порошковой дифрактометрии и флуоресцентной спектроскопии. Размерность полученных образцов после покрытия изоструктурной оболочкой составила 30 ± 8 нм. Было показано, что наночастицы α -NaYbF₄:Er₂%Ce₂% имеют наибольшую интенсивность люминесценции как в видимой (400-800 нм), так и в области 1500–1700 нм по сравнению с другими аналогами. Было доказано, что внедрение примесных ионов Zn^{2+} в кристаллическую решетку α -NaYbF₄ значительно влияет на флуоресценцию наночастиц без изменения их размерных характеристик. Увеличение содержания Zn^{2+} до 10 mol.% приводит усилению интенсивности NIR-люминесценции (1532 нм) на 66%, а в видимом диапазоне (541 и 657 нм) до 340%. В работе обсуждаются возможности направленной модификации люминесцентных свойств наночастиц данного класса за счет солегирования различного рода примесями.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проекты № 19-02-00877 и 20-52-56017 Иран_t).

РЕЛАКСАЦИЯ МОДУЛЯ СДВИГА В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СТЕКЛЕ $Zr_{46}Cu_{45}Al_7Ti_2$ ДО И ПОСЛЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

М.А. Кретьова, А.С. Макаров, В.А. Хоник

Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, Россия

E-mail: marinakretova1994.marina@mail.ru

Деформированные металлические стекла (МС) содержат модифицированные локальные области структуры, поэтому их физические свойства отличаются от свойств в недеформированном состоянии. Исследование характера изменений структуры и свойств в результате деформации является предметом неослабевающего интереса. С целью получения новой информации по этому вопросу нами были выполнены исследования релаксации модуля сдвига в МС $Zr_{46}Cu_{45}Al_7Ti_2$ до и после пластической деформации сжатием в стесненных условиях при комнатной температуре. Деформация определялась по уменьшению толщины h образца из соотношения $\varepsilon = \ln(h_0 / h)$.

Относительное изменение релаксационной составляющей модуля сдвига при нагреве исходных и деформированных образцов определялось как $g_{sr}(T) = [G(T) - G_{nrel}(T)] / G_0 - 1$, где $G(T)$ - измеренный модуль сдвига, $G_{nrel}(T)$ - рассчитанная нерелаксационная компонента модуля, включающая гармонический, ангармонический и электронный вклады и определявшаяся в соответствии с методикой [1] по формуле $G_{nrel}(T) = G_0(1 + \alpha_1 T + \alpha_2 T^2)$ (G_0 , α_1 и α_2 - некоторые константы).

На рисунке представлена температурная зависимость релаксационной составляющей $g_{sr}(T)$ модуля сдвига для недеформированного ($\varepsilon = 0$) и деформированных (деформации $\varepsilon = 0.1, 0.2, 0.3, 0.4$) состояний. Видно, что при температурах $320 \leq T \leq 455$ К релаксация в недеформированном стекле выше, чем в деформированном. Однако, с повышением температуры имеет место обратное, т.е. чем больше степень деформации стекла, тем выше величина релаксации. Полученный результат является довольно неожиданным и требует адекватного анализа.

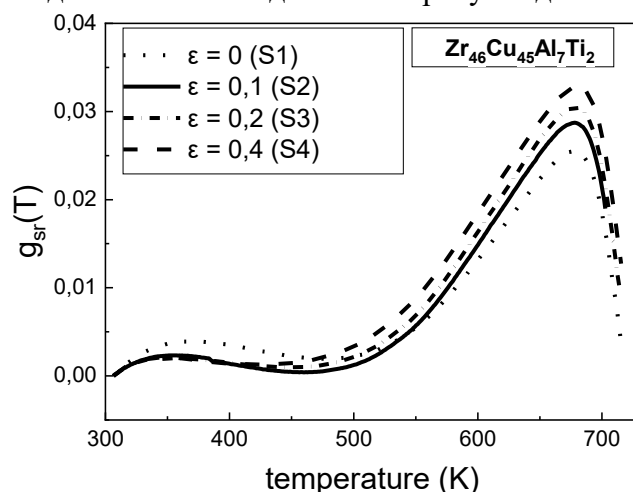


Рис. Температурные зависимости относительного изменения релаксационной составляющей модуля сдвига в недеформированном ($\varepsilon = 0$) и деформированном ($\varepsilon = 0.1, 0.2, 0.3, 0.4$) состояниях при нагреве до $T > T_g$.

1. Митрофанов Ю.П. Особенности релаксации сдвиговой упругости металлических стекол / Ю.П. Митрофанов // Конденсированные среды и межфазные границы. – 2019. – В. 21. С. 84 – 92.

СТРУКТУРА И ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА НОВЫХ ЛЮМИНОФОРОВ НА ОСНОВЕ ФОСФАТОВ

Крутяк Н.Р.^{1,2}, Спасский Д.А.^{2,3}, Дейнеко Д.В.⁴, Нагирный В.², Морозов В.А.⁴

¹Физический факультет МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия, ²Институт физики Тартуского университета, Тарту, Эстония, ³Институт ядерной физики им. Скобелева МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия, ⁴Химический факультет МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия
E-mail: kruna@mail.ru

Соединения на основе фосфатов с ионной проводимостью (NASICON) рассматриваются в качестве новых люминофоров для применения в светодиодах. Недавно было показано, что люминофоры $\text{Na}_{3-2x}\text{Sc}_2(\text{PO}_4)_3:\text{xEu}^{2+}$ со структурой типа NASICON обладают уникальной температурной стабильностью люминесценции, которая превышает таковую для традиционных люминофоров LED [1]. Эффект связан с температурной модификацией процесса переноса энергии на ионы европия в результате происходящих фазовых переходов. Другой новый люминофор с подобной структурой $\text{Na}_{3.6}\text{Y}_{1.8}(\text{PO}_4)_3$ также активно исследуется и рассматривается для применения в светодиодах [2]. В данной работе представлены результаты изучения структурных и люминесцентных свойств люминофоров $\text{Na}_{3.6}\text{A}_{1.8}(\text{PO}_4)_3$ (A = Y, Lu), легированных ионами Eu^{3+} или Dy^{3+} .

Серия люминофоров $\text{Na}_{3.6}\text{Y}_{1.8-x}(\text{PO}_4)_3:\text{x}\text{Dy}^{3+}$ (x = 0.01-0.4), $\text{Na}_{3.6}\text{Lu}_{1.8-x}(\text{PO}_4)_3:\text{x}\text{Dy}^{3+}$ (x = 0.01-0.4), $\text{Na}_{3.6}\text{Y}_{1.8-x}(\text{PO}_4)_3:\text{x}\text{Eu}^{3+}$ (x = 0.01-0.7) и $\text{Na}_{3.6}\text{Lu}_{1.8-x}(\text{PO}_4)_3:\text{x}\text{Eu}^{3+}$ (x = 0.01-0.4) были получены методом высокотемпературного твердофазного синтеза. Структура образцов исследована методом рентгеновской дифракции. Спектры люминесценции и возбуждения люминесценции были измерены в широком диапазоне температур 5-500 К и энергий возбуждения 2.5-10 эВ с использованием лабораторных установок.

Структурный анализ подтвердил, что все образцы однофазны и кристаллизуются в структурном типе NASICON (пространственная группа $R\bar{3}$). Спектры люминесценции при УФ возбуждении состоят из полос свечения, соответствующих межконфигурационным переходам 4f–4f в ионах Dy^{3+} или Eu^{3+} . Определена оптимальная концентрация примеси в каждой серии и показан тип тушения. На основе анализа кинетик затухания получены характерные времена затухания примесного свечения, определены цветовые характеристики люминесценции. Установлено, что при ВУФ возбуждении спектры фотолюминесценции характеризуются дополнительной неэлементарной широкой полосой в УФ области. Высокоэнергетическая компонента этой полосы приписывается собственному свечению экситонов, автолокализованных на PO_4^{3-} комплексах. Из анализа спектра возбуждения собственной люминесценции сделана оценка ширины запрещенной зоны $E_g \sim 7$ эВ. Также изучена температурная стабильность примесной и собственной люминесценции.

Работа выполнена в рамках проекта MOBJD613.

[1] Y.H. Kim et al., Nature Materials, 16 (2017) 543-550.

[2] U. Farooq et al., Journal of Alloys and Compounds, 821 (2020) 153513.

ОСОБЕННОСТИ МОДУЛЯЦИИ СОСТАВА ПРИ СПИНОДАЛЬНОМ РАСПАДЕ УПРУГО-ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ В УСЛОВИЯХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО РЕЗОНАНСА.

Кузнецов В.В.¹, Москвин П.П.², Скуратовский С.И.², Рубцов Э.Р.¹

¹ Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет,
197376 Санкт-Петербург, Россия, E-mail: vvkuznetsov@inbox.ru

² Житомирский государственный технологический университет,
г. Житомир, 10005 Украина

Понижение температуры синтеза слоев с высоким кристаллографическим и оптическим совершенством приводит к переходу системы в область термодинамической неустойчивости и сопровождается спинодальным распадом новой фазы с микроколебаниями состава в слоях субструктуры. Флуктуации состава, известные как эффект модуляции состава твердого раствора, были обнаружены экспериментально как в тройных, так и в четверных твердых растворах A^3B^5 [1-4].

В [2-4] основополагающие уравнения Кана и Хилларда [5-6] адаптированы к описанию спинодального распада тройных твердых растворов A^3B^5 и A^2B^6 , осажденных как на ориентированную [2], так и на аморфную подложки [3], а так же четверных систем A^3B^5 , изопериодных бинарной подложке [4]. Использование специальных методов поиска периодических решений нелинейных дифференциальных уравнений позволило найти интервалы термодинамических параметров систем и их фазовых портретов, которые отвечают за модуляцию состава. Моделирование спинодального распада позволило выявить закономерности формирования модулированных структур в указанных материалах. Общим в рассматриваемых системах является обнаруженное резкое возрастание амплитуды колебаний состава в диапазоне, когда состав материала и температура его синтеза соответствуют областям когерентных спинодалей на диаграммах состояния. Этот эффект резкого возрастания амплитуды колебаний состава идентифицировали как резонансный энергетический эффект между энергиями смещения компонентов и упругой деформации новой твердой фазы. Результаты моделирования показали, что условия резонанса реализуются в узком интервале термодинамических параметров процесса.

Появление модуляции состава твердого раствора при его синтезе в условиях спинодального распада является общим явлением. Обобщенный анализ результатов моделирования распада твердых растворов с разным числом компонентов позволил выявить влияние числа степеней свободы ростовой системы на параметры модуляции состава и формирование периодической сверхструктуры в полупроводниковых твердых растворах.

- [1] Кузнецов В В, Москвин П П. Межфазные взаимодействия при гетероэпитаксии полупроводниковых твердых растворов. Из-во «Лань», Санкт-Петербург, 2019 г., 376 с.
- [2] Moskvin PP, Skurativskiy SI, Kravchenko OP, et al. 2019 J. Cryst. Growth 510 40
- [3] Moskvin P P, Skurativskiy S I, Kuznetsov V V, J. Physics: Conference Series 1400 (2019) 055025 IOP Publishing doi:10.1088/1742-6596/1400/5/055025
- [4] Kuznetsov V V, Moskvin P P, Skurativskiy S I, et al. J. Physics: Conference Series 1697 (2020) 012092 IOP Publishing doi:10.1088/1742-6596/1697/1/012092
- [5] Cahn J W 1961 Acta Metallurgica 9 81
- [6] Khachaturyan A G 1983 Theory of Structural Transformations in Solid, New York, Wiley

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ СТАЛИ ПЕРЛИТНОГО КЛАССА ПРИ МНОГОКРАТНОМ ДЛИТЕЛЬНОМ ДЕФОРМАЦИОННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Кузнецов Р.В., Громов В.Е., Корочкин А.Е., Рубанникова Ю.А.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

E-mail: korochk@rambler.ru

Объектом, на поверхность которого многократно и длительно воздействует деформация, являются железнодорожные рельсы. В настоящее время на АО «ЕВРАЗ ЗСМК» изготавливаются из стали Э76ХФ и после ускоренного охлаждения в специальной установке имеют перлитную структуру.

Рельсы эксплуатировались на Экспериментальном полигоне г. Щербинка, и были изъяты после пропуска 1769037 тыс. тонн брутто.

Макроструктуру металла выявляли методом глубокого травления в 50 % -ном водном растворе соляной кислоты. Исследование микроструктуры металла рельсов проводили методами оптической и сканирующей электронной микроскопии. Дефектную субструктуру металла рельсов изучали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии.

Изучение макроструктуры показало отсутствие каких-либо внутренних дефектов, а также нарушений сплошности.

Исследования микроструктуры металла рельсов, выполненные на травленых шлифах, выявили зерна пластинчатого перлита и, в небольшом количестве, участки феррита; бейнит в микроструктуре отсутствует. Выявлено, что по мере удаления от поверхности катания дисперсность перлита уменьшается, что согласуется с условиями охлаждения при термоупрочнении.

Более детально исследование микроструктуры металла головки рельсов проводили на травленых шлифах методами сканирующей электронной микроскопии и методами просвечивающей электронной микроскопии (метод тонких фольг).

Сканирующая микроскопия показала, что основная доля перлита – регулярные колонии с правильным чередованием цементитных и ферритных пластинок.

Просвечивающая электронная микроскопия показала, что в результате многократного воздействия деформации происходит существенное преобразование структуры стали, а именно состояния зерен пластинчатого перлита. Воздействие деформации, сопровождающееся разрушением пластин цементита путем их разрезания движущимися дислокациями и путем растворения с уходом углерода из решетки цементита на линии дислокаций, на малоугловые и большеугловые границы. На наноразмерном уровне выявлено формирование субзеренной структуры, содержащей наноразмерные частицы цементита, расположенные в стыках и вдоль границ субзерен. Размеры субзерен изменяются в пределах от 110 нм до 200 нм; размеры частиц цементита – от 25 нм до 60 нм.

Установлено, что преобразование в процессе эксплуатации рельсов при деформационном воздействии структуры перлита пластинчатой морфологии относительно центральной оси протекает существенно меньшими темпами по сравнению с изменением структуры относительно радиуса скругления рабочей выкружки. Показано, что субзеренная структура формируется исключительно в поверхностном слое металла рельсов. Относительное содержание субзеренной структуры в поверхностном слое рабочей выкружки в 5 раз выше, чем в поверхностном слое поверхности катания.

**МИКРОВОЛНОВОЕ МАГНИТОСОПРОТИВЛЕНИЕ ТОНКИХ ПЛЁНОК
CoFeB, ПОКРЫТЫХ НАНОЧАСТИЦАМИ Fe/Fe₃O₄**

Куницына Е.И., Аллаяров Р.С., Моргунов Р.Б.

Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, России

E-mail: kunya_kat@mail.ru

Устройства со спиновым клапаном, демонстрирующие эффект гигантского магнитосопротивления (GMR), используются в качестве сенсорных платформ для обнаружения биологические объекты с магнитной меткой. Сенсоры такого типа представляют собой интегрированные аналитические устройства, обеспечивающие высокую скорость считывания сигнала, линейный отклик, высокую воспроизводимость и дешевизну. Способ работы датчиков GMR хорошо известен. Локальные магнитные поля ферромагнитных наночастиц, прикрепленных к биологическим объектам, вызывают локальное перемагничивание свободного ферромагнитного слоя в структуре спинового клапана. Локальное магнитосопротивление изменяется из-за изменения ориентации части свободных магнитных слоев. Для этого метода требуются электрические контакты, которые снижают функциональность датчика и делают его несовместимым с приложениями «in vivo». Поэтому активно разрабатываются беспроводные технологий считывания с использованием микроволнового поглощения, чувствительного к локальным токам и удельному сопротивлению датчика.

В работе экспериментально показано, что СВЧ-отклик гетероструктур CoFeB/Ta/CoFeB чувствителен к присутствию магнитных наночастиц Fe/Fe₃O₄.

Спектры ферромагнитного резонанса ультратонких пленок с нанесенными частицами позволяют оценить магнитодипольное взаимодействие частица/пленка. Полевые зависимости dP/dH , зарегистрированные с помощью спектрометра ЭПР, были использованы для получения петли магнитного гистерезиса тонких катушек на основе CoFeB, а также для измерения магнитосопротивления системы платформа-наночастица.

Для гетероструктур CoFeB/Ta/CoFeB при размещении наночастиц Fe/Fe₃O₄ на их поверхности обнаружено увеличение общего магнитосопротивления. Подавление отрицательного магнитосопротивления такой системы показано с помощью микромагнитного моделирования.

Работа выполнена в соответствии с программой Института проблем химической физики РАН АААА-А19-119092390079-8 и поддержана грантом Президента РФ 2644.2020.2.

НОВЫЙ НЕЛИНЕЙНО-ОПТИЧЕСКИЙ КРИСТАЛЛ $\text{AgLiGa}_2\text{Se}_4$ С ОПТИМАЛЬНЫМ КОМПЛЕКСОМ ОПТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ДЛЯ РАБОТЫ В СРЕДНЕЙ ИНФРАКРАСНОЙ ОБЛАСТИ

А. Курусь, А. Елисеев, С. Лобанов, М. Молокеев, А. Пугачев

В. Вединяпин, Л. Исаенко

ИГМ СО РАН, физ. ф-т НГУ, Новосибирск, Россия

E-mail: kurusaf@igm.nsc.ru

Нелинейно-оптические кристаллы (NLO), прозрачные в области среднего ИК широко используются для генерации лазерного излучения в перестраиваемых системах с диапазоном длин волн от 3 до 20 мкм.

AgGaSe_2 (AGSe) - это коммерческий NLO кристалл среднего ИК диапазона с высоким нелинейным коэффициентом ($d_{36}=39.5$ пм/В@10.6), но достаточно низким порогом лазерной прочности (LDT) (13 МВт/см^2 при $30 \text{ нс}@2000 \text{ нм}$), что делает его использование затруднительным в лазерных системах высокой мощности [1].

Нами впервые в мире были выращены крупные монокристаллы селенида $\text{AgLiGa}_2\text{Se}_4$ оптического качества (структура халькопирита), производные от трехкомпонентных AgGaSe_2 и LiGaSe_2 [2].

В настоящей работе показана возможность молекулярно- модифицировать структуру AGSe за счет введения тетраэдров $[\text{LiSe}_4]$. Замена половины тяжелых катионов (Ag^+) легким (Li^+) увеличивают ширину запрещенной зоны до 2,2 эВ (против 1,7 эВ для AGSe). В результате этого лучевая стойкость (LDT) для $\text{AgLiGa}_2\text{Se}_4$ увеличивается в пять раз по сравнению с AGSe, сохраняя при этом относительно высокую нелинейную восприимчивость второго порядка ($d_{\text{эфф}}=26 \text{ пм/В}$). Кроме того, характерная для халькогенидов с халькопиритной структурой анизотропия коэффициентов теплового расширения в кристалле $\text{AgLiGa}_2\text{Se}_4$ приблизительно в два раза ниже по абсолютной величине по сравнению с AgGaSe_2 , что облегчает рост крупных кристаллов.

Все эти преимущества делают кристалл $\text{AgLiGa}_2\text{Se}_4$ многообещающим для его применения в лазерных приложениях для среднего ИК диапазона.

1. Boy D., GD K. HM, and McFee, J //Quantum Electro QE7. – 1971. – С. 563-567.
2. Yelissev A. et al. A New Nonlinear Optical Selenide Crystal $\text{AgLiGa}_2\text{Se}_4$ with Good Comprehensive Performance in Mid-Infrared Region //Advanced Optical Materials. – 2021. – Т. 9. – №. 5. – С. 2001856.

ШКОЛА

**ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ
ОПТИЧЕСКОЙ КЕРАМИКИ BaF_2**

Кучерявенкова Е. А.^{1,2}, Орехов А. С.², Каримов Д. Н.²,
Архарова Н. А.², Клечковская В. В.²

¹*Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова, Москва, Россия*

²*Институт кристаллографии им. А. В. Шубникова ФНИЦ*

«Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия

E-mail.: gruffalik@yandex.ru

В настоящее время оптическая керамика на основе фторидов MF_2 ($M = \text{Ca}, \text{Sr}, \text{Ba}$) с флюоритовой структурой (пр. гр. Fm-3m) широко применяется в различных областях оптики и фотоники благодаря своим исключительным оптическим и эксплуатационным свойствам [1]. Оптическое пропускание керамики на основе BaF_2 существенно зависит от способа получения и последующей термической обработки [2,3].

Целью работы является исследование влияния термической обработки керамики BaF_2 на ее микроструктуру для установления взаимосвязи с оптической прозрачностью в широком спектральном диапазоне. Для этого образцы керамики BaF_2 были получены методом горячего прессования и подвергнуты дальнейшему отжигу при температурах 1000-1200 °С в различных фторирующих атмосферах ($(\text{C}_2\text{F}_4)_n$, BF_3 , HF и др.). Микроструктура, размер зерен, аспектное соотношение, длина межзеренных границ были изучены с помощью метода дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ) на растровом электронном микроскопе FEI Quanta 200 3D при ускоряющем напряжении 30 кВ.

Для каждого образца были проанализированы ориентационные карты средней площадью 5 мм². Размер зерен в изученных образцах изменялся от единиц до 450 мкм. Аспектное соотношение для исходного образца BaF_2 – 2.28, отожженного в HF – 1.93, отожженного в тефлоне – 2.13. Динамика распределения зерен по размерам прослежена в зависимости от вида фторагента и времени отжига.

По результатам анализа образцов установлена взаимосвязь между микроструктурой керамики BaF_2 и ее оптическими свойствами и оптимизированы условия термической обработки оптической керамики.

[1] Кузнецов С. В., Александров А. А., Федоров П. П. Фторидная оптическая нанокерамика // Неорганические материалы. - 2021. - Т. 57. - № 6. - С. 583-607.

[2]. Сорокин Н.И., Каримов Д.Н., Комарькова О.Н. и др. Влияние термообработки в атмосфере HF на оптические и электрофизические свойства керамики BaF_2 // Неорганические материалы. – 2009. – Т.45. – Т.10. – С. 1265 – 1270.

[3]. Сорокин Н.И. Ионная проводимость кристаллов $\text{Ba}_{1-x}\text{Gd}_x\text{F}_{2+x}$ при высоких температурах // Физика твердого тела. – 1992. – Т. 34. - N.7. – С. 2059–2062.

ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ТИПА $Ti-Al_3Ti$ С L_{12} СТРУКТУРОЙ ТРИАЛЮМИНИДА ТИТАНА, СТАБИЛИЗИРОВАННОЙ ПЕРЕХОДНЫМ ЭЛЕМЕНТОМ*

Лазуренко Д.В., Петров И.Ю.

Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия,

E-mail: pavlyukova_87@mail.ru

В последние десятилетия интерес к слоистым композитам типа $Ti-Al_3Ti$ непрерывно возрастает, что обусловлено уникальным сочетанием их свойств: высокой удельной прочностью и жесткостью и стойкостью к высокоскоростным ударным нагрузкам [1]. Однако широкое их применение ограничено низкими значениями пластичности и трещиностойкости вследствие чрезмерной хрупкости триалюминидов титана. Эффективным способом увеличения пластичности Al_3Ti является модифицирование его кристаллической структуры путем легирования переходным металлом, при добавлении $\sim 8 - 12$ ат. % которого его тетрагональная $D0_{22}$ структура трансформируется в L_{12} с более высокой симметрией и большим количеством независимых систем скольжения [2]. Однако, выбор легирующих элементов, способных модифицировать структуру триалюминидов титана, входящего в состав композиционного материала, является нетривиальной задачей. Формирование композитов типа $Ti-Al_3Ti$ реализуется путем совместного нагрева пластин титана и алюминия с образованием на их границах раздела соединения с минимальной энергией формирования – Al_3Ti . Однако на ход реакций может существенным образом повлиять присутствие третьего компонента – стабилизатора L_{12} . Таким образом, для выявления эффективного стабилизатора кубической модификации триалюминидов титана в составе композита важным является анализ динамики фазовых превращений, происходящих при нагреве трехкомпонентных систем $Ti-Al-M$, где M – переходный металл.

Анализ фазовых превращений, происходящих в ряде трехкомпонентных систем на основе $Ti-Al$ с добавлением $Cu, Fe, Mn, Co, Cr, Ni, Zn, Au, Ag, Pd, Pt$, при их нагреве производился в режиме *in situ* методом дифракции рентгеновского синхротронного излучения. Результаты проведенного анализа показали, что твердый раствор легирующего элемента в Al_3Ti со структурой типа L_{12} стабилизируется только в системах с $Ni, Pd, Pt, Cu, Ag, Au, Mn$ и Zn . Наиболее эффективными модификаторами триалюминидов титана, способствующими формированию максимальной доли его L_{12} модификации и минимального количества побочных продуктов реакции, являются металлы с ГЦК решеткой, характеризующиеся низкой температурой плавления и не образующие с алюминием тугоплавких двойных соединений. Предложенный в работе подход по модифицированию триалюминидов титана в составе слоистого композита типа металл-интерметаллид был успешно апробирован при создании материалов с чередующимися слоями Ti и $Ti(Al_{1-x}M_x)_3$, где $M - Cu / Ag$. Сформированный интерметаллидный слой L_{12} -твердого раствора продемонстрировал прирост трещиностойкости, по сравнению с Al_3Ti тетрагональной модификации.

[1] Vecchio, K. S. Synthetic multifunctional metallic-intermetallic laminate composites / K. S. Vecchio // JOM. – 2005. – Vol. 57, iss. 3. – P. 25–31.

[2] Nakayama, Y. Formation of ternary L_{12} compounds in Al_3Ti -base alloys / Y.

Nakayama, H. Mabuchi // Intermetallics. – 1993. – Vol. 1, iss. 1. – P. 41–48.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-33-70016.

ТВЕРДЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА С НИЗКИМ СОДЕРЖАНИЕМ КОБАЛЬТА, ПОЛУЧЕННЫЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНЫМ ПЛАЗМЕННЫМ СПЕКАНИЕМ

Ланцев Е.А.¹, Нохрин А.В.¹, Благовещенский Ю.В.², Сметанина К.Е.¹

¹ *Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия*

² *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
E-mail: elancev@nifti.unn.ru*

Целью работы являлось изучение кинетики электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС) мелкозернистых твердых сплавов на основе карбида вольфрама с различным содержанием кобальта (0.3-1)вес.%Со и, в частности, изучение влияния малых добавок кобальта на микроструктуру и механические свойства спеченных керамик

Объектами исследования в работе выступали нанопорошки монокарбида вольфрама α -WC, полученные плазмохимическим методом с последующим восстановительным отжигом в водороде при температуре 1050 °С (3 ч). В нанопорошок карбида вольфрама с начальным размером частиц 95 нм методом осаждения из солей добавлялись различные концентрации кобальта: 0.3, 0.6 и 1 вес.% Со. Консолидация керамик диаметром 12 мм и высотой 4 мм проводилась методом электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС) при помощи установки Dr. Sinter model SPS-625 (Япония). Спекание нанопорошков проводилось в вакууме (2-5 Па), в режиме непрерывного нагрева со скоростью 50 °С/мин до температуры спекания T_s с последующим охлаждением в свободном режиме. Выдержка при температуре T_s отсутствовала. Спекание проводилось в условиях одноосного давления 70 МПа, которое прикладывалось к образцу одновременно с началом нагрева. В процессе экспериментов контролировалась зависимость усадки (L) и скорости усадки (S) порошков от температуры нагрева и времени изотермической выдержки.

Установлено, что в процессе ЭИПС нанопорошков WC-(0.3-1)вес.%Со происходит науглероживание поверхности прессовок, что приводит к различиям в фазовом составе и физико-механических свойств поверхностного и центрального областей спеченных твердых сплавов. Показано, что в центральной части спеченных образцов твердых сплавов присутствует ~2-4% частиц η -фазы, объемная доля которых незначительно увеличивается с повышением концентрации кобальта. Было показано, что полученные методом ЭИПС образцы имеют высокую плотность (96.4-98.4% от теоретической величины), мелкозернистую структуру и высокие механические свойства: твердость твердого сплава WC-0.3%Со составляет ~20.5 ГПа, а величина коэффициента трещиностойкости по Палмквисту – $K_{1C} = 7.1 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$.

Работа выполнена при поддержке РФФИ №20-33-90214.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МОНОАЛЮМИНИДА НИКЕЛЯ И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ В АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ

Левашов Е.А., Капланский Ю.Ю., Агеев М.А., Санин В.В., Башкиров Е.А.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
г. Москва, Россия, E-mail: levashov@shs.misis.ru

Сплавы на основе моноалюминиды никеля NiAl являются перспективными для создания нового поколения двигателей с низким удельным весом, повышенными значениями жаростойкости, жаропрочности и сопротивления ползучести при температурах до 1100 °С. Методом СВС в сочетании с плазменной сфероидизацией получены узкофракционные порошки многокомпонентных сплавов на основе NiAl. Предложены три технологические цепочки для получения порошков, включающие: (1) центробежное СВС-литье, вакуумно-индукционный переплав (ВИП) и литье электрода, плазменное центробежное распыление, классификация порошка; (2) центробежное СВС-литье, измельчение продукта, классификация; (3) синтез из элементов, измельчение продукта, классификация.

Разработаны иерархически структурированные многокомпонентные сплавы с высокой жаропрочностью и сопротивлением ползучести. Исследовано влияние различных легирующих добавок (X) на сопротивление упругой, пластической деформации и энергию активации ползучести (Q) сплавов NiAl-Cr-Co-X. Легирование позволило модифицировать структуру вблизи границ зерен, связать элементы внедрения в дополнительные соединения. Например, Mo обеспечил рост прочности, термической стабильности, сопротивления ползучести и стойкости к сульфидной коррозии. Zr уменьшил размер структурных составляющих и увеличил жаропрочность и жаростойкость. При введении Ta отмечен прирост сопротивления ползучести и усталостной прочности сплава. Микродобавки Re при комбинированном легировании с молибденом в сочетании с термообработкой заметно повысили условный предел текучести ($\sigma_{0.2}$), прочности (σ_b) и степень пластической деформации (ε).

Отмечена эволюция структуры и свойств на разных этапах их получения сплавов: СВС-полуфабрикат, ГИП, СЛС, СЛС + ГИП + термообработка. При этом наследуется иерархическая трехуровневая структура сплава. Проведены испытания на осадку в интервале температур 600-1100 °С и показана положительная роль постобработки на свойства сплава. Одновременное выделение упрочняющих нанофаз Лавеса Cr₂Nb, Co₂Nb, Гейслера Ni₂AlHf и карбидов (Hf_xNb_y)C позволило получить рекордный уровень свойств. Сплав CompoNiAl-M5-3 при $T=T_{комн}$ имеет следующие свойства: $\sigma_b = 2850$ МПа, $\sigma_{0.2} = 1170$ МПа, $\varepsilon = 16$ %, при $T=900^\circ\text{C}$: $\sigma_b = 378$ МПа, $\sigma_{0.2} = 300$ МПа, $Q=380$ кДж/моль. Усовершенствованный сплав превзошел его по высокотемпературной прочности и сопротивлению ползучести при $T=900^\circ\text{C}$: $\sigma_b = 640$ МПа, $\sigma_{0.2} = 495$ МПа, $Q = 775$ кДж/моль, имея при комнатной температуре близкие значения $\sigma_b = 2720$ МПа, $\sigma_{0.2} = 1220$ МПа, $\varepsilon = 12\%$.

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

ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ ФОТОВОЗБУЖДЕННОЙ ПРОВОДИМОСТИ В ПОВЕРХНОСТНО-БАРЬЕРНЫХ СТРУКТУРАХ

Майорова Т.Л.*, Ключев В.Г.

Воронежский государственный университет

**Воронежский лесотехнический университет им. Г.Ф. Морозова*

г. Воронеж, Россия

E-mail: mtl084@yandex.ru

В настоящее время в оптоэлектронике и других областях широко используются поликристаллические структуры. Для таких структур характерно наличие неоднородного потенциального поверхностно-барьерного рельефа, обусловленного флуктуацией плотности и спектра поверхностных состояний на межкристаллитных границах, что существенно сказывается на поведении неравновесных носителей заряда и, как следствие, на технических параметрах оптоэлектронных элементов [1].

В работе представлена модель, которая позволяет объяснить различные особенности электронных процессов, возникающих при возбуждении фотопроводимости в поверхностно-барьерных структурах, в частности, наблюдавшийся для пиролитических пленок $\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x\text{S}$ в [2] вспышечный характер кинетики возбуждения фотопроводимости, а также отрицательную дифференциальную фотопроводимость [3]. Принципиально новым и ключевым моментом модели является введение в рассмотрение центров локализации носителей заряда с изменяющимся во времени сечением захвата носителей. Функциональная зависимость вероятности захвата свободных носителей заряда на центры локализации от времени обусловлена оптической модуляцией поверхностного потенциального барьера, имеющая место для поверхностно-барьерных структур [4]. Кроме того, полагается, что концентрация таких центров локализации N_s конечна, и в пределе они могут быть полностью заполнены электронами.

В зависимости от значения параметров системы, которые определяют соотношение между свободными носителями заряда – n и носителями заряда, захваченными на локальные уровни, – n_s решение системы и, соответственно, кинетика фототока может иметь различный характер. Моделирование показало, что вспышечный характер кинетики возбуждения фототока экспериментально можно наблюдать при малых плотностях возбуждения и при наличии соответствующего количества поверхностных уровней локализации носителей заряда, когда обеспечивается условие, что n в несколько раз меньше n_s .

Если считать, что вероятность захвата электрона на поверхностные локальные уровни постоянна, т.е. пренебречь оптической модуляцией барьера, то решение системы как численное, так и аналитическое показывает, что вспышечный характер кинетики не реализуется при любых значениях параметров. При этом в зависимости от заданных значений вероятности захвата электрона на поверхностные локальные уровни, которая ассоциируется с величиной биографического потенциального барьера, и концентрации поверхностных центров локализации носителей заряда в исследуемых материалах кинетика возбуждения фотопроводимости может иметь либо затяжной первоначальный этап (S-образная кривая), либо даже демонстрировать отрицательную дифференциальную фотопроводимость.

1. M.A. Jafapov, E.F. Nasirov, S.A. Mamedova, Semiconductors **48**, 5 (2014)
2. Т.Л. Майорова, В.Г. Ключев, А.И. Звягин, Известия РАН. Серия физическая **84**, 7, (2020)
3. А.Н. Акимов, И.О. Ахундов и др. Физика и техника полупроводников **54**, 8, (2020)
4. T. Mayorova, V. Klyuev, A. Zvyagin, The European Physical Journal D **71**, 2, 71: 43 (2017)

СВЯЗЬ ФРАГИЛЬНОСТИ И СКАЧКА ТЕПЛОЕМКОСТИ В СОСТОЯНИИ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОЙ ЖИДКОСТИ С РЕЛАКСАЦИЕЙ МОДУЛЯ СДВИГА В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ

Макаров А.С.¹, Qiao J.C.², Кобелев Н.П.³, Аронин А.С.^{1,3}, Хоник В.А.¹

¹Воронежский государственный педагогический университет, г. Воронеж, Россия

²Northwestern Polytechnical University, Xi'an, China

³Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

E-mail: v.a.khonik@vspu.ac.ru

Фрагильность (fragility, т.е. производная сдвиговой вязкости по обратной температуре, вычисленная при температуре стеклования, $m = \left[\partial \eta / \partial (T_g/T) \right]_{T=T_g}$)

является важнейшим параметром переохлажденных металлических жидкостей и стекол. Известно, что она коррелирует с критической скоростью охлаждения, стеклообразующей способностью, коэффициентом Пуассона, модулем сдвига, бозонным пиком теплоемкости и низкотемпературными колебательными свойствами, избыточной энтропией, зависимостью температуры стеклования от скорости нагрева, пределом текучести, пластичность и твердостью металлических стекол (МС). Фрагильность, таким образом, определенным образом «встроена» в свойства МС, но физика этой связи остается непонятной.

Для выявления этой связи мы вычислили фрагильность в рамках межузельной теории и показали, что она определяется нерелаксированным модулем сдвига в состоянии переохлажденной жидкости [1]. Для оценки адекватности этого результата были выполнены специальные измерения модуля сдвига и сдвиговой вязкости семи МС на основе Zr, Cu и Pd. Показано, что рассчитанная фрагильность отлично согласуется с фрагильностью, определенной из измерений сдвиговой вязкости. Был также вычислен скачок теплоемкости при переходе через состояние переохлажденной жидкости и показано, что он связан с фрагильностью, т.е. с релаксацией модуля сдвига. Определенный таким способом скачок теплоемкости хорошо согласуется с его экспериментальным значением [1]. Сделан вывод о том, что фрагильность и скачок теплоемкости в переохлажденном жидком состоянии определяются эволюцией системы дефектов межузельного типа, как предполагается межузельной теорией.

Литература

1. A.S. Makarov, J.C. Qiao, N.P. Kobelev, A.S. Aronin, V.A. Khonik, J. Phys.: Cond. Matter 33 (2021) 275701.

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

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ МОДУЛЯ СДВИГА ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ РЕЗУЛЬТАТОВ КАЛОРИМЕТРИИ

Макаров А.С.¹, Афонин Г.В.¹, Кобелев Н.П.², J.C. Qiao³, Хоник В.А.¹

¹Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, РФ,

E-mail: v.a.khonik@vspu.ac.ru

²Институт физики твердого тела Российской академии наук, Черноголовка, РФ

³School of Mechanics, Northwestern Polytechnical University, Xi'an, China

В современной литературе все чаще встречаются свидетельства того, что нерелаксированный ("мгновенный") модуль сдвига является важнейшим физическим параметром, контролирующим элементарные акты релаксации и деформации в некристаллических материалах (включая металлические стекла) в наноскопическом масштабе [1-3]. Сведения о модуле сдвига в различных состояниях материалов, а также о его температурной зависимости, являются весьма полезными и информативными. Однако, экспериментальная техника, предназначенная для его точных измерений, весьма сложна в реализации, а также имеет ряд ограничений. Например, измерение температурной зависимости модуля сдвига в процессе кристаллизации металлических стекол является сложной задачей в силу высокого затухания в состоянии переохлажденной жидкости (перед кристаллизацией), а также быстрого роста модуля сдвига при кристаллизации в достаточно узком интервале температур. Такие данные являются большой редкостью.

В недавней нашей работе [4] был предложен метод для прогнозирования температурной зависимости модуля сдвига при структурной релаксации на основе калориметрических данных, которые получить гораздо легче. В настоящей работе мы апробировали этот метод для расчета зависимости модуля сдвига при кристаллизации металлических стекол. На рис. 1 видно хорошее соответствие расчетных и экспериментальных данных как для исходного (рис.1а), так и для релаксированного (рис.1б) стекла. Относительная погрешность расчета не превышает 10%.

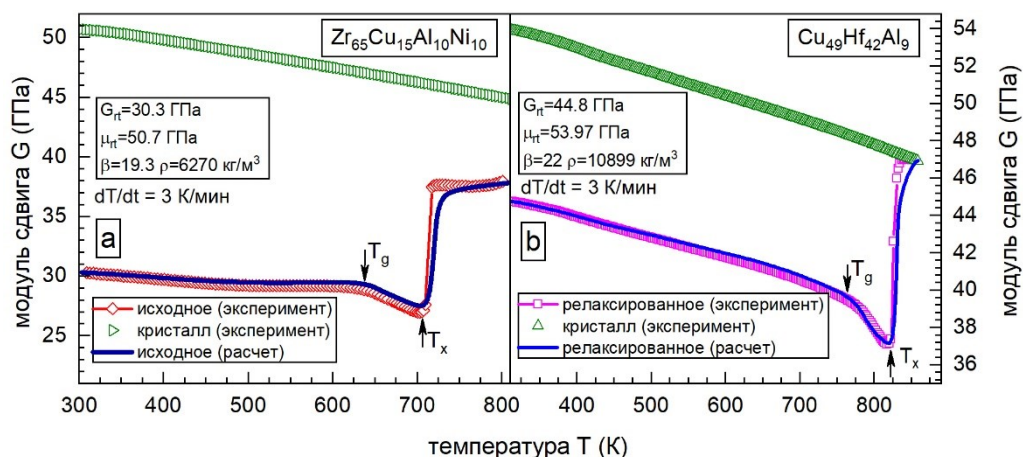


Рис.1 – Температурные зависимости модуля сдвига стекол $Zr_{65}Cu_{15}Al_{10}Ni_{10}$ и $Cu_{49}Hf_{42}Al_9$.

Работа поддержана Российским научным фондом (проект №20-62-46003).

Литература

1. S.V. Nemilov, Russ. J. Phys. Chem. 42 (1968) 726-729.
2. J.C. Dyre, N.B. Olsen, T. Christensen, Phys. Rev. B 53 (1996) 2171.
3. W.H. Wang, Prog. Mater. Sci. 57 (2012) 487.
4. A.S. Makarov, Yu.P. Mitrofanov, G.V. Afonin et al., Scr. Mater. 168 (2019) 1013.

СТРУКТУРНАЯ РЕЛАКСАЦИЯ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Макаров А.С.¹, Гончарова Е.В.¹, Qiao J.C.², Кобелев Н.П.³, Хоник В.А.¹

¹*Воронежский государственный педагогический университет, г. Воронеж, Россия*

²*Northwestern Polytechnical University, Xi'an, China*

³*Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия*

E-mail: a.s.makarov.vrn@gmail.com

В начале 2010-х годов была предложена новая концепция проектирования и синтеза объемных аморфных сплавов. Эта концепция основывается на рассмотрении фазового состояния высокоэнтропийного сплава, которое может быть спрогнозировано главным образом с помощью трех параметров, а именно: разности размеров атомов сплава, энтальпии и энтропии смешения. Для образования высокоэнтропийных объемных аморфных сплавов (ВЭОАС) требуется большая разница в размерах атомов в сочетании с более высокой отрицательной теплотой смешения и энтропией смешения в сравнении с кристаллическими высокоэнтропийными сплавами. Повышенная структурная энтропия и отсутствие дальнего порядка инициируют процессы структурной релаксации (СР), которые приводят к изменению практически всех физических свойств ВЭОАС. В докладе представляются результаты применения Межузельной теории (МТ) для интерпретации и прогнозирования изменения физических свойств ВЭОАС при СР.

На основе МТ предложено и апробировано кинетическое уравнение для количественного описания удельного теплового потока ВЭОАС. Экспериментально показано, что все тепловые эффекты в исходных (свежезакаленных) и релаксированных (состаренных) ВЭОАС связаны с изменениями модуля сдвига во время нагрева материала в аморфном и кристаллическом состоянии [1].

Нерелаксированный модуль сдвига является важнейшим параметром, характеризующим элементарные атомные перестройки в аморфных сплавах. На основе МТ предложен и апробирован метод расчета температурной зависимости нерелаксированного модуля сдвига ВЭОАС на основе данных дифференциальной сканирующей калориметрии. Показано хорошее соответствие предложенного метода результатам экспериментов [2].

Фрагильность расплава является фундаментальным свойством, которое характеризует насколько резко уменьшается сдвиговая вязкость стеклообразующей жидкости при возрастании температуры вблизи стеклования. На основе МТ предложен и экспериментально апробирован метод расчета фрагильности ВЭОАС на основе данных по релаксации сдвиговой упругости в интервале переохлажденной жидкости [3].

3. Duan Y.J., Qiao J.C., Crespo D., Goncharova E.V., Makarov A.S., Afonin G.V., Khonik V.A. // Journal of Alloys and Compounds. – 2020. – Vol. 830. – P. 154564.
4. Макаров А.С., Гончарова Е. В., Афонин Г.В., Цзяо Ц.Ч., Кобелев Н.П., Хоник В.А. // Письма в ЖЭТФ – 2020. – Том. 111. – С. 691.
5. Макаров А.С., Гончарова Е.В., Цзяо Ц.Ч., Кобелев Н.П., Хоник В.А. // Письма в ЖЭТФ. – 2021. – Том. 113. – С. 751.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук (проект МК-1101.2020.2).

ДИНАМИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Малашенко В.В.,^{1,2} Малашенко Т.И.³

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк

E-mail: malashenko@donfti.ru

²Донецкий национальный университет, Донецк

³Донецкий национальный технический университет, Донецк

Процессы, сопровождающиеся интенсивным воздействием на функциональные материалы, имеют место как на стадии их обработки (ковка, штамповка, резка, высокоскоростная обработка, динамическое канально-угловое прессование), так и на стадии эксплуатации [1]. При этом скорость движения дислокаций, вносящих главный вклад в течение неупругих процессов и формирование механических свойств сплавов, может составлять сотни и даже тысячи метров в секунду, а скорость пластической деформации достигает $10^3 - 10^9 \text{ с}^{-1}$.

Неупругие процессы в условиях высокоскоростной деформации обычно исследуются методом молекулярной динамики, который позволяет визуализировать эти процессы, однако не дает аналитических зависимостей механических свойств функциональных материалов от параметров задачи и характеристик материала [2]. Для широкого круга задач дислокационной динамики такие зависимости можно получить в рамках развитой нами теории динамического взаимодействия структурных дефектов, основанной на модифицированной модели Гранато-Люкке. [3-6]. В динамической области скоростей основным механизмом диссипации энергии движущейся дислокации становится переход энергии внешних воздействий в энергию поперечных дислокационных колебаний в плоскости скольжения. Сила динамического торможения дислокации, определяющая механические характеристики кристалла, становится при этом весьма чувствительной к виду спектра дислокационных колебаний, в частности, к наличию в нем щели [3-6]. Эта щель может возникнуть как в результате коллективного взаимодействия растворенных атомов с дислокацией, так и в результате коллективного взаимодействия остальных дислокаций ансамбля с этой дислокацией. Как следует из теории динамического взаимодействия структурных дефектов, сила динамического торможения дислокаций максимальна при скорости движения дислокаций $v_{\max} = R_{ef} \Delta$, где R_{ef} – эффективный радиус дефекта. Соответственно, зависимость динамического предела текучести от скорости пластической деформации тоже будет немонотонной: она будет иметь максимум. Если же кристалл содержит два типа структурных дефектов, размеры которых существенно отличаются, то при определённых условиях на скоростной зависимости могут возникнуть два максимума. Такая ситуация при определённых условиях может быть реализована в состаренных бинарных сплавах, содержащих точечные дефекты (атомы второго компонента) и зоны Гинье-Престона.

1. D. Batani. EPL. **114**, 6500 (2016).
2. Yanilkin A.V., Krasnikov V.S., Kuksin A.Yu., Mayer A.E. International J. Plasticity **55**, 94 (2014).
3. Варюхин В.Н., Малашенко В.В. Известия РАН. Серия физическая, **82**, 37 (2018).
4. Malashenko V.V. Physica B: Phys. Cond. Mat., **404**, 3890 (2009).
5. Малашенко В.В. ФТТ. **62**, 1683 (2020).
6. Малашенко В.В. Письма в ЖТФ. **46**, 39 (2020).

ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА УПРОЧНЕНИЯ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОГО ТЕПЛОСТОЙКОГО МЕТАЛЛА, СФОРМИРОВАННОГО ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАЗМОЙ В СРЕДЕ АЗОТА

Малушин Н.Н., Ковалев А.П., Романов Д.А.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,
Россия, E-mail: nmalushin@mail.ru*

Одной из приоритетных задач при производстве металлопроката является повышение качества основного инструмента прокатных станов – их рабочих валков. Материал рабочих валков холодной прокатки и технология их изготовления должны обеспечить высокую твердость активного слоя 95–102 HSh (HRC 64–66), достаточную его глубину и высокое качество поверхности после обработки. Комплекс высоких требований, предъявляемых к валкам холодной прокатки, относится преимущественно к активному слою валков, а свойства сердцевины валка не оказывают решающего влияния на его эксплуатационные свойства. Поэтому оптимальной конструкцией валка является наплавленный валок, у которого только активный слой выполнен из теплостойких быстрорежущих сталей, а сердцевина валка – из высокопрочной конструкционной стали. Анализ рассмотренных способов упрочнения: применение электрошлакового переплава, высокотемпературной термомеханической поверхностной обработки.

Методами растровой электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа исследованы структура, фазовый и химический состав теплостойкого сплава, сформированного высокотемпературной плазмой в среде азота с последующим высокотемпературным отпуском. Установлено, что в наплавленном сплаве основными фазами являются твердый раствор α -Fe и карбонитриды на основе железа, вольфрама, хрома, молибдена, алюминия ($\text{Fe}_6\text{W}_6\text{NC}$ и AlN). Высокотемпературная обработка (четырёх кратный высокотемпературный отпуск при температуре нагрева 580 °С и времени выдержки 1 ч) наплавленного покрытия приводит росту параметра кристаллической решетки (с 2,866 Å до 2,89 Å) и размеров областей когерентного рассеяния (с 25 до 100 нм), уменьшению внутренних упругих напряжений (с 1000 до 600 Мпа). На поверхности наплавки наблюдается явно выраженная ориентированная дендритная структура. После наплавки и высокотемпературного отпуска ориентированная дендритная структура практически не просматривается. Распределение микротвердости (определено по методу Виккерса) по глубине наплавленного слоя в состоянии после наплавки характеризуется значительным разбросом значений при ее высоком среднем значении на поверхности 4,142 ГПа (дисперсия 1,0956) и средней части наплавки 5,153 ГПа (дисперсия 1,5697). Разброс значений микротвердости связан со сложным тепловым воздействием многослойной плазменной наплавки по винтовой линии и перемешиванием материала подложки с наплавляемым покрытием. Высокотемпературный отпуск приводит к выравниванию значений микротвердости и повышению ее среднего значения до 5,7–6,5 ГПа. Уточнена природа упрочнения наплавленного теплостойкого металла высокой твердости дополнительно легированного азотом и алюминием. Основное упрочнение наплавленного металла происходит при высокотемпературном отпуске за счет увеличения карбидных и карбонитридных фаз и образования мелкодисперсного нитрида алюминия.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук МД-486.2020.8 и кандидатов наук МК-5585.2021.4, а также при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ WN-WC-W₂C_{0,84}-AG, ПОЛУЧЕННЫХ КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ

¹Московский С.В., ¹Почетуха В.В., ¹Романов Д.А., ²Иванов Ю.Ф.

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, E-mail: romanov_da@physics.sibsiu.ru

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия, E-mail: yufi55@mail.ru

В настоящих материалах рассмотрен новый комбинированный метод формирования покрытий. Он включает электровзрывное напыление композиционных покрытий на основе серебра и карбида вольфрама, последующее азотирование для получения высокотвердого мононитрида вольфрама, который также обладает высокой электропроводностью, и финишную электронно-пучковую обработку. Исследованы структура, фазовый состав, нанотвердость, модуль Юнга, износостойкость в условиях сухого трения скольжения, коэффициент трения, электропроводность и электроэрозионная стойкость полученных покрытий. Целью работы являлось изучение структуры и свойств покрытий системы WN-WC-W₂C_{0,84}-Ag, которые могут применяться в качестве дугостойких материалов электрических контактов. Объектом исследования являлись покрытия состава WN-WC-W₂C_{0,84}-Ag, сформированные на пластине размерами 3×25×25 мм из меди марки М00 комбинированным методом, сочетающим электровзрывное напыление, облучение импульсным электронным пучком и последующее азотирование.

Были определены зависимости контактного напряжения парных контактов при замыкании одной фазы, при обрыве одной фазы и нулевом токе, а также при обрыве одной фазы и максимальном токе. Время, необходимое для отключения контактов составляет ~ 25 мкс. При обрыве одной фазы и нулевом токе, а также при обрыве одной фазы и максимальном токе время, необходимое для отключения контактов составляет 20–25 мкм. Приведенные значения времени отключения соответствуют современным коммутационным приборам, предлагаемым на рынке. Сформированное покрытие системы WN-WC-W₂C_{0,84}-Ag обеспечивает быстрое гашение дуги при размыкании электрических контактов. Это открывает перспективу применения таких покрытий в быстродействующих коммутационных аппаратах.

Электропроводность покрытий на 0,8% ниже электропроводности серебра. Износостойкость образцов меди с покрытием в ≈ 1,5 раза меньше, чем чистой меди: унос массы составляет 0,62 мг (0,92 мг для меди) при коэффициенте трения 0,599 (0,526 для меди). Твердость покрытия в среднем составляет 3910 МПа при разбросе значений от 540 до 15 500 МПа, модуль Юнга – 59,3 ГПа (13,5–65,3 ГПа).

Впервые комбинированным методом, включающим электровзрывное напыление, азотирование и электронно-пучковую обработку получены покрытия системы WN-WC-W₂C_{0,84}-Ag, обладающие высоким уровнем свойств. Причиной высоких электроэрозионной стойкости, электропроводности, твердости, модуля Юнга, износостойкости и коэффициента трения покрытия является формирование композиционно наполненной структуры на основе серебряной матрицы с включениями высокотвердых высокомодульных соединений вольфрама WC, W₂C_{0,84} и WN.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук МД-486.2020.8 и кандидатов наук МК-5585.2021.4, а также при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Co-Ni ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Л.Ф.Мурадинова¹, А.М.Глезер^{1,2}, Д.Л.Дьяконов², А.А.Томчук²

*1 Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Москва, Россия, E-mail: Lyaysan42@gmail.com*

*2 Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П.
Бардина, Москва, Россия, E-mail: a.glezer@mail.ru*

В данной работе представлены закономерности изменения физико-механических и магнитных свойств в тройных сплавах системы Fe-Co-Ni с разным соотношением Co и Ni после деформации кручением под высоким давлением ($N=0$; 0.5; 1; 2; 3; 4). Исследуемые сплавы находятся в разных зонах диаграммы фазового равновесия и имеют разный фазовый состав.

С помощью ПЭМ (просвечивающей электронной микроскопии) было обнаружено формирование двух основных структурных составляющих: деформационные фрагменты (ДФ) и динамически рекристаллизованные зерна (РЗ). Для всех исследованных сплавов характерно одинаковое изменение соотношения ДФ и РЗ при увеличении степени деформации. Средний размер ДФ составляет 65 нм. Средний размер рекристаллизованных зерен составляет 150–250 нм и плавно снижается по мере роста величины деформации.

С помощью рентгеноструктурного анализа было показано, что деформация влияет на параметр решетки и внутренние напряжения. При увеличении степени деформации параметр решетки уменьшается, внутренние напряжения увеличиваются на ранних стадиях и выходят на насыщение на поздних. Так же показано влияние деформации кручением на фазовый состав сплавов. В сплаве Fe(CoNi) с увеличением степени деформации содержание γ -фазы постепенно уменьшается, и при двух оборотах полностью исчезает. Это происходит из-за протекания мартенситного γ - α превращения под действием сдвиговых напряжений, создаваемых при кручении.

Показано, что уровень внутренних напряжений в изученных сплавах под действием МПДК определяется объемной долей дф, сформировавшейся в процессе деформационного воздействия. В свою очередь максимальное значение коэрцитивной силы и микротвердости определяется уровнем внутренних напряжений и степенью протекания релаксационных процессов. Таким образом твердость и коэрцитивная сила увеличиваются и выходят на насыщение вместе с уровнем внутренних напряжений.

На удельную намагниченность насыщения наибольшее влияние оказывает фазовый состав сплавов. Значения σ постепенно увеличивается с увеличением доли содержания кобальта в сплаве. Наибольшая удельная намагниченность насыщения наблюдается в сплавах с наибольшей массовой долей Co (37,5).

ШКОЛА

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ УСТАЛОСТНОГО И КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПСЕВДО-АЛЬФА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ПТ-3В ПРИМЕНЯЕМОГО В АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКЕ

А.А. Мурашов¹, Н.Н. Берендеев¹, А.В. Нохрин¹

¹*Нижегородский государственный университет имени Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия*
E-mail: aamurashov@nifti.unn.ru

В настоящее время титановые сплавы, обладающие уникальным сочетанием прочности, пластичности и радиационной стойкости, являются одним из основных материалов атомного машиностроения, в частности для изготовления теплообменного оборудования современных ядерно-энергетических установок.

В качестве объекта исследования в данной работе выступал промышленный псевдо- α титановый сплав: ПТ-3В имеющий состав Ti-4.73вес.%Al-1.88вес.%V и активно использующийся в атомном машиностроении. Сплав испытывался в состоянии поставки (крупнокристаллическое состояние). Усталостные и коррозионно-усталостные испытания проводились на гладких цилиндрических образцах по схеме «консольный изгиб с вращением», а также на плоских образцах с надрезами и предварительно выращенными усталостными трещинами по схеме «консольный изгиб». Испытания проводились на воздухе и в 3%-ном водном растворе NaCl, при частоте нагружения 50 Гц.

Исследования микроструктуры показали, что в исходном состоянии наблюдается сильно неоднородная крупнокристаллическая структура, наблюдаются равноосные зерна размером до 50 мкм, окруженные областями зерен пластинчатой формы. Области зерен пластинчатой формы состоят из α -пластин толщиной 5 мкм и длиной до 30-50 мкм. По границам зерен пластинчатой формы наблюдается выделения частиц β -фазы. Объемная доля частиц β -фазы составляет $\sim 3\%$. Микротвердость сплава составляет 1.8-2.0 ГПа.

Проведены усталостные и коррозионно-усталостные испытания титанового сплава ПТ-3В. Показано, что при испытаний гладких цилиндрических образцов по схеме нагружения «консольный изгиб с вращением», усталостные кривые полученные при испытаниях на воздухе и в 3%-ном водном растворе NaCl близки к другу, что свидетельствует о слабом влиянии коррозионной среды в виде 3%-ного водного раствора NaCl на стойкость гладких образцов титанового сплава ПТ-3В к усталостному разрушению.

Показано, что наличие концентратора напряжений приводит к повышению чувствительности титанового сплава ПТ-3В к воздействию коррозионной среды – наблюдается заметное снижение числа циклов до зарождения трещины, а также увеличение размера образующихся трещин. Высказано предположение, что снижение коррозионно-усталостной долговечности титановых сплавов связано с эффектом водородного охрупчивания, интенсивность которого может быть весьма велика в случае наличия концентраторов на поверхности титановых сплавов.

Проведен фрактографический анализ изломов образцов титанового сплава ПТ-3В после усталостных и коррозионно-усталостных испытаний. Выявлены основные стадии зарождения и роста трещины в крупнокристаллических и мелкозернистых сплавах.

РАЗЛОЖЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ САПФИРА В ПОТОКЕ ЭЛЕКТРОНОВ С ЭНЕРГИЕЙ ДО 70 КЭВ

А.Э.Муслимов, В.М.Каневский

Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН, 119333 Москва, Россия

E-mail: amuslimov@mail.ru

Сапфир широко применяется в нанотехнологиях, в том числе для подложек микроэлектронных элементов, которые могут эксплуатироваться в условиях радиационного излучения. В этой связи, весьма актуальны исследования влияния радиационного излучения на поверхность сапфира, на которой имеются некоторые элементы. В представленной работе изучено влияние покрытия островками золота на процессы разложения поверхности сапфира под действием электронного облучения в условиях вакуума.

Образцы представляли собой сапфировые подложки C(0001)-ориентации с односторонней химико-механической полировкой с ансамблем дискретных островков Au на поверхности. Для выявления эффектов разложения поверхности сапфира применялись электроны (плотность потока электронов $\sim 10^{21} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$, ускоряющее напряжение 70 kV). Эксперименты проводились при давлении $\sim 10^{-4}$ Pa. Угол падения пучка электронов к плоскости подложки – 45° . Использовался фокусированный пучок электронов с диаметром пятна 0.5 mm.

При облучении электронами образца сапфира с островками Au при комнатной температуре, в прилегающих к островкам золота областях поверхности были обнаружены ямки травления (рис. 1). В целом, в области покрытия пучком также наблюдался эллиптический кратер. Как нам представляется, в условиях эксперимента, наиболее вероятен процесс радиолитического разложения сапфира, в основе которого лежит эффект Оже-распада[1]. Полученный результат имеет большое значение как для задачи повышения радиационной стойкости сапфира, так и для развития методов травления оксидных материалов фокусированным пучком электронов.

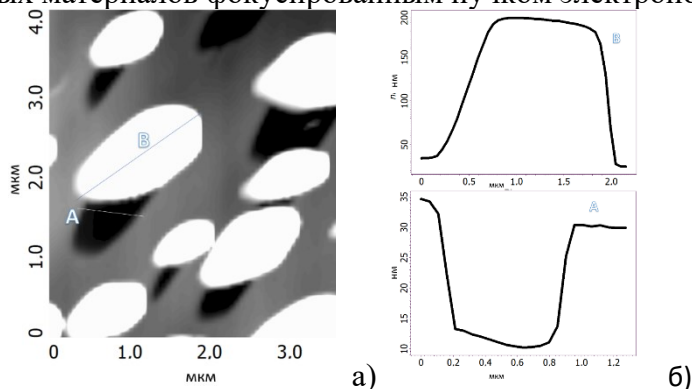


Рис.1. АСМ изображение (а) образца сапфира с островками золота после облучения пучком электронов ($U=70$ кВ). Топографические сечения отдельного островка золота и ямки травления (б).

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант №20-21-00068 (Росатом).

Литература

1.M.L. Knotek, P.J. Feibelman // Phys Rev Lett.1978. V. 40.P.964.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ У8

Нагичева Г.С., Нохрин А.В., Берендеев Н.Н., Мелехин Н.В., Пискунов А.В.,

Сысоев А.Н., Грязнов М.Ю.

ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород

E-mail: nagicheva@mail.ru

Целью работы являлось моделирование процесса обработки взрывом углеродистой стали методом конечных элементов в программной среде ANSYS Workbench и верифицирование результатов расчетов путем проведения экспериментальных исследований структуры и свойств углеродистой стали У8 в исходном и упрочненном состояниях. Структура стали исследовалась с использованием методики металлографии и растровой электронной микроскопии, для аттестации механических свойств использовались методики измерения микротвердости и макротвердости по Роквеллу.

Цилиндрическая стальная заготовка подвергалась взрывному нагружению, а также динамическому упрочнению с использованием схемы метания плоских пластин с разными скоростями метания. Результаты испытаний сравнивались с результатами исследований структуры стали в состоянии после осадки на различные (малые) степени деформации.

Компьютерное моделирование показало, что процесс деформации при взрывном нагружении протекает неравномерно в продольном и поперечном сечениях цилиндрической заготовки. Значения давления во время взрыва достигают нескольких гигапаскалей, что приводит к небольшому упрочнению стальной заготовки в отдельных зонах. Построены карты распределения давлений и температур в различных сечениях стальной заготовки. Для проведения исследований выбраны участки цилиндрической заготовки с максимальной расчетной величиной упрочнения.

Металлографические исследования показали, что сталь У8А в исходном состоянии имеет перлитную микроструктуру, преимущественно пластинчатого характера. В структуре стали присутствуют зоны сфероидизированного перлита, что приводит к неоднородному распределению и снижению микротвердости в этих участках. Показано, что обработка взрывом не приводит к заметному повышению макротвердости и к значительному повышению микротвердости в областях пластинчатого (до 2800 МПа) и сфероидизированного перлита (до 2300 МПа).

Установлено, что процесс низкотемпературного отжига приводит к повышению твердости стали, обработанной ударом (метанием плоских пластин и квазистатической осадкой). С увеличением степени деформации повышается степень упрочнения при отжиге. Это, по нашему мнению, обусловлено реализацией эффекта деформационного старения, связанного с образованием атмосфер Коттрелла из атомов углерода вокруг решеточных дислокаций.

Показано, что в случае взрывной нагрузки масштаб приращения твердости небольшой, что, по нашему мнению, обусловлено малостью степени деформации стальной заготовки в случае взрывного нагружения (результаты измерения размеров образцов показали, что диаметр заготовки после взрывной обработки изменяется на 1-2%).

Работа выполнена при поддержке проекта №075-03-2020-191/5 Минобрнауки России.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ НАГРУЖЕНИЯ НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ДЕФОРМАЦИИ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ МЕТАЛЛЕ

Надежкин М.В., Баранникова С.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

E-mail: mvn@ispms.ru

Формирование локальных зон пластичности с момента предела текучести, для широкого класса материалов начиная от квазихрупких керамик и горных пород, заканчивая пластичными металлами и сплавами, является установленным фактом[1,2]. К наиболее широко изученным проявлениям макроскопической локализации можно отнести движение полосы Чернова-Людерса, эффект Портевена-Ле Шателье и макроскопическую шейку разрушения [3,4]. Несмотря на обширный перечень научных работ по наблюдению данных макролокализаций вопросы причин возникновения и предсказания поведения материалов под нагрузкой остаются актуальными.

В данной работе проведены исследования возникновения макроскопических полос Портевена-Ле Шателье при прерывистой текучести технически чистого никеля при комнатной температуре. Показано соответствие возникновения полос локализации с падениями напряжений на деформационной кривой. Регистрация кинетики полос на макроскопическом уровне проводилась с использованием метода цифровой корреляции цифровых изображений. Установлено соотношение скоростей распространения полос локализации к постоянной скорости деформирования материала, которое может отличаться в более чем в 1000 раз на верхнем пределе и более 50 раз по нижнему значению.

Одновременно в образце может существовать только одна локальная область. Характер деформационной кривой и движение зоны локализации на участке деформации 3-16,3% соответствует прерывистой текучести В-типа, для которой свойственно эстафетное распространение пластичности по образцу вдоль оси растяжения небольшими скачками по несколько миллиметров. Начиная с 17,7 % отмечается монотонное распространение единичной зоны локализации с формированием скачка на диаграмме при зарождении, что соответствует текучести А-типа. Промежуточный интервал между чистым А- и В-типом соответствует переходной области смешанной прерывистости А+В. Установлено, что с ростом деформации происходит экспоненциальное замедление скорости распространения полос.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ номер 21-19-00075

Литература

1. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Лунев А.Г. От макро к микро. Масштабы пластической деформации. Новосибирск: Наука, 2018. 130 р.
2. Третьякова Т.В., Вильдеман В.Э. Пространственно-временная неоднородность процессов неупругого деформирования металлов. Москва: Физматлит, 2016. 120 р.
3. Шибков А.А. et al. Прерывистая ползучесть и пространственно-временные структуры макролокализованной пластической деформации // Физика твердого тела. Vol. 56, № 5. Р. 848–855.
4. Лебедкин М.А., Дунин-Барковский Л.Р. Динамический механизм температурной зависимости эффекта Портевена--Ле Шателье // ФТТ. 1998. Vol. 40, № 3. Р. 487–492.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОМ НАГРУЖЕНИИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИНТЕНСИВНОЙ (МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ) ДЕФОРМАЦИЕЙ.

Нарыкова М.В.¹, Кадомцев А.Г.¹, Бетехтин В.И.¹, Sklenicka V.², Колобов Ю.Р.³,
Амосова О.В.¹

¹Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург, Россия

²Institute of Physics of Materials, Academy of Sciences of the Czech Republic, Brno

³Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия

E-mail: Maria.Narykova@mail.ioffe.ru

Разрушение, как кинетический процесс образования и развития повреждений, имеет для указанных материалов свои особенности. Одна из них связана с тем, что при интенсивной пластической деформации (ИПД) образуется не только нано и микроструктура (НМС), обуславливающая высокую прочность, но возникают и повреждения в виде наноразмерных пор. Образование таких нанопор методами малоуглового рентгеновского (МРР) и нейтронного (МНР) рассеяния, а также электронной микроскопии обнаружено в ряде работ (например, [1, 2]). Показано, что эти «исходные» (после ИПД) нанопоры не снижают высокие значения пределов прочности, текучести, микротвердость, однако при длительном нагружении в условиях ползучести и усталости они могут привести к заметной деградации высоких прочностных характеристик (НМС) металлов и сплавов.

В данной работе рассмотрены данные для СМК титана ВТ1-0, Al, Cu и ряда их сплавов, приготовленных методами равноканального углового прессования, а также сочетания винтовой и продольной прокатки (ВПП). Эти материалы испытывались в режиме ползучести и усталости. Структурные исследования проводились методами малоуглового рентгеновского рассеяния, прецизионного измерения плотности, электронной микроскопии. Длительные нагружения осуществлялись в режиме ползучести и усталости. Установлено, что наличие после ИПД «исходной» нанопористости и развитие её при нагружении является одним из факторов, снижающих долговечность исследованных НМС металлов и сплавов. Воздействие высокого (до 1 кбар) гидростатического давления, ведущее к частичному залечиванию нанопористости, позволяет повысить долговечность (ресурс эксплуатации) высокопрочных НМС металлических материалов.

Анализируются физические механизмы возможного влияния нанопористости на развитие разрушения, в частности, механизм диффузионного роста нанопор, локализующихся в границах зерен.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и ЧНФ в рамках научного проекта № 19-58-26005.

1. В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, V. Sklenicka, I. Saxl. ФТТ **49**, 10, 1787 (2007).
2. R. Lapovok, D. Tomus, J. Mang, Y. Estrin, T.C. Lowe. Acta Mater. **57**, 2909 (2009).
3. J. Dvorak, V. Sklenicka, V.I. Betekhtin, A.G. Kadomtsev, P. Kral, M. Svoboda. Mater. Sci. Eng. A. **584**, 103 (2013).
4. В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, М.В. Нарыкова. ФТТ **62**, 2, 267 (2020).

ОДНОМЕРНЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ОКСИДА МЕДИ ДЛЯ ЭКОЛОГИИ И ЭНЕРГЕТИКИ

Нигаматдянов М.Г.¹, Подлеснов Е.¹, Чиркунова Н.В.^{1,2}, Дорогов М.В.¹

¹Университет ИТМО, Санкт-Петербург

²Тольяттинский государственный университет, Тольятти

E-mail: mydorogov@itmo.ru

Оксид меди CuO имеет моноклинную кристаллическую структуру и является одним из немногих металл-оксид-полупроводником, которые обладают р-типа проводимостью с достаточно узкой шириной запрещенной зоны 1,2 эВ. Благодаря таким свойствам материалы на его основе нашли широкое применение в производстве газовых сенсоров, оптоэлектронных приборов, полевых эмиттеров, в преобразователях солнечной энергии (солнечные батареи), фотокатализаторах для производства водорода, литиевых аккумуляторах, а также в катализе.

Одномерные кристаллы CuO в форме нановискеров получали методом термического окисления электролитической меди. Дисперсность оценивали по удельной поверхности измеренной низкотемпературной адсорбцией азота, морфологию изучали с помощью сканирующей электронной микроскопии, оптическую ширину запрещенной зоны определяли на спектрофотометре, а фазовый состав определяли методом рентгеновской дифракции.

Полученные нановискеры отделяли от подложки ультразвуком, на их основе для сравнения изготавливали механическим размолотом в планетарной мельнице нанопорошки с размером 25-100 нм. Аноды для литий ионных аккумуляторов изготавливали из дисперсного углерода и связующего карбоксиметилцеллюлозы и поливинилиденфторида. Фотокаталитическую активность определяли в емкостном реакторе периодического действия при разложении органического модельного загрязнителя метиленового синего и фенола в видимом диапазоне света. Концентрацию модельных загрязнителей в водном растворе определяли с помощью оптической спектроскопии.

Эффективность работы нанопорошков и нановискеров оксида меди в составе материала анода литиевых батарей определяли электрохимическом циклировании в интервале напряжений 1-3 В по двухэлектродной схеме при постоянном токе аккумуляторной ячейки CR-2032.

Показана перспективность применения нановискеров оксида меди в материалах анода процессов фотоэлектролиза для получения водорода, а также фотокаталитических материалов для разложения органических загрязнений в воде.

Исследование нановискеров оксида меди в материалах анодов литий-ионных аккумуляторов показало, что благодаря одномерной структуре они обеспечивают легкие пути транспорта ионов лития, а также выдерживают большие механические напряжения, вызванные процессами литизации/делитизации. Это позволяет аккумуляторным ячейкам сохранять стабильные емкостные характеристики на протяжении более 100 циклов заряд/разряд.

Работа поддержана Российским научным фондом (грант № 19-72-10112).

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ИЗГИБЕ

Никулин С.А., Рогачев С.О., Белов В.А., Задорожный М.Ю., Шплис Н.В.

НИТУ «МИСис», Москва, Россия

E-mail: csaap@isis.ru

В работе с использованием динамического механического анализатора (ДМА) проведены сравнительные исследования малоциклового усталости по схеме изгиба низкоуглеродистой стали 22К в различных структурных состояниях, полученных при длительных термических выдержках, имитирующих воздействие условий запредельных тяжелых аварий устройств локализации расплава на материал корпуса АЭС:

(1) термическое воздействие, провоцирующее отпускную хрупкость, по режиму: нагрев до 650 °С со скоростью 200 °С/ч; охлаждение до 480 °С со скоростью 1 °С/ч; далее охлаждение с печью до комнатной температуры;

(2) термическое воздействие, провоцирующее рост аустенитного зерна, по режиму: нагрев до 1200 °С со скоростью 200 °С/ч; выдержка 3.7 ч; далее охлаждение с печью до комнатной температуры.

Исходное состояние стали – нормализация горячекатаного листа.

Испытания на малоцикловую усталость плоских образцов размером 35.0×3.0×0.5 мм на установке ДМА Q800 (TA Instrument) по схеме поперечного изгиба в одной плоскости при постоянной амплитуде цикла (σ_a) со знакопеременным симметричным циклом нагружения (коэффициент асимметрии $R = -1$) с использованием одинарного кантилеверного захвата). При движении захвата, во время испытаний образец симметрично отклонялся на заданную амплитуду от первоначального положения. Амплитуда циклов нагружения была выбрана в диапазоне 40–95% от максимального напряжения разрушения образца при испытаниях с инкрементом напряжения. Испытания проводили при температуре 30 °С, с частотой 0.5 Гц с определением числа циклов до разрушения (на базе 3.5×10^4 циклов). Для каждого напряжения цикла (σ_a) использовали три образца.

По полученным результатам сделаны следующие выводы:

(а) Термическое воздействие по режиму (1) не изменяет исходную феррито-перлитную полосчатую структуру стали, а по режиму (2) вызывает увеличение размера зерна с 15–35 до 300–600 мкм и формирование игольчатой структуры перегрева (видманштет);

(б) В исходном нормализованном состоянии сталь обладает высоким сопротивлением малоциклового усталости. Ограниченный предел выносливости (σ_{RN}) при долговечности $N = 3.5 \times 10^4$ циклов составил 360 МПа. Длительное термическое воздействие по обоим режимам приводит к незначительному снижению сопротивления малоциклового усталости: ограниченный предел выносливости уменьшается на 9 %;

(в) Длительное термическое воздействие на сталь 22К по обоим режимам изменяет микромеханизм усталостного разрушения с квазивязкого с нерегулярным бороздчатым рельефом и вторичным растрескиванием на вязкий микробороздчатый;

(г) Многократный рост зерна после длительного термического воздействия по режиму (2) изменяет преимущественные места зарождения усталостных трещин с границ зерен на тело зерен и увеличивает расстояние между бороздками в зоне развития усталостной трещины в изломе.

ВЛИЯНИЕ γ -ИЗЛУЧЕНИЯ НА КРИСТАЛЛИЧЕСКУЮ СТРУКТУРУ ТОНКИХ ПЛЕНОК $\text{Cd}_{1-x}\text{Fe}_x\text{S}$

¹Нуриев И.Р., ²Мехрабова М.А., ²Гусейнли С.Н.,

¹Назаров А.М., ³Гасанов Н.Г.

¹Институт физики им. академика Г.М.Абдуллаева НАНА, Баку, Азербайджана

²Институт Радиационных Проблем НАНА, Баку, Азербайджан

³Бакинский Государственный Университет, Баку, Азербайджан

E-mail: m.mehrabova@science.az

Одним из важных вопросов, стоящих перед современным материаловедением, является получение новых полупроводниковых материалов, исследование их физических свойств, целенаправленное управление этими свойствами и определение возможностей применения их в приборостроении. В последние десятилетия полумагнитные полупроводники (ПМП) стали предметом интенсивных исследований многих научных центров. Одним из представителей ПМП является $\text{Cd}_{1-x}\text{Fe}_x\text{S}$, которые мало изучены по сравнению с другими ПМП и имеют важное значение для фундаментальных исследований и практического применения.

Четкие конструкции из материалов высочайшего качества особенно важны для нового поколения электронных устройств. Целенаправленное изучение физических свойств открывают перспективы для разработки фоточувствительных структур и создания различных оптоэлектронных устройств.

В данной работе было изучено влияние γ -излучения ($E=1,17\text{МэВ}$, $E=1,33\text{ МэВ}$) на кристаллическую структуру тонких поликристаллических пленок $\text{Cd}_{1-x}\text{Fe}_x\text{S}$ ($x=0.05$) на установке X-ray diffractometer BRUKER XRD D8 ADVANCE.

Рентгендифрактометрический анализ - наиболее надежный экспериментальный метод получения информации о структуре и динамике кристаллической решетки твердых тел в результате внешних воздействий, т.е. давления, температуры и излучения. Этот метод позволяет идентифицировать фазы кристаллитов, их количественный анализ и определение атомной структуры кристаллитов. На самом деле исследовать образец сложного состава другими методами довольно сложно.

Тонкие пленки ПМП $\text{Cd}_{1-x}\text{Fe}_x\text{S}$ ($x=0.05$) толщиной $0.5\div 1\text{ мкм}$, были выращены на стеклянных подложках методом конденсации молекулярных пучков в вакууме 10^{-4} Па . В качестве источника использовались синтезированные твердые растворы $\text{Cd}_{1-x}\text{Fe}_x\text{S}$ ($x=0.05$).

Особенности роста и структуры пленок исследовались рентгенодифракционным методом. Исследования показали, что после γ -облучения образцов происходит изменения в рентгендифрактометрических спектрах. Тонкие пленки $\text{Cd}_{1-x}\text{Fe}_x\text{S}$ облучались дважды. После первого облучения при дозе $D_\gamma=120\text{Гр}$ появляются новые рефлексы в XRD спектрах, интенсивность некоторых рефлексов меняется. После второго облучения при дозе $D_\gamma=220\text{Гр}$ кристаллическая структура практически восстанавливается, а некоторые рефлексы малой интенсивности полностью исчезают.

Ключевые слова: Тонкая пленка, кристаллическая структура, γ –излучение, XRD, доза

Данная работа выполнена при финансовой поддержке проекта SOCAR-2019.

ПОЛУМАГНИТНЫЕ ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ $Pb_{1-x}Eu_xTe$

Нуриев И.Р., Мехрабова М.А., Назаров А.М., Садыгов Р.М., Фарзалиев С.С.

Институт физики им. академика Г.М.Абдуллаева НАН Азербайджана, Баку

E-mail: afinnazarov@yahoo.com

В течение последних лет полумагнитные полупроводниковые материалы широко используются и находится в центре внимания исследователей. На основе этих материалов создаются оптоэлектронные приборы, которые управляются магнитным полем. Использование редкоземельных элементов в тройных твердых растворах на основе халькогенидов свинца позволяют сильно увеличить ширину запрещенной зоны и уменьшить показатель преломления.

Основу твердого раствора $Pb_{1-x}Eu_xTe$ ($0 \leq x \leq 1$) составляют бинарные соединения $PbTe$ и $EuTe$, поэтому все его свойства так или иначе близки к свойствам этих соединений. Естественно предположить, и это подтверждается экспериментально, что твердые растворы с содержанием Eu близким к нулю имеют более схожие свойства с $PbTe$, а близким к единице - с $EuTe$. Так как соединения $PbTe$ и $EuTe$ имеют одинаковые структурный тип $NaCl$ и тип симметрии $O_h^5 - Fm3m$ и при любом содержании Eu $0 \leq x \leq 1$ твердый раствор при нормальных условиях их сохраняет. Кристаллы $PbTe$ непрозрачны и обладают характерным металлическим блеском. Они имеют кубическую гранецентрированную кристаллическую решетку с постоянной решетки $a=0,6462$ нм. В ней имеются два атомных базиса один с вектором $(0, 0, 0)$ в котором расположен ион Te^{2-} , а второй $(1/2, 1/2, 1/2)$ в котором расположен ион Pb^{2+} . Каждый ион в ней окружен шестью ионами другого элемента, таким образом для обоих типов атомов координационное число равняется шести. Кристаллы $PbTe$ отличаются большой хрупкостью и легко скалываются по плоскости (100) . При образовании соединения $PbTe$ двум электронам с частично заполненной $6p$ -орбитали свинца энергетически выгоднее перейти на $5p$ -орбиталь теллура, полностью ее заполнив. Поэтому соединение $PbTe$ обладает преимущественно ионным типом химической связи.

Как известно, твердыми растворами называются двух- или многокомпонентные системы, образующие однородную твердую фазу (например $A_{1-x}B_xC$) определенного состава x , в которой тип кристаллической решетки остается таким же, как и для химического соединения растворителя (AC), а атомы или ионы растворяемого вещества (B), встраиваются в эту решетку различным образом, например, замещаются или внедряются. $EuTe$ является антиферромагнетным полупроводниковым соединением и система $Pb_{1-x}Eu_xTe$ ($0 \leq x \leq 1$) твердым раствором замещения. В этих твердых растворах атомы европия с увеличением x постепенно замещают атомы свинца в кристаллической решетке $PbTe$. Структурный тип твердого раствора во всем диапазоне составов от нуля до единицы остается одинаковым, а постоянная решетки (a) незначительно увеличивается. Это делает его привлекательным для эпитаксиального роста слоев и гетероструктур с высокой степенью кристаллического совершенства.

**ВЛИЯНИЯ НАПРЯЖЕННОСТИ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО
ПОЛЯ НА ПАРАМЕТРЫ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА И
ФАЗООБРАЗОВАНИЕ ПРИ СТАРЕНИИ
В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ Al-Si-Cu-Fe**

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

*Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования «Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева», Самара, Россия*

E-mail: ojv76@mail.ru

В последние годы наблюдается повышенный интерес к изучению влияния слабых магнитных полей на характеристики и физико-механические свойства различных материалов. Слабые магнитные поля могут влиять на микро- и макроскопические свойства различных диамагнитных материалов, данный эффект получил название магнитоэластического эффекта (МЭ). Под действием магнитных полей изменяются микротвердость, внутреннее трение, предел прочности и другие макроскопические свойства [1–3] в ионных кристаллах, полупроводниках, металлах, молекулярных кристаллах, полимерах и т.д.

Целью данной работы является экспериментальное исследование влияния напряженности постоянного магнитного поля (ПМП) на параметры магнитоэластического эффекта и фазообразование при старении алюминиевого сплава Al-Si-Cu-Fe.

Образцы из алюминиевого сплава Al-Si-Cu-Fe после выдержки 2 ч и последующей закалки от 535 °С в воду отжигали при температуре 175 °С длительностью 4 ч в ПМП напряженностью от 1 до 7 кЭ.

Анализ полученных экспериментальных данных позволил сделать следующие выводы:

1. Наложение ПМП напряженностью от 1 до 7 кЭ на старение алюминиевого сплава Al-Si-Cu-Fe приводит к уменьшению микротвердости до 25 %, при этом пластические свойства сплава возрастают, что имеет большое практическое значение. Наблюдается положительный магнитоэластический эффект. Однако, стоит отметить, что с увеличением величины напряженности ПМП значения микротвердости практически не изменяются.

2. Методом рентгенофазового анализа обнаружено, что наложение ПМП напряженностью от 1 до 7 кЭ приводит к увеличению интенсивности всех наблюдаемых линий (α -твердого раствора на основе алюминия, фазы Mg_2Si и чистого кремния с элементами эвтектики) до 16 раз по сравнению с отжигом без поля и уменьшению их полуширины до 0,2°, что свидетельствует о формировании более совершенной и однородной структуры сплава. Практически всегда наблюдается смещение линий α -твердого раствора на основе алюминия в сторону больших углов до 0,42°.

1. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В. и др. Магнитоэластический эффект: основные свойства и физические механизмы // Кристаллография. – 2003. – Т. 48. – С. 838.

2. Головин Ю.И. Магнитоэластичность твердых тел // ФТТ. – 2004. – Т. 46. – № 5. – С. 769 – 803.

3. Моргунов Р.Б. Спиновая микромеханика в физике пластичности // УФН. – 2004. – Т. 174. – №2. – С. 131.

ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ ЭНЕРГОНАПРЯЖЕННОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ НА МОРФОЛОГИЮ, ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ 3Ni-Al

^{1,2}Осипов Д.А., ^{1,2}Смирнов И.В., ^{1,2}Гриняев К.В., ^{1,2}Дитенберг И.А., ³Корчагин М.А.

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

²*Томский государственный университет, Томск, Россия*

³*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия*

E-mail: osipov_ff_tsu@mail.ru

Изучены особенности изменения морфологии, структурно-фазового состояния и микротвердости порошковой смеси 3Ni-Al после энергонапряженной механической активации разной продолжительности.

Выявлено три основных этапа эволюции, которые, соответствуя разной продолжительности обработки, характеризуются различной морфологией порошковой смеси, распределением компонентов, фазовым составом и характером изменения микротвердости.

Механическая активация порошковой смеси 3Ni-Al сопровождается формированием конгломератов из частиц никеля и алюминия, размеры которых уменьшаются с увеличением продолжительности обработки. После обработки продолжительностью 1-2.5 минуты в смеси порошков отсутствуют порошинки никеля и алюминия исходной морфологии, наблюдается их интенсивное дробление, но происходит и их объединение в мелкие и крупные конгломераты пластинчатой формы. При увеличении продолжительности механической активации (3.5-10.5 минут) происходит уплотнение конгломератов на фоне изменения их формы от пластинчатой до частично оваллизованной. Такие морфологические изменения способствуют увеличению протяженности границ сопряжения никеля и алюминия, что обеспечивает эффективное перемешивание компонентов порошковой смеси.

Установлено, что жесткие условия энергонапряженной механической активации способствуют формированию твердого раствора алюминия в никеле Ni(Al), а затем и интерметаллидных фаз Ni₃Al и NiAl уже после нескольких минут обработки. Образование твердого раствора алюминия в никеле Ni(Al) наблюдается после 2.5 минут, а синтез соединений Ni₃Al и NiAl обнаружен после 3.5 и 5.5 минут соответственно. Таким образом, в условиях энергонапряженной механической активации, синтез интерметаллидных фаз Ni₃Al и NiAl происходит при значительно более низких температурах по сравнению с диаграммой фазовых состояний.

В свою очередь, увеличение продолжительности энергонапряженной механической активации сопровождается увеличением объемных долей интерметаллидных фаз. Указанные изменения структурно-фазового состояния обеспечивают поэтапное повышение уровня микротвердости, максимальное значение которой после 10.5 минут энергонапряженной механической активации достигает 8.34 ГПа.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований гранта № 20-32-90094 аспиранты.

Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования Национального исследовательского Томского государственного университета.

ОБРАЗОВАНИЕ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ СВЕРХРЕШЕТОК В ПЛЁНКАХ $\text{TlIn}_{1-x}\text{Sn}_x\text{Se}_2$

Панахов М.М.¹, Алекперов Э.Ш.¹, Гараев Э.С.¹, Назаров А.М.², Фарзалиев С.С.²

¹Бакинский государственный университет, AZ1148, г. Баку, ул. З. Халилова 33, Азербайджан

²Институт физики им. академика Г.М.Абдуллаева НАНА, AZ1143, г. Баку, пр. Г. Джавида 131, Азербайджан

E-mail: alekperoveldar@mail.ru

Полупроводник TlInSe_2 , входящий в группу соединений системы $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{III}}\text{C}_2^{\text{VI}}$, в настоящее время признан наиболее перспективным материалом в области оптоэлектроники. Возникновение сверхструктурных фаз и ряд других изменений приводят к появлению у него новых физических свойств. Отметим, что соединение TlInSe_2 является одним из представителей неполновалентных полупроводниковых соединений цепочечной структуры с параметрами тетрагональных решеток: $a = 0.8075$; $c = 0.6847$ нм; пространственной группой симметрии (ПГС) $D_{4h}^{18} - I4/mcm$; $z = 4$.

В работе приводятся результаты исследования влияния примесей с различным содержанием олова на соединение TlInSe_2 . Внедрение примесей осуществлено в установке ВУП-5 одновременным термическим осаждением Sn и TlInSe_2 на подложки KCl и NaCl в вакууме 10^{-5} Па, находящиеся в интервале температур от комнатной до 403 К и предварительно покрытые угольной плёнкой. Полученные плёнки исследовались методом дифракции электронов высоких энергий в установке ЭМР-102. При термообработке плёнок толщиной 40 нм, примесь Sn, растворяясь в TlInSe_2 , либо перемещается по вакантным узлам кристаллической решетки, либо происходит прямой обмен атомов местами, в результате чего образуется твердый раствор замещения. При интерпретации полученных электронограмм обнаруживается изменение структуры и концентрации дефектов кристаллической решетки, которые являются элементарными возбудителями атомной подсистемы кристалла. В зависимости от концентрации примеси (x) сверхструктурная фаза состава $\text{TlIn}_{1-x}\text{Sn}_x\text{Se}_2$ ($x = 0.02 \div 0.09$) обладает 4 - 5кратно увеличенными периодами решетки (a , c) по отношению к исходной фазе соединений TlInSe_2 : $a_{\text{св.стр.}} = 5a_0 = 4.1453$; $c_{\text{св.стр.}} = 4c_0 = 2.9658$ нм. Согласно закону погашения рефлексов дифракционных картин наблюдаемую новую структуру плёнок $\text{TlIn}_{1-x}\text{Sn}_x\text{Se}_2$ можно отнести к пространственной группе симметрии $P4_2 - C_4^3$ или $P4_2/m - C_{4h}^2$.

Таким образом, установлены эпитаксиальные соотношения, существующие между подложкой NaCl и сверхструктурными фазами плёнок $\text{TlIn}_{1-x}\text{Sn}_x\text{Se}_2$. Определено, что одна элементарная ячейка сверхструктурной фазы $\text{TlIn}_{1-x}\text{Sn}_x\text{Se}_2$ сопрягается с семью ячейками подложки NaCl. При этом относительное несоответствие параметров сопрягающихся сеток составляет 4.8%. Выявлено, что температура образования монокристаллических твердых растворов на основе сверхструктурной фазы плёнок $\text{TlIn}_{1-x}\text{Sn}_x\text{Se}_2$ соответствует 557 К. В зависимости от концентрации примеси температура формирования совершенных пленок твердых растворов понижается от 2.8 % до 5.3%. Между монокристаллической плёнкой сверхструктурной фазы $\text{TlIn}_{1-x}\text{Sn}_x\text{Se}_2$ и NaCl наблюдается следующее эпитаксиальное соотношение: $(001) [100] \text{ TlIn}_{1-x}\text{Sn}_x\text{Se}_2 // (100) [110] \text{ NaCl}$. Периоды элементарных ячеек твердых растворов на основе сверхструктурных фаз приблизительно линейно зависят от концентрации $x = 0.02 \div 0.09$ и подчиняются закономерности, установленной Вегаардом. Итак, примесь Sn в TlInSe_2 во всем указанном интервале концентрации (x) способствует образованию твердых растворов на основе сверхрешеток $\text{TlIn}_{1-x}\text{Sn}_x\text{Se}_2$, а также позволяет строго управлять параметрами тонких эпитаксиальных плёнок сверхструктурных фаз.

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ОБРАЗЦОВ 3D-НАПЕЧАТАННОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Панин А.В., Дмитриев А.И., Первалова О.Б., Казаченок М.С., Казанцева Л.А.,
Синякова Е.А., Мартынов С.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

E-mail: pav@ispms.tsc.ru

В настоящее время в научно-технической литературе уделяется повышенное внимание исследованию механического поведения изделий, полученных методами аддитивных технологий, при квазистатическом и динамическом нагружении. В настоящей работе представлены результаты экспериментальных исследований и молекулярно-динамического моделирования деформации и разрушения образцов титанового сплава Ti-6Al-4V, полученных методом проволоочной электронно-лучевой аддитивной технологии (wire-feed Electron Beam Additive Manufacturing). Преимуществами данной технологии являются экстремально высокая скорость получения изделий (до $2500 \text{ см}^3/\text{ч}$), а также практически 100% расходование материала.

Методами оптической, сканирующей электронной и просвечивающей электронной микроскопии установлен многоуровневый характер пластической деформации 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V при одноосном растяжении. Последнее проявляется в виде (i) тонких полос скольжения внутри отдельных пластин α фазы, (ii) прямолинейных или извилистых грубых полос скольжения внутри пакетного мартенсита, и (iii) некристаллографических полос сдвига, распространяющихся через все сечение нагруженного образца. Интенсивность сдвигов, развивающихся на различных масштабных уровнях, оценивали по величине ступени, формирующейся на границе между α и β фазами, либо по высоте степеней, формирующихся на их поверхности. Растяжение образцов в колонне просвечивающего электронного микроскопа позволило наглядно продемонстрировать формирование неравновесной фазы α'' -Ti на границах между ламелями α -Ti и прослойками β -Ti.

Исследовано влияние скорости нагружения на закономерности локализации деформации 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V при различных скоростях нагружения (10^{-4} – 10^{-2} с^{-1}). Выявлено изменение микроструктуры материала внутри полос локализованной деформации, а также продемонстрировано их влияние на механизм разрушения образцов Ti-6Al-4V.

Методом молекулярно-динамического моделирования установлено, что пластическая деформация пластин α фазы осуществляется путем распространения дислокаций типа $\langle a \rangle = 1/3 \langle 11-20 \rangle$ в призматических плоскостях $\{10-10\}$ и дислокаций типа $\langle c+a \rangle = 1/3 \langle 1-213 \rangle$ по пирамидальным плоскостям 1-го типа $\{10-11\}$. При этом $\langle a \rangle$ и $\langle c+a \rangle$ дислокации являются дислокациями смешанного типа с протяженными винтовыми участками. Взаимодействие $\langle c+a \rangle$ дислокаций, перемещающихся в пересекающихся системах скольжения, обуславливает формирование позади них цепочек вакансий и вакансионных кластеров.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант №21-19-00795).

ИЗУЧЕНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПИРОЛИЗОВАННОГО ПОЛИАКРИЛОНИТРИЛА С АТОМАМИ КИСЛОРОДА

Панченко А.Н.

Волгоградский государственный университет, Волгоград, Россия,

E-mail: alexandra1889@mail.ru

Полимеры занимают в нашем обществе большую нишу, и нет людей, которым нужно доказывать, что развитие промышленности и использование полимеров является одним из главных направлений развития. Очень сложно выделить какое-либо направление, в котором бы не использовались полимеры, практически везде они могут заменять почти все натуральные материалы, например: металлы, древесину, а также выступать в качестве исходных материалов для получения новых уникальных веществ с неизученными свойствами. Если изучить темп роста производства полимеров, то можно заметить, что данный рост превосходит рост аналогичных веществ из натуральных материалов. Есть ещё одно преимущество у полимеров, так называемая экономическая выгода, т.е. получить полимеры с новыми свойствами намного дешевле, чем использовать известные материалы.

В работе рассмотрен процесс адсорбции атома кислорода на поверхности полимера - пиролизованного полиакрилонитрила (ППАН). Представлены результаты теоретических расчетов структуры и основных электронно-энергетических характеристик ППАН, поверхность которого была насыщена атомами кислорода. Расчеты выполнены в рамках модели МК методом MNDO. Выполненные расчеты установили возможность адсорбции атомов кислорода на монослой ППАН. Более вероятно адсорбция атомов кислорода над центром С-С связи. Также был изучен процесс адсорбции атома О над центром связи С-N поверхности монослоя ППАН. Выполненное сравнение полученных результатов со случаем адсорбции О над серединой С-С связи обнаружило, что энергетически более выгодной оказывается адсорбция над центром связи С-С. Разность энергий адсорбции составила $\Delta E = 0,79$ эВ. Анализ результатов оптимизации геометрии системы установил, что в процессе атаки атомом О монослоя пиролизованного ПАН поверхностные атомы С сначала углубляются на $0.07 \text{ \AA}$, а после того, как расстояние между полимером и атомом кислорода становится меньше $2 \text{ \AA}$, поднимаются над поверхностью слоя на $0.5 \text{ \AA}$. При адсорбции О образуется мостиковая кислородная структура, $R_{C-O} = 1.42 \text{ \AA}$.

Выполненные расчеты множественной адсорбции кислорода на поверхности полимера показали, что процесс оксидирования приводит к уменьшению энергии связи монослоя, и при достижении количества атомов кислорода 10 % от общего числа атомов происходит разрушение слоя ППАН. Установлено, что на процесс оксидирования влияет структура монослоя ППАН. При рассмотрении монослоя с большим содержанием азота разрушение структуры происходит при наличии 13 % атомов кислорода на поверхности исследуемой структуры. То есть азотсодержащий ППАН более устойчив к внешним воздействиям.

Далее было проведено теоретическое исследование электронно-энергетических свойств полимера, поверхность которого насыщается атомами кислорода. Исследовалась динамика ширины запрещенной зоны ΔE_g по мере насыщения поверхности полимера адсорбирующимися атомами кислорода. Обнаружено уменьшение ширины запрещенной зоны ΔE_g при увеличении числа адсорбированных на поверхности слоя атомов кислорода, что свидетельствует об изменении проводимости получающегося адсорбционного комплекса в сторону металлизации, что полностью совпадает с результатами, полученными ранее для однослойных углеродных нанотрубок.

КОМПОЗИТЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ ИЗ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Пермякова И.Е.

ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия,

E-mail: inga_perm@mail.ru

В представленной работе обзorno освещается большой цикл исследований [1-11], посвящённых установлению основных физических закономерностей деформации, разрушения, эволюции структуры (от исходно аморфного к частично кристаллическому и полностью нанокристаллическому состоянию) аморфных сплавов систем Co-Fe-Cr-Si-B, Fe-Ni-B, Fe-Cr-B, а также альтернативным путям создания на их основе перспективных аморфно-кристаллических композитов с управляемым откликом на внешние воздействия (лазерное облучение, интенсивную пластическую деформацию, термическую обработку). Детально изучено механическое поведение, магнитные, коррозионные свойства полученных композитов на ранних и более поздних стадиях нанокристаллизации при разного рода внешних воздействиях. Установлены структурные факторы, отвечающие за изменение их физико-химических свойств и механизмов пластической деформации.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 20-08-00341 "А").

Литература

1. Permyakova I.E., Ivanov A.A., Shelyakov A.V. // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2021. V. 85. N 7. P. 755-759.
2. Permyakova I.E. // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2020. V. 84. N. 7. P. 839-843.
3. Permyakova I.E., Glezer A.M., Kovalev A.I., Vakhrushev V.O. // JETP Letters. 2021. V. 113. N. 7. P. 471-476.
4. Permyakova I.E., Blinova E.N., Shchetinin I.V., Savchenko E.S. // Russian metallurgy (Metally). 2019. V. 2019. N. 10. P. 994-1001.
5. Permyakova I.E., Blinova E.N., Dmitrievskii A.A. // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2020. V. 971. Art N 032042. P. 1-7.
6. Permyakova I.E., Glezer A.M., Savchenko E.S., Shchetinin I.V. // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2017. V. 81. N. 11. P. 1310-1316.
7. Permyakova I.E., Glezer A.M., Ivanov A.A., Shelyakov A.V. // Russian Physics Journal. 2016. V. 58. N. 9. P. 1331-1338.
8. Glezer A.M., Permyakova I.E., Manaenkov S.E. // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2008. V. 72. N. 9. P. 1265-1266.
9. Glezer A.M., Manaenkov S.E., Permyakova I.E. // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2007. V. 71. N. 12. P. 1702-1707.
10. Glezer A.M., Manaenkov S.E., Permyakova I.E., Shurygina N.A. // Russian metallurgy (Metally). 2011. V. 2011. N. 10. P. 947-955.
11. Glezer A.M., Permyakova I.E., Shurygina N.A., Rassadina T.V. // Inorganic materials: Applied research. 2012. V. 3. N. 1. P. 23-27.

ЛАТЕРАЛЬНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ В КРИСТАЛЛАХ ГИДРОФТАЛАТА КАЛИЯ ВО ВНЕШНЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ

А.А. Петренко^{1,2}, Н.Е. Новикова², Н.В. Марченков^{1,2}, Э.С. Ибрагимов², Ю.В. Писаревский^{2,1}, А.Е. Благоев^{1,2}, М.В. Ковальчук^{1,2}

¹ НИЦ «Курчатовский институт», Москва

² ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва

E-mail: diacon0301@gmail.com

Сегодня значительный интерес с точки зрения задач стрейнтроники представляет изучение диэлектриков, в которых возможно создание деформаций кристаллической решетки за счет перераспределения дефектов. Одним из таких объектов является кристалл бифталата калия, который обладает ярко выраженными пьезоэлектрическими свойствами. Данный факт и содержание в составе бифталата калия преимущественно лёгких атомов позволяют проводить исследования деформационного поведения кристаллической решётки под влиянием внешних воздействий не только в геометрии Брэгга, но и в геометрии Лауэ.

Электрофизические измерения, проведённые при комнатной температуре продемонстрировали зависимость удельной проводимости от прикладываемого поля и нелинейность вольтамперной петли гистерезиса.

Методом времязрешающей рентгеновской дифрактометрии [1] были получены зависимости положения пика кривых дифракционного отражения для отражений 400, 070 и 004 при приложении электрического поля напряжённостью 0.5 и 1.0 кВ/мм в направлении полярной оси [001]. Обнаружено смещение дифракционных пиков и изменение их интегральной интенсивности, указывающие на деформацию решетки. Зарегистрирована быстрая пьезоэлектрическая деформация и обратимая релаксационная деформация. Деформация зависит от полярности и напряжённости приложенного поля, наиболее сильно проявляется в направлении [100] и практически отсутствует в направлении приложения поля [001].

Методом рентгеноструктурного анализа установлено разупорядочение атомов калия по нескольким позициям и наличие в этих позициях вакансий. Наибольшее разупорядочение наблюдается в плоскости ab . Атомы калия характеризуются большими параметрами смещений, особенно атомы, заселяющие дополнительные позиции. Оцененные высоты потенциальных барьеров между позициями позволяют предположить миграцию ионов K^+ в плоскости ac и вдоль оси b в пределах гофрированного слоя катионов. Данные рентгеноструктурного анализа подтверждают гипотезу о том, что наблюдаемые смещения дифракционных пиков и изменение их интегральной интенсивности вызваны объемной миграцией заряженных ионов K^+ в электрическом поле, приводящей к анизотропии деформации кристаллической решетки.

Обычно при приложении к кристаллу внешнего электрического поля деформации кристаллической решётки наблюдаются вдоль направления приложения поля [2]. Результаты, полученные в данной работе, открывают новые возможности по созданию управляемых деформаций в кристаллах для задач стрейнтроники.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН и Российского фонда фундаментальных исследований по гранту 19-29-12037 мк.

[1] Marchenkov, N. V. et.al. // (2018). *Review of Scientific Instruments*. **89**, 095105.

[2] Hanzig J. et.al. // (2013). *J. Phys. Condens. Matter*, **28**, 225001

ДВА ВИДА ПРОЯВЛЕНИЯ РЕЗОНАНСНОЙ МАГНИТОПЛАСТИЧНОСТИ В КРИСТАЛЛАХ NaCl

Петржик Е.А., Колдаева М.В., Альшиц В.И., Даринская Е.В.

*Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ «Кристаллография и
фотоника» РАН, Москва, Россия*

E-mail: Epetrzhik@mail.ru

Выдержка немагнитных кристаллов в скрещенных магнитных полях – постоянном и перпендикулярном ему переменном – приводит к изменению их механических свойств. Наблюдают как *in situ* эффекты, когда изменения происходят непосредственно во время магнитной экспозиции, так и эффекты памяти, когда отклик возникает уже после выключения полей. В настоящей работе проведено сравнение этих двух типов магнитоэластического эффекта на одних и тех же кристаллах NaCl. В качестве постоянного использовалось магнитное поле Земли, измеренное в месте проведения эксперимента. Частота переменного магнитного поля (с амплитудой порядка 3 мкТл) варьировалась в диапазоне 1–3 МГц. Изучались динамика дислокаций и изменение микротвердости по Виккерсу. Проведено сравнение магнитостимулированных изменений различных механических свойств кристаллов NaCl(Ca) и NaCl(Ca, Ni).

Перемещение дислокаций в магнитных полях в схеме ЭПР типа без каких-либо дополнительных механических воздействий носит резонансный характер. Полученные частотные спектры дислокационных пробегов в обоих типах кристаллов NaCl представляют собой сплошной набор отдельных, достаточно узких резонансных пиков. Параллельно в тех же кристаллах обнаружено резонансное уменьшение микротвердости после магнитной экспозиции, наиболее ярко проявляющееся в кристаллах NaCl(Ca, Ni). Максимальное изменение происходит не сразу, а через 2 – 3 часа, после чего наблюдается постепенная релаксация до исходного значения. Частотный спектр максимальных изменений микротвердости, состоящий из отдельных резонансных пиков, делится на две группы по девять пиков разупрочнения в каждой.

Обнаруженное разупрочнение материала, проявляющееся в магнитостимулированных перемещениях дислокаций и уменьшении твердости кристалла, позволяет говорить о единой природе *in situ* эффектов и эффектов памяти. Под действием магнитных полей происходит преобразование дефектных комплексов в кристалле. Начальная трансформация дефектов связана со спин-зависимыми электронными переходами непосредственно во время магнитной экспозиции. Новое состояние дефектов, являющихся стопорами для дислокаций, приводит к откреплению дислокаций и их дальнейшему движению в полях внутренних напряжений. Последующее изменение дефектной структуры происходит диффузионным путем, что и определяет относительно медленное изменение микротвердости кристалла. Положения отдельных пиков в спектрах различного происхождения могут совпадать, но есть и отличия, обусловленные как составом кристаллов, так и спецификой измеряемой величины, связанной, например, с искажением локальной структуры дефектных комплексов в ядре дислокации.

ЭЛЕКТРОИСКРОВОЕ ВЫГЛАЖИВАНИЕ И УПРОЧНЕНИЕ АДДИТИВНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

Петржик М.¹, Муканов С.¹, Кудряшов А.¹, Наумова Е.¹, Пеняшки Т.², Костадинов Г.²

¹ НИТУ МИСИС, Москва, Россия

² ИПМЗР им. Пушкирова – СХ Академия, София, Болгария

Проведено систематическое исследование [1-3] условий локального реакционного фазообразования и уменьшения шероховатости поверхности при электроискровой обработке (ЭИО) поверхностей металлических сплавов на основе Ti, Ni, Fe, полученных аддитивными технологиями и имеющих типичные поверхностные дефекты. Актуальным является поиск эффективных методов улучшения поверхностей деталей с грубой шероховатостью и дефектами (трещины, выступающие частицы, повышенная пористость). Эта проблема еще не нашла своего решения и сдерживает широкое развитие аддитивных технологий.

Упрочнение и выравнивание поверхности аддитивных подложек, полученных селективным лазерным и электроннолучевым сплавлением (СЛС и СЭЛС) было достигнуто при низкоэнергетической реакционной электроискровой обработке закаленными из расплава стержневыми Al-Si электродами околоэвтектического состава. Использовали бесконтактный и контактный низкоэнергетические режимы при энергии импульса 0,01...48 мДж на установках ELFA, «Элитрон-22А» и Alier-Metal 303. В результате ЭИО был сформирован плотный и однородный поверхностный слой толщиной 10...15 мкм с пониженной до 2,0...4,6 мкм шероховатостью поверхности (Ra) и повышенной до 11 ГПа твердостью.

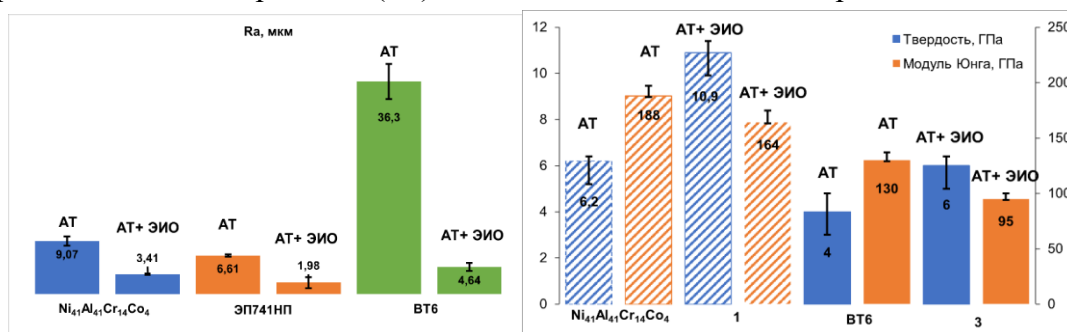


Рис. 1 Влияние ЭИО на шероховатость и механические свойства до и после ЭИО

Результаты можно объяснить протеканием трех явлений: (1) плазменного выравнивания выступов, (2) заполнения впадин легкоплавким околоэвтектическим расплавом, который образуется при быстром локальном плавлении электрода-прекурсора в условиях импульсного электроискрового разряда с дальнейшим протеканием (3) локального реакционного синтеза износостойких интерметаллидов Ti_xAl_y , Ni_xAl_y , Fe_xAl_y при химическом взаимодействии содержащего алюминий расплава с никелевой, титановой или стальной подложкой.

Исследования поддержаны РФФИ и ФНИ в рамках научного проекта № 19-57-18022 «Improving the quality of surfaces obtained by additive technologies by reactive electro-spark processing»

1. С.К. Муканов, А. Е. Кудряшов, Е. А. Наумова, М. И. Петржик // Цветные металлы. – 2020. – № 8. – с. 82-90. Doi: 10.17580/tsm.2020.08.11
2. С.К. Муканов, А. Е. Кудряшов, М. И. Петржик // Физика и химия обработки материалов. – 2021. – №3. – 30-39. Doi: 10.30791/0015-3214-2021-3-30-39
3. Kostadinov, GD *et.al.*, J. Int. Sci. Publications: Materials, Methods & Technologies (2020) ISSN 1314-7269 v.14 106-116, www.scientific-publications.net.

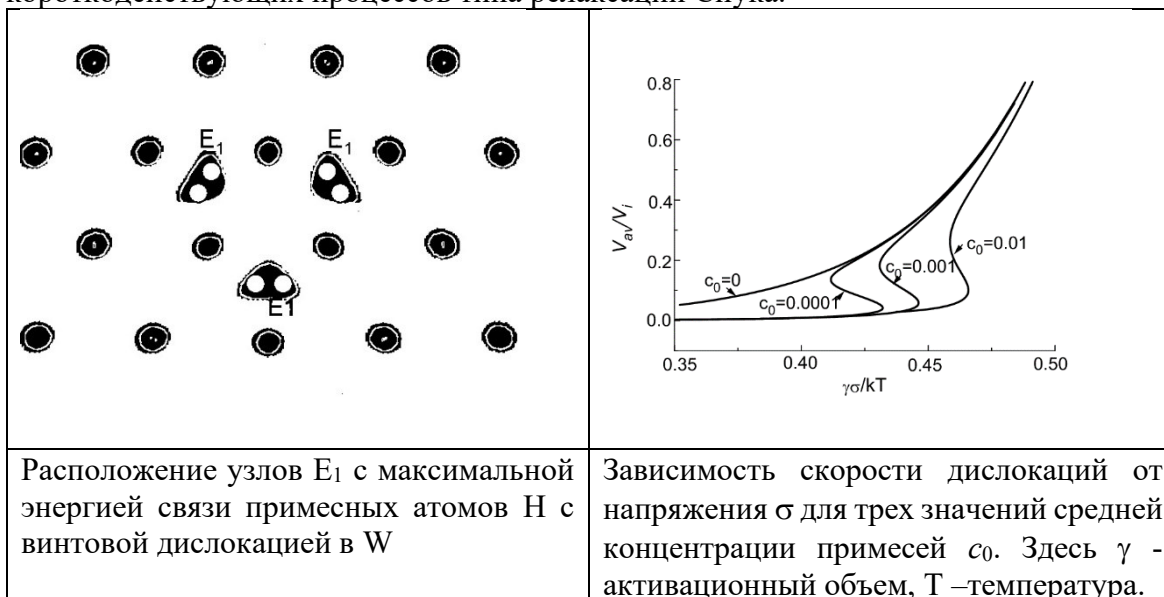
ДИНАМИЧЕСКОЕ ДЕФОРМАЦИОННОЕ СТАРЕНИЕ ОЦК МЕТАЛЛОВ ПО МЕХАНИЗМУ ТИПА СНУКА

Петухов Б. В.

Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, г. Москва, Россия

E-mail: petukhov@ns.crys.ras.ru

Рассчитывается динамическое деформационное старение (ДДС) металлов с объемно-центрированной кубической (ОЦК) структурой кристаллической решетки, вызванное взаимодействием дислокационной и примесной подсистем материала. Короткомасштабный характер потенциального рельефа (барьеров Пайерлса), контролирующего перемещение дислокаций, приводит к коренному отличию закономерностей ДДС в ОЦК металлах и в традиционно изучаемых в связи с эффектом Портевена – Ле Шателье материалах с гранецентрированной кубической (ГЦК) структурой. Общепринятое для ГЦК материалов с низким кристаллическим рельефом континуальное описание с использованием сопровождающих перемещение дислокаций примесных атмосфер Коттрелла применительно к ОЦК металлам неадекватно и должно быть заменено дискретным описанием с рассмотрением короткодействующих процессов типа релаксации Снука.



Предлагаются кинетические уравнения для описания сегрегации примесей на движущихся дислокациях. С их использованием рассчитывается модификация динамических характеристик дислокаций, которая и называется “старением”. Левый рисунок иллюстрирует дискретный рельеф расположения примесей в ядре винтовой дислокации в W. Расчет показывает наличие особенностей зависимости скорости дислокаций от движущей силы, иллюстрируемых S-образным характером кривых на правом рисунке.

Модификация динамических свойств дислокаций проявляется в макроскопических механических свойствах как упрочнение материала, отрицательная скоростная чувствительность предела текучести, пики на температурной зависимости деформирующего напряжения (см. обзор в [1]).

1. U. Messerschmidt. Dislocation Dynamics During Plastic Deformation. Eds. Hull R. et al. Berlin, Heidelberg: Springer Series in Material Science (2010).

ПЕРЕСТРОЙКА РЕАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ КРИСТАЛЛА $\text{LiNbO}_3\text{:Fe}$, ИНДУЦИРОВАННАЯ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ

Пиляк Ф.С.¹, Куликов А.Г.^{1,2}, Фридкин В.М.¹, Писаревский Ю.В.^{1,2}, Марченков Н.В.^{1,2}, Благов А.Е.², Ковальчук М.В.^{1,2}

¹ ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН, 119333, Ленинский пр-т 59,
Москва, Россия

² НИЦ «Курчатовский институт», 123098, пл. академика Курчатова 1,
Москва, Россия

Разработка электронных компонент нового поколения для создания вычислительных систем высокой производительности и энергосберегающих устройств хранения информации является одной из важнейших задач современной науки. Решение этой задачи требует принципиально новых подходов, одним из которых является управление функциональными свойствами материалов. Перестройка реальной структуры материалов в условиях различных внешних воздействий один из наиболее перспективных способов управления свойствами материалов. Так, в ряде нецентросимметричных кристаллов вследствие объемного фотовольтаического эффекта (ОФЭ) формируются электрические поля высокой напряженности [1], величина которых пропорциональна интенсивности освещения, что позволяет управлять реальной структурой кристаллов за счет пьезоэлектрических деформаций и перераспределения заряженных дефектов.

В настоящей работе представлены результаты экспериментального наблюдения и исследования перестройки реальной структуры кристаллов ниобата лития с примесью железа ($\text{LiNbO}_3\text{:Fe}$), вызванной ОФЭ, в рамках разрабатываемого авторами подхода к формированию, управлению и *in-situ* рентгенодифракционной диагностики фотоиндуцированных деформаций в нецентросимметричных кристаллах.

По изменению параметров рентгенодифракционных пиков трех кратных порядков отражения, полученных во время разрешающем режиме сканирования, был впервые зарегистрирован объемный пьезофотовольтаический эффект, отделенный по динамике как от температурных деформаций, так и от вклада миграции носителей заряда (поляронов) [2]. По величине пьезоэлектрической деформации $\Delta d/d = 1,2 \times 10^{-4}$ оценена напряженность фотоиндуцированного электрического поля $E \approx 2,8$ кВ/мм (при интенсивности облучения $J = 3,4$ Вт/см²) [3]. Кроме того, изменение интенсивности сателлитных дифракционных пиков при сканировании широким рентгеновским пучком в процессе освещения позволило обнаружить перестройку дефектной структуры сегнетоэлектрического кристалла ниобата лития. Данное предполагаемое изменение конфигурации доменных стенок является невозможным при чисто электрическом воздействии в связи с высокой величиной коэрцитивного поля (выше пробойного значения) для данного материала.

1. B.I. Sturman, V.M. Fridkin. // Gordon and Breach Science Publishers. 1992.
2. O.F. Schirmer, M. Imlau, C. Merschjann, // Phys. Rev. B. 83. 2011. 165106.
3. F.S. Pilyak, A.G. Kulikov, V.M. Fridkin, et al. // Physica B: Condensed Matter. 2021. V. 604. 412706.

ОСОБЕННОСТИ ЗЕРЕННО-СУБЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ 12 %-НОЙ ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО- МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РЕЖИМА ОБРАБОТКИ

Полехина Н.А.^{1,2}, Линник В.В.^{1,2}, Алмаева К.В.^{1,2}, Литовченко И.Ю.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2}, Чернов В.М.³, Леонтьева-Смирнова М.В.³

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

² *Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия*

³ *АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва, Россия*

E-mail: Nadejda89tsk@yandex.ru

Изучено влияние режимов обработки на особенности зеренно-субзеренной микроструктуры реакторной малоактивируемой 12 %-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (Fe-12Cr-1,1W-0,25V-0,08Ta-0,006B-0,15C-0,04N) методами оптической металлографии, растровой электронной микроскопии с применением EBSD-анализа, и просвечивающей электронной микроскопии. Сталь исследовали после традиционной термической обработки (ТТО: закалка от 1100 °С, 1 ч. + отпуск при 720 °С, 3 ч.) и перспективной высокотемпературной термомеханической обработки с деформацией в аустенитной области (ВТМО: нагрев до 1100 °С, выдержка 1 ч. + прокатка до $\varepsilon \approx 50\%$ + закалка в воду + отпуск при 720 °С, 1 ч.).

Металлографические исследования показали, что размеры бывших аустенитных зерен стали ЭК-181 после ТТО составляют от ≈ 10 до 230 мкм, средний размер ≈ 100 мкм. После ВТМО обнаружены зерна размерами от 15 до 315 мкм, средний размер ≈ 130 мкм. Внутри зерен наблюдаются мартенситные ламели, сформированные в результате полиморфного γ - α -превращения. На границах мартенситных пакетов и зерен бывшего аустенита располагаются частицы вторых фаз. Наблюдаются также отдельные зерна δ -феррита размерами несколько микрометров, объемная доля которых не превышает 1-1,5 %.

Методом EBSD также обнаружены различия в размерах структурных элементов и их ориентации после исследуемых обработок. Установлено, что после ТТО нет выделенного направления преимущественной ориентации пакетов мартенсита. После ВТМО они ориентированы длинной стороной в направлении прокатки. Средний размер пакетов после ТТО составляет $\approx 3,3$ мкм, после ВТМО – примерно 2,5 мкм.

ВТМО приводит к повышению дисперсности мартенситной структуры и плотности дислокаций, по сравнению с ТТО. После такой обработки увеличивается количество и плотность малоугловых границ разориентации, являющимися преимущественно границами между мартенситными ламелями внутри пакетов. После ТТО соотношение малоугловых границ с большеугловыми составляет $\approx 50/50\%$, после ВТМО – 60/40 %. Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии, средняя ширина мартенситных ламелей после ТТО составляет 0,7 мкм, после ВТМО она уменьшается до $\approx 0,25$ мкм. Плотность дислокаций в областях феррита достигает значений $\rho \approx (1-2) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ после ТТО и $\rho \approx (3-4) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ после ВТМО, в областях мартенсита $\rho \approx (5-7) \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$ в случае ТТО и $\rho \approx (5-8) \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$ для ВТМО.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-00231, <https://rscf.ru/project/21-79-00231/>.

СТРУКТУРА И СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЕРВСКИТНЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ НИОБАТА НАТРИЯ-КАЛИЯ И ТИТАНАТА ВИСМУТА-НАТРИЯ

Политова Е.Д.¹, Калева Г.М.¹, Мосунов А.В.², Стефанович С.Ю.²,
Садовская Н.В.³, Т.С. Ильина⁴, Д.А. Киселев⁴, Шварцман В.В.⁵

¹Федеральный исследовательский центр химической физики им. Н.Н. Семенова РАН,
Москва, Россия; E-mail: politova@nifhi.ru

²Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия

³Институт Кристаллографии, Федеральный Научно-Исследовательский Центр
«Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия

⁴Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» Москва,
Россия

⁵Институт Материаловедения, Университет Дуйсбурга-Эссена, Эссен, Германия

Оксидные материалы со структурой перовскита на основе сегнетоэлектриков BaTiO_3 (BT), ниобата калия-натрия $(\text{K,Na})\text{NbO}_3$ (KNN) и сегнетоэлектрика-релаксора титаната натрия-висмута $(\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5})\text{TiO}_3$ (NBT) интенсивно исследуют в последнее десятилетие как наиболее перспективные для замены широко используемых, конденсаторных, пьезоэлектрических, электрокалорических и других материалов. содержащих высокотоксичный оксид свинца. Наиболее популярным подходом при создании новых материалов является модифицирование составов из области морфотропной фазовой границы (МФГ). Формирование пьезоэлектрических и электрокалорических свойств определяется вкладами структурного фактора, эффекта переключения доменов, величинами спонтанной поляризации, коэрцитивного поля и электропроводимости оксидов.

Нами исследованы составы твердых растворов и композитов на основе перовскитов KNN и NBT, модифицированных донорными и акцепторными добавками в позициях А- и В- структуры перовскита. Образцы получали методом твердофазного синтеза двухсатдийным обжигом. Для улучшения плотности керамики дополнительно модифицировали сверхстехиометрическими добавками (KCl, NaCl, LiF, ZnO, CuO и MnO_2).

Фазовый состав, параметры кристаллической структуры, микроструктура, диэлектрические, сегнетоэлектрические и локальные пьезоэлектрические свойства керамик на основе KNN и NBT-BT из области МФГ изучали, используя комплекс физико-химических методов: рентгеновской дифракции, сканирующей электронной микроскопии, диэлектрической спектроскопии, генерации второй гармоники лазерного излучения, силовой микроскопии пьезоотклика.

Выявлены изменения параметров элементарных ячеек, определяемые ионными радиусами замещающих катионов. Установлена зависимость функциональных характеристик образцов от вида добавок и размера зерен керамик. Выявлены составы, характеризующиеся повышенными значениями диэлектрической проницаемости и спонтанной поляризации при комнатной температуре, установлена оптимизация свойств композитных керамик релаксор - сегнетоэлектрик, свидетельствующая о перспективах создания новых перспективных материалов на основе модифицированных составов KNN и NBT.

Работа выполнена при поддержке РФФИ и DFG (Проект 21-53-12005), госзаданий Минобрнауки РФ по теме № 45.22 (AAAA-A18-118012390045-2), проекту № 0718-2020-0031 и госзаданию ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.

МОДЕЛЬ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ СТЕПЕННОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ

А.А. Попов, М.С. Болдин, В.Н. Чувильдеев

*Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет
им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

E-mail: popov@nifti.unn.ru

Степенная ползучесть в металлах и керамиках является важнейшим механизмом деформации. Этот механизм преобладает в широком диапазоне температур и напряжений:

$$\dot{\varepsilon}_v = A_2 \left(\frac{Gb^3}{kT} \right) \left(\frac{\sigma}{G} \right)^n \left(\frac{D_v}{b^2} \right) \quad (1)$$

где D_v – объемный коэффициент диффузии, b – вектор Бюргерса, k – коэффициент Больцмана, $T = 0,5T_m$, T_m – температура плавления, G – модуль сдвига, σ – внешнее приложенное напряжение, A_2, n – константы материала.

В работе обсуждается модель внутренних напряжений при степенной ползучести. В процессе ползучести по мере перехода от неустановившейся стадии ползучести к стационарной стадии происходит образование субзерен. Испускаемые решеточные дислокации в процессе внутризеренной деформации быстро пересекают субзерно и попадают в субграницу. Если скорость генерации решеточных дислокаций соответствует скорости их «поглощения» субграницами, то в объеме субзерен дислокации не накапливаются. Таким образом, кинетическое уравнение [1] для плотности дислокаций в субгранице при наличии потока решеточных дислокаций $I = \frac{\xi \dot{\varepsilon}_v}{b}$ может быть представлено в виде:

$$\dot{\rho}_s = \frac{\xi \dot{\varepsilon}_v}{b} - \frac{\rho_s}{t_s} \quad (2)$$

где ξ – геометрический коэффициент, ρ_s – плотность дислокаций в субгранице, t_s – время аннигиляции дислокации, ε_v – скорость деформации, $\dot{\rho}_s$ – скорость изменения плотности дислокаций в субгранице.

Накапливающиеся в субгранице дефекты создают поля внутренних напряжений σ_i , которые препятствуют движению решеточных дислокаций, осуществляющих внутризеренную деформацию. Величина внутренних напряжений σ_i зависит от плотности дислокаций в субгранице ρ_s . Таким образом, для реализации степенной ползучести внешнее приложенное напряжение $\sigma_{вн}$ должно превышать внутреннее напряжение σ_i на величину $\sigma_{eff} = \sigma_{вн} - \sigma_i$.

Таким образом, скорость деформации может быть записана (A_s – геом. коэффициент):

$$\dot{\varepsilon}_v = A_s \left(\frac{G\Omega}{kT} \right) \left(\frac{\sigma_{eff}}{G} \right)^3 \left(\frac{D_v}{b^2} \right) \quad (3)$$

Благодарности

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда. (грант №20-73-10113)

Литература

1. Чувильдеев В.Н. Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения Москва: Физматлит, 2004. — 304 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИКИ РЕАКЦИИ БЕЛОУСОВА-ЖАБОТИНСКОГО МЕТОДОМ QEXAFS С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АДАПТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ РЕНТГЕНОВСКОЙ ОПТИКИ

А.И. Проценко^{1,2}, А.Е. Благов^{1,2}, А.В. Таргонский^{1,2}, Я.А. Элиович^{1,2}, В.А. Коржов^{1,2}, А.В. Рогачев¹, С.Н. Якунин¹, М.В. Ковальчук^{1,2}

¹ НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия

² ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия

E-mail: 8xenderx8@gmail.com

В продолжение работы по развитию методов времяразрешающей рентгеновской спектроскопии с использованием элементов адаптивной рентгеновской оптики (АЭРО) [1-3] было проведено in-situ исследование автоколебательной химической реакции Белоусова-Жаботинского. Данная реакция проста в реализации и представляет собой удобный модельный объект с длительным периодом кинематики.

На синхротронной станции «Ленгмюр» ККСНИ НИЦ «Курчатовский институт» была реализована однокристалльная схема монохроматизации на основе АЭРО, аналогично использованной в работе [3]. Для коллимации пучка использовалось штатное оборудование станции (механические щели, зеркало ПВО). Адаптивный элемент, бидоменный изгибный актуатор на основе монокристалла LiNbO_3 с закрепленным дифракционным элементом, кристаллом Si, использовался для непрерывной спектральной модуляции пучка в диапазоне 300 эВ с частотой 85 Гц.

Специальная химическая ячейка с коптоновыми стенками была оборудована системой дистанционного введения реагентов реакции Б-Ж и располагалась до АЭРО. Исследуемый элемент (бром) входит в состав реагента KBrO_3 , переходящий в процессе автоколебательной реакции в HBrO_2 , HOBr , Br_2 и Br^- с переменными концентрациями. На основе структурной информации о ближайшем окружении атомов Br из тонкой структуры спектра поглощения теоретически возможно воссоздать динамику концентраций соединений брома в течение реакции Б-Ж.

При проведении QEXAFS измерений АЭРО был настроен на К-край поглощения брома и использовался для непрерывной записи спектров. Продемонстрирована возможность записи одного спектра за 1 с, что более чем достаточно для качественного выделения характерных особенностей XANES/EXAFS спектров. Непрерывный режим записи позволяет интегрировать последовательные спектры, что позволяет еще больше повысить соотношение сигнал/шум. Дальнейшее увеличение временного разрешения представленного метода до 86 Гц возможно при использовании APD детекторов и реализации двухкристалльной схемы монохроматизации на основе АЭРО. Ведутся работы в этом направлении.

Работы выполнены при финансовой поддержке РФФИ, гранты №19-52-12029 и 19-29-12037.

1. А.Е. Благов, А.С. Быков и др. ПТЭ, № 5, с. 109 (2016)
2. А. Е. Благов, Ю. В. Писаревский и др. Кристаллография, том 62, № 6, с. 870–875 (2017)
3. Проценко А.И., Благов А.Е., Писаревский Ю.В. и т.д., Успехи Физических Наук, 191 (1), 88-92 (2021)

ИССЛЕДОВАНИЯ МОРФОЛОГИИ ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ ПРИ ВНЕДРЕНИИ НИЗКОМОЛЕКУЛЯРНЫХ ОРГАНИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ

¹Рахимова У.Дж., ²Эгамов М.Х.

¹Таджикский государственный университет права, бизнеса и политики,
Таджикистан ²Худжандский научный центр НАНТ, Таджикистан

E-mail: egamov62@mail.ru

Жидкокристаллические (ЖК)_композиты считаются весьма перспективными для практического использования из-за простоты их получения и способности не ковалентных связей формировать очень динамичные надмолекулярные структуры. Кроме того, структура, морфология и оптические свойства таких ЖК_композитов представляют самостоятельный научный интерес в плане влияния физических свойств на процессы ориентации и переориентации молекул жидких кристаллов (ЖК) под действием электрического поля. Поэтому исследование оптических, электрооптических и механо-оптических характеристик таких композитов под действием внешних факторов имеют прикладной интерес.

В качестве нематиков нами были исследованы ЖК из класса цианобифенилов – 5-ЦБ, 4-*n*-октил-4'-цианобифенил (8ЦБ), 4-*n*-гептилокси-4'-цианобифенил (7ОЦБ), а также метоксибензилиден бутиланилин (МББА), являющиеся нематиками в интервалах температур 24–35, 32–38, 54–74, 22–47°C соответственно. ИК-спектры композиционной смеси 2 мол. % низкомолекулярного органического соединения и нематика 5-ЦБ показали, что в интервале 140–150°C при переходе от жидкости к изотропному гелю происходит сильное смещение полос поглощения в более высокочастотную область спектра для групп ОН от 3459 до 3277 см⁻¹ и для групп СО сложного эфира от 1722 до 1703 см⁻¹. Однако в ИК-спектре практически не наблюдается смещение групп СО амида в высокочастотную область поглощения (1665 см⁻¹). Следовательно, не во всех молекулах низкомолекулярного органического соединения амидные группы участвуют в образовании Н-связей.

Исследование электрооптических свойств ЖК-геля из низкомолекулярного органического соединения и нематика 5-ЦБ показало, что критическое напряжение для геля, содержащего 1 мол. % низкомолекулярного органического соединения, составляет 1,6 В, а время включения 16 мс. Для нематика без геля критическое напряжение равно 1,2 В, а время включения 12 мс. Это свидетельствует о том, что не ковалентный ЖК-гель сковывает активность молекул жидкого кристалла. При более высоком содержании низкомолекулярного органического соединения в ЖК-геле (4,8 мол. %) молекулы 5-ЦБ практически не реагируют на действие поля.

Микроскопические исследования данных ЖК-гелей с применением поляризационного микроскопа ПОЛАР-12 показали, что фибриллярные агрегаты геля из низкомолекулярного органического соединения состоят из более тонких фибрилл, чем агрегаты из таких же соединений, но содержащие различные функциональные группы, что влияет на их электрооптические свойства.

Изучение зависимости пропускания от напряжения для ЖК-геля с различными концентрациями низкомолекулярных соединений и нематиком 5-ЦБ показало, что с повышением концентрации добавок от 0,25 до 1,0 мол. % уменьшается прозрачность образцов и возрастает критическое напряжение. Оказалось, что самым низким критическим напряжением обладают ЖК-гели с содержанием 0,25 мол. % низкомолекулярных соединений. Оно составляет 0,8 В, а время включения эффекта 6 мс. При содержании 0,5 мол. % гелатора III критическое напряжение увеличивается до 1,7 В, а время включения до 7 мс. Для нематика 5-ЦБ без геля критическое напряжение равно 1 В, а время включения 12 мс.

ДИНАМИЧЕСКОЕ СТАРЕНИЕ В ТИТАНЕ GRADE 4

Резяпова Л.Р., Валиев Р.Р., Усманов Э.И., Валиев Р.З.

*Научно-исследовательский институт физики перспективных материалов
УГАТУ, Уфа, Россия**E-mail: luiza.rezyapova.97@mail.ru*

К настоящему времени выполнен целый ряд экспериментов по повышению прочностных и пластических свойств титана и его сплавов, используя различные термомеханические обработки. В отличие от двухфазных сплавов, в чистом титане сложнее добиться высоких комплексных свойств с повышенной прочностью и пластичностью. В работе [1] исследовали особенности изменения свойств субмикроструктурного (СМК) титана BT1-0. СМК-структура была получена путем многократного проведения операций осадки и протяжки в различных температурных интервалах. Было обнаружено выделение наноразмерных частиц интерметаллидов, образование которых является результатом протекания динамического старения при формировании СМК-структуры титана BT1-0.

Горячекатаный технически чистый титан Grade 4 (содержание примесей вес. %: Fe – 0,37; N < 0,05; C – 0,005-0,008; H – 0,0001-0,0006; O – 0,32, ост. – Ti) был подвергнут интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) при комнатной температуре (10 оборотов) и комбинированной обработке ИПДК при комнатной температуре (5 оборотов) с последующим кручением при температуре 300 °С, также 5 оборотов (ИПДК₃₀₀), под давлением 6 ГПа и скоростью вращения пуансона – 0,2 об/мин.

С помощью просвечивающего электронного микроскопа изучили микроструктуру всех состояний. В горячекатаном состоянии в структуре титана располагаются неравноосные зерна, размеры которых находятся в пределах от 5 до 20 мкм. ИПДК, как при комнатной температуре, так и при температуре 300 °С, привело к формированию ультрамелкозернистой (УМЗ) однородной структуры. Наблюдаются границы с высокой плотностью дислокаций. Средний размер зерен после ИПДК составляет 100 нм, а после ИПДК₃₀₀ варьируется от 80 до 120 нм. Электронограммы имеют большое количество рефлексов, расположенных по окружностям, что типично для УМЗ материалов с высокоугловыми границами.

Микротвердость в титане Grade 4 после разных ИПДК увеличивается, и максимальные значения 417±13 HV были достигнуты при тепловой деформации (табл. 1). Прочность титана Grade 4 также максимальна после ИПДК₃₀₀, но при этом пластические свойства очень сильно падают (табл. 1). Для повышения пластичности был использован дополнительный отжиг при температуре 350 °С.

Состояние	Микротвердость, HV	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	ε , %
Горячекатаный	237±2	504	679	23,9
После ИПДК	353±7	1015	1173	8,9
После ИПДК ₃₀₀	417±13	1273	1359	2,0

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант №20-03-00614).

1. С.П. Малышева, Г.А. Салищев, Р.М. Галеев В.Н. Даниленко, М.М. Мышляев, А.А. попов. Особенности изменения структуры и механических свойств субмикроструктурного титана при деформации в интервале температур (0,15-0,45) Тпл. Физика металлов и металловедение. 2003. Т.95, № 4. С. 98-105.

**ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ АТОМОВ ВНЕДРЕНИЯ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ
ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И МИКРОСТРУКТУРУ
ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА FeMnCrNiCo**

Реунова К.А., Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В.,
Панченко М.Ю., Москвина В.А.

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

E-mail: reunova.ksenya@mail.ru

В настоящей работе с использованием методов рентгеноструктурного анализа, световой, просвечивающей и растровой электронной микроскопии исследовали температурную зависимость механических свойств и деформационной микроструктуры в высокоэнтропийном сплаве FeMnCrNiCo, легированном атомами азота и углерода. Слитки химического состава: 20Fe-20Mn-20Cr-20Ni-20Co (ат. %) (ВЭС-0NC), 20Fe-20Mn-20Cr-20Ni-19Co-1N (ВЭС-1N) и 20Fe-20Mn-20Cr-20Ni-19Co-1C (ВЭС-1C) были выплавлены в вакуумной индукционной печи в атмосфере аргона. Для исследования механических свойств из литых заготовок были вырезаны образцы в форме двойных лопаток с размерами рабочей части: $12 \times 2,6 \times 1,4$ мм³. Механические испытания на растяжение проводили в температурном интервале от 77 до 473 К.

Методом рентгеноструктурного анализа был исследован фазовый состав исследуемых сплавов. Установлено, что все они обладают аустенитной структурой с ГЦК кристаллической решеткой. Для исходного сплава ВЭС-0NC параметр кристаллической решетки составил $a=0,3593$ нм. Легирование 1 ат. % азота и углерода приводит к увеличению параметра кристаллической решетки до 0,3608 и 0,3603 нм, соответственно. Результаты электронно-микроскопических исследований свидетельствуют о формировании дендритной микроструктуры в исследуемых сплавах. Показано, что для исходного сплава ВЭС-0NC дендритные области обогащены по Co, Fe и Cr, а для междендритных прослоек характерно повышенное содержание Ni и Mn. В сплаве, легированном 1 ат. % азота наблюдалась повышенная травимость границ зерен, но нитридных фаз обнаружено не было. Более того, легирование азотом снизило склонность ВЭСа к формированию дендритных ликваций. Легирование углеродом, напротив, усиливает склонность к формированию дендритной микроструктуры. Дополнительно к этому, в сплаве ВЭС-1C по границам зерен наблюдались пластины карбидной фазы, но ввиду малой объемной доли карбида не были обнаружены методом рентгенофазового анализа.

Анализ температурной зависимости механических свойств показывает, что исходный сплав ВЭС-0NC имеет хороший запас прочности и пластичности во всем исследуемом температурном интервале. Максимальные значения предела текучести $\sigma_{0,2}$ и удлинение до разрушения δ наблюдаются при температуре 77 К и составляют 340 МПа и 80 %, соответственно. Установлено, что во всем температурном интервале сплав ВЭС-0NC разрушается вязко с образованием ямочного излома на поверхностях разрушения. Легирование азотом сплава ВЭС-0NC приводит к значительному росту предела текучести, однако после растяжения при температуре жидкого азота образцы сплава ВЭС-1N разрушались после 1,5-2 % пластической деформации ($\sigma_{0,2} \approx 600$ МПа). На поверхностях излома помимо транскристаллитного ямочного излома наблюдали единичные интеркристаллитные трещины. Добавление 1 ат. % углерода так же способствует росту прочности и пластичности, но в отличие от сплава ВЭС-1N сплав с углеродом при низкотемпературной деформации демонстрирует высокие значения $\sigma_{0,2}$ (≈ 560 МПа) и удлинения до разрушения (43 %).

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-19-00261).

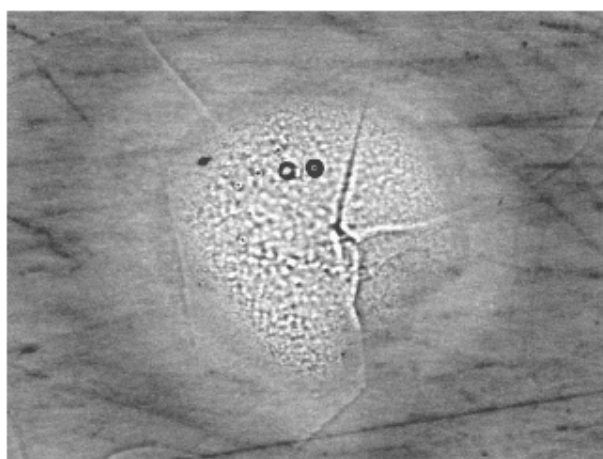
ОПТИКОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ, ПРОЯВИВШИЙСЯ В РЕЗУЛЬТАТЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ НАНОСЕКУНДНЫМИ УЛЬТРАФИОЛЕТОВЫМИ ЛАЗЕРНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ НА ПОВЕРХНОСТЬ МЕТАЛЛА

Рогалин В.Е., Малинский Т.В.

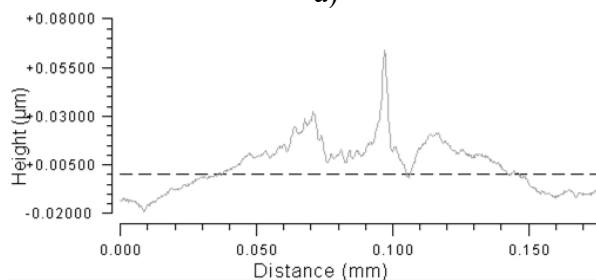
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки институт электрофизики и электроэнергетики РАН, Санкт-Петербург, Россия,

E-mail: v-rogalin@mail.ru

Сообщается о возникновении оптикопластического эффекта при воздействии наносекундных УФ лазерных импульсов на полированные образцы бескислородной меди и ее сплавов. Оптикопластический эффект – новое явление, о котором пока нами было опубликовано лишь несколько фрагментарных кратких сообщений [1-3]. Он проявляется при воздействии на поверхность металла мощного лазерного импульса, интенсивность которого несколько ниже порога оптического пробоя и способствует возникновению в приповерхностном слое металла высокотемпературной пластической деформации. В области воздействия излучения появляется поднятие за счет значительного роста концентрации точечных дефектов. Последующие импульсы приводят к его росту и появлению следов проскальзывания по границам зерен и кристаллографического скольжения в них. Оптикопластический эффект во многом схож с хорошо известными акустопластическим, электропластическим и магнитопластическим эффектами.



a)



b)

Рис. 1 Поверхность образца меди после воздействия импульсом УФ Nd:YAG лазера, ($\lambda = 0.355$ мкм, длительность импульса 10 нс, $E \sim 0.8$ J/cm²); а) микрофотография; б) ее 2D профилограмма; Рисунки получены с помощью профилометра Zygo New View 7300

1. T. V. Malinskiy, S. I. Mikolutskiy, V.E. Rogalin, Yu. V. Khomich, V. A. Yamshchikov, I. A. Kaplunov, and A. I. Ivanova "Plastic Deformation of Copper under the Action of High-Power Nanosecond UV Laser Pulse" Technical Physics Letters, Vol. 46, No. 8, pp. 831–834. 2020, doi: 10.1134/S1063785020080234
2. Yu Khomich, T Malinskiy, V Rogalin, I Kaplunov and A Ivanova "Features of microrelief formation during laser treatment of Cu-Cr-Zr alloy surface for diffusion welding" IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 939 012035. 2020 doi: 10.1088/1757-899X/939/1/012035
3. Yu V Khomich, T V Malinskiy, S I Mikolutskiy, V E Rogalin, V A Yamshchikov, I A Kaplunov, and A I Ivanova "Powerful ultraviolet laser pulse impact on polished metals and semiconductors" J/ of Physics: Conf. Ser. 1697 012254. 2020 doi: 10.1088/1742-6596/1697/1/012254

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПЛАКИРОВАННОГО КОМПОЗИТА МЕДЬ/АЛЮМИНИЕВЫЙ СПЛАВ В ПРОЦЕССЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ

Рогачев С.О.^{1,2}, Андреев В.А.^{2,3}, Юсупов В.С.², Хаткевич В.М.^{1,4},
Николаев Е.В.¹, Бондарева С.А.¹

¹НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

²Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

³ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва, Россия

⁴ООО «ТМК НТЦ», Москва, Россия

E-mail: csaap@mail.ru

В работе для создания плакированного композита медь/алюминиевый сплав применен метод ротационнойковки. При использовании в качестве компонентов композита металлов, различающихся по механическим свойствам (медь и алюминиевый сплав), следует учитывать их различное поведение в условиях совместной пластической деформации. Поэтому целью работы был анализ изменения соотношения размеров компонентов композита медь/алюминиевый сплав при увеличении степени обжатия ротационнойковкой.

Исходная заготовка представляла собой стержень из алюминиевого сплава Д16 диаметром 12 мм, помещенный в оболочку из технически чистой меди с внешним диаметром 20 мм. Начальная длина заготовки составила 200 мм. Механическую обработку компонентов заготовки осуществляли на токарном станке СКЕ6130i с ЧПУ. Перед сборкой заготовки ее компоненты подвергали смягчающему отжигу в вакууме: при температуре 400 °С с выдержкой 2 ч для алюминиевого сплава и при температуре 500 °С с выдержкой 40 мин для меди.

Ковку заготовки осуществляли на модернизированных двухбойковых ротационно-ковочных машинах РКМ1 (В2129.01) (с диаметра 20 до 5,5 мм), РКМ3 (В2127.01) (с диаметра 5,5 до 4 мм) и на РКМ4 (В2123.01) (с диаметра 4 до 2,5 мм) при комнатной температуре. Обжатие за проход составило 8–35 %. Начиная с диаметра 5 мм, осуществляли периодический низкотемпературный отжиг для снятия наклепа заготовки при 180 °С (1 ч) в трубчатой печи ПТС-2000-60-1200.

Рассчитывали коэффициенты укова компонентов заготовки при увеличении степени обжатия заготовки. Коэффициент укова медной оболочки рассчитывали по формуле: $\lambda = (D_0^2 - d_0^2) / (D_i^2 - d_i^2)$, где D_0 и d_0 – диаметры заготовки и алюминиевого стержня доковки; D_i и d_i – диаметры заготовки и алюминиевого стержня послековки соответственно. Коэффициент укова алюминиевого стержня рассчитывали по формуле: $\lambda = d_0^2 / d_i^2$, где d_0 и d_i – диаметры алюминиевого стержня до и послековки соответственно.

Установлено, что при начальных обжатиях (диаметр заготовки 20–8,6 мм) медная оболочка и алюминиевый стержень деформируются схожим образом (коэффициент укова медной оболочки немного больше, чем алюминиевого стержня). При увеличении обжатия (диаметр заготовки 5 мм) деформация заготовки осуществляется в большей степени за счет деформации алюминиевого стержня. При переходе на диаметр заготовки 3,5 мм медная оболочка и алюминиевый стержень деформируются одинаково. При переходе на конечный диаметр заготовки 2,5 мм деформация заготовки осуществляется в большей степени за счет деформации медной оболочки.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Правительства Москвы в рамках научного проекта (грант № 21-32-70015).

ХАРАКТЕРИСТИКА СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОКРЫТИЯ Ag-Ni-N, ПОЛУЧЕННОГО НА МЕДИ КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ, СОЧЕТАЮЩИМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ НАПЫЛЕНИЕ, ОБЛУЧЕНИЕ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ И АЗОТИРОВАНИЕ

¹Романов Д.А., ¹Почетуха В.В., ¹Громов В.Е., ²Иванов Ю.Ф.

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, E-mail: romanov_da@physics.sibsiu.ru

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия, E-mail: yufi55@mail.ru

Электрические контакты выключателей электрических сетей независимо от того, что они эксплуатируются с момента демонстрации Т.А. Эдисоном в 1879 г., остаются актуальным объектом фундаментальных и прикладных исследований. Основной технологией промышленного производства контактов переключателей мощных электрических сетей до сих пор остается метод порошковой металлургии. Такие электрические контакты обладают однородной и воспроизводимой структурой во всем объеме изделий. Однако совершенствование этой технологии не может обеспечить низкую пористость готовых изделий, что снижает электропроводность. Другим методом получения объемных материалов дугостойких электрических контактов является метод электронно-лучевого испарения и последующей вакуумной конденсации. Электрические контакты, полученные этим методом, неоднородны по структуре. Например, для системы W–Cu эта неоднородность проявляется в периодическом чередовании слоев вольфрама и меди переменной толщины.

Комбинированные технологии, сочетающие различные методы воздействия на структуру и свойства материала, в настоящее время являются одним из интенсивно развивающихся направлений модификации металлов и сплавов. В работе выполнено исследование структуры и свойств покрытия состава Ag-Ni-N, сформированного на меди комбинированным методом, сочетающим электровзрывное напыление, облучение импульсным электронным пучком и последующее азотирование в плазме газового разряда низкого давления. Показано, что износостойкость покрытия толщиной до 80 мкм превышает износостойкость меди на 13 %; коэффициент трения покрытия на 3,5 % ниже коэффициента трения меди; твердость покрытия превышает твердость меди на 13 %. Установлено, что основным элементом покрытия является серебро, в значительно меньшем количестве присутствуют никель и медь. Между покрытием и подложкой выявлен переходный слой толщиной до 8 мкм, обогащенный атомами никеля. Показано, что покрытие сформировано твердыми растворами на основе меди, никеля и серебра, а также содержит нитриды никеля серебра и меди. Выявлено, что фазовый состав покрытия существенным образом зависит от плотности энергии пучка электронов (при постоянных значениях длительности и количества импульсов воздействия пучка). Установлено, что покрытие имеет субмикронанокристаллическую структуру. Размеры кристаллитов, формирующих покрытие, изменяются в пределах от 50 нм до единиц микрометров. По границам и в объеме кристаллитов располагаются частицы, размеры которых изменяются в пределах от 10 до 20 нм. Методами темнопольного анализа тонких фольг выявлено присутствие в покрытии, наряду с фазами, установленными методами рентгенофазового анализа, нитридов серебра и меди.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук МД-486.2020.8 и кандидатов наук МК-5585.2021.4, а также при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

ЭРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМ ПОКРЫТИЕМ

Савина Я.Н., Валиев Р.Р.

*ФГБОУ ВО «Уфимский государственный авиационный технический университет»,
Уфа, Россия*

E-mail: savina12@liveinternet.ru

Как известно, титановые сплавы являются конструкционным материалом для изготовления ответственных деталей в авиадвигателестроении. Однако, в ходе эксплуатации такие детали подвергаются повышенному эрозионному износу поверхности, что приводит к снижению ресурса и долговечности авиодвигателей [1]. В настоящее время активно развивается комбинированный подход, включающий в себя создание ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в объеме материала, используя методы интенсивной пластической деформации (ИПД) [2] и напыление ионно-плазменных защитных покрытий на поверхность [3].

В данной работе исследована эрозионная стойкость конструкционных титановых сплавов ВТ6 и ВТ8М-1 в исходном крупнозернистом (КЗ) и УМЗ состояниях с напыленным на их поверхность защитным покрытием TiVN. Оценка на эрозионную стойкость проводили с помощью центробежного ускорителя методом газоабразивного изнашивания частицами Al_2O_3 .

По результатам эрозионных испытаний установлено, что измельчение структуры в объеме сплавов методами ИПД и нанесение на их поверхность ионно-плазменного покрытия TiVN привело к повышению эрозионной стойкости в 2 раза, по сравнению с исходными крупнозернистыми образцами без покрытия. Причем относительная эрозионная стойкость образцов из сплава ВТ6 с УМЗ структурой и покрытием в 1,2 раза выше по сравнению с крупнозернистой структурой подложки и покрытием. Похожая картина наблюдается и на образцах из сплава ВТ8М-1, где эрозионная стойкость покрытия с УМЗ подложкой в 1,4 раза выше, чем у покрытия на КЗ подложке.

Таким образом, сочетание УМЗ структуры в подложке и напыление ионно-плазменного защитного покрытия позволит повысить эксплуатационную надежность ответственных деталей из титановых сплавов для современного авиадвигателестроения.

Авторы выражают благодарность Российскому научному фонду за финансовую поддержку в рамках проекта № 19-79-10108.

Список литературы:

1. Вишняков М. А. Повышение эксплуатационных характеристик крупногабаритных деталей ГТД. Самара : Самарский научный центр РАН, 2003. 107 с.
2. Valiev R. Z., Zhilyaev A. P., Langdon T. G. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications // by John Wiley & Sons, Inc. 2014. P. 456.
3. Rajendran R. Gas turbine coatings—An overview //Engineering Failure Analysis. – 2012. – Т. 26. – С. 355-369.

МЕХАНИЗМ ОКИСЛЕНИЯ СПЛАВОВ NiAl-Cr-Co-(X), (X – La, Mo, Zr, Ta, Re), ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ СВС-МЕТАЛЛУРГИИ.

Санин В.В., Агеев М.И., Левашов Е.А.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва,
Россия, Ленинский проспект, д. 4, 119049;

E-mail: sanin@misis.ru

Интерметаллидные сплавы на основе моноалюминиды никеля являются прекрасными кандидатами для применения в компонентах горячего тракта перспективных ГТД и ГТУ. Данный класс материалов имеет как ряд преимуществ, так и недостатков. Сочетание низкого удельного веса с повышенной жаростойкостью и жаропрочностью являются безусловным положительным фактором для промышленного внедрения данных сплавов. В тоже время NiAl имеет практически нулевую пластичность при комнатной температуре. Поэтому для увеличения пластичности сплавы легируют пластифицирующими элементами, такими как Cr, Mo, Ta, РЗМ. Указанные объекты работают в условиях высокотемпературного окисления, что требует изучения влияния легирующих добавок на кинетику, механизм окисления и оптимизации состава сплава с точки зрения наибольшей жаростойкости.

Целью работы являлось исследование влияния модифицирующих добавок из группы $X = La, Mo, Zr, Ta, Re$ на окислительную стойкость сплава NiAlCrCo-X в условиях изотермической выдержки в течение 30 часов при температуре 1100 °С.

Исследуемые сплавы успешно прошли испытания без видимых разрушений, что свидетельствует о формировании на их поверхности защитного оксидного слоя. Каждый легирующий элемент оказал положительное влияние на кинетику, характер образования оксидного слоя и его толщину. На рисунке 1 представлены структуры оксидных слоев сплавов, легированных Mo, Zr, Ta. Наилучшую жаростойкость показал сплав, легированный цирконием, что обусловлено образованием сплошной прослойки, состоящей из оксидов Cr_2O_3 , ZrO_2 .

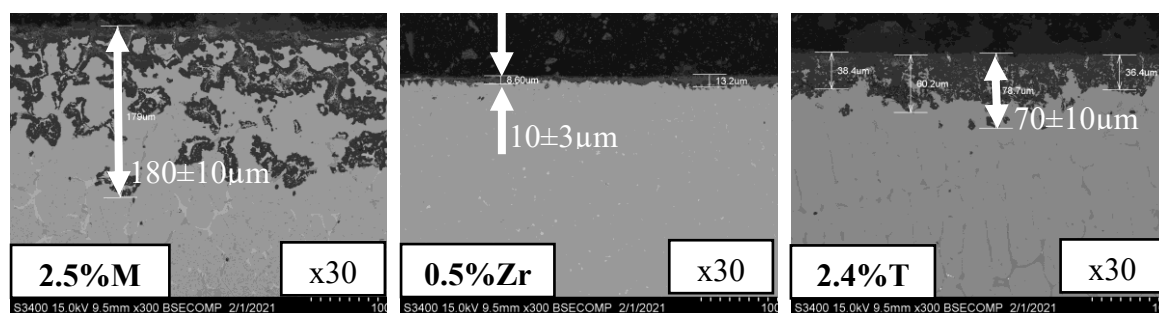


Рисунок 1 – Структура поверхности образцов из сплавов NiAlCrCo, легированных Mo, Zr, Ta, после окислительного отжига в течение 30 часов при 1100 °С.

Кинетика окисления оценивалась через отношение привеса образцов к площади поверхности. Кривые окисления описываются логарифмическими уравнениями (R^2 - коэф. достоверности аппроксимации):

$$\begin{aligned} y[La] &= 13,448 \ln(x) + 1,8947 \quad (R^2 = 0,98); & y[Mo] &= 12,999 \ln(x) + 4,0395 \quad (R^2 = 0,94); \\ y[Zr] &= 5,2732 \ln(x) + 1,3622 \quad (R^2 = 0,93); & y[Ta] &= 7,8055 \ln(x) + 2,1725 \quad (R^2 = 0,94); \\ y[Re] &= 10,7 \ln(x) + 3,7149 \quad (R^2 = 0,93). \end{aligned}$$

В начальный момент происходит быстрый рост оксидной пленки, а затем рост замедляется в результате образования барьерных оксидных пленок.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект No. 19-79-10226).

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ, ПРОЧНОСТИ, ПЛАСТИЧНОСТИ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ В УМЗ СПЛАВЕ Cu-0,5Cr ПРИ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТЕ И СТАРЕНИИ

Саркеева Е.А., Александров И.В.

Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа, Россия, 450000, К. Маркса, 12

Формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в сплавах системы Cu-Cr, полученных методами интенсивной пластической деформации (ИПД), приводит к значительному повышению прочностных свойств, однако при этом электропроводность падает. Последующее старение позволяет сохранить высокие прочностные свойства и восстановить пластичность и электропроводность до приемлемых величин. Вышесказанное указывает на перспективы использования УМЗ сплавов системы Cu-Cr в качестве электротехнических материалов с привлекательным уровнем свойств.

Заготовки УМЗ сплавов, полученные с использованием наиболее распространенных видов ИПД, таких как кручение под высоким давлением и равноканально-угловое прессование (РКУП), имеют либо форму диска, либо цилиндрическую форму, либо форму параллелепипеда с квадратным поперечным сечением. В то же время, потребители зачастую нуждаются в листовых заготовках, что делает актуальным вопрос исследования влияния прокатки с последующим старением на прочность, пластичность и электропроводность сплавов системы Cu-Cr.

В настоящем докладе представлены результаты экспериментальных исследований эволюции микроструктуры, прочности, пластичности и электропроводности в УМЗ сплаве Cu-0.5(вес.%)Cr, подвергнутом холодной прокатке и последующему старению. УМЗ структура была сформирована методом РКУП за 4 прохода через оснастку с углом пересечения каналов 90° по маршрут В_с при комнатной температуре. Далее УМЗ цилиндрические полуфабрикаты подвергли плоской прокатке со степенью обжатия 40%, 60%, 80% и 90% при комнатной температуре. Старение проводили при 425°С в течение 40 минут.

В результате холодной прокатки со степенью обжатия 90% средний размер зерна в микроструктуре состояния после РКУП уменьшился с 295±20 нм до 230±15 нм. Смена схемы деформации с РКУП на прокатку привела к формированию вытянутой микроструктуры в направлении прокатки. Старение не привело к значительному росту зерен. Средний размер зерна вырос до 300±25 нм.

Предел прочности в холоднокатаном состоянии с максимальной степенью обжатия вырос до 510 МПа. При этом в состоянии после РКУП он был равен 425 МПа. При этом относительное удлинение снизилось с 17 % после РКУП до 13% в результате холодной прокатки. Старение состояния после РКУП и прокатки привело к незначительному уменьшению прочностных характеристик с 510 МПа до 450 МПа. В то же время старение привело к относительному удлинению, равному 23%.

Электропроводность в состоянии после РКУП, РКУП и холодная прокатка, РКУП и старение, РКПУ, холодная прокатка и старение оставила соответственно 35%, 34%, 70% и 71 % IACS, соответственно.

Таким образом, в результате проведенных исследований продемонстрированы возможности получения листовых заготовок из сплава Cu-0,5%вес.Сr с УМЗ структурой и сочетанием высокой прочности, достаточных пластичности и электропроводности.

ИЗУЧЕНИЕ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Pd-Cr-Mo, ПОЛУЧЕННЫХ ПУТЕМ ТЕРМОЛИЗА КОМПЛЕКСНЫХ СОЛЕЙ В ПРИСУТСТВИИ LiH

Серебренникова П.С., Громилов С.А.

Одним из перспективных способов получения сплавов тугоплавких металлов в лабораторных условиях является термоллиз комплексных солей (КС). В их структурах расстояния между атомами металлов составляют единицы ангстрем, что делает возможным образование сплавов при температурах, существенно более низких, чем при обычном плавлении. Возможность проведения термоллиза продуктов совместной кристаллизации изоструктурных КС открывает широкие перспективы для получения многокомпонентных систем, в том числе высокоэнтропийных. В данной работе предпринята попытка получения тройных сплавов системы Pd-Cr-Mo, интересных благодаря своим каталитическим свойствам.

Комплексное рентгенографическое исследование продуктов совместной кристаллизации (ПСК) $[\text{Pd}(\text{NH}_3)_4]\text{CrO}_4$ и $[\text{Pd}(\text{NH}_3)_4]\text{MoO}_4$ показало, что все они являются изоструктурными (пр.гр. $I4_1/amd$) и представляют собой твердый раствор $[\text{Pd}(\text{NH}_3)_4]\text{Mo}_x\text{Cr}_{1-x}\text{O}_4$. Значение $x \sim 0.05, 0.2, 0.5$ и 0.8 и зависит как от соотношения прекурсоров, так и от времени кристаллизации. По данным рентгеноструктурного анализа и разработанной нами ранее методики уточнения параметров элементарной ячейки (ПЭЯ) [1] получена зависимость объема элементарной ячейки ПСК от x , которая оказалась близка к линейной.

Термическое разложение трех отдельных монокристаллов ($x \sim 0.8$) и набора поликристаллов ($x = 0, x \sim 0.05, 0.2$ и 0.5) ПСК проводили в присутствии LiH в атмосфере He при температурах 910-1330 °C и времени выдерживания 10 мин. После остывания до комнатной температуры производили съемку продуктов термоллиза (ПТ) в схеме Дебая-Шеррера и расчет ПЭЯ методом полнопрофильного уточнения области дифрактограммы 100-140° по 2θ. Продукты термоллиза всех трех монокристаллов представляли собой однофазные твердые растворы на основе ОЦК-ячейки Mo: $a = 3.098(3)$ и $3.155(3)$ Å для $T = 1330$ °C и $a = 3.148(2)$ Å для $T = 1000$ °C. В случае ПТ поликристаллов $[\text{Pd}(\text{NH}_3)_4]\text{CrO}_4$ (1330 °C) образовывалась механическая смесь твердых растворов на основе ГЦК- ($a = 3.851(3)$ Å) и ОЦК-ячеек ($a = 2.908(4)$ Å). Для поликристаллов с $x \sim 0.05$ и 0.2 (1000 °C) результат оказался близким: для ГЦК-ячеек $a = 3.821(4)$ и $3.877(3)$; для ОЦК- $a = 3.052(1)$ и $3.048(3)$ Å. В случае поликристаллов с $x \sim 0.5$ фазовый состав существенно зависел от температуры: при $T = 1300$ °C также образовывалась смесь ГЦК- ($a = 3.855(4)$ Å) и ОЦК-фаз ($a = 3.054(3)$ Å), при 910 °C однофазная ГЦК-фаза ($a = 3.847(5)$), а при 1040 °C ОЦК-фаза ($a = 3.143(2)$ Å). Видно, что в случае ОЦК-ячеек наблюдается в основном увеличение ПЭЯ с ростом доли Mo в структурах прекурсоров. В случае ГЦК-ячеек, значения ПЭЯ с ростом доли Mo колеблются. При этом ПЭЯ твердых растворов, полученных из прекурсоров с близкими x , в некоторых случаях значительно отличаются. Такое отсутствие воспроизводимости данных ПЭЯ может быть связано с недостаточной равновесностью процесса термического разложения (скорость нагревания и охлаждения). Также стоит отметить, что фазовые диаграммы состояний системы Pd-Li допускают вхождение от 4 до 6% Li при рассматриваемых температурах, что также могло оказать влияние на воспроизводимость ПЭЯ.

1. Серебренникова, П. С., et al. К вопросу о точности определения параметров элементарной ячейки монокристаллов на современных лабораторных дифрактометрах. Журнал структурной химии. 2021; 62(5):734-744.

Авторы выражают благодарность к.х.н. С.П. Храненко за проведение синтеза и к.х.н. Р.Е. Николаеву за проведение термоллиза образцов.

ТЕМПЕРАТУРНЫЕ РЕЖИМЫ ФУНКЦИОНИРОВАНИЯ «ТЕПЛОВОЙ ЯЧЕЙКИ»

Скворцов А.А., Пшонкин Д.Е., Володина О.В.

Московский Политех, Москва, РФ

E-mail: moosbeere_O@mail.ru

Цель работы изучение температурных режимов функционирования «тепловой ячейки» - как функционального элемента тепловой памяти, реализованной на системе металлических пленок, нанесенных на кремниевую пластину. Проведен математический анализ температурных полей в полупроводниковой пластине, создаваемых прямоугольным фрагментом металлизации, при импульсном токовом воздействии. Приведены результаты эксперимента, наглядно изображающие процесс деформации металлической пленки, приводящий к разрушению структуры.

Динамика нагрева тонкой алюминиевой пленки Al на моно-Si при прохождении прямоугольных импульсов тока (амплитудой до $6 \cdot 10^{10}$ А/м² и длительностью до 500 мкс) регистрировалась осциллографическим методом. Соотношение амплитуд импульсов подбиралось экспериментально, чтобы избежать последующего накопления тепла и перегрева структуры. Наличие 12 контактных площадок позволяло регистрировать сигнал $U(t)$ с различных участков тестовой структуры.

О температурных изменениях рассматриваемых структур судили по осциллограммам включения. Полученная осциллограмма включения-выключения импульса $U(\tau)$ пересчитывалась в температуру по формуле

$$\Delta T(\tau) = T(\tau) - T_0 = \frac{1}{\alpha_{Al}} \left(\frac{U(\tau)}{U_0} - 1 \right)$$

Здесь α_{Al} – температурный коэффициент сопротивления алюминия; $U_0 = IR_0$; $R_0 = 0.78$ Ом – сопротивление дорожки металлизации при $T = T_0$.

Вычисления показали, что температура в центре дорожки всегда несколько выше, чем на краю. Этот результат качественно подтверждается тем, что оплавление металлизации при повышенных плотностях тока всегда начинается от центра. Расчетная же разность температур при докритических значениях тока не превышала 11°C.

Экспериментальное исследование процессов деформации металлической пленки проводилось на тестовых структурах при увеличении амплитуды прямоугольного токового импульса $j > 6 \cdot 10^{10}$ А/м² и длительности $\tau > 500$ мкс. Разрушения структуры произошли после прохождения через неё одиночного прямоугольного импульса тока амплитудой $j_1 = 8 \cdot 10^{10}$ А/м² и длительностью $\tau = 500$ мкс. Активное тепловыделение в пленке способствовало её оплавлению и кристаллизации после отключения импульса, а также взрывному характеру разрушений, связанному с плохой адгезией пленки к подложке.

Проведенный анализ температурных режимов функционирования «тепловой» ячейки показал, что напряжения, возникающие в металлической пленке во время действия токового импульса, могут достигать критических значений, приводящих к деформационным изменениям пленки вплоть до появления расплавленного участка и обрыву токопроводящей линии.

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

70 ЛЕТ ДОСТИЖЕНИЙ И ИННОВАЦИЙ RIGAKU CORPORATION

О. Слипенюк

Rigaku Corporation (Japan), Rigaku Europe SE, Germany

E-mail: Oleksandr.Slipeniuk@rigaku.com

Основанная в 1951 году, всего год спустя компания Rigaku (Япония) внедряет первый в мире коммерчески доступный генератор рентгеновского излучения с вращающимся анодом, а в 1954 году выпускает свой первый японский рентгеновский дифрактометр с системой автоматической записи под названием Geigerflex. В СССР счастливыми обладателями такой модели дифрактометров становятся ученые из ИФТТ РАН, ЦНИИ Чермет, АО «Гиредмет» и других научных институтов.

В 1976 году Rigaku разработала первый рентгеновский дифрактометр с параллельным пучком для анализа напряжений. Оптика CBO (Cross Beam Optics™) на основе многослойных W/Si параболических зеркал для перехода от фокусирующей геометрии к параллельному пучку без изменения конфигурации была запатентована и обеспечила не имеющую аналогов гибкость и эффективность при реализации различных оптических схем в порошковой дифрактометрии. Революционным прорывом в дифрактометрии тонких пленок стала и остается до сих пор уникальная система In-plane, которая дает возможность сканирования в двух взаимно-перпендикулярных плоскостях без необходимости перенастройки. Все прорывные решения Rigaku направлены на сокращение времени и усилий, затрачиваемых пользователем на перестройку системы для решения различных прикладных задач, поэтому характерным отличием приборов Rigaku является полная автоматическая юстировка (AutoAlignment™), позволяющая создавать работающие и действительно многофункциональные системы.

Rigaku является пионером в разработке рентгенофлуоресцентных спектрометров, способных определять углерод (1976 год) и бор (1981 год). Чтобы идти в ногу с новыми требованиями промышленных предприятий с целью улучшения контроля качества для производства безопасных и надежных продуктов, Rigaku непрерывно проводит высокоэффективные исследования и разработки в области новых материалов и новейших полупроводниковых устройств.

В этом году компания Rigaku с гордостью отмечает свое 70-летие.

Выросшая из двух небольших заводов, сегодня компания имеет множество производств и представительств по всему миру. Вклад в развитие человечества посредством научного и технологического развития – это неизменная миссия компании Rigaku, подтверждаемая многими передовыми пользователями, в руках которых по факту находится развитие человечества, а также человеческая жизнь и здоровье.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ПОРОШКА КАРБИДА ВОЛЬФРАМА НА ОДНОРОДНОСТЬ ФАЗОВОГО СОСТАВА КЕРАМИК, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ SPS

К.Е. Сметанина, П.В. Андреев, А.В. Нохрин, Е.А. Ланцев, М.М. Востоков
*Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет
имени Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия*
E-mail: smetanina-ksenia@mail.ru

Твердые сплавы на основе карбида вольфрама (WC) широко используются в качестве материала для металлорежущего инструмента, благодаря уникальному сочетанию высоких значений прочности и трещиностойкости.

Электроимпульсное плазменное спекание (spark plasma sintering – SPS) порошков – один из перспективных методов получения твердых сплавов. Процесс спекания происходит в графитовой пресс-форме, через которую пропускаются миллисекундные импульсы тока большой мощности. Ранее было показано, что в ходе спекания происходит интенсивная диффузия углерода с пресс-формы в поверхностные слои спекаемых образцов, которая способствует снижению интенсивности образования частиц хрупких фаз (W_2C в случае спекания керамик WC и η -фаз (Co_3W_3C и т.д.) – в случае спекания сплавов WC-Co) [1]. Несмотря на положительное влияние этого эффекта на механические свойства образца, это способствует неоднородному распределению фаз в его различных сечениях.

Цель данной работы – исследование влияния параметров исходного порошка WC и применения покрытия BN на внутренних поверхностях пресс-формы на однородность фазового состава керамик, полученных методом SPS.

Объектами исследования были 4 порошка WC с разным размером частиц: 50 нм, полученный в ИМЕТ РАН плазмохимическим синтезом (содержит $2.6 \pm 0.2\%$ масс. W), и 3 порошка производства АО «КЗТС»: 0.8 мкм (содержит $1.7 \pm 0.2\%$ масс. W_2C), 3 мкм (содержит $2.5 \pm 0.2\%$ масс. W_2C), 14 мкм (содержит $1.0 \pm 0.2\%$ масс. W_2C).

Спекание 8 керамик (в традиционной графитовой пресс-форме и с BN-покрытием) проводилось на установке Dr. Sinter model SPS-625 в вакууме. $V_{нагрева} = 50^\circ C/мин.$, $P = 70$ МПа, $T_{спекания} = 1400-1600^\circ C$ (в зависимости от порошка). Методика послойного РФА описана в работе [1]. РФА проводился после каждого этапа обработки поверхности керамик на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 ($CuK\alpha$, $\lambda = 1.54 \text{ \AA}$). На данный момент проведено 5 этапов обработки поверхности.

В ходе первых 3-х этапов (суммарный удаленный слой составил $\sim 100-150$ мкм) были удалены «продукты реакции» внутренних частей пресс-формы с поверхностью порошка – графит и WB (в случае спекания с BN). На этих этапах фаза W_2C (или W, в случае порошка 50 мкм) не была обнаружена ни в одной из керамик. Предполагается, что диффундирующий с пресс-формы углерод реагировал с W (в случае порошка 50 мкм): $2W + C \rightarrow W_2C$ и фазой W_2C : $W_2C + C \rightarrow 2WC$. На последующих этапах полировки (суммарный удаленный слой $\rightarrow 200$ мкм) фаза W_2C была обнаружена в керамиках, спеченных из порошков 50 нм, 0.8 мкм и 3 мкм. В керамике, спеченной из порошка 14 мкм, следы фазы W_2C не наблюдаются.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №20-33-90214.

Список литературы

1. Сметанина К.Е., Андреев П.В., Ланцев Е.А. и др. Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2020. Т. 86. №8. С. 38–42.

КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА РОМБИЧЕСКИХ СЕЛЕНИДОВ EuLnCuSe₃ (Ln = Ho, Y)

Соловьев Л.А.¹, Григорьев М.В.², Русейкина А.В.²

¹Институт химии и химической технологии СО РАН, Красноярск,
E-mail: leosol@icct.ru

²Тюменский государственный университет, Тюмень, Россия,
E-mail: a.v.rusejkina@utmn.ru

По данным порошковой рентгеновской дифракции определена кристаллическая структура впервые синтезированных селенидов EuLnCuSe₃ (Ln = Ho, Y).

Рентгенографические исследования проведены при 298 К на дифрактометре ДРОН 7 (CuK α -излучение, графитовый монохроматор). Рентгенограмма снята в интервале углов дифракции $10^\circ \leq 2\theta \leq 140^\circ$. Размер шага 2θ составлял $0,02^\circ$, экспозиция 30 с. Кристаллическая структура соединений уточнена методом минимизации производной разности в анизотропном приближении для всех атомов. При уточнении учитывались эффекты преимущественной ориентации, анизотропного уширения пиков, шероховатости и смещения поверхности образца. Уточнение было стабильным и дало низкие R-факторы. Экспериментальные, расчетные и разностные рентгенограммы показаны на рис. 1. Кристаллы соединения EuLnCuSe₃ ромбической сингонии, пр. гр. *Pnma*, параметры э.я.: $a = 10.5169(4) \text{ \AA}$, $b = 4.0709(1) \text{ \AA}$, $c = 13.3883(2) \text{ \AA}$ (EuHoCuSe₃), $a = 10.565(2) \text{ \AA}$, $b = 4.0800(6) \text{ \AA}$, $c = 13.400(2) \text{ \AA}$ (EuYCuSe₃). Структура соединений имеет слоисто-блочное строение. Искривленные тетраэдры (ИТ) CuSe₄, соединяются вершинными атомами в непрерывные цепочки. Редкоземельные ионы Eu и Ln занимают две независимые кристаллографические позиции (табл. 1). Структура соединений описывается двумерными слоями CuSmSe₃, образованными ИТ CuSe₄ и октаэдрами LnSe₆, между которыми располагаются ионы европия.

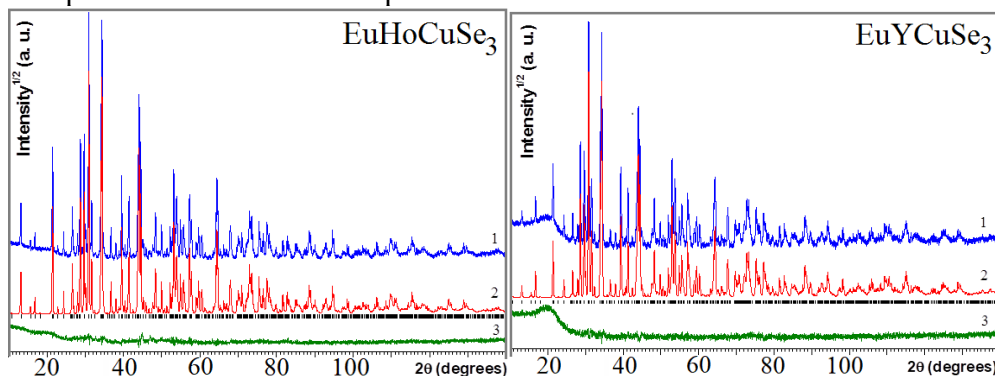


Рис. 1. Экспериментальная (1), расчетная (2) и разностная (3) дифрактограммы EuLnCuSe₃ (Ln = Ho, Y) после уточнения структуры методом МПР. Положения пиков показаны штрихами.

EuHoCuSe ₃			
Eu	0.2568(3)	0.25	0.00100(9)
Ho	0.5072(3)	0.25	0.2520(4)
Cu	0.2441(6)	0.25	0.72117(17)
Se1	0.2554(4)	0.25	0.32925(15)
Se2	0.4289(4)	0.25	0.6083(4)
Se3	0.0589(3)	0.25	0.6101(4)

EuYCuSe ₃			
Eu	0.2638(3)	0.25	0.00080(18)
Y	0.5088(4)	0.25	0.2537(4)
Cu	0.2420(7)	0.25	0.7211(4)
Se1	0.2581(4)	0.25	0.3297(2)
Se2	0.4241(4)	0.25	0.6074(4)
Se3	0.0547(4)	0.25	0.6119(4)

Табл. 1. Координаты атомов в структуре EuLnCuSe₃ (Ln = Ho, Y).

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА МИНИМИЗАЦИИ ПРОИЗВОДНОЙ РАЗНОСТИ ДЛЯ УТОЧНЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ EuDyCuSe_3

Соловьев Л.А.¹, Григорьев М.В.², Русейкина А.В.²

¹Институт химии и химической технологии СО РАН, Красноярск,
E-mail: leosol@icct.ru

²Тюменский государственный университет, Тюмень, Россия,
E-mail: a.v.rusejkina@utmn.ru

Для спрогнозированного семейства термодинамически стабильных четверных халькогенидов EuLnCuSe_3 с помощью квантово-механических расчетов установлена очень низкая теплопроводность решетки, которая возникает вследствие сильного ангармонизма решетки, который усиливает рассеивание фононов [1].

Впервые по данным порошковой рентгеновской дифракции определена кристаллическая структура четверного селенида EuDyCuSe_3 .

Рентгенографические исследования проведены на дифрактометре ДРОН 7 ($\text{CuK}\alpha$ -излучение, графитовый монохроматор). Образцы готовились путем растирания с добавлением октана в агатовой ступке. Анализ систематических погасаний показал, что соединение имеет пр. гр. $Pnma$ (для отражений общего типа hkl никаких систематических погасаний не наблюдалось – ячейка примитивная, для отражений частного типа – $0kl$: $k+l = 2n$; $hk0$: $h = 2n$; $h00$: $h = 2n$; $0k0$: $k = 2n$; $00l$: $l = 2n$). В качестве исходной модели структуры использованы данные для изоструктурного кристалла Eu_2CuSe_3 . Кристаллическая структура соединения уточнена методом минимизации производной разности в анизотропном приближении для всех атомов. При уточнении учитывались эффекты преимущественной ориентации, анизотропного уширения пиков, шероховатости и смещения поверхности образца. Уточнение было стабильным и дало низкие R-факторы. Экспериментальные, расчетные и разностные рентгенограммы показаны на рис. 1. Кристаллы соединения EuDyCuSe_3 ромбической сингонии, пр. гр. $Pnma$, параметры э.я.: $a = 10.5613(9) \text{ \AA}$, $b = 4.0763(3) \text{ \AA}$, $c = 13.3899(11) \text{ \AA}$. $V = 576.45(8) \text{ \AA}^3$ $Z = 4$.

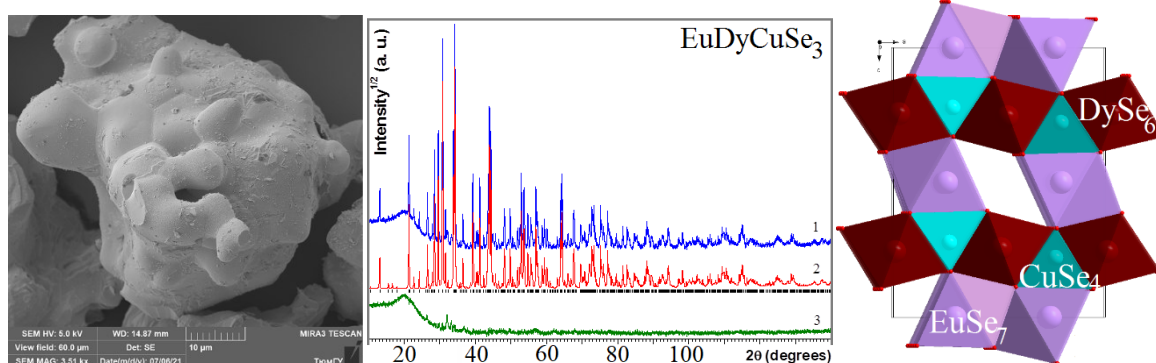


Рис. 1. Фотография, дифрактограммы (экспериментальная (1), расчетная (2) и разностная (3)) после уточнения структуры методом минимизации производной разности, кристаллическая структура соединения EuDyCuSe_3 . Положения пиков показаны штрихами.

1. K. Pal, Yi Xia, J. Shen, J. He, Y. Luo, M. G. Kanatzidis, C. Wolverton, Accelerated discovery of a large family of quaternary chalcogenides with very low lattice thermal conductivity, *Computational Mater.*, 7(82) (2021) 478.

КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА И ШИРИНА ЗАПРЕЩЕННОЙ ЗОНЫ СЕЛЕНИДА EuLaCuSe_3

Соловьев Л.А.¹, Григорьев М.В.², Чернышев В.А.³, Русейкина А.В.², Кара Д.М.²

¹Институт химии и химической технологии СО РАН, Красноярск,

E-mail: leosol@icct.ru

²Тюменский государственный университет, Тюмень, Россия,

E-mail: a.v.rusejkina@utmn.ru

³Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия,

E-mail: vchern@inbox.ru

По данным порошковой рентгеновской дифракции определена кристаллическая структура впервые синтезированного селенида EuLaCuSe_3 .

Рентгенографические исследования проведены при 298 К на ДРОН 7 ($\text{CuK}\alpha$ -излучение, Ni-фильтр) в интервале $10^\circ \leq 2\theta \leq 140^\circ$. Кристаллическая структура уточнена методом минимизации производной разности в анизотропном приближении для всех атомов. При уточнении учтены эффекты преимущественной ориентации, анизотропного уширения пиков, шероховатости и смещения поверхности образца. Кристаллографические данные: $a = 8.4654(1) \text{ \AA}$, $b = 4.2138(1) \text{ \AA}$, $c = 16.6630(3) \text{ \AA}$, $V = 594.39(1) \text{ \AA}^3$, $Z = 4$. Структурные параметры, основные межатомные расстояния и тепловые параметры приведены в табл.

Атом Wyck. Site			x/a	y/b	z/c	
Eu	4c	.m.	0.09137(27)	1/4	0.78638(13)	
La	4c	.m.	0.25673(32)	1/4	0.03729(12)	
Cu	4c	.m.	0.1207(5)	1/4	0.36654(32)	
Se1	4c	.m.	0.17996(42)	1/4	0.22014(22)	
Se2	4c	.m.	0.38542(44)	1/4	0.42908(24)	
Se3	4c	.m.	0.01340(45)	1/4	0.60126(22)	
Длины связей, d [Å]						
Eu—Se1 ⁱ	3.0667(31)	La—Se2 ^{iv}	3.1928(46)			
Eu—Se1 ⁱⁱ	3.1188(31)	La—Se3 ⁱⁱⁱ	3.0597(33)			
Eu—Se2 ⁱ	3.1830(34)	La—Se3 ^v	3.1704(44)			
Eu—Se3	3.1544(42)	Cu—Se1	2.490(6)			
La—Se1	3.1154(42)	Cu—Se2	2.471(6)			
La—Se2 ⁱⁱⁱ	3.0229(32)	Cu—Se3 ⁱⁱ	2.4528(31)			
Анизотропные тепловые параметры (Å ²)						
Atom	U ₁₁	U ₂₂	U ₃₃	U ₁₂	U ₁₃	U ₂₃
Eu	0.0104(21)	0.0107(20)	0.0122(19)	0.00000	0.0010(11)	0.00000
La	0.0165(19)	0.0135(21)	0.0137(20)	0.00000	-0.0016(12)	0.00000
Cu	0.0177(43)	0.0212(37)	0.0207(35)	0.00000	0.0049(26)	0.00000
Se1	0.0154(34)	0.0151(27)	0.0154(27)	0.00000	0.0008(21)	0.00000
Se2	0.0128(26)	0.0114(24)	0.0145(25)	0.00000	0.0013(16)	0.00000
Se3	0.0141(31)	0.0105(32)	0.0201(32)	0.00000	0.0016(17)	0.00000

Параметры элементарной ячейки, рассчитанные в рамках DFT с функционалом B3LYP составляют $a = 8.4389 \text{ \AA}$, $b = 4.2666 \text{ \AA}$, $c = 16.5676 \text{ \AA}$. Измерение спектра диффузного отражения проводилось на спектрофотометре Shimadzu UV-2600. Из графика Кубелки-Мунка оценено значение ширины запрещенной зоны, которое составило 1.23 эВ. Расчетное значение ширины запрещенной зоны, полученное в рамках DFT с функционалом B3LYP составило 2.63 эВ.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ АНОМАЛИЯ АНИОННОЙ ПРОВОДИМОСТИ В КРИСТАЛЛАХ LaF_3

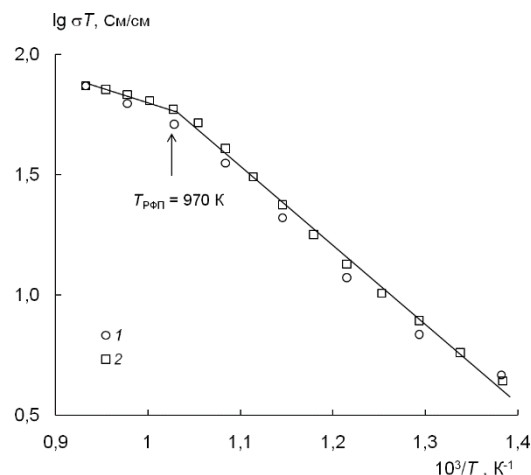
Сорокин Н.И.

ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН, Москва, Россия

E-mail: nsorokin1@yandex.ru

В [1] методом термического анализа обнаружены незадолго до плавления размытые фазовые переходы (РФП) в RF_3 ($R = \text{La–Nd}$) со структурой тисонита (пр. гр. $R\bar{3}c1$). РФП относятся к структурным фазовым переходам типа “порядок–беспорядок” и сопровождаются появлением анионной проводимости σ_{dc} . РФП в кристаллах LaF_3 и CeF_3 подтверждены исследованиями упругих свойств [2]. РФП обнаружены также в MF_2 ($M = \text{Ca, Sr, Ba, Cd, Pb}$) со структурой флюорита (пр. гр. $Fm\bar{3}m$) [3], которые связывают с разупорядочением анионной подрешетки (степень разупорядочения 1–5 % [4]) и образованием дефектов Френкеля (междоузельных ионов F_i' и вакансий фтора V_F). Во флюоритовых кристаллах РФП проявляются на температурных зависимостях ионной проводимости $\sigma_{dc}(T)$. В области РФП на графике Аррениуса $\lg \sigma_{dc} T$, $1/T$ имеет место изгиб в сторону уменьшения энthalпии активации электропроводности. Цель работы – обнаружение проявления РФП в высокотемпературном исследовании анионной проводимости тисонита LaF_3 .

Измерения ионной проводимости монокристалла LaF_3 проведены вдоль оси c при 323–1073 К. Кристаллы выращены из расплава методом Бриджмена по вакуумной технологии (ГОИ, СПб). Статическую электропроводность σ_{dc} кристалла определяли из спектров импеданса ($1\text{--}1 \times 10^7$ Гц, прибор Salartron 1260, толщина образца 1.4 мм, контакты Ag, площадь электродов 25 мм²). На рисунке показана зависимость $\sigma_{dc}(T)$ для кристалла LaF_3 (1 – нагрев, 2 – охлаждение) при высоких температурах. Кондуктометрические данные хорошо воспроизводятся в цикле нагрев–охлаждение. При $T > 970$ К наблюдается отклонение вниз зависимости $\sigma_{dc}(T)$ от аррениусовского поведения, а величина σ_{dc} достигает $\sim 10^{-1}$ См/см. Такая ситуация аналогична σ_{dc} -данным для флюоритовых MF_2 . При низких температурах собственными дефектами в LaF_3 являются дефекты Шоттки [5], но при высоких температурах (> 1150 К) доминирующими дефектами уже становятся дефекты Френкеля [6]. Из аналогии с флюоритовыми кристаллами можно предположить, что высокотемпературная аномалия проводимости в LaF_3 указывает на начало РФП, связанного с образованием дефектов Френкеля.



[1] Greis O., Cader M.S.R. // Termochim. Acta. 1985. V. 87. P. 145; [2] Ngoepe P.E., Comins J.D. // J. Less-Common Metals. 1989. V. 148. P. 375; [3] Eapen J, Annamareddy A. // Ionics. 2017. V. 23. P. 1043; [4] Chadwick A.V. // Solid State Ionics. 1983. V. 8. P. 209; [5] Sher A., Solomon R. et al. // Phys. Rev. 1966, V. 144, P. 593; [6] Jordan W.M., Catlow C.R.A. // Cryst. Latt. Def. and Amorph. Mater. 1987. V. 15. P. 81.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.

ЗАВИСИМОСТЬ ЧАСТОТЫ ПРЫЖКОВ НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА В КРИСТАЛЛАХ $Ba_{1-x}La_xF_{2+x}$ ($0.05 \leq x \leq 0.5$) ОТ СОСТАВА

Сорокин Н.И.

ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия

E-mail: nsorokin1@yandex.ru

Гетеровалентный твердый раствор $Ba_{1-x}La_xF_{2+x}$ со структурой флюорита (пр. гр. $Fm\bar{3}m$) – модельная система для нестехиометрических фторидных супериоников [1]. Изучение эффекта суперионной проводимости на микроскопическом уровне является актуальной задачей для ионики фторидных материалов. В работе представлены экспериментальные результаты по определению частоты прыжков ν_h подвижных ионов F^- в суперионном проводнике $Ba_{1-x}La_xF_{2+x}$ при изменении его состава от $x = 0.05$ до $x = 0.5$. Частота прыжков ν_h определялась из частотных зависимостей переменноточковой электропроводности $\sigma_{ac}(\nu)$: $\sigma_{ac}(\nu) = \sigma_{dc}[1 + (\nu/\nu_h)^n]$, где σ_{dc} – статическая электропроводность (рис. 1, обозначения, x : 1 – 0.05, 2 – 0.15, 3 – 0.25, 4 – 0.325, 5 – 0.5). Измерения динамической проводимости $\sigma_{ac}(\nu)$ кристаллов проведены в диапазоне частот 10^{-1} – 1×10^5 Гц (прибор Solartron 1260). Кристаллы выращены из расплава методом направленной кристаллизации Бриджмена в графитовых тиглях во фторирующей атмосфере. Рентгенофазовый анализ выполнен

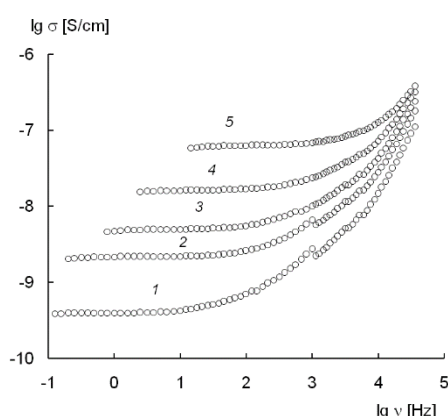


Рис. 1

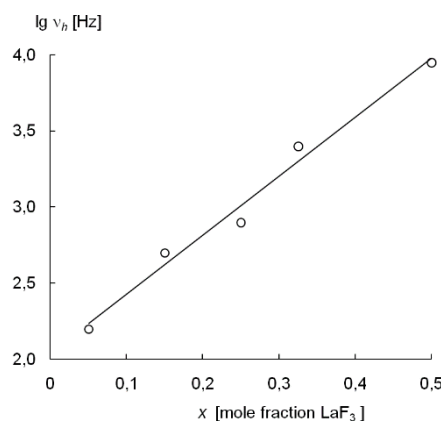


Рис. 2

на дифрактометре HZG-4 (излучение $CuK\alpha$, внешний стандарт Si). Параметры элементарной ячейки увеличиваются от $a = 6.185 \text{ \AA}$ ($x = 0.05$) до $a = 6.048 \text{ \AA}$ ($x = 0.5$). На рис. 2 показана концентрационная зависимость частоты прыжков $\nu_h(x)$ носителей заряда в кристаллах $Ba_{1-x}La_xF_{2+x}$ при $T = 292 \pm 1$ К. Обсуждается микроскопический механизм фтор-ионной проводимости в твердом растворе $Ba_{1-x}La_xF_{2+x}$ в связи с особенностями его атомного строения. Носителями заряда являются междоузельные ионы F^- , образующиеся при гетеровалентных замещениях матричных фрагментов $[Ba_{14}F_{64}]$ на структурные кластеры $[Ba_8La_6F_{69}]$ [2,3]. Обнаружено, что частота прыжков $\nu_h(x)$ является основным параметром, определяющим зависимость $\sigma_{dc}(x)$ кристаллов $Ba_{1-x}La_xF_{2+x}$.

[1] Сорокин Н.И., Каримов Д.Н. // ФТТ. 2021. Т. 63. № 10. С. 1485-1495.

[2] Sulyanova E.A., Karimov D.N., Sobolev B.P. // Crystals. 2014. V. 11. P. 437.

[3] Сорокин Н.И., Голубев А.М., Соболев Б.П. // Кристаллография. 2014. Т. 59. С. 275-285.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.

СРАВНЕНИЕ ИОННОЙ ПРОВОДИМОСТИ ОБЪЕМНЫХ КРИСТАЛЛОВ И НАНОКЕРАМИКИ ТВЕРДОГО ЭЛЕКТРОЛИТА $\text{Sr}_{1-x}\text{Y}_x\text{F}_{2+x}$

Сорокин Н.И.

ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН, Москва, Россия

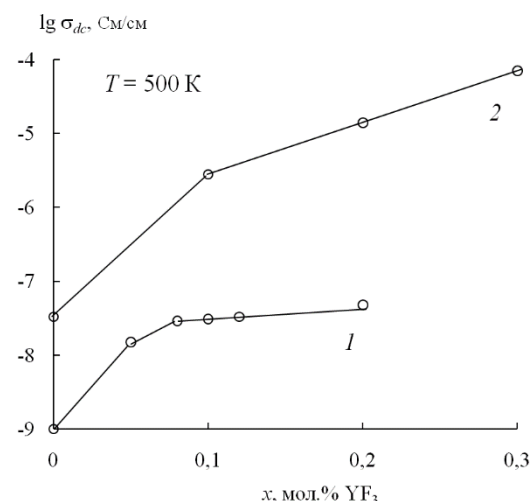
E-mail: nsorokin1@yandex.ru

Нанокерамическая форма фторпроводящих твердых электролитов широко используется в конструкциях фтор-ионных источников тока нового поколения [1]. Целью работы является сравнительный анализ электрофизических характеристик и механизмов ионного переноса в объемных кристаллах [2] и нанокерамике [3] твердого электролита $\text{Sr}_{1-x}\text{Y}_x\text{F}_{2+x}$ со структурой флюорита (пр. гр. $Fm\bar{3}m$).

На рисунке показана концентрационная зависимость проводимости $\sigma_{dc}(x)$ при 500 К для твердого раствора $\text{Sr}_{1-x}\text{Y}_x\text{F}_{2+x}$ (1 - объемные кристаллы, 2 - нанокерамика). Ионная проводимость нанокерамики значительно превосходит электропроводность объемных кристаллов. Для состава $x = 0.2$ различие в σ_{dc} составляет 2.5 порядка. Причиной этого является разные механизмы электропереноса в объемных кристаллах и нанокерамике.

Механизм проводимости в объемных кристаллах – междоузельный. В структуре твердого раствора $\text{Sr}_{1-x}\text{Y}_x\text{F}_{2+x}$ образуются октаэдро-кубические кластеры $[\text{Sr}_8\text{Y}_6\text{F}_{69}]$ [4], избыточный заряд которых (по отношению к матричным фрагментам $[\text{Sr}_{14}\text{F}_{64}]$) компенсируется подвижными междоузельными ионами фтора. В $\text{Sr}_{1-x}\text{Y}_x\text{F}_{2+x}$ потенциальные барьеры для движения междоузельных фторов являются высокими (энтальпия активации электропереноса $H_\sigma = 1.03$ эВ для $x = 0.2$), что обусловлено стерическими затруднениями при их движении.

В нанокерамике реализуется вакансионный механизм электропроводности по границам зерен. Носителями заряда являются более подвижные (чем междоузельные фторы) вакансии фтора, для которых энтальпия активации электропроводности низкая ($H_\sigma = 0.74$ эВ для $x = 0.2$) и соответственно более высокие значения σ_{dc} .



[1] Karkera G., Reddy M.A., Fichtner M. // J. Power Sources. 2021. V. 481. P. 228877.

[2] Ivanov-Shits A.K., Sorokin N.I. et al. // Solid State Ionics. 1989. V. 31. P. 253.

[3] Breuer S., Stanje B. et al. // Crystals. 2018. V. 8. P. 122.

[4] Сульянова Е.А., Молчанов В.Н. и др. // Кристаллография. 2009. Т. 54. № 3. С. 554.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.

ИОННАЯ ПРОВОДИМОСТЬ КРИСТАЛЛОВ ФЛЮОРИТОВОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА СИСТЕМЫ $\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33}\text{F}_2 - \text{MnF}_2$

Сорокин Н.И., Бучинская И.И.

ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия

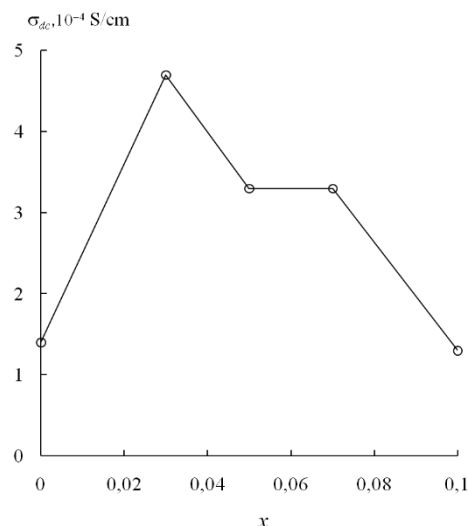
E-mail: nsorokin1@yandex.ru

Высокая ионная проводимость ($\sigma_{dc} = 1.4 \times 10^{-4}$ См/см при 293 К [1]) в сочетании с низкой температурой плавления (745 °С) позволяют рассматривать флюоритовый твердый раствор $\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33}\text{F}_2$ как перспективную исходную матрицу для создания новых фторидных твердых электролитов. Ранее мы изучали влияние на ионную проводимость $\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33}\text{F}_2$ гетеровалентной примеси Ce^{3+} [1], однако увеличения σ_{dc} для $(\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33})_{1-x}\text{Ce}_x\text{F}_{2+x}$ ($0 \leq x \leq 0.03$) не наблюдалось. Целью работы является исследование влияния изовалентной примеси Mn^{2+} на ионную проводимость флюоритовой матрицы $\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33}\text{F}_2$.

Концентрационная серия кристаллов твердого раствора $(\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33})_{1-x}\text{Mn}_x\text{F}_2$ ($0 \leq x \leq 0.1$) выращена из расплава методом вертикальной направленной кристаллизации (Бриджмена) во фторирующей атмосфере [2]. Однофазные кристаллы флюоритовой структуры получены при легировании матрицы $\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33}\text{F}_2$ фторидом марганца вплоть до 5 мол.%. При более высоком содержании MnF_2 в объеме выращенных кристаллов выпадает примесная тетрагональная фаза, изоструктурная группе соединений Ba_2MF_6 ($M = \text{Mn}, \text{Co}, \text{Zn}$). Исследования оптического поглощения и люминесценции кристалла $(\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33})_{0.95}\text{Mn}_{0.05}\text{F}_2$ [2] указывают на октаэдрическую симметрию окружения ионов Mn^{2+} .

Выполнены импедансные измерения монокристаллов $(\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33})_{1-x}\text{Mn}_x\text{F}_2$ на воздухе при комнатной температуре. В качестве проводящих контактов использовалась серебряная паста Degussa. Статическую электропроводность σ_{dc} на постоянном токе монокристаллов определяли из спектров импеданса электрохимических ячеек с Ag-электродами в диапазоне частот $5 - 5 \times 10^5$ Гц (прибор Tesla BM-507). На рисунке показана концентрационная зависимость электропроводности $\sigma_{dc}(x)$ для кристаллов $(\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33})_{1-x}\text{Mn}_x\text{F}_2$ при 295 К.

Обнаружено, что зависимость $\sigma_{dc}(x)$ является немонотонной. Максимальная величина $\sigma_{dc}(x) = 4.7 \times 10^{-4}$ См/см наблюдается для состава $x = 0.03$, которая превышает проводимость матрицы ($x = 0$) в 3.4 раза. При $0.05 < x \leq 0.1$ вероятно присутствие примесной фазы, которая ухудшает электрофизические свойства образцов.



[1] Сорокин Н.И., Бучинская И.И., Соболев Б.П. // Журн. неорганической химии. 1992. Т. 37. № 12. С. 2653–2656.

[2] Бучинская И. И., Батыгов С.Х., Иванова А.Г. // Кристаллография. 2020. Т. 65. № 4. С. 624–629.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.

ИОННАЯ ПРОВОДИМОСТЬ КЕРАМИКИ ХОЛОДНОГО ПРЕССОВАНИЯ, СИНТЕЗИРОВАННОЙ МЕХАНОХИМИЧЕСКОЙ РЕАКЦИЕЙ В СИСТЕМЕ $\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33}\text{F}_2 - \text{SrF}_2$

Сорокин Н.И., Бучинская И.И., Ивановская Н.А.

ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия

E-mail: nsorokin1@yandex.ru

Изовалентный твердый раствор $\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33}\text{F}_2$ со структурой флюорита является исходной матрицей для синтеза новых низкотемпературных фторпроводящих твердых электролитов (ТЭЛ) [1, 2]. Выращивание монокристаллов фторидных ТЭЛ требует значительных энергетических и финансовых затрат, поэтому для практических применений представляет особый интерес синтез нанокерамических ТЭЛ. Целью работы являлось получение двумя способами и исследование электрофизических свойств нанокерамик состава $82\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33}\text{F}_2 + 18\text{SrF}_2$ (мол.%) и сравнение их с монокристаллом того же состава.

Нанопорошки $\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33}\text{F}_2 - \text{SrF}_2$ получены методом механохимического синтеза (планетарная мельница Retsch PM-200, частота вращения 600 об/мин, атмосфере Ar). Исходная шихта приготавливалась следующим образом. В первом способе в качестве компонентов использовались переплавленные во фторирующей атмосфере реактивы PbF_2 , CdF_2 и SrF_2 , а во втором – предварительно закристаллизованный твердый раствор $\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33}\text{F}_2$ и SrF_2 . Однофазность синтезированных порошков и отнесение их структуры к типу флюорита (пр. гр. $Fm\bar{3}m$) подтверждены методом рентгенофазного анализа (дифрактометр Rigaku MiniFlex 600, излучение $\text{CuK}\alpha$). Нанопорошки прессовались в таблетки диаметром 3 мм и толщиной 1.6 мм. Плотность керамик холодного прессования равна 80% от рентгенографической плотности.

На торцевые поверхности таблеток наносили контакты из серебра. Проведены импедансные измерения $Z^*(\omega)$ электрохимических ячеек Ag|керамика|Ag на воздухе при комнатной температуре. Статическую электропроводность σ_{dc} на постоянном токе керамик и монокристалла определяли из анализа спектров импеданса $Z^*(\omega)$ в диапазоне частот $5 - 5 \times 10^5$ Hz (прибор Tesla BM-507).

Годографы импеданса для ячеек Ag|керамика|Ag состоят из объемного $Z_{bulk}^*(\omega)$ и электродного $Z_{electrode}^*(\omega)$ участков. Объемные части импеданса $Z_{bulk}^*(\omega)$ керамик, приготовленных двумя способами, совпадают и моделируются электрической схемой из параллельно соединенных сопротивления керамики R_{cer} (включающего в себя вклады от внутри- и межзеренного сопротивлений) и геометрической емкости керамики C_{cer} . Сопротивление керамических образцов равно 2×10^5 Ом, их удельное проводимость составляет $\sigma_{dc} = 1.2 \times 10^{-5}$ См/см. Величина σ_{dc} керамических образцов, приготовленных двумя способами, практически одинакова и лишь незначительно отличается от монокристалла того же состава ($\sigma_{dc} = 1.5 \times 10^{-5}$ См/см). Керамики $82\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33}\text{F}_2 + 18\text{SrF}_2$ обладают технологическими преимуществами (улучшенными механическими и эксплуатационными характеристиками) по сравнению с выращенным из расплава монокристаллом.

[1] Бучинская И.И., Ивановская Н.А. // Кристаллография. 2020. Т. 65. № 6. С. 972.

[2] Сорокин Н.И., Бучинская И.И. и др. // Журн. неорганической химии. 1992. Т. 37. № 12. С. 2653.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.

КОНЦЕНТРАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ КРИСТАЛЛОВ ФЛЮОРИТОВОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА В СИСТЕМЕ $\text{PbF}_2 - \text{CdF}_2$

Сорокин Н.И., Бучинская И.И., Каримов Д.Н.

ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия

E-mail: nsorokin1@yandex.ru

В работе [1] на поликристаллических образцах изучена концентрационная зависимость ионной проводимости $\sigma(x)$ для изовалентного твердого раствора $\text{Pb}_{1-x}\text{Cd}_x\text{F}_2$ ($0 \leq x \leq 1$) со структурой флюорита (пр. гр. $Fm\bar{3}m$). Максимальная величина $\sigma = 8 \times 10^{-5}$ См/см при 300 К обнаружена у состава $x \approx 0.35$. В системе $\text{PbF}_2 - \text{CdF}_2$ существует точка температурного минимума на кривых плавкости при $x = 0.33$ и есть данные о существовании структурных тетрагональных упорядоченных кластеров Pb_2CdF_6 [2], поэтому представляется интересным проследить корреляцию между величиной ионной проводимостью и составом экстремума.

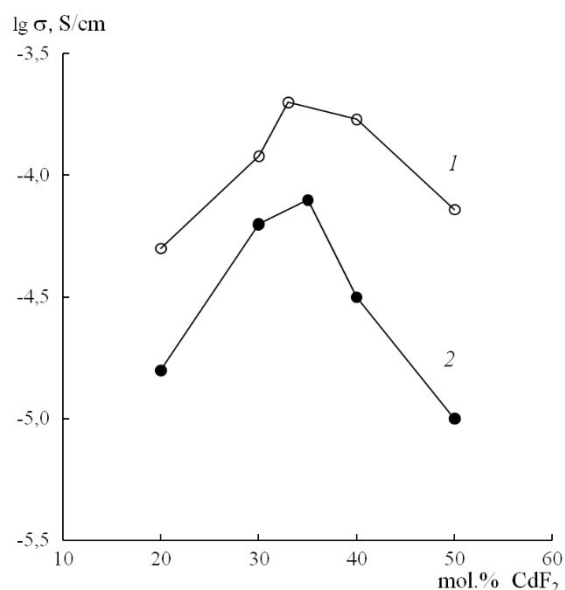
Методом направленной кристаллизации из расплава выращена серия кристаллов $\text{Pb}_{1-x}\text{Cd}_x\text{F}_2$ с $x = 0.2, 0.3, 0.33, 0.4$ и 0.5 . Скорость опускания тигля составляла 3.5 мм/ч. Фторирующая атмосфера создавалась продуктами пиролиза политетрафторэтилена. Исходные реактивы PbF_2 и CdF_2 («ос.ч.») предварительно фторировались в расплаве. Потери на испарение при росте не превышали 2 масс. %.

Образцы для электрофизических измерений вырезали из средних участков кристаллических буль в виде плоскопараллельных дисков толщиной $h = 5$ мм. Площадь серебряных контактов составляла 50 мм². Электропроводность кристаллов находили из анализа годографов импеданса электрохимических ячеек $\text{Ag}|\text{Pb}_{1-x}\text{Cd}_x\text{F}_2|\text{Ag}$ в диапазоне частот $5 - 5 \times 10^5$ Гц при комнатной температуре.

На рисунке показаны концентрационные зависимости ионной проводимости $\sigma(x)$ для моно- (кривая 1, наши данные) и поликристаллов (кривая 2, данные [1]) твердого раствора $\text{Pb}_{1-x}\text{Cd}_x\text{F}_2$. Состав, соответствующий точке температурного минимума на фазовой диаграмме, $\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33}\text{F}_2$ обладает

максимальным уровнем проводимости $\sigma = 2 \times 10^{-4}$ См/см, что превышает величину электропроводности поликристаллического образца $\text{Pb}_{0.65}\text{Cd}_{0.35}\text{F}_2$ в 2.5 раза.

Таким образом, изученный кристалл $\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33}\text{F}_2$ может рассматриваться в качестве исходной матрицы для модификации и поиска новых фторпроводящих твердых электролитов с улучшенными свойствами.



[1] Мурин И.В., Чернов С.В. // Изв. АН СССР. Неорган. материалы. 1981. Т. 17. № 8. С. 168.

[2] Мацулев А.И., Иванов Ю.Н. и др. // Журн. неорган. химии. 2000. Т. 45. № 2. С. 296.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.

ИМПЕДАНС ГРАНИЦЫ ТВЕРДОГО ЭЛЕКТРОЛИТА $\text{La}_{0.95}\text{Sr}_{0.05}\text{F}_{2.95}$ С РАЗЛИЧНЫМИ ЭЛЕКТРОДНЫМИ МАТЕРИАЛАМИ

Сорокин Н.И., Гребенев В.В., Каримов Д.Н.

ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия

E-mail: nsorokin1@yandex.ru

Кристаллы $\text{La}_{0.95}\text{Sr}_{0.05}\text{F}_{2.95}$ со структурой тисонита рассматривают в качестве твердых электролитов для фтор-ионных химических сенсоров и источников тока нового поколения [1]. Основным элементом этих устройств являются электрохимические ячейки типа $El|FSE|El$, где FSE – фторпроводящий электролит и El – электрод. В этой связи, как с научной, так и практической точки зрения, важной задачей является изучение электрохимических реакций на границах раздела $El|FSE$. В докладе представлены результаты исследования границы раздела тисонитового твердого электролита $\text{La}_{0.95}\text{Sr}_{0.05}\text{F}_{2.95}$ с Ag-, C-, Pt-электродами методом импедансной спектроскопии.

Кристаллы твердого раствора $\text{La}_{0.95}\text{Sr}_{0.05}\text{F}_{2.95}$ (пр. гр. $P\bar{3}c1$, состав приведен по шихте) получены из расплава методом Бриджмена. Спектры импеданса $Z^*(\omega)$ измеряли в диапазоне частот $5\text{--}5 \times 10^5$ Гц на приборе Tesla BM-507 в вакууме $\sim 10^{-1}$ Па при комнатной температуре.

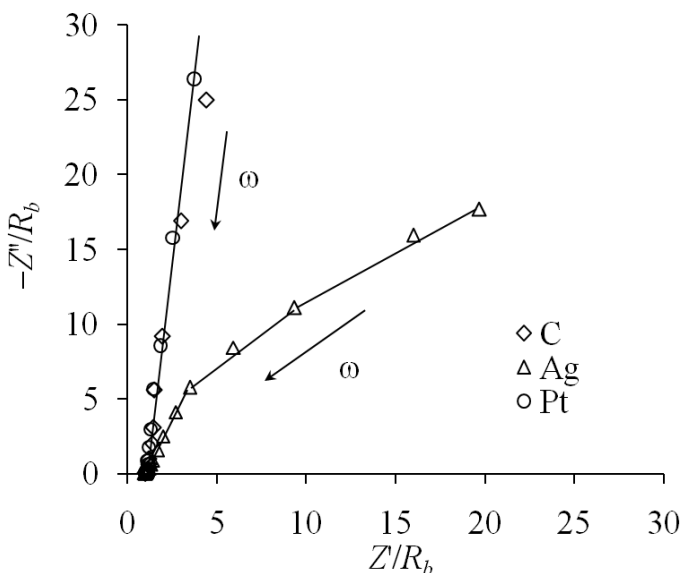
На рисунке показаны годографы электродного импеданса $Z^*(\omega) = Z(\omega) + iZ''(\omega)$ для ячеек $El|\text{La}_{0.95}\text{Sr}_{0.05}\text{F}_{2.95}|El$ при $El = \text{Ag}$, C и Pt. Для сравнения разных электрохимических ячеек значения импеданса нормированы на величину объемного сопротивления R_b твердого электролита.

При $El = \text{C}$ и Pt значения электродного импеданса ячеек совпадают. Импеданс моделируется частотно-зависимым элементом CPE_{dl} , который, в первом приближении, соответствует емкости двойного слоя C_{dl} . Графитовый и платиновый электроды можно рассматривать как инертные, блокирующие (ионный ток), электроды. При $El = \text{Ag}$ абсолютные значения и частотное поведение электродного импеданса сильно отличается от первых двух случаев. Наблюдается частичная обратимость серебряного электрода.

Рассмотрена возможность протекания электродной реакции с участием кислорода. В электрохимической ячейке $\text{Ag}|\text{La}_{0.95}\text{Sr}_{0.05}\text{F}_{2.95}|\text{Ag}$ присутствие незначительных следов кислорода в рабочей атмосфере может запускать процессы окисления, приводящие к переносу заряда через границу раздела и к образованию поверхностных оксофторидных (оксидных) пленок.

[1] Karkera G., Reddy M.A., Fichtner M. // J. Power Sources. 2021. V. 481. P. 228877.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.



ИОННАЯ ПРОВОДИМОСТЬ НАНОКОМПОЗИТА 50 мол.% CaF_2 + 50 мол.% LaF_3 , ПОЛУЧЕННОГО МЕХАНИЧЕСКИМ ДИСПЕРГИРОВАНИЕМ

Сорокин Н.И., Жмурова З.И., Махинов В.Ю.

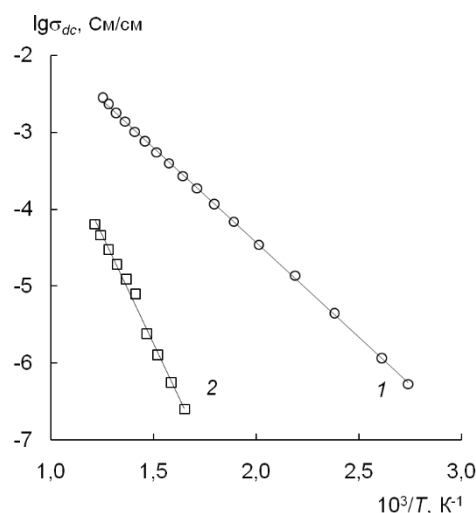
ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия
E-mail: nsorokin1@yandex.ru

Использование нанокompозитной формы твердых электролитов является актуальным направлением для создания фтор-ионных источников тока нового поколения. Целью работы является исследование ионной проводимости нанокompозита эквимольного состава $50\text{CaF}_2 \times 50\text{LaF}_3$ (мол.%).

Нанокompозитный материал получен механическим помолотом в планетарной шаровой мельнице. Фазовый состав и структурная характеристика композита проводились на рентгеновском дифрактометре Rigaku MiniFlex 600 (излучение $\text{CuK}\alpha$). Композит содержит флюоритовую фазу CaF_2 ($a = 5.463 \text{ \AA}$) и тисонитовую фазу LaF_3 ($a = 7.186, c = 7.350 \text{ \AA}$). Размеры кристаллитов из уширения рентгеновских пиков соответствуют наномасштабу 100–1000 нм. Для электрофизического исследования были приготовлены керамики холодного прессования $50\text{CaF}_2 \times 50\text{LaF}_3$ и CaF_2 . Керамические образцы имели диаметр 3 мм и толщину 1.4–1.9 мм.

Статическую электропроводность σ_{dc} образцов определяли из спектров импеданса в диапазоне частот 5– 5×10^5 Гц (прибор Tesla BM-508, графитовые электроды). Относительная погрешность измерений составляла $< 5\%$. Проведены измерения ионной проводимости в интервале температур 365–824 К в режиме охлаждения.

На рисунке показаны температурные зависимости $\sigma_{dc}(T)$ для нанокompозита $50\text{CaF}_2 \times 50\text{LaF}_3$ (1) и нанокерамики CaF_2 (2). Нанокompозит $50\text{CaF}_2 \times 50\text{LaF}_3$ имеет более высокую проводимость, рост σ_{dc} по сравнению с нанокерамикой CaF_2 составляет 1.4×10^4 раз при 500 К. Причиной этого является резкое снижение энthalпии активации ионного переноса в нанокompозите (0.53 эВ для $50\text{CaF}_2 \times 50\text{LaF}_3$ и 1.17 эВ для CaF_2). В нанокompозите реализуется вакансионный механизм электропроводности по межзерненным границам.



- [1] Соболев Б.П., Свиридов И.А. и др. // Кристаллография. 2005. Т. 50. № 3. С. 536.
[2] Соболев Б.П., Свиридов И.А. и др. // Кристаллография. 2008. Т. 53. № 5. С. 919.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.

ВОЗДЕЙСТВИЕ СЛАБОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ИОННУЮ ПРОВОДИМОСТЬ СУПЕРИОННОГО ПРОВОДНИКА $\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33}\text{F}_2$

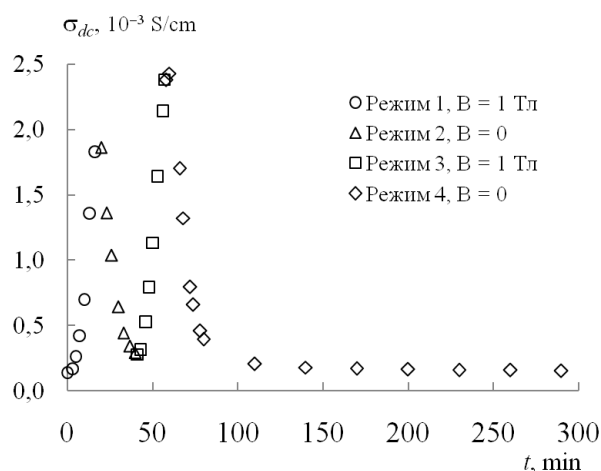
Сорокин Н.И., В.М. Каневский

ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия
E-mail: nsorokin1@yandex.ru

Слабые (< 1 Тл) импульсные магнитные поля (ИМП) влияют на дефектную структуру и физические свойства ионных кристаллов, изменяя их энергетическое состояние [1, 2]. Представляет интерес изучить влияние ИМП на электрофизические свойства суперионных проводников. В качестве модельного кристалла выбран низкотемпературный суперионный проводник $\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33}\text{F}_2$ со структурой флюорита [3]. В работе изучен эффект влияния слабого магнитного поля на величину анионной (фтор-ионной) электропроводности суперионика $\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33}\text{F}_2$.

Кристаллы выращены из расплава методом направленной кристаллизации Бриджмена в графитовых тиглях во фторирующей атмосфере. Их структура относится к кубической сингонии (пр. гр. $Fm\bar{3}m$, $Z = 4$), параметр элементарной ячейки $a = 5.7575$ Å (дифрактометр Rigaku MiniFlex 600, излучение $\text{CuK}\alpha$). Статическую электропроводность σ_{dc} определяли из спектров импеданса в диапазоне частот $5\text{--}5 \times 10^5$ Гц (прибор Tesla BM-507). ИМП создавалось периодическим разрядом конденсатора через соленоид. Воздействие ИМП на кристалл осуществлялось в индукторе при частоте следования импульсов 12 Гц, длительностью 12 мс и амплитуде $B = 1$ Тл. Изменение величины σ_{dc} суперионика $\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33}\text{F}_2$ при включении и выключении ИМП показано на рисунке.

Впервые обнаружен индуцированный ИМП магнитно-кондуктометрический эффект в суперионных проводниках на примере суперионика $\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33}\text{F}_2$. При отсутствии ИМП значение σ_{dc} равно 1.4×10^{-4} См/см. При наложении ИМП проводимость возрастает в 13–17 раз. Обсуждается природа эффекта магнитного воздействия на ионную проводимость $\text{Pb}_{0.67}\text{Cd}_{0.33}\text{F}_2$ в связи с особенностями его атомного строения. В магнитном поле взаимодействие подвижных дефектов с кристаллической решеткой меняется. Результатом воздействия ИМП на ионный проводник является увеличение подвижности носителей заряда, обуславливающее возрастание проводимости σ_{dc} .



- [1] Дистлер Г.И., Каневский В.М. и др. // ДАН СССР. 1983. Т. 268. № 3. С. 591.
[2] Альшиц В.И., Даринская Е.В. и др. // ФТТ. 1987. Т. 29. № 2. С. 467.
[3] Сорокин Н.И. // ФТТ. 2015. Т. 57. № 7. С. 1325.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.

ИОННАЯ ПРОВОДИМОСТЬ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $(\text{Ce}_{0.5}\text{Pr}_{0.5})_{0.95}\text{M}_{0.05}\text{F}_{2.95}$ ($M = \text{Ca}, \text{Sr}, \text{Ba}$) СО СТРУКТУРОЙ ТИСОНИТА

Н.И. Сорокин, Д.Н. Каримов

ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН, Москва, Россия

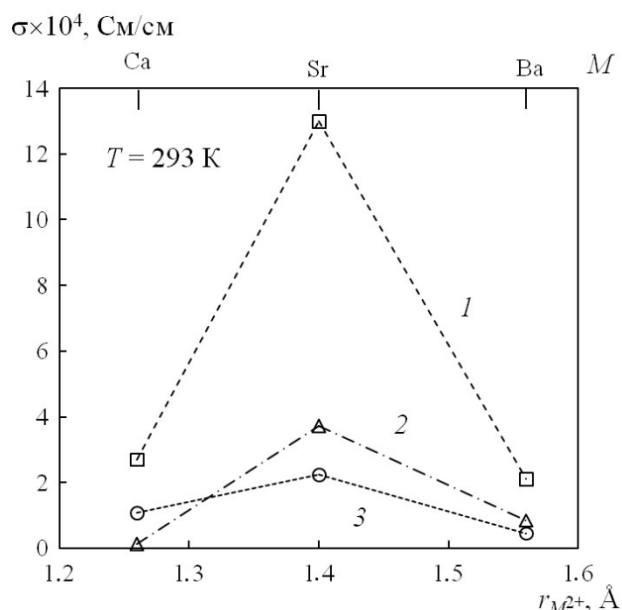
E-mail: nsorokin1@yandex.ru

Нестехиометрические фторидные кристаллические материалы со структурой тисонита (LaF_3) рассматриваются в качестве перспективных твердых электролитов (ТЭЛ) низковольтных химических источников тока нового поколения [1]. Для улучшения характеристик фторидных ТЭЛ их химический состав требует оптимизации. Детальное изучение двухкомпонентных ТЭЛ $R_{1-y}\text{M}_y\text{F}_{3-y}$ ($R = \text{La-Lu}$, Y ; $M = \text{Ca}, \text{Sr}, \text{Ba}$) показало, что максимальной проводимостью σ обладают составы с $R = \text{Ce}, \text{Pr}$; $M = \text{Sr}$ и $y = 0.03-0.05$ [2, 3]. Поэтому с целью исследования влияния дальнейшего усложнения химического состава ТЭЛ нами проведено электрофизическое исследование трехкомпонентных кристаллов $(\text{Ce}_{0.5}\text{Pr}_{0.5})_{0.95}\text{M}_{0.05}\text{F}_{2.95}$, где $M = \text{Ca}, \text{Sr}, \text{Ba}$.

Кристаллические булы получены методом закаливания расплава исходных компонентов CeF_3 , PrF_3 и MF_2 во фторирующей атмосфере. Тисонитовая структура (пр. гр. $P\bar{3}c1$) полученных однофазных сплавов подтверждена рентгенофазовым анализом (дифрактометр Rigaku MiniFlex 600, излучение $\text{CuK}\alpha$).

Измерения фтор-ионной проводимости сплавов σ_{alloy} выполнены методом импедансной спектроскопии (прибор Tesla BM-507) с точностью определения не хуже $\pm 5\%$. Из спектров импеданса удалось получить внутризеренную проводимость сплавов σ_{ig} , которая соответствует проводимости σ_{crys} объемных кристаллов того же состава ($\sigma_{\text{ig}} = \sigma_{\text{crys}}$).

Зависимость σ_{ig} от ионного радиуса катионов M^{2+} для сплавов $(\text{Ce}_{0.5}\text{Pr}_{0.5})_{0.95}\text{M}_{0.05}\text{F}_{2.95}$ приведена на рисунке (кривая 1). Зависимости σ_{crys} для кристаллов $\text{Ce}_{0.95}\text{M}_{0.05}\text{F}_{2.95}$ (кривая 2) и $\text{Pr}_{0.95}\text{M}_{0.05}\text{F}_{2.95}$ (кривая 3) показаны для сравнения. Обнаружено, что максимальной проводимостью обладает состав трехкомпонентного ТЭЛ с $M = \text{Sr}$, для которого $\sigma_{\text{ig}} = 1.3 \times 10^{-3}$ См/см, что превышает σ_{crys} наиболее проводящего при комнатной температуре двухкомпонентного электролита $\text{Ce}_{0.95}\text{Sr}_{0.05}\text{F}_{2.95}$ в 3.5 раза.



- [1] Karkera G., Reddy M.A., Fichtner M. // J. Power Sources. 2021. V. 481. P. 228877.
- [2] Соболев Б.П., Сорокин Н.И. и др. // Кристаллография. 2014. Т. 59. № 4. С. 609.
- [3] Сорокин Н.И., Соболев Б.П. и др. // Кристаллография. 2015. Т. 60. № 1. С. 123.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.

ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ ОКСИДНОГО СТЕКЛА В СИСТЕМЕ $P_2O_5 - Al_2O_3 - Nd_2O_3 - K_2O$

Сорокин Н.И., Каримов Д.Н.

ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия

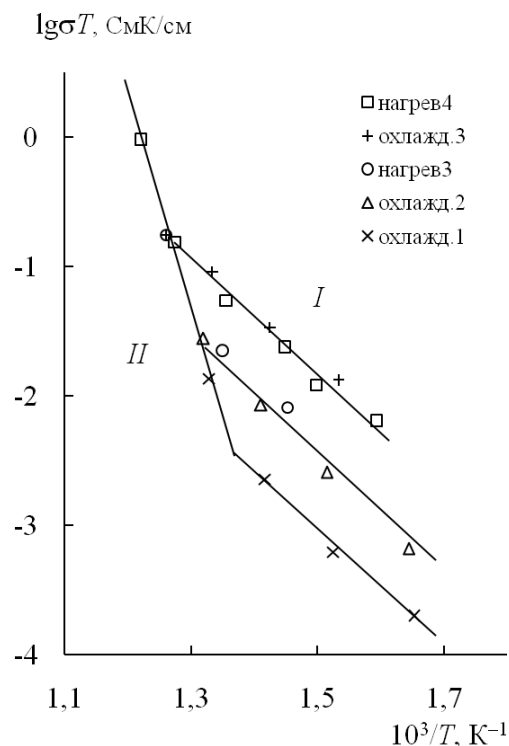
E-mail: nsorokin1@yandex.ru

Разработки, связанные с заменой используемых в настоящее время литийпроводящих электролитов твердыми электролитами с проводимостью по ионам Na^+ и K^+ , являются актуальными для химических источников тока. Поэтому большой интерес представляет поиск и исследование свойств калийпроводящих твердофазных материалов, в том числе структурно-разупорядоченных стекол. Целью работы является исследование электропроводности оксидного стекла в системе $P_2O_5 - Al_2O_3 - Nd_2O_3 - K_2O$.

Стекло получено традиционным методом литья расплава и последующим его закаливанием. Состав стекла уточнялся методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (растровый микроскоп FIB Quanta 200 3D, FEI, США) и составляет $75.6 P_2O_5 + 2.6 Al_2O_3 + 9.8 Nd_2O_3 + 12 K_2O$ (мол.%). Образец для электрофизических исследований представлял собой диск толщиной 1 мм и диаметром 9.5 мм. На его торцевые поверхности наносились графитовые электроды (паста DAG-580). Электрофизические измерения стекла проведены методом импедансной спектроскопии в температурном интервале 605–820 К. Статическую электропроводность σ_{dc} на постоянном токе определяли из спектров импеданса в диапазоне частот $5-5 \times 10^5$ Гц (прибор Tesla BM-507). Температурная зависимость проводимости $\sigma_{dc}(T)$ для изученного стекла в разных термических режимах показана на рисунке.

Зависимость $\sigma_{dc}(T)$ разбивается на две области. В области I абсолютная величина σ_{dc} зависит от температурного режима (от максимальной температуры измерений), но энергия активации электропроводности остается постоянной ($E_a = 0.88 \pm 0.06$ эВ). В области II кондуктометрические данные не зависят от температурного режима. Величина проводимости при 820 К равна $\sigma_{dc} = 1.2 \times 10^{-3}$ См/см, энергия активации электропроводности составляет 3.24 эВ. Наличие емкостного отклика от границы стекло/электрод в области I указывает, что механизм электропереноса имеет ионную природу. Проводимость многозарядных катионов P^{5+} , Al^{3+} и Nd^{3+} маловероятна. Наиболее вероятно носителями заряда являются щелочные катионы K^+ .

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.



РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ МОЛИБДЕНОВЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ НА ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ

Соснин К.В., Романов Д.А., Пронин С.Ю., Филяков А.Д.
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,
Россия, E-mail: k.sosnin@mail.ru

В настоящем материале сообщается об изучении фазового состава электровзрывных покрытий на основе молибдена и титана для медицинских применений. Покрытия были получены экологически безопасным и перспективным методом электровзрывного напыления. Примененная обработка позволяет добиться точного регулирования фазового состава. Полученные результаты исследования фазового состава приведены в таблице 1. Детализация используемой установки, режимов формирования покрытий и марки имплантатов в настоящее время не приведены для обеспечения патентной чистоты.

Таблица 1. Фазовый состав покрытий на основе молибдена и титана

Номер режима обработки	Фазовый состав, масс. %	
	Mo	Ti
1	5	95
2	10	90
3	15	85
4	20	80
5	25	75
6	30	70
7	35	65
8	40	60
9	45	55

Приведем фотографии поверхности электровзрывных покрытий (рис. 1).

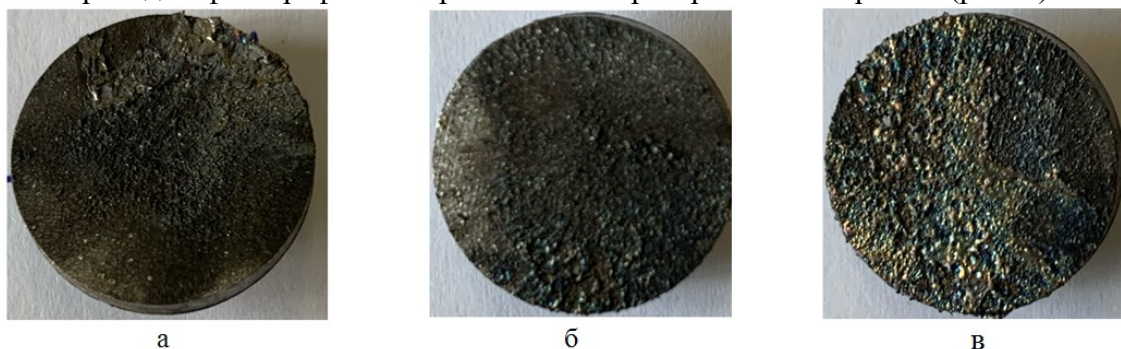


Рис. 1. Внешний вид поверхности молибденовых покрытий, полученных в режимах электровзрывного напыления 1 (а), 5 (б) и 8 (в)

Анализ таблицы 1 показал, что примененная обработка позволяет точно регулировать фазовый состав. В будущем это позволит использовать предлагаемый метод напыления покрытий для коммерческого использования в имплантатах различной конструкции.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук МД-486.2020.8 и кандидатов наук МК-5585.2021.4, а также при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

ВЛИЯНИЕ СКАНДИЯ НА ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ GAGG:Ce

Спасский Д.А.^{1,2}, Федюнин Ф.Д.³, Морозов В.А.⁴, Забелина Е.В.⁵, Касимова В.М.⁵,
Козлова Н.С.⁵, Бузанов О.А.⁶

¹Институт ядерной физики им. Скобелева МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия, ²Институт физики Тартуского университета, Тарту, Эстония, ³Физический факультет МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия, ⁴Химический факультет МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия, ⁵Испытательная лаборатория «ИЛМЗ» НИТУ «МИСиС», Москва, Россия, ⁶АО «Фомос-Материалы», Москва, Россия
E-mail: spas@srd.sinp.msu.ru

Сцинтилляционные кристаллы на основе $\text{Gd}_3\text{Al}_2\text{Ga}_3\text{O}_{12}:\text{Ce}^{3+}$ (GAGG:Ce) являются перспективным материалом для использования в позитрон-эмиссионной томографии, а также в экспериментах физики высоких энергий [1,2]. Их существенным недостатком GAGG:Ce является наличие, наряду с характерными для $5d-4f$ переходов в Ce^{3+} временами затухания (~ 60 нс), дополнительных медленных компонент затухания (> 200 нс). Метод зонной инженерии, состоящий в оптимизации физических свойств кристалла за счет постепенного изменения его состава позволяет подавлять медленные компоненты в сцинтилляционном отклике. Ранее нами было установлено, что частичное замещение катионов Al и Ga катионом Sc изменяет зонную структуру, а также влияет на процессы переноса энергии к примесным центрам Ce^{3+} в GAGG:Ce [3]. В настоящей работе представлены результаты исследования влияния концентрации скандия в GAGG:Ce на его люминесцентные свойства.

Исследования проводились на монокристаллах $\text{Gd}_{2.97}\text{Ce}_{0.03}\text{Ga}_3\text{Al}_2\text{O}_{12}$ и $\text{Gd}_{2.97}\text{Ce}_{0.03}\text{Ga}_{2.5}\text{Sc}_{0.5}\text{Al}_{1.5}\text{O}_{12}$, а также керамиках $\text{Gd}_{2.97}\text{Ce}_{0.03}\text{Ga}_2\text{Sc}_{0.2}\text{Al}_{2.8}\text{O}_{12}$ и $\text{Gd}_{2.97}\text{Ce}_{0.03}\text{Ga}_2\text{Sc}_{0.5}\text{Al}_{2.5}\text{O}_{12}$, все образцы были изготовлены компанией ФОМОС-Материалы (г. Москва). Измерения спектров люминесценции и возбуждения люминесценции проводились на лабораторных установках по люминесцентной спектроскопии твердого тела в широком температурном 5–500 К и энергетическом 2.5–10 эВ диапазонах. Рентгенофазовый анализ образцов проводился по данным, полученным на дифрактометре Thermo ARL X'TRA.

По данным рентгеновской дифракции определен фазовый состав кристаллов и параметры элементарных ячеек исследованных гранатов. Представлены результаты по спектральному составу люминесценции, определены центры свечения, проанализировано влияние скандия на спектральное положение полосы свечения Ce^{3+} . На основе анализа спектров возбуждения люминесценции, кривых термостимулированной люминесценции а также данных по температурной стабильности свечения Ce^{3+} обсуждается влияние скандия на формирование энергетических зон, а также на процессы переноса энергии на центры свечения Ce^{3+} .

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований №20-02-00688.

1. P.Lecoq, Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. A 809 (2016) 130.
2. M. Korzhik et al., Cryst. Res. Technol. (2019) Art. № 1800172.
3. D. Spassky et al., CrystEngComm. 22 (2020) 2621

МОДЕЛИРОВАНИЕ И КАЧЕСТВЕННАЯ ОЦЕНКА ПРОЦЕССОВ ТЕПЛОМАССОПЕРЕНОСА, ОБУСЛОВЛЕННЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕМ ШИРОКИХ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ С ПОЛУПРОВОДНИКОВЫМИ МИШЕНЯМИ

Степович М.А.^{1,*}, Туртин Д.В.², Калманович В.В.^{1,**}

¹Калужский государственный университет им. К.Э. Циолковского,
Калуга, Россия, * E-mail: m.stepovich@rambler.ru, ** E-mail: v572264@yandex.ru
²Российский экономический университет им. Г.В. Плеханова, Ивановский филиал,
Иваново, Россия, E-mail: turtin@mail.ru

При проектировании микро- и нанoeлектронных систем, работающих в условиях воздействия на них потоков заряженных частиц и/или электромагнитного излучения или использования этих явлений в электронно-зондовых технологиях, в т.ч. для диагностики таких объектов, одной из важных задач является оценка степени внешнего воздействия на эти системы. В некоторых случаях для решения таких задач используются методы математического моделирования, поскольку регистрация информативных сигналов от реальных нанообъектов может быть затруднена.

В настоящей работе рассмотрены математические модели одномерной коллективной диффузии неравновесных неосновных носителей заряда (ННЗ), генерируемых широким электронным пучком в однородной полубесконечной полупроводниковой мишени, в однородной полупроводниковой мишени конечной толщины, а также в многослойной мишени конечной толщины. В однородных мишенях процесс диффузии описывался следующим дифференциальным уравнением:

$$D \frac{d^2 \Delta p(z)}{dz^2} - \frac{\Delta p(z)}{\tau} = -\rho(z)$$

с соответствующими граничными условиями.

В многослойной мишени толщины l процесс диффузии описывался следующим дифференциальным уравнением:

$$\frac{d}{dz} \left(D^{(i)}(z) \frac{d\Delta p^{(i)}(z)}{dz} \right) - \frac{\Delta p^{(i)}(z)}{\tau^{(i)}(z)} = -\rho^{(i)}(z), \quad i = \overline{1, n},$$

где верхний индекс в скобках указывает номер слоя. В этом случае граничные условия имеют вид:

$$D^{(1)} \frac{d\Delta p^{(1)}(z)}{dz} \Big|_{z=0} = \nu_s^{(1)} \Delta p^{(1)}(0), \quad D^{(n)} \frac{d\Delta p^{(n)}(z)}{dz} \Big|_{z=l} = -\nu_s^{(n)} \Delta p^{(n)}(l).$$

В правой части дифференциальных уравнений находятся зависимости от координаты плотности неравновесных ННЗ, генерированных электронным пучком в полупроводниковой мишени до их диффузии.

Качественная оценка процессов диффузии проведена с использованием метода, описывающего взаимодействие остро сфокусированного электронного зонда с однородной полупроводниковой мишенью [1].

Исследования проведены при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 19-03-00271).

1. Polyakov A.N., Smirnova A.N., Stepovich M.A., Turtin D.V. Qualitative properties of a mathematical model of the diffusion of excitons generated by electron probe in a homogeneous semiconductor material // Lobachevskii J. of Math. 2018. V. 39. No. 2. P. 259-262.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СЛОИСТОГО АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА Ti_2NiCu ПРИ КРУЧЕНИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА

Сундеев Р.В.¹, Шалимова А.В.², Ситников Н.Н.³, Черногорова О.П.⁴, Глезер А.М.², Пресняков М.Ю.⁵, Каратеев И.А.⁵, Печина Е.А.⁶

¹ РТУ МИРЭА, г. Москва

² ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, г. Москва

³ ГНЦ ФГУП «Центр Келдыша», г. Москва

⁴ ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова, г. Москва

⁵ НИЦ «Курчатовский институт», г. Москва

⁶ ФТИ УрО РАН, г. Ижевск

E-mail: sundeev55@yandex.ru

Давно уже является аксиомой утверждение о том, что свойства металлических материалов, как правило, определяется их структурным состоянием. Это абсолютно верно и для нанокристаллических и аморфно-нанокристаллических композитов (АНК), созданных деформационным способом из металлических нанокристаллических и аморфных материалов. Как правило, такие композиты обладают довольно сложной структурой, сочетающей структуру металлических материалов – прекурсоров и особенности структуры их композиции. Последняя определяется природой взаимодействия между фазами, существующими в каждом прекурсор и их композиции, строением межфазных областей и тройных стыков.

В работе методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и измерения твердости индентирования проведены комплексные исследования структурно-фазовых превращений и механических свойств при кручении под высоким давлением (КВД) слоистого аморфно-кристаллического композита Ti_2NiCu . Образцы исследуемого слоистого композита Ti_2NiCu получали методом закалки из жидкого состояния при скорости охлаждения $\approx 10^5$ К/с. Образцы деформировали методом КВД при комнатной температуре и квазигидростатическом давлением 6 ГПа до значения деформации, соответствующей $n = 8$, (n – число полных оборотов подвижной наковальни).

В ходе исследований обнаружены три области слоистого композита, различающиеся по структуре: аморфная, кристаллическая и переходная. Рассмотрены процессы, происходящие в разных частях композита при КВД. Показано, что в различных частях композита – кристаллической и аморфной, в ходе КВД одновременно осуществляются два различных механизма деформации. В кристаллической области происходит аморфизация путем расширения аморфных границ зерен, а в аморфной части – зарождение и развитие полос сдвига, в которых в дальнейшем могут образовываться нанокристаллы. Обнаружено, что переходный (граничный) слой играет двоякую роль в ходе КВД: при КВД $n \leq 4$ разграничивает две области композита с разными механизмами деформации, после преобразования композита в аморфно-нанокристаллический агрегат ($n \geq 4$) не зафиксировано заметного вклада переходного слоя в структурные изменения и механические свойства материала в ходе КВД. Слоистый композит с одинаковым химическим составом прекурсоров после $n \geq 4$ в ходе КВД, деформируется, в целом как, макроскопически однородный материал.

Работа выполнена при финансовой поддержке граната РФФИ № 20-02-00291 и гранта РНФ № 19-72-20066.

ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ОДНОФАЗНЫХ И ГЕТЕРОФАЗНЫХ [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $\text{Ni}_{50,6}\text{Ti}_{49,4}$

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

Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия, E-mail: jet_n@mail.ru

Работа посвящена исследованию температурной зависимости эластокалорического эффекта (ЭКЭ) в однофазных и гетерофазных монокристаллах никелида титана $\text{Ni}_{50,6}\text{Ti}_{49,4}$ (ат. %), ориентированных вдоль [001]-направления, при испытании сжатием. Для определения влияния частиц Ti_3Ni_4 на величину и характер температурной зависимости ЭКЭ при развитии сверхэластичности (СЭ) исследованы следующие состояния: 1) после отжига 1253 К, 1 ч с последующей закалкой; 2) дополнительное старение 573 К, 1 ч. Температура старения выбрана для выделения когерентных наноразмерных частиц Ti_3Ni_4 ($d < 10$ нм), упрочняющих В2-фазу и расширяющих температурный интервал СЭ [1].

В закаленных монокристаллах наблюдается развитие СЭ в узком температурном интервале 243 – 298 К с широким механическим гистерезисом (173 – 249 МПа). Наблюдаемый колоколообразный вид температурной зависимости ЭКЭ с максимальным значением $\Delta T_{ad}^{\max} = 13,3$ К в закаленных кристаллах характерен для большинства материалов с памятью формы, проявляющих ЭКЭ [2].

Высокие прочностные свойства аустенита в состаренных монокристаллах приводят к значительному увеличению интервала развития СЭ (258 – 373 К) и узкому механическому гистерезису (60–127 МПа) и стабильном ЭКЭ в широком интервале температур от 300 до 370 К. На температурной зависимости ЭКЭ наблюдается особенность – стадийность ΔT_{ad} (рост с 10,3 К до ~ 16,4 К после достижения температуры 273 К), связанная со сменой последовательности мартенситного превращения (МП) под нагрузкой с В19'–R на В19'–В2.

Проведены оценки максимальной величины ЭКЭ, которая составляет 25,8 К для закаленных кристаллов, для состаренных – 21,7 К и 12,7 К для В19'–В2 и В19'–R МП под нагрузкой, соответственно. Определены возможные факторы, влияющие на величину ЭКЭ: величина механического гистерезиса и кинетика превращения. Величина коэффициента производительности $COP = \rho C_p \Delta T_{ad} / \int \sigma d\varepsilon$, характеризующая эффективность конверсии механической энергии в тепловую [3], для состаренных кристаллов достигает 31, что является рекордным среди многих материалов с эффектом памяти формы. Высокие значения COP и широкий температурный интервал ЭКЭ обуславливают перспективность использования состаренных кристаллов TiNi в твердотельных охлаждающих установках.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-38-90107

Литература

1. Е.Е. Timofeeva [et al]. The orientation dependence of thermal and stress hysteresis at R–B19' martensitic transformation in aged $\text{Ni}_{50,6}\text{Ti}_{49,4}$ single crystals // Journal of Alloys and Compounds. – 2020. – V. 817. – P. 152719
2. G. J. Pataky, E. Ertekin, H. Sehitoglu. Elastocaloric cooling potential of NiTi, Ni_2FeGa , and CoNiAl . // Acta Materialia. – 2015. – V. 96. – P. 420–427
3. J. Tusek [et al.]. Understanding the Thermodynamic Properties of the Elastocaloric Effect Through Experimentation and Modelling // Shap. Mem. Superelasticity. – 2016. – V. 2. – P. 317–329

ЭКСПЕРИМЕНАЛЬНАЯ ОЦЕНКА СТЕПЕНИ УЧАСТИЯ ГРАНИЦ ЗЁРЕН И ТРОЙНЫХ СТЫКОВ В ПРОЦЕССЕ РОСТА ЗЁРЕН

В.Г. Сурсаева

Институт физики твердого тела, РАН, Черноголовка, Московская область, 142432, Россия

E-mail: sursaeva@issp.ac.ru

Поликристалл-это система сильно взаимодействующих друг с другом границ и тройных стыков, и поэтому естественно ожидать в такой ситуации наличия сильных корреляций структуры и свойств поликристалла с его топологией, типом границ и тройных стыков. Цель работы – экспериментально оценить в ходе роста зёрен степень проявления важных свойств границ и тройных стыков, таких как стационарность движения, склонность к фазовому переходу фасетирования, проявлению гистерезиса подвижности. В данной работе приводятся статистические данные появления фасетирования и гистерезиса на границах наклона.

Работы выполнена на индивидуальных специально изготовленных границах наклона $[10\bar{1}0]$ и $[11\bar{2}0]$ (Рис.1), а также тройных стыках из таких границ наклона (Рис.2). Для проведения эксперимента были изготовлены 100 границ наклона и 50 тройных стыков.

Обнаружено, что такие свойства как стационарность движения, фасетирование и гистерезис на границах наклона $[11\bar{2}0]$ проявляются более ярко, чем на границах наклона $[10\bar{1}0]$. Особенно сильное различие наблюдается для явления фасетирования.

Из огромного многообразия существующих в микроструктуре поликристалла тройных стыков были выбраны, специально приготовлены и изучены индивидуальные тройные стыки в форме полупетли, составленные из границ наклона (Рис.2). Меньше 10% составляют стыки, которые демонстрируют стационарное движение и, измерения движения на которых могут быть использованы для получения подвижности. Такие стыки демонстрировали высокую подвижность, переход от стыковой кинетики к граничной при повышении температуры и гистерезис зернограничной подвижности.

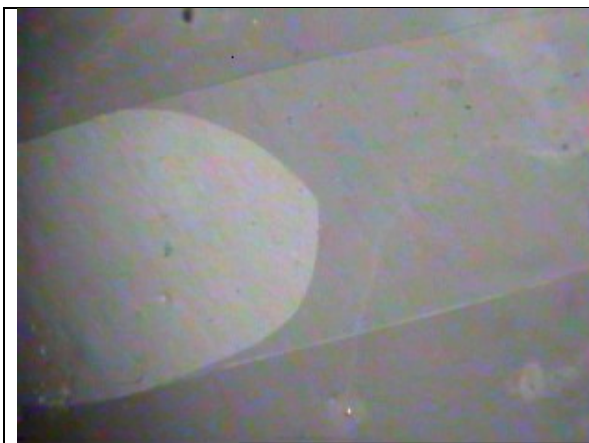


Рис.1. Видеокادر границы зерен в форме полупетли
Ширина среднего зерна 300 мкм

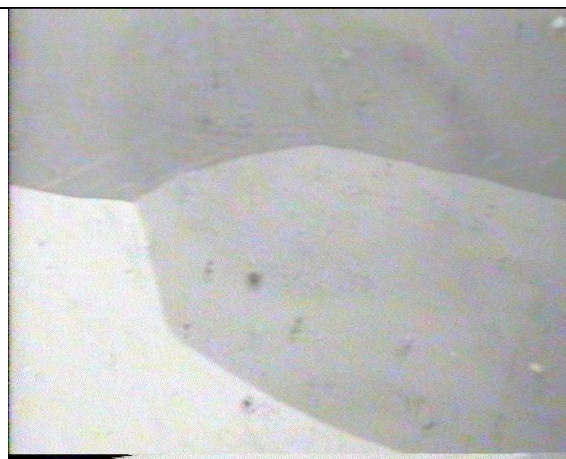


Рис.2. Видеокادر тройного стыка с границами наклона $[11\bar{2}0]$ и углами разориентации границ 30° 30° 60° .
Ширина среднего зерна 300 мкм

ШКОЛА

**IN SITU ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ
В ПОКРЫТИЯХ Ta-Zr-Si-B-C-N, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ DCMS И
HIPIMS**

Сытченко А.Д.¹, Логинов П.А.¹, Орехов А.С.^{1,2}, Левашов Е.А.¹, Кирюханцев-Корнеев Ф.В.¹

¹*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Москва, Россия*

²*Федеральный научно-исследовательский центр «Кристаллография и фотоника»
РАН, Москва, Россия*

Целью настоящей работы являлось исследование структурных и фазовых превращений в процессе нагрева покрытий Ta-Zr-Si-B-C-N до 1000 °С непосредственно в колонне просвечивающего электронного микроскопа, а также определение механических характеристик и термической стабильности покрытий.

Покрyтия были получены методами магнетронного распыления постоянного тока (DCMS) и высокомошного импульсного магнетронного распыления (HIPIMS) с применением мишени TaZrSiB в среде Ar, Ar+N₂ и Ar+C₂H₄. Мошность на магнетроне при DCMS поддерживалась на уровне 1 кВт с помощью источника питания Pinnacle+ Advanced Energy, время осаждения составляло 40 минут. Процесс HIPIMS проводили при следующих параметрах: средняя мошность 0,5 кВт, пиковая мошность 17 кВт, частота 200 Гц, длительность импульса 200 мкс. Для исследования состава и структуры покрытий использовались методы просвечивающей электронной микроскопии (TEM) и рентгенофазового анализа (XRD). Механические свойства образцов определялись методом наноиндентирования при нагрузке 4 мН. In situ исследования структурно-фазовых превращений проводились методом TEM на микроскопе JEM-2100. Нагрев до 200–1000 °С осуществлялся с помощью держателя Gatan 671. Для исследования термической стабильности были проведены отжиги покрытий в вакуумной печи ТК 15.1800.ДМ.1Ф при температурах, аналогичных in situ TEM. После отжигов образцы исследовались методами XRD и наноиндентирования.

Результаты структурных исследований показали, что нереакционное покрытие состояло из столбчатых зёрен TaSi₂, в то время как реакционные образцы обладали плотной аморфной структурой. Согласно данным in situ TEM исследованиям, на электронограммах азотсодержащих покрытий при T=200-800 °С присутствовали размытые пики, типичные для аморфной структуры. При 1000 °С наблюдалось начало кристаллизации: на электронограммах присутствовала фаза TaN. При нагреве углеродсодержащего покрытия по аналогичному режиму были выявлены схожие процессы: при достижении 1000 °С наблюдалось выделение фазы TaC. Результаты XRD покрытий, отожженных в вакууме, подтвердили, что кристаллизация покрытий начинается при 1000 °С и сопровождается образованием фаз Ta₅Si₃ и TaN в случае азотсодержащего покрытия и TaSi₂ и TaC в случае углеродсодержащего образца. Отметим, что кристаллизация привела к росту твердости (H) азотсодержащего покрытия до 27 ГПа. В то же время для углеродсодержащего образца при нагреве наблюдалось снижение H до 16 ГПа, что преимущественно связано с релаксацией сжимающих напряжений.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках Государственного задания (проект 0718-2020-0034).

XRD АНАЛИЗ ИЛИСТЫХ ФРАКЦИЙ ПОЧВ: ОСОБЕННОСТИ И ПРОБЛЕМЫ ПРОБОПОДГОТОВКИ

Толпешта И.И., Изосимова Ю.Г.

МГУ имени М.В.Ломоносова, г. Москва, РФ, E-mail: itolp@soil.msu.ru

Основная доля глинистых минералов в почвах сосредоточена в тонких размерных фракциях (< 2 мкм). В тонкодисперсных фракциях почв в зависимости от типа почвы и почвообразующей породы в разных количественных отношениях встречаются слоистые алюмосиликаты, такие как каолинит, слюды и иллиты, вермикулит, монтмориллонит, хлориты, смешанослойные образования с разной степенью порядка в чередовании слоев. Глинистые минералы в почвах проявляют большую химическую активность. На их поверхности осуществляется катионный обмен, происходит образование поверхностных комплексов с анионами и катионами, окислитель-восстановительные реакции, сорбция гидрофобных органических соединений. Поверхность глинистых минералов катализирует некоторые ферментативные реакции. Сорбированное на поверхности глин почвенное органическое вещество становится более устойчивым к микробному разложению. Растворение глинистых минералов в зоне гипергенеза – одна из основных буферных реакций, обеспечивающих устойчивость почв к воздействию кислых осадков. Для оценки роли глинистых минералов во многих почвенных процессах и для использования данных о качественном составе и содержании слоистых алюмосиликатов в прогнозных геохимических моделях необходима надежная диагностика глин.

Слоистые алюмосиликаты имеют относительно большие межплоскостные расстояния, поэтому съемка образцов проводится с малых углов (2; 2,5 °2θ). Иллитные фракции большинства типов почв характеризуются полиминеральным составом, состоят из частиц разного размера и в зависимости от типа почв и почвенных горизонтов содержат различные количества органического вещества и несиликатных соединений железа. Для получения качественных рентгеновских спектров органическое вещество и несиликатные соединения железа из иллитных фракций удаляют путем обработки различными химическими обработками.

На основании многолетних исследований, проведенных с целью оценки влияния химических обработок на дифракционные спектры иллитных фракций, выделенных из подзолистых почв установлено, что реакция среды, которая создается при окислении органического вещества 10 % H₂O₂ вызывает частичное растворение смектитов, трансформацию иллитов и вермикулитов в смешанослойные структуры. Наиболее уязвимыми в процессе удаления органического вещества оказались почвенные хлориты (HIV и HIS).

Обработка дитионит-цитрат-бикарбонатом, которая используется для удаления из образцов несиликатных соединений железа может привести как растворению добавочной октаэдрической сетки почвенных хлоритов, так и к увеличению полимеризации гидроксокомплексов алюминия в межслоях вермикулита и смектита в зависимости от значений pH на разных этапах обработки. Кроме того, сильный восстановитель (дитионит натрия), который применяется для восстановления железа в составе несиликатных соединений частично восстанавливает структурное железо в глинистых минералах.

Накопленный в результате многолетних исследований экспериментальный материал свидетельствует о том, что широко применяемые в рентгендифрактометрии глин и глинистых минералов почв химические обработки на стадии подготовки проб к XRD-анализу могут в значительной степени изменить минеральный состав проб.

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНА GRADE 4 С ПОВЫШЕННЫМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Усманов Э.И., Резяпова Л.Р., Валиев Р.Р., Валиев Р.З.

*Научно-исследовательский институт физики перспективных материалов УГАТУ,
Уфа, Россия, E-mail: usm4nov-emil@yandex.ru*

Технически чистый титан в настоящее время является одним из наиболее широко используемых материалов для изготовления медицинских имплантатов за счет его высокой биосовместимости и отсутствия вредных для организма легирующих элементов. Однако, с развитием современной медицины возникает необходимость в повышении уровня механических свойств таких изделий и поэтому актуальным направлением является дальнейшее развитие методов деформационно-термических обработок. Наиболее перспективным способом для повышения прочностных свойств титана с сохранением его высокой биосовместимости является формирование в нем ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [1].

В настоящей работе исследовали механическое поведение технически чистого титана Grade 4 после различных комбинаций деформационно-термических обработок. В качестве деформационной обработки использовали метод интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК), который, как известно позволяет наиболее эффективно измельчить структуру до наноразмерного состояния [2]. Термическую обработку проводили в различных температурных и временных режимах. Механические свойства оценивали путем одноосного растяжения малых образцов при комнатной температуре со скоростью растяжения 10^{-4} с^{-1} на установке Instron 5982 (ЦКП «Нанотех» УГАТУ).

Используя комбинированный режим: ИПДК + отжиг 700°C + ИПДК + отжиг 350°C , было достигнуто значительное для титана Grade 4 повышение предела прочности до 1500 МПа с сохранением пластичности – удлинение до разрушения 8 %. Обсуждается физическая природа достигнутых высоких механических свойств материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант №20-03-00614).

Список литературы:

1. Valiev R. Z., Parfenov E. V., Raab G. I., Semenova I. P. Study and development of nanostructured metals for production of medical implants and equipment // Materials. Technologies. Design. 2019. vol. 1. no. 1. pp. 42–47.
2. Валиев Р. З., Жилиев А. П., Лэнгдон Т. Д. // Объемные наноструктурные материалы: фундаментальные основы и применения. Санкт-Петербург: Эко-Вектор, 2017. – 480 с. (перевод с английского).

УСТАЛОСТНЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ ЭИ-961Ш ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ

Фрик А.А., Никитина М.А., Исламгалиев Р.К.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа (Россия)

E-mail: frikaleksandra@gmail.com

Как известно, характеристики усталостного разрушения металлических материалов определяются множеством факторов. Наличие внутренних структурных дефектов (пор, несплошностей, микротрещин), качество поверхностного слоя, структура, фазовый состав, характер циклического нагружения оказывают влияние на процесс зарождения и характер распространения трещины [1-2]. Согласно литературным данным уменьшение размера зерна, происходящее в процессе ИПД, увеличивает уровень усталостной прочности [3]. В 9-12 % Cr сталях при малоцикловых испытаниях происходит усталостное разупрочнение, связанное с нестабильностью дислокационной структуры, что приводит к уменьшению плотности дислокаций внутри субзерен, а также к процессам роста карбидных частиц при повышенных температурах.

В данной работе представлены результаты изучения эволюции структуры и свойств стали после комбинированной обработки, заключающейся в прокатке и перезакалке.

Целью настоящей работы явилось изучение усталостных свойств стали ЭИ-961Ш, подвергнутой прокатке и перезакалке.

Для изучения исходной структуры материала была проведена стандартная термическая обработка. В результате закалки была сформирована структура пакетного мартенсита. Проведение отпуска приводит к более равновесному состоянию. Частицы с большим размером, вытянутые вдоль своей оси - карбиды типа $M_{23}C_6$, включения меньшего размера – частицы MX.

Применение прокатки приводит к значительным структурным изменениям. Увеличение степени обжатия приводит к формированию полосовой структуры. При достижении 70 % формируется текстура по направлению прокатки. При этом происходит перераспределение грубых карбидов, которые выстраиваются цепочками вдоль границ зерен. После прокатки и перезакалки в структуре стали формируется равноосная структура.

Прокатка стали ЭИ-961Ш в комбинации с перезакалкой позволила увеличить предел ограниченной выносливости на 59 % с 472 МПа после стандартной обработки до 750 МПа. Более мелкие частицы вторых фаз и равномерное их распределение по границам и в теле зерна в результате прокатки тормозят развитие трещины, повышая предел выносливости. Дополнительным упрочняющим фактором явилось формирование структуры, содержащей двойниковые границы.

Исследования поддержаны Российским научным фондом в рамках проекта № 19-19-00496.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Терентьев, В. Ф. Усталость металлических материалов / В. Ф. Терентьев; отв. ред. Н. П. Лякишев. – Москва: Наука, 2002. – 248 с.
2. Терентьев, В. Ф. Усталость высокопрочных металлических материалов / В. Ф. Терентьев, А. Н. Петухов. – Москва: ИМЕТ РАН-ЦИАМ, 2013. – 515 с.
3. Estrin, Y. Fatigue behaviour of light alloys with ultrafine grain structure produced by severe plastic deformation: An overview. / Y. Estrin, A. Vinogradov // International Journal of Fatigue. – 2010. – Vol. 32 – P. 898–907

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИНКОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ ZN-AG-CU

Хафизова Э.Д., Поленок М.В., Исламгалиев Р.К.

*Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, г. Уфа,
Россия*

E-mail: ela.90@mail.ru

В связи с развитием общества и улучшением условий жизни человека, с каждым годом увеличивается интерес к биоразлагаемым материалам в медицинской сфере. Актуальным научным направлением является разработка новых биodeградируемых материалов, которые имеют свойство полностью растворяться в организме в течение определенного времени. На сегодняшний день ведутся исследования по материалам Mg, Fe, Zn и сплавам на их основе. Огромный интерес вызывают сплавы на основе Zn, так как они имеют идеальную скорость растворения в организме [1-2]. Но, к сожалению, прочность цинка очень низкая, и для повышения применяют твердорастворное, дисперсионное и зернограницное упрочнения. Повышение уровня свойств в металлах и сплавах возможно, путем измельчения зеренной структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [3]. Целью настоящей работы является изучение влияния интенсивной пластической деформации кручения на структуру и механические свойства цинковых сплавов системы Zn-Ag-Cu.

В работе рассматриваются три сплава с разным соотношением элементов, обсуждается структура и механические свойства материалов после интенсивной пластической деформации кручением с различным количеством оборотов.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Научным и технологическим исследовательским советом Турции в рамках научного проекта № 21-53-46017.

Список литературы

1. Li G., Yang H., Zhen Y., Chen X.-H., Yang J.-A., Zhu D., Ruan L., Takashima K.. Challenges in the use of zinc and its alloys as biodegradable metals: Perspective from biomechanical compatibility. Acta Biomaterialia. 2019.Vol. 97.P 23–45.
2. Hongtao Yang, Bo Jia, Zechuan Zhang, Xinhua Qu, Guannan Li, Wenjiao Lin, Donghui Zhu, Kerong Dai, Yufeng Zheng. Alloying design of biodegradable zinc as promising bone implants for load-bearing applications. NATURE COMMUNICATIONS (2020) 11:401. 10.1038/s41467-019-14153-7.
3. Valiev R., Estrin Y., Horita Z., Langdon T., Zehetbauer M., Zhu Y. Producing bulk ultra fine-grained materials by severe plastic deformation. JOM. – 2006. – PP. 33-39.

ВЛИЯНИЕ СПОСОБА И ВЕЛИЧИНЫ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛОС СДВИГА

И.А. Хрипливец

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва
(Россия)*

E-mail: misshriplivets@mail.ru

Аморфные сплавы на основе металлических компонентов демонстрируют уникальную способность реализовать пластическую деформацию под воздействием внешних механических напряжений. В результате воздействия больших степеней пластической деформации в сплавах можно наблюдать полосы сдвига (ПС) в виде грубых линий на шлифованной поверхности образца. Концепция формирования полос сдвига в аморфных металлических стеклах сильно отличается от процессов пластической деформации в кристаллических металлах и сплавах. В отличие от кристаллических металлов, аморфные металлические стекла могут существовать в спектре структурных состояний с сопутствующими механическими, термодинамическими и физическими свойствами материалов. Формирование и эволюция полос сдвига контролируют текучесть и пластичность почти всех металлических стекол при комнатной температуре, и во многих случаях образование доминирующих полос сдвига быстро приводит к разрушению. В литературе отсутствует строгое количественное описание основных параметров ПС, которое могло бы адекватно описать в аналитической форме процесс пластической деформации аморфных сплавов, аналогично дислокационной и дисклинационной теориям пластической деформации кристаллов. Остается открытым вопрос, как переход от макроскопической деформации к интенсивным пластическим деформациям аморфных сплавов влияет на основные характеристики ПС.

Цель исследования – детальная статистическая оценка основных параметров полос сдвига при кручении под давлением (КВД) объемного аморфного сплава на основе Zr и в установлении влияния способа и величины пластических деформаций на количественные характеристики этих параметров.

В данной работе с помощью метода оптической профилометрии детально изучены количественные характеристики ступенек, образованных полосами сдвига на поверхности деформированных образцов массивного аморфного сплава $Zr_{60}Ti_2Nb_2Cu_{18,5}Ni_{7,5}Al_{10}$ после КВД. Максимальное значение высоты ступеньки полос сдвига, обнаруженное в процессе КВД, составляет 2,6-2,9 мкм, что соответствует мощности полосы сдвига, равной $e_{ПС}=4,0 - 4,2$. Величина деформации при МПД оказывает определяющее влияние на мощность полос сдвига. В то же время объемная плотность полос сдвига определяется, по-видимому, природой материала и условиями его деформирования. Полосы сдвига в аморфной матрице по аналогии с дислокациями в кристаллах способны осуществлять пластический сдвиг в двух взаимно противоположных по знаку направлениях.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-32-90014. Funding: The reported study was funded by RFBR, project number 20-32-90014

ШКОЛА

**ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ БИМЕДИЦИНСКОГО МАГНИЕВОГО
СПЛАВА ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ**

Худододова Г.Д., Кулясова О.Б., Исламгалиев Р.К., Валиев Р.З.

ФГБОУ ВО "УГАТУ", г. Уфа, Россия

E-mail: khudododova.gd@gmail.com

Магниевого сплавы, как новый вид биомедицинских материалов, привлекают все большее внимание для применения в качестве имплантатов благодаря своим уникальным преимуществам, чрезвычайно низкому модулю Юнга, превосходной биосовместимости и привлекательной биорезорбируемости, то есть способности растворяться в физиологических средах [1, 2]. Однако магний демонстрирует низкие прочностные характеристики. Известно, что легирование чистого Mg ведет к повышению прочностных характеристик. В качестве легированных элементов были выбраны Zn и Ca, которые также не токсичны для человеческого организма. Легирование цинком повышает прочность, а кальций в количестве нескольких десятых долей повышает коррозионную стойкость. Также повышение прочностных характеристик возможно за счет измельчения зёрненной структуры методами ИПД [3].

Целью работы было повышение прочностных свойств, а также анализ коррозионной стойкости исследуемого материала.

В данной работе был исследован магниевый сплав с химическим составом Mg–1%Zn–0,2%Ca. Методами РЭМ и ПЭМ проанализирована трансформация структурных параметров. Установлено, что формирование УМЗ структуры возможно за счет комбинированной интенсивной пластической деформации (ИПД). Сформированная УМЗ структура в исследуемом сплаве обеспечила увеличение твердости с 41 до 80 HV, а предел прочности увеличился с 125 МПа до 283 МПа. Исследование коррозионной стойкости показали, что УМЗ сплавы более подвержены коррозии, чем образцы с КЗ структурой. УМЗ структура обладает значительным количеством дефектов и наличием большей протяженности границ зерен по сравнению с КЗ состоянием, которые являются активными центрами коррозионных разрушений.

1. F. Witte, J. Fischer, J. Nellesen, H.A. Crostack, V. Kaese, A. Pisch, F. Beckmann, and H. Windhagen In vitro and in vivo corrosion measurements of magnesium alloys / // Biomaterials. – (2006). – Vol. 27 – Is. 7. – P. 1013–1018.

2. Song, G.L. Control of biodegradation of biocompatible magnesium alloys / G.L. Song // Corrosion Science. – (2007). – Vol. 49 – Is. 4. – P. 1696–1701.

3. Valiev, R.Z., Y. Estrin, Z. Horita, T.G. Langdon, M.J. Zehetbauer and Y.T. Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation Zhu // JOM. – 2006. – Vol. 58. – P. 33–39.

ВОЗМОЖНОСТЬ УПРАВЛЕНИЯ ФАЗОВЫМ СОСТАВОМ И СТРУКТУРОЙ ОБЪЕМНОГО МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО ПЛАЗМОДИНАМИЧЕСКИМ СИНТЕЗОМ В СИСТЕМЕ ВОЛЬФРАМ-УГЛЕРОД

А.И. Циммерман, Д.С. Никитин, И.И. Шаненков

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
г. Томск, Россия*

E-mail: alextsmmer@yandex.ru

Одной из современных проблем в промышленности является увеличение срока службы технических материалов, решением которой может быть применение упрочняющих покрытий. Широкое применение получили покрытия из гексагональных карбидов вольфрама WC и W₂C. Однако судя по фазовой диаграмме в системе W-C существует также и метастабильная кубическая модификация (WC_{1-x}) [1]. Получение кубического карбида вольфрама в объемном виде затруднено ввиду особенностей его получения [2], к которым относятся существование в узком диапазоне параметров (атомарное отношение C/W и температура). Более того, кубический карбид вольфрама может существовать при комнатной температуре только при реализации процесса сверхбыстрой кристаллизации частиц (порядка 10⁷-10⁸ К/с). Такие параметры достигаются при использовании технологий высокоскоростного распыления материала, в числе которых выделяются плазменные и аналогичные им технологии.

В работе продемонстрирована возможность нанесения покрытий кубического карбида вольфрама на металлические подложки посредством использования сильноточного коаксиального магнитоплазменного ускорителя (КМПУ) с графитовыми электродами. По произведенной серии экспериментов исследовалось влияние материала подложки (медь ($\lambda_{Cu} = 395$ Вт/(м·К)), титан ($\lambda_{Ti} = 18$ Вт/(м·К)) на характеристики покрытия кубического карбида вольфрама. Экспериментальная серия производилась в камере-реакторе заполненной аргоном при комнатной температуре и атмосферном давлении.

Анализ результатов рентгеновской дифрактометрии показал, что во всей серии экспериментов были получены покрытия, содержащие кубическую фазу карбида вольфрама. По результатам количественного рентгеноструктурного анализа было определено, что на медной подложке покрытие состоит преимущественно (до 95 %) из фазы кубического карбида вольфрама. В экспериментах с титановой подложкой в покрытии помимо преобладающей (до 60 %) фазы WC_{1-x} присутствуют фазы гексагонального карбида вольфрама (W₂C), а также карбида титана (TiC), образующиеся в результате низкого рассеивания тепла на титановой подложке. По результатам сканирующей электронной микроскопии была определена толщина покрытия, в экспериментах с медной подложкой составившая порядка 15 мкм. Для кубического карбида вольфрама в полученных покрытиях были проведены прямые измерения механических свойств: для покрытий на медной подложке нанотвердость по Берковичу составила $H = 30,1 \pm 0,9$ ГПа, а модуля Юнга $E = 354 \pm 15$ ГПа.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 19-13-00120).

Литература

1. Kurllov A. S., Gusev A. I. Phase equilibria in the W-C system and tungsten carbides // Russian Chemical Reviews. – 2006. – Т. 75. – №. 7. – С. 617.
2. Gao Y. et al. On the formation of WC_{1-x} in nanocrystalline cemented carbides // Scripta Materialia. – 2013. – Т. 68. – №. 2. – С. 108-110.

ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИИ ЦЕНТРАЛЬНОГО ЭЛЕКТРОДА НА ПРОЦЕСС ПЛАЗМОДИНАМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА ОКСИДА ЖЕЛЕЗА

Циммерман А.И., Шаненков И.И.

Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
г. Томск, Россия

E-mail: alexsimmer@yandex.ru

Высокий потенциал оксида железа за счет многообещающих свойств и широкой области применения известен давно. Помимо применения в различных технологических направлениях, оксид железа используют в медицине для доставки лекарств и медицинской диагностики, а также в военных технологиях для радиопоглощающих покрытий. Это стало возможным благодаря сочетанию магнитных свойств и биохимических характеристик. Наиболее перспективными из множества фаз оксида железа являются магнетит Fe_3O_4 и эпсилон-фаза $\epsilon\text{-Fe}_2\text{O}_3$ за счет уникальных магнитных свойств. Эти фазы получают различными способами: соосаждение, золь-гель метод, термическое разложение, электрохимический метод и др. Все эти методы имеют недостатки: потребность в высокой температуре или давлении, использование токсичных химикатов, дороговизна процесса [1].

Одним из путей получения фаз оксидов железа является метод плазмодинамического синтеза (ПДС), основанный на использовании коаксиального магнитоплазменного ускорителя (КМПУ) и емкостного накопителя энергии (ЕНЭ) [2]. В настоящей работе изложены результаты оптимизации процесса зажигания дугового разряда за счет изменения длины канала формирования плазменной структуры (КФПС) с целью снижения электродинамических усилий на элементы конструкции узла центрального электрода. Проведена серия экспериментов, результаты которой приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Основные параметры экспериментов

№	$l_{\text{кфпс}}$	U_z	C_z	$I_{\text{макс}}$	W	$t_{\text{зад}}$	Фазовый состав, %		
	мм	кВ	мФ	кА	кДж	мкс	$\epsilon\text{-Fe}_2\text{O}_3$	Fe_3O_4	$\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$
1	5,5	2,5	14,4	179	30,7	8	54,0	26,1	19,9
2	7,5			165	32,5	13	54,3	24,0	21,7
3	9,5			148	32,7	39	57,6	23,4	19,0
4	11,5			127	27,7	63	50,1	31,9	18,0

Исходя из полученных данных, показана возможность синтеза высокодисперсного материала системы Fe-O при увеличении длины КФПС. Данное изменение конструкции узла центрального электрода позволяет уменьшить максимальный ток с 179 кА до 127 кА (уменьшение на 29 %), фазовый состав конечного продукта не изменяется. Дальнейшее увеличение длины КФПС приводит к увеличению времени задержки импульса.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований и Томской области (проект № 19-42-703007).

Литература

1. Shadi A. et al. Efficient treatment of raw leachate using magnetic ore iron oxide nanoparticles Fe_2O_3 as nanoadsorbents // Journal of Water Process Engineering. – 2020. – Т. 38. – С. 101637.
2. Sivkov A.A. et al. Plasma Dynamic Synthesis of Cubic Tungsten Carbide and the Influence of the Gas Atmosphere Parameters // Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. – 2021. – Т. 15. – №. 2. – С. 361-370.

ДВУМЕРНЫЕ АЛМАЗОПРОДОБНЫЕ КРИСТАЛЛЫ, ФОРМИРУЕМЫЕ ИЗ ГРАФЕНОВЫХ СЛОЕВ

Чернозатонский Л.А.

ИБХФ РАН

Недавно были получено экспериментальное подтверждение формирования двумерных (2D) алмазоподобных кристаллов [1-3], предсказанных и обоснованных *ab initio* расчетами ранее в работе [4], названных «диаманами» по аналогии с парой графен-графан (или химических соединений алкены-алканы). Диаманы (Dn) сочетают в себе характеристики алмаза с особенностями 2D материала. Они обладают очень высокой жесткостью и твердостью, сравнимой с алмазом.

В докладе дан обзор не только 2D кристаллов из ковалентно связанных нескольких графеновых слоев, формируемых при химической адсорбции легких атомов (H, F и др.) на две поверхности выбранной молекулярной гетероструктуры из нескольких графеновых слоев обычной укладки (Бернала-AB, AA или AA'), но и из свернутых под углами слоев, образующих структуру сверхрешеток Муара [5, 6]. В частности, рассмотрены структура и свойства нового типа 2D квазикристалла [9], формируемого из квазикристалла – 30° бислойного графена [10]. Описываются также методы их получения [7,8].

Особенностью отличий таких кристаллов от молекулярных из 2D слоев, является их монолитность и существенное изменение электронного спектра, оптических, механических и термических свойств.

На основе теоретически и частично экспериментально изученных свойств предлагаемых 2D алмазоподобных кристаллов (высокой твердости, наличия полупроводниковой или диэлектрической ширины запрещенной зоны, высокой теплопроводности) рассмотрены перспективы их применений в электронных и оптических, оптоэлектронных механо- и термо- электрических наноустройствах: в частности, Dn-чувствительные резонаторы, полупроводники с перестраиваемой запрещенной зоной, новые типы полевых транзисторов, Dn в системах магнитно-резонансной томографии и квантовой оптики (см. ссылки в обзорах [7,8]).

Кратко рассмотрены структуры и свойства 2D ковалентных кристаллов, формируемых из слоев как одного элемента (углерода - графена, кремния - силицена, бора-борена) так и из двух элементов (нитридов BN, AlN, GaN).

1. Y. Gao et al. Nat. Nanotechnology 13 133 (2018).
2. F. Piazza, et al., Carbon 145 10 (2019).
2. P. Bakharev, et al., Nature Nanotechnology 15 59 (2020).
34. L.A. Chernozatonskii, P.B. Sorokin, A.G. Kvashnin, D.G. Kvashnin, JETP Lett. 90 134 (2009).
5. L.A. Chernozatonskii, V.A. Demin, D.G. Kvashnin, Appl. Phys. Lett. 117 253104 (2020).
6. L.A. Chernozatonskii, K.P. Katin, V. A. Demin and M. M. Maslov, Appl. Surf. Sci. 537 148011(2021) .
7. L.A. Chernozatonskii, V.A. Demin, D.G. Kvashnin, C 7 17 (2021)
8. F. Piazza, M. Monthieux, P. Puech, I.C. Gerber, K. Gough, C 7 9 (2021).
9. L.A. Chernozatonskii, V.A. Demin, A.G. Kvashnin, D.G. Kvashnin (Appl. Surf. Sci. submitted, 2021)
10. S. J. Ahn et al., Science 361 782 (2018); W. Yao et al. PNAS 115 6928 (2018).

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОМАТЕРИАЛОВ TiO_2 . ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ В ПРОИЗВОДСТВЕ ЛИТИЙ-ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРОВ И ФОТОКАТАЛИЗЕ

Чиркунова Н.В.^{1,2}, Дорогов М.В.¹

¹Университет ИТМО, Санкт-Петербург

²Тольяттинский государственный университет, Тольятти

E-mail: natchv@yandex.ru

Возможности применения диоксида титана достаточно широки, что делает перспективным исследование наноразмерного TiO_2 и его композитов. Материалы на основе TiO_2 используются в производстве газовых сенсоров, элементах оптики и электроники, для фотокаталитической очистки воды и воздуха от органических примесей. Диоксид титана относится к широкозонным полупроводникам и проявляет фотокаталитические свойства только в УФ диапазоне. Для смещения рабочей области фотокатализаторов на основе TiO_2 в видимую часть спектра, а также повышения эффективности, проводят допирование ионами различных металлов и неметаллов. Допирование ионами благородных и редкоземельных щелочных металлов привлекательно с точки зрения безопасности получаемого материала, но экономически не выгодно. В настоящее время все больше внимания уделяется допированию экологически безопасными и дешевыми ионами углерода, азота и т.д.

Наноразмерный TiO_2 получали золь-гель методом. Допирование ионами азота, серы и др. проводили непосредственно во время синтеза. Химический состав исследовали с помощью энергодисперсионного рентгенофлуоресцентного спектрометра, морфологию изучали с помощью сканирующей электронной микроскопии, ширину запрещенной зоны определяли на спектрофотометре с интегрирующей сферой, структуру исследовали методом рентгеновской дифракции.

Определяющими факторами синтеза чистого и допированного TiO_2 являлись - активная кислотность среды, концентрация реагентов, скорость проведения реакции, время синтеза.

Полученные нанопорошки TiO_2 , $\text{TiO}_2\text{-N}$, $\text{TiO}_2\text{-S}$, $\text{TiO}_2\text{-Ag}$ исследовали на фотокаталитическую активность в классическом емкостном реакторе при разложении органического модельного загрязнителя метиленового синего в УФ и видимом диапазоне света. Концентрацию метиленового синего в водном растворе определяли с помощью спектрофотометрии.

Перспективность применения полученных нанопорошков TiO_2 в составе материала анода литиевых батарей оценивали методом заряда/разряда ячейки при постоянном токе. Электрохимические исследования проводили с помощью потенциостат-гальваностата с модулем измерения импеданса. Циклирование аккумулятора проводили в интервале напряжений 1-3 В.

Получены вольт-амперные характеристики литиевого аккумулятора с анодом на основе наночастиц TiO_2 со средним размером 50 нм, определены емкостные свойства. При первых циклах заряд-разряда отмечается достаточно высокая емкость порядка 200 мАч/г. Однако, при дальнейшем циклировании анодов на основе диоксида титана емкость снижается до ~ 80 мАч/г. Устойчивость уровня заряда в процессе циклирования анода на основе наноматериалов диоксида титана определяется дисперсностью, морфологией, структурой частиц, а также материалом связующего вещества.

Работа поддержана Российским научным фондом (грант № 19-72-10112).

АНАЛИЗ КОРРОЗИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА TiNi В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ

А.А. Чуракова^{1,2}, Э.М. Каюмова³

¹*Институт физики молекул и кристаллов – обособленное структурное подразделение Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук, Уфа*

²*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*

³*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*

E-mail: churakovaa_a@mail.ru

Материалы с эффектом памяти формы (ЭПФ) уже нашли широкое применение в медицине в качестве имплантируемых в организм длительно функционирующих материалов. Особый класс сплавов с памятью формы составляют сплавы никеля и титана - сплавы TiNi. Диапазон их применения зависит от температуры мартенситного превращения и механических свойств. Коррозионная стойкость во многом определяется степенью дефектности материала и особенностями имплантации его в организм человека как одного из самых активных носителей агрессивных сред. Ткани представляют сложную биологическую систему, реагирующую на введение имплантата изменением собственной структуры вплоть до физико-механических разрушений. Поэтому важно знать особенности коррозионного поведения; влияющие на биохимическую и биомеханическую совместимость с тканями организма. Одним из лучших медицинских металлических материалов с памятью формы является никелид титана, поверхность, которого предохраняется оксидной пленкой, обуславливающей его высокую коррозионную стойкость в биологических средах. После имплантации TiNi в организм на поверхности оксидной пленки титана адсорбируется кальций и фосфор, приводящие к образованию фосфатной пленки, близкой по составу к апатиту. Такая защита в биологических средах ставит TiNi в особое привилегированное положение. Использование сплавов на основе никелида титана в медицине и технике стимулировало широкие исследования электрохимического поведения и коррозионной стойкости этих материалов в различных агрессивных средах. Защита никелида титана от коррозии, особенно локальной, обусловлена наличием на его поверхности внешнего слоя пленки из оксидов титана, чем плотнее и однороднее по структуре и фазовому составу оксидный слой, тем выше коррозионная стойкость никелида титана и тем ближе он по коррозионным свойствам приближается к титану и сплавам на его основе. Основным материалом исследования является двухкомпонентный сплав $Ti_{49,0}Ni_{51,0}$ – при комнатной температуре состояние – аустенит, с крупнозернистой структурой (КЗ) и ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой. Проведенные исследования показали, что в активирующих электролитах растворение никелида титана с ультрамелкозернистой структурой облегчено по сравнению с крупнозернистым состоянием. Высокая активность никелида титана с УМЗ структурой объясняется тем, что сплав с УМЗ структурой имеет малый размер зерна и большую протяженность границ, а также высокую плотность дислокаций по границам, что приводит к ускорению процесса растворения при взаимодействии с активирующими электролитами.

Исследования проведены при поддержке гранта Министерства науки и высшего образования Российской Федерации согласно Соглашения № 075-15-2021-253 от 15.04.2021 г., внутренний номер МК-6202.2021.1.2.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ КОМПОЗИТНЫХ ПРОВОДОВ ИЗ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Шадрина Я.С., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Бобров А.А.,
Берендеев Н.Н.

*Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, 603022
Нижний Новгород, Россия
E-mail: yashadrina@nifti.unn.ru*

Объектами исследования являются алюминиевые сплавы содержащие Zr, Sc, Hf: сплав №1 – чистый алюминий марки А99(997), выступающий в качестве объекта сравнения №1, сплав №2 – Al-0.25Zr-0.10Sc, сплав №3 – Al-0.20Zr-0.10Sc-0.10Hf, сплав №4 – Al-0.25Zr-0.05Sc-0.05Hf, сплав №5 – Al-0.25Zr-0.10Hf, сплав № 6 – Al-0.25Zr (объект сравнения №2) и полученные из данных сплавов биметаллические провода диаметром 0.26 мм с покрытием из высокочистой меди (толщина покрытия ~0.03 мм). Образцы алюминиевых сплавов были получены методом индукционного литья из высокочистого алюминия А99(997) с помощью литейной машины INDUTHERM VTC-200. Образцы композитных проводов получались путем совместного волочения при комнатной температуре в стане цепном CGD-CE 1200 Rodent. Исследования микротвердости проводились с использованием твердомера HVS-1000. Испытания на разрыв проволоки проводились с использованием разрывной машины Lloyd Instruments LR5KPlus. Исследования микроструктуры проводились на растровом электронном микроскопе Jeol JSM-6490. Для исследования термической стабильности образцы проводов подвергали отжигам в течении 30 минут в воздушной печи типа СНОЛ.

В исходном состоянии литые сплавы имеют однородную крупнозернистую структуру в центральной части слитков; по краям образцов наблюдается структура столбчатых кристаллов. После волочения в сплавах формируется сильно текстурированная смешанная зеренно-субзеренная структура с высокой плотностью дислокаций.

Испытания на разрыв показывают, что в исходном состоянии биметаллические провода имеют высокую твердость и прочность. Фрактографический анализ показывает, что разрушение происходит хрупко. На изломе наблюдается отслоение медной оболочки от алюминиевой проволоки. Испытания отожженных проводов (500°C) показывают, что происходит снижение прочности и повышение пластичности. Фрактографический анализ показывает, что отжиг приводит к увеличению зоны разрушения и уменьшению степени отслоения алюминиевого провода от медной оболочки.

На основании проведенных исследований разработаны рекомендации к уточненным составам сплавов и режимам их термической обработки.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ №20-19-00672. Авторы благодарят В.В. Захарова (ВИЛС) за рекомендации к режимам литья и составам алюминиевых сплавов.

САМООРГАНИЗАЦИЯ ДИСЛОКАЦИЙ НА НАЧАЛЬНЫХ СТАДИЯХ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В СПЛАВЕ AlMg

И.В. Шашков¹, Е.Л. Колыванов¹, М.А. Лебёдкин²

¹Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия,

E-mail: shav@issp.ac.ru

²Laboratoire d'Etude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux (LEM3),
Université de Lorraine, CNRS, Arts et Métiers ParisTech, 7 rue Félix Savart, 57000 Metz,
France

Пластическая деформация сплавов AlMg представляет сложное пространственно-временное поведение, которое приводит к возникновению деформационных полос и флуктуация напряжения на деформационной кривой, т. е. к эффекту Портевена-Ле Шателье. Микроскопический механизм данного явления известен уже довольно давно, дислокации взаимодействуют с примесными атомами и дополнительно закрепляются на дефектах. В последние десятилетия стало понятно, что это явление обусловлено кооперативным движением большого количества дислокаций и проявляет себя на многих масштабных уровнях [1].

В настоящей работе с помощью акустической эмиссии, сопровождающей пластическую деформацию сплава AlMg, проведено исследование коллективных процессов в динамике дислокаций на начальных стадиях пластического течения. Мы обнаружили, что акустическая эмиссия возникает практически сразу с началом деформации образца. На этом этапе эмиссия представляет ярко выраженный прерывистый характер в широком диапазоне скоростей деформации. Обнаружено, что при средних и низких скоростях деформации акустическая эмиссия имеет дискретный характер и её амплитуды подчиняются степенной статистике, что отражает лавинный характер пластических процессов. Показано, что флуктуации нагрузки на площадке Людерса вызваны последовательным возникновением статических полос деформации, чтов свою очередь приводит к очень сильным всплескам акустической эмиссии.

[1] M.A. Lebyodkin, N.P. Kobelev, Y. Bougherira, D. Entemeyer, C. Fressengeas, T.A. Lebedkina, I.V. Shashkov, Acta Materialia 60 (2012) 844–850.

ВЛИЯНИЕ МАГНИТОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА ГЕКСАГОНАЛЬНЫЕ СКАНДИЙЗАМЕЩЕННЫЕ ФЕРРИТЫ С МУЛЬТИФЕРРОИДНЫМИ СВОЙСТВАМИ

Шипко М.Н.^{1*}, Степович М.А.², Коровушкин В.В.³, Костишин В.Г.^{3**},
Труханов А.В.³, Дарвиш М.А.³

¹Ивановский государственный энергетический университет им. В.И. Ленина,
Иваново, Россия, * E-mail: michael-1946@mail.ru

²Калужский государственный университет им. К.Э. Циолковского,
Калуга, Россия, E-mail: m.stepovich@rambler.ru

³Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,
Москва, Россия, ** E-mail: drvkgostishyn@mail.ru

Весьма актуальной задачей в магнитоэлектронике является создание магнитных материалов, характеристиками которых можно управлять с помощью электрического поля (мультиферроики). Такие возможности имеются у гексагональных ферритов бария и стронция, а также скандийзамещённых гексаферритов бария, которые являются высокотемпературными муьферроиками. В поликристаллических гексагональных ферритах эти свойства проявляются лишь при их синтезе по специальной керамической технологии, при которой удаётся достигать высокой степени текстуры образцов, упорядоченного расположения дефектов решётки с фиксацией доменной структуры на границах зёрен. Перечисленные условия значительно легче могут быть реализованы в случае замещённых гексагональных ферритов $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ и $\text{ScFe}_{12}\text{O}_{19}$, в которых ионы железа частично замещены ионами, имеющими высокую склонность к локализации в пятикратной бипирамиде или на границе шпинельного и гексагонального блоков, а упорядочение дефектов структуры реализуется в результате магнитоимпульсной обработки (МИО) [1 2].

В настоящей работе экспериментально установлено, что обработка поликристаллических гексагональных скандийзамещённых ферритов с концентрацией скандия 5 и 7 мол. %. слабыми (10...100 кА/м) низкочастотными (10...20 Гц) импульсами магнитного поля способствует повышению их удельной намагниченности и коэрцитивной силы. Влияние магнитоимпульсной обработки на катионное распределение и локальные искажения кристаллической решётки в исследуемых образцах проведено методом мёсбауэровской спектроскопии. Установлено, что замещение ионов Fe^{3+} ионами Sc^{3+} и последующая магнитоимпульсная обработка способствуют дополнительному упорядочению заряженных вакансий на границе шпинельного и гексагонального блоков и смещению ионов Fe^{3+} вдоль оси c . Это может быть дополнительным фактором для формирования муьферроидных свойств в поликристаллических гексагональных ферритах.

1. Shipko M.N., Kostishyn V.G., Korovushkin V.V., Isaev I.M., Stepovich M.A., Tikhonov A.I., Savchenko E.S. Magnetic properties and local parameters of crystal structure for $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ and $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ hexagonal ferrites // Journal of Nano- and Electronic Physics. 2016. Vol. 8. No. 3. Art. No. 03004.

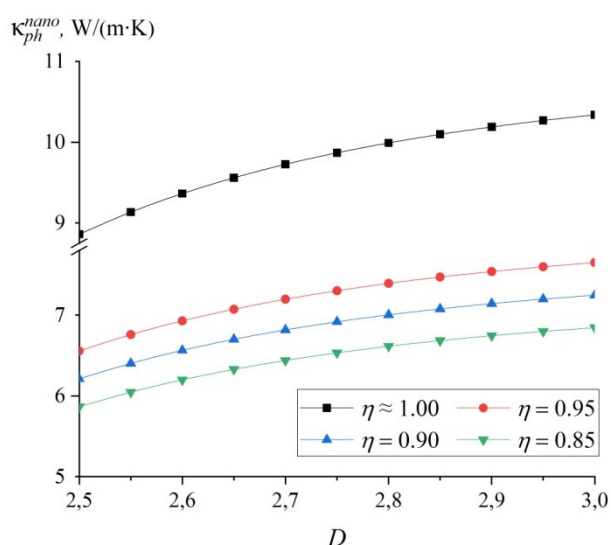
2. Шипко М.Н., Коровушкин В.В., Костишин В.Г., Исаев И.М., Степович М.А., Савченко Е.С. Влияние магнитоимпульсной обработки на структуру и магнитные свойства ферритов // Известия РАН. Серия физическая. 2018. Т. 82. № 2. С. 232-236.

ВАРИАЦИИ ФОНОННОЙ СОСТАВЛЯЮЩЕЙ КОЭФФИЦИЕНТА ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ НАНОЧАСТИЦ ФРАКТАЛЬНОЙ ФОРМЫ

Шишулин А. В.

Институт металлургической химии им. Г.А. Разуваева РАН, Н. Новгород, Россия

E-mail: chichouline_alex@live.ru



Использование объемных наноструктурированных материалов, получаемых методами аддитивных технологий, является одним из наиболее перспективных направлений создания эффективных и коммерчески доступных термоэлектрических преобразователей энергии [1]. Наноструктурирование позволяет осуществлять выборочную модификацию транспортных свойств материала путем, например, управляемого рассеяния фононов на границах раздела, энергетической фильтрации носителей или наноразмерных эффектов в твердых растворах [2]. В настоящем докладе

продемонстрирован еще один эффект, заключающийся в существенной зависимости вклада колебаний кристаллической решетки в коэффициент теплопроводности наночастицы, являющегося одной из ключевых величин, определяющих термоэлектрическую эффективность материала (практически требуется его уменьшение [2]), от их геометрических характеристик. Морфология наночастиц задана величиной их эффективного диаметра (диаметра сферы равного объема), фрактальной размерности D [3] и шероховатости поверхности η (связанной с фрактальной размерностью частицы неоднозначно [4]). Изменение фононной составляющей коэффициента теплопроводности обусловлена ростом зависящей от морфологии частицы доли атомов приповерхностного слоя, обладающих отличными от атомов в «объеме» колебательными характеристиками. В докладе представлена математическая модель для оценки влияния геометрических характеристик наночастицы на фононный вклад κ_{ph}^{nano} в ее коэффициент теплопроводности с учетом различных механизмов рассеяния фононов [5]. На рисунке приведены расчеты для наночастиц чистого Bi при $T = 100$ K в одном из кристаллографических направлений [2] (Bi является компонентом твердых растворов, являющихся одними из наиболее эффективных низкотемпературных термоэлектрических материалов [6]). В заключительной части работы рассмотрено влияние типичных распределений по размерам и форме ансамблей наночастиц [3] на степень «размытия» теплофизических характеристик частиц в ансамбле.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМХ РАН.

1. Дорохин. М.В., Демина П.Б., Ерофеева И.В. и др. // ФТП. 2018. Т. 53. №9. С. 1182-1188.
2. Шишулин А.В., Федосеев В.Б., Шишулина А.В. // ЖТФ. 2019. Т. 89. №4. С. 556-561.
3. Федосеев В.Б., Шишулин А.В. // ЖТФ. 2021. Т. 91. №1. С. 363-367.
4. Федосеев В.Б. // Письма о материалах. 2012. Т. 2. №2. С. 78-83.
5. Goyal M. // Pramana: j. phys. 2018. V. 91. 87.
6. Lee S., Esfarjani K., Mendoza J. et al. // Phys. Rev. B. 2014. V. 89. P. 85206-85215.

ОБ ИЗМЕНЕНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ КЮРИ В ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛАХ

Шишулин А. В.¹, Федосеев В. Б.¹, Потапов А.А.^{2,3}, Шишулина А.В.^{4,5}

¹Институт металлургической химии им. Г.А. Разуваева РАН, Н. Новгород, Россия

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

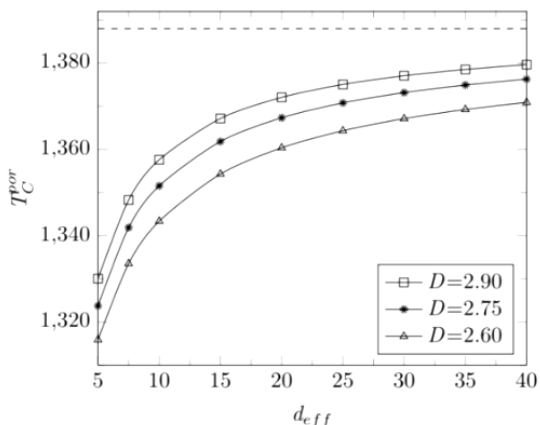
³JNU-IREE joint laboratory of information techniques & fractal signal processing, JiNan University, Guangzhou, China

⁴Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, Н. Новгород, Россия

⁵Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Н. Новгород, Россия

E-mail: chichouline_alex@live.ru

Наноструктурированные ферромагнитные материалы являются в настоящее время объектом значительного интереса исследователей, как в силу широкого спектра



технологических приложений ферромагнитных наноструктур, так и благодаря массе явлений фундаментального интереса. Ключевым параметром, характеризующим устойчивость свойств ферромагнитных материалов, является температура Кюри разрушения магнитной упорядоченности ферромагнетика (фазового перехода II рода), эффект понижения которой в ферромагнитных нанофазах описан в [1,2]. В докладе показано, что заметное понижение температуры Кюри может быть достигнуто в макроскопических мезопористых материалах. В рамках модели, основанной на

полученной в [1] и экспериментально верифицированной в [2] корреляции между температурой Кюри и энергией когезии кристалла, получены зависимости температур магнитных превращений от объемной доли пор α и их морфологии для чистых железа, никеля и кобальта [3,4]. Геометрические характеристики пор задавались величиной их эффективного диаметра d_{eff} (диаметра сферы равного объема), а также коэффициента формы k (отношения площади поверхности поры и площади поверхности сферы равного объема) [3,5] или фрактальной размерности D [4,6]. На рисунке приведен пример подобной зависимости для пористого кобальта. Отметим, что эффект понижения температуры Кюри замечен уже при величинах удельных поверхностей, существенно меньших по сравнению, например, с объектами исследования [7]. В заключительной части доклада описаны особенности реализации магнитокалорических эффектов в пористых материалах с управляемой температурой Кюри и возможные пути применения подобных материалов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМХ РАН.

1. Delavari H., Hosseini H.M., Simchi A. // J. chem. phys. 2011. V. 383. P. 1-5.
2. He X., Zhong W., Au C.-T., Du Y. // Nanoscale res. lett. 2013. V. 8. 446.
3. Шишулин А.В., Федосеев В.Б., Шишулина А.В. // Письма в ЖТФ. 2020. Т. 46. №13. С. 6-8.
4. Shishulin A.V., Potapov A.A., Shishulina A.V. // Eur. phys. tech. j. 2021. V. 18. №2. P. 6-11.
5. Шишулин А.В., Федосеев В.Б. // ЖТФ. 2020. Т. 90. №3. С. 358-364.
6. Федосеев В.Б., Шишулин А.В. // ЖТФ. 2021. Т. 91. №1. С. 363-367.
7. Гаев Д.С., Рехвиашвили С.Ш. // ФТП. 2012. Т. 46. №2. С. 145-149.

РАВНОВЕСНЫЙ ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ВЗАИМНАЯ РАСТВОРИМОСТЬ КОМПОНЕНТОВ В НАНОЧАСТИЦАХ ФРАКТАЛЬНОЙ ФОРМЫ ТЯЖЕЛОГО ПСЕВДОСПЛАВА W–Cr

Шишулин А. В.¹, Федосеев В. Б.¹, Шишулина А. В.^{2,3}

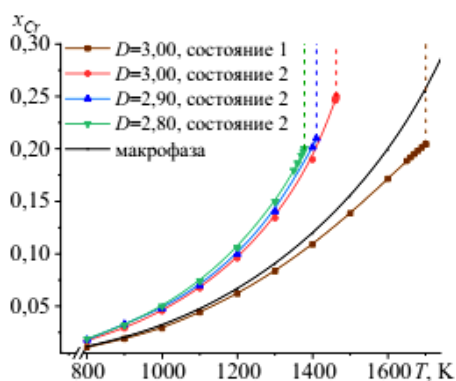
¹Институт металлургической химии им. Г.А. Разуваева РАН, Н. Новгород, Россия

²Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, Н. Новгород, Россия

³Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Н. Новгород, Россия

E-mail: chichouline_alex@live.ru

Наноструктурированные тяжелые псевдосплавы системы W–Cr, получаемые методами аддитивных технологий порошковой металлургии, являются перспективными материалами для ряда медицинских и специальных приложений. Компоненты данной системы ограниченно растворимы в твердом состоянии с верхней критической температурой растворения (ВКТР) ~1900 К. В рамках термодинамического подхода рассмотрены особенности фазовых равновесий в наночастицах рассматриваемой системы эквимольного состава различной морфологии. Геометрические характеристики наночастицы заданы величиной ее эффективного диаметра d_{eff} и фрактальной размерности D [1].



Предполагается, что при фазовом равновесии при температурах ниже ВКТР в наночастицах реализуется конфигурация типа *core-shell*. Критерием фазового равновесия является минимум функции Гиббса системы с учетом энергетического вклада всех границ раздела. В наночастицах с *core-shell* структурой возможны два термодинамически устойчивых гетерогенных состояния, различающиеся взаимным расположением сосуществующих твердых растворов. В структурах макроскопического размера эти состояния эквиэнергетические, в то время как в частицах нанометрового размера состояние с *shell*-фазой на основе W (состояние 2) метастабильно по отношению к состоянию с *core*-фазой на основе W (состояние 1). Равновесные фазовые составы наночастиц в данных состояниях различаются между собой, отличаются от составов макрофаз [2] и зависят от геометрических характеристик наночастиц. На рисунке приведены примеры температурных зависимостей растворимости W в Cr для наночастиц в сост. 1-2 с различной фрактальной размерностью. Наряду с существенными изменениями пределов растворимости в наноразмерных частицах, на рис. 1 вертикальными пунктирами показаны ВКТР наночастиц различной формы в различных состояниях: при равных D ВКТР в сост. 2 ниже, чем в сост. 1 (и в обоих состояниях ВКТР ниже макроскопических значений). Гетерогенное сост. 2 при температуре выше соответствующего ему ВКТР исчезает с образованием гомогенного состояния, метастабильного по отношению к сосуществующему с ним гетерогенному сост. 1. Выше ВКТР для сост. 1 гомогенное состояние становится единственным в системе. Представлено объяснение полученных закономерностей на основании трех механизмов понижения свободной энергии системы [1].

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМХ РАН.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМХ РАН.

1. Шишулин А.В., Шишулина А.В. В сб. Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур, наноматериалов. 2019. Вып. 11. С. 380-388.

2. Шишулин А.В., Федосеев В.Б. // Неорган. матер. 2018. Т. 54. №6. С. 574-578.

PERIODICAL POLING WITH SUBMICRON PERIODS IN Z-CUT LITHIUM NIOBATE ON INSULATOR THIN FILMS

Shur V.Ya.¹, Slautin B.N.¹, Zhu H.²

¹*School of Natural Science and Mathematics, Ural Federal University, Ekaterinburg, Russia, E-mail: vladimir.shur@urfu.ru*

²*Jinan Jingzheng Electronics Co. Ltd., Jinan, China*

Thin lithium niobate film on insulator SiO₂ layer (LNOI wafers) is highly promising material for various applications in quantum photonic and non-linear optic. Today numerous works are devoted to developing and designing LNOI-based low-loss waveguides, electro- and acousto-optic modulators, frequency converters, micro-disk and micro-ring resonators, grating couplers, etc. [1] Modification of LNOI by periodical domain structures with submicron periods (PPLNOI) allows us to use quasi-phase matching effect for realization of various backward scattered wavelength converters, including mirror-less optic parametric oscillator, which was theoretically predicted by Harris in 1960s [2]. At the same time, a creation of PPLNOI with submicron periods remains challenging task.

This work is devoted to investigation of possibilities to realize PPLNOI with submicron periods by scanning probe microscopy (SPM). The investigation was carried out on the two types of LNOI: (I) *with bottom electrode*, where grounded electrode was placed directly under the top lithium niobate (LN) film, (II) *with dielectric layer*, where grounded bottom electrode was separated from the LN film by 2 μm thick SiO₂ layer. Thickness of top LN film was 700 nm.

An influence of SiO₂ layer on formation and evolution of domain structures in LNOI has been studied. It was demonstrated that created by SPM domains in bulk of film have needle-like shape with charged domain walls [3].

PPLNOI with submicron periods was produced in LNOI *with bottom electrode* by the scanning with applying DC voltage to the SPM tip at room temperature. It was shown that an existence of SiO₂ layer under the film makes periodical poling impossible in LNOI *with dielectric layer* at room temperature because of the strong backswitching, due to the ineffective screening of depolarization field. Thermal heating was found as a useful way to prevent backswitching and decrease threshold field. Periodical poling in LNOI *with dielectric layer* was done by scanning with DC under the elevated temperatures above 80°C. High quality PPLNOI with minimal periods 110 nm and 200 nm were produced in LNOI *with bottom electrode* and LNOI with dielectric layer correspondently [4,5].

Mechanism of growth and interaction of the striped domains in PPLNOI was described. An influence of domain-domain interaction on the formation of PPLNOI with submicron periods was studied in detail. Stability of the created domain structures was confirmed.

The equipment of the Ural Center for Shared Use “Modern Nanotechnology” Ural Federal University was used. This work was supported by the RFBR and Government of Sverdlovsk region (grant number 20-42-660025).

[1] S. Saravi, T. Pertsch, F. Setzpfandt. *Adv. Optical Mater.* 2100789 (2021).

[2] S.E. Harris, *Appl. Phys. Lett.* 9, 114–116 (1966).

[3] B.N. Slautin, A.P. Turygin, E.D. Greshnyakov et al., *Appl. Phys. Lett.* 116, 152904 (2021).

[4] B.N. Slautin, H. Zhu, V.Ya. Shur, *Ceramics International.* 47, 32900–32904 (2021).

[5] B.N. Slautin, H. Zhu, V.Ya. Shur, *Ferroelectrics.* 576, 119–128 (2021).

ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТИТАНА С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ МИКРОЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ

Шурыгина Н.А.¹, Глезер А.М.^{1,2}, Дьяконов Д.Л.¹, Сундеев Р.В.^{1,3}, Рассадина Т.В.³

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

E-mail: shnadya@yandex.ru

² НИТУ «МИСИС», Москва, Россия

³ РТУ МИРЭА, Москва, Россия

Технически чистый титан уступает титановым сплавам по основным прочностным характеристикам (например, по пределу прочности и твердости). При этом он обладает более высокой пластичностью и коррозионной стойкостью. Кроме того, для ряда применений (в частности, для медицины) технически чистый титан более предпочтителен из-за высокой биосовместимости и отсутствия токсичных элементов. Большое влияние на свойства чистого титана оказывает наличие определенного количества микродобавок (примесей).

Данная работа посвящена детальному анализу влияния малых концентраций марганца и железа на структуру, механические и электрохимические характеристики технически чистого титана марки BT1-0 после деформации в камере Бриджмена путем больших пластических деформаций кручением при высоком квазигидростатическом давлении (КВД).

В качестве материала для исследований были выбраны образцы двух составов технически чистого титана BT1-0, имеющие отличие в содержании микродобавок Mn и Fe, но практически одинаковое содержание других микролегирующих элементов (примесей) Al, Mo и Si. В первом случае суммарное содержание (Mn+Fe) составляло 0,130 мас.% (Ti-1), а во втором случае – 0,668 мас.% (Ti-2). Содержание Mn и Fe в Ti-1 составляет 0,055 и 0,076 масс.% соответственно, в Ti-2 – 0,580 и 0,088 масс.% соответственно. Оба состава технически чистого титана относятся к одной и той же марке BT1-0 (ГОСТ 19807-91). Образцы в исходном состоянии представляли собой пластины толщиной 200 мкм, перед КВД они были отожжены при 800 °C в течении 3 часов. Оба материала (Ti-1 и Ti-2) в исходном состоянии имели равноосную структуру зерен со средним размером ≈ 150 мкм. Затем образцы были подвергнуты КВД ($P = 6$ ГПа) в камере Бриджмена при комнатной температуре со скоростью вращения и при числе полных оборотов подвижного бойка 1 об/мин и $N = 1/4; 1/2; 1; 2; 3$ и 4 соответственно.

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

АДАПТИВНЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ РЕНТГЕНОВСКОЙ ОПТИКИ: ВОЗМОЖНОСТИ ПЕРСПЕКТИВЫ

Я.А. Элиович^{1,2}, А.В. Таргонский^{1,2}, А.Е. Благов^{1,2}, Ю.В. Писаревский^{1,2},
В.И. Аккуратов^{1,2}, А.И. Проценко^{1,2}, М.В. Ковальчук^{1,2}

¹ ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН

² НИЦ «Курчатовский институт»

E-mail: yan.eliovich@gmail.com

Кристаллические материалы являются ключевым элементом современной микроэлектронной промышленности. Зачастую элементы и приборы, изготавливаемые на их основе, работают в условиях внешних воздействий, оказывающих существенное влияние на их функциональные характеристики, вплоть до полного выхода из строя. Поэтому одной из актуальных задач современного материаловедения является изучение эволюции структуры перспективных кристаллических материалов в условиях различных внешних воздействий для возможности предсказания их поведения в реальных рабочих условиях, оценки рабочих характеристик и поиска новых материалов с уникальными свойствами.

Наиболее эффективным инструментом для изучения кристаллических материалов является рентгеновское излучение и методы на его основе. Задача разработки соответствующих экспериментальных методик решается достаточно давно, на текущий момент наибольшее развитие получило использование современной детектирующей аппаратуры, позволяющей в режиме «рентгеновского кино» наблюдать за процессами изменения структуры образца, а также формирование особой структуры самого рентгеновского излучения – в частности методик класса зондирование-накачка. Каждый из этих подходов позволяет перекрыть определённый диапазон временных разрешений и изучаемых процессов.

Однако ни один из имеющихся подходов не позволяет в полной мере решить проблемы исследования именно кристаллов – во-первых из-за ограничений или невозможности применения советующих экспериментальных методик на широком кругу приборов, а, во-вторых, из-за ограниченной эффективности при работе с диапазоном временных разрешений от секунд до микросекунд, наиболее интересным для изучения эволюции кристаллической структуры.

Решением указанной проблемы могут быть предложенные коллективом ученых из ИК РАН адаптивные элементы рентгеновской оптики (АЭРО) – уникальные устройства, позволяющие проводить быструю и прецизионную перестройку параметров рентгеновского пучка непосредственно в процессе проведения эксперимента [1, 2]. К таким элементам относятся ультразвуковые резонаторы продольных колебаний [3] и изгибные адаптивные элементы [1], а также ведутся работы по созданию комбинированных двухчастотных элементов. Каждый из типов АЭРО благодаря своим уникальным особенностям уже показал высокую эффективность при проведении исследований перспективных кристаллических материалов. В настоящей работе представлена основная информация о полученных на текущий момент ключевых результатах и перспективах дальнейшего применения АЭРО. Работы выполнены при финансовой поддержке РФФИ, гранты №19-52-12029 и 19-29-12037.

1. Благов А.Е., Быков А.С., Кубасов И.В., Малинкович М.Д., Писаревский Ю.В., Таргонский А.В., Элиович Я.А., Ковальчук М.В. Приборы и техника эксперимента. 2016. № 5. С. 109-114.
2. Я.А. Элиович, В.И. Аккуратов, А.В. Таргонский, А.Е. Благов. Кристаллография. 2018. Т.63. № 5. С. 708–712.
3. Благов А.Е., Просеков П.А., Таргонский А.В., Элиович Я.А. Кристаллография. 2015. Т. 60. № 2. С. 189-193.

Информационное сообщение
ОБРАЗОВАТЕЛЬНЫЕ ПРОГРАММЫ ЕВРОПЕЙСКОГО ПРОЕКТА
CREMLINplus ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ УРОВНЯ КОМПЕТЕНЦИЙ
ПЕРСОНАЛА РОССИЙСКИХ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИХ
ИНФРАСТРУКТУР

Мелконян М.К.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
г. Москва, Россия, E-mail: cremlinplus@isis.ru*

Проект CREMLINplus («Connecting Russian and European Measures for Large-scale Research Infrastructures – plus», 2020-2024 годы) в рамках Европейской программы исследований и инноваций «Горизонт 2020» направлен на углубление сотрудничества России и Европейского Союза в области исследовательских инфраструктур (<https://www.cremlinplus.eu/>). Проект содействует устойчивому развитию российских исследовательских инфраструктур в долгосрочной перспективе, которое определяется, в значительной степени, их кадровым потенциалом. CREMLINplus предлагает сотрудникам российских исследовательских инфраструктур ряд стипендиальных программ, поддерживающих получение новых знаний, обучение навыкам и компетенциям, необходимым для эффективного управления инфраструктурами в разных тематических областях:

1. Программа CREMLINplus Fellowship Programme (CREMLINplus FP) выделяет на конкурсной основе стипендии научно-техническому и административно-управленческому персоналу российских исследовательских инфраструктур для участия в тренингах, конференциях, семинарах, летних/зимних школах, проводимых в России и Европейском Союзе.

Программа реализуется в форме открытого непрерывного конкурса, даты подведения итогов конкурса («cut-off dates») определяются координатором программы - Национальным исследовательским технологическим университетом «МИСиС» (НИТУ «МИСиС»).

В подаваемой на конкурс заявке российский соискатель указывает интересующее его мероприятие, которое может быть выбрано из списка, сформированного экспертами проекта CREMLINplus, либо предложено самим соискателем. Заявка включает мотивационное письмо, резюме и письмо поддержки организации-работодателя.

Поступившие на конкурс заявки рассматриваются и оцениваются международной группой экспертов высокого уровня проекта «CREMLINplus» (the Scientific Review Panel, SRP) в соответствии с критериями отбора стипендиальной программы.

Стипендия, полученная соискателем, прошедшим конкурсный отбор, покрывает все расходы, связанные с поездкой на мероприятие (транспорт, проживание, суточные, медицинская страховка, включающая лечение от COVID-19) и регистрационный взнос.

2. Программа обмена персоналом/знаниями «Staff/knowledge exchanges» между российскими и европейскими исследовательскими инфраструктурами содействует углублению научно-технологического сотрудничества, а также подготовке мобильных кадров, обладающих многопрофильными компетенциями и потенциалом для работы в исследовательских инфраструктурах в разных тематических областях.

К участию в программе приглашаются научно-технический персонал исследовательских инфраструктур для обмена научным опытом и налаживания научного партнерства и административно-управленческий персонал для обмена опытом и знаниями по вопросам управления исследовательскими инфраструктурами.

Принимающие организации для программы обмена персоналом/знаниями - это ведущие европейские и российские исследовательские инфраструктуры.

Программа реализуется в форме непрерывного конкурса (без ограничения сроков подачи заявок), который объявляется принимающей организацией для российских исследовательских инфраструктур с 3 датами подведения итогов конкурса в году.

Координатор программы – Миланский университет Бикокка (<https://www.unimib.it/>).

Организационные расходы принимающей организации и все расходы российских участников программы возмещаются проектом CREMLINplus.

3. Стипендиальная программа «The Russian Fellowship Programme to EMMRI» предлагает на конкурсной основе стипендии сотрудникам российских исследовательских инфраструктур для обучения на магистерской программе в области управления исследовательскими инфраструктурами "Executive Masters in Management of Research Infrastructure" (EMMRI) в Миланском университете – Бикокка (UNIMIB).

EMMRI является сертифицированной программой МБА, соответствующей принципам Болонской декларации о стандартах высшего образования.

Общая продолжительность программы составляет 18 месяцев. Она состоит из 12 модулей: 7 модулей проводятся в смешанном формате (онлайн и на территории кампуса в Милане), 5 модулей полностью онлайн.

Стипендии покрывают полную стоимость обучения и выпускного экзамена, расходы на авиабилеты Москва-Милан-Москва для 7 посещений кампуса UNIMIB, проживание и питание.

4. Пилотная программа менторинга/коучинга для действующих и потенциальных руководителей первого и второго уровня российских исследовательских инфраструктур направлена на развитие лидерских компетенций руководителей через общение с опытными менторами и сертифицированными коучами из европейских и российских исследовательских центров.

Координатор программы – Миланский университет Бикокка.

Чтобы стать участником программы, российский соискатель направляет координатору программы резюме, мотивационное письмо и описание основных проблем, по которым он рассчитывает получить поддержку в предлагаемой программе.

Прием заявок на первый конкурс в рамках программы завершился в конце сентября этого года. Программа будет продолжена при условии положительной оценки результатов первого конкурса со стороны Генеральной ассамблеи проекта CREMLINplus.

5. Российская академия подготовки управленческих кадров для российских исследовательских инфраструктур создается в рамках проекта CREMLINplus, и после его окончания будет функционировать на базе НИТУ "МИСиС". Академия будет проводить на регулярной основе тренинги и семинары по различным вопросам управления исследовательскими инфраструктурами.

Подробная информация о стипендиальных программах проекта CREMLINplus, правилах участия в них и критериях отбора представлена на сайте Национальной контактной точки «Исследовательские инфраструктуры»: <http://h2020-infra.misis.ru/ru/>. Контактное лицо – Мелконян Марине Карапетовна.

Адрес для коммуникаций - cremlinplus@misis.ru.

Реализация стипендиальных программ в рамках проекта CREMLINplus позволит поднять на новый уровень компетенции персонала российских инфраструктур в различных тематических областях.

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

Chervellino A.	73	Афонин Г.В.	65, 114
Elenov B.	21	Ахмедов А.К.	30
Gaboardi M.	73	Ахундова Н.М.	27
Kostadinov G.	21		
Kostitsina E.	21	Багиева Г.З.	27
Kozlova A.P.	20	Баикин А.С.	92
Kudryashov A.	21	Байгонакова Г.А.	46
Pankratov V.	20	Балабанов С.С.	28
Pankratova V.	20	Банишев А.Ф.	31
Penyashki T.	21	Баранникова С.А.	93, 123
Petrzhik M.	21	Баранчиков А.Е.	92
Plaisier J.	73	Басков Ф.А.	32
Popov A.I.	20	Бахтеева Н.Д.	33
Qiao J.C.	88, 113, 114, 115	Башкиров Е.А.	111
		Безбах И.Ж.	34
Roytburd A.	22	Белов А.Ю.	35, 36
Shur V.Ya.	195	Белов В.А.	126
Sklenicka V.	124	Берендеев Н.Н.	120, 122, 189
Slautin B.N.	195	Бетехтин В.И.	124
Zhu H.	195	Благов А.Е.	25, 49, 135, 139, 143, 197
		Благовещенский Ю.В.	110
Абдинов Д.Ш.	27	Блантер М.С.,	37
Абдинова Г.Д.	27	Бобров А.А.	189
Авдеев М.В.	73	Бойцова Е.Л.	38
Агеев М.А.	111	Болатов А.	95
Агеев М.И.	151	Болдин М.С.	28, 64, 142
Акимова О.В.	23	Бондарева С.А.	148
Аккузин С.А.	24	Борисова П.А.	37
Аккуратов В.И.	25, 197	Бражкин В.В.	37
Аксёнова К.В.	26	Бузанов О.А.	172
Алекперов Э.Ш.	131	Бучинская И.И.	39, 163, 164, 165
Александров И.В.	72, 152		
Алексеева Л.С.	28, 64		
Алиева Т.Д.	27	Валиев Р.З.	40, 145, 179, 183
Аллаяров Р.С.	106	Валиев Р.Р.	41, 145, 150, 179
Алмаева К.В.	140		
Альшиц В.И.	91, 136	Васильев А.Л.	42
Амосов А.П.	68	Ватаманюк Л.Ю.	62
Амосова О.В.	124	Вединяпин В.	107
Андреев В.А.	148	Верезуб Н.А.	43, 44
Андреев П.В.	28, 64, 156	Веселова В.О.	45
Антонюк М.Н.	29	Ветрова А.В.	46, 54
Аронин А.С.	65, 97, 113	Виноградова Н.И.	76
Архарова Н.А.	101, 108	Винс В.Г.	47
Асваров А.Ш.	30	Власов В.Н.	99
Астафуров С.В.	146	Войцеховский А.В.	48
Астафурова Е.Г.	146		
Атанова А.В.	69		

Волк Т.Р.	74	Дмитриев А.И.	132
Волковский Ю.А.	49	Дорогов М.В.	125, 187
Володин В.Д.	45	Дремова Н.Н.	98
Володина О.В.	154	Дрожилкин П.Д.	28, 64
Воротилов К.А.	69	Дубовиков К.М.	46
Востоков М.М.	156	Дудка А.П.	96
Вымпина Ю.Н.	50	Дьяконов Д.Л.	119, 196
Гаврюшкин П.Н.	95	Евсикова Н.Ю.	80
Гайнутдинов Р.В.	51, 74	Егорышева А.В.	45
Гайтко О.М.	45	Ежов И.В.	76
Галактионова А.В.	52	Елисеев А.	107
Галышев С.Н.	53	Еремеев А.П.	74
Гараев Э.С.	131	Еремин В.С.	65
Гарин А.С.	46, 54	Ермишкин В.А.	66
Гасанов Н.Г.	127	Ерофеева А.Р.	67
Глезер А.М.	55, 88, 119, 174, 196	Ефремова Е.И.	67
Годжаев Э.М.	56	Жадяев А.А.	68
Головин Д.Ю.	57	Жигалина О.М.	69
Головин Ю.И.	57	Жмурова З.И.	167
Головина Т.Г.	96	Жукова О.О.	70
Гончарова Е.В.	115	Журавлев Ю.Н.	71
Горбунов С.В.	23	Забелина Е.В.	172
Гореявчева А.А.	100	Задорожный М.Ю.	126
Горн Д.И.	48	Зайнуллина Л.И.	72
Гражданников С.А.	58	Запороцкова И.В.	78
Гребенев В.В.	166	Захаров Д.А.	68
Григорьев Д.В.	48	Захарченко Т.К.	73
Григорьев М.В.	59, 157, 158, 159	Зуев Л.Б.	93
Григорьева В.Д.	60	Ибрагимов Э.С.	135
Гриняев К.В.	63, 130	Иванов В.К.	92
Громилов С.А.	153	Иванов К.А.	129
Громов В.Е.	26, 105, 149	Иванов Ю.Ф.	26, 118, 149
Грязнов М.Ю.	122	Иванова Е.С.	74
Губский Т.Н.	61	Ивановская Н.А.	81, 164
Гусев А.А.	57	Иваньков О.И.	73
Гусейнли С.Н.	127	Изосимова Ю.Г.	178
Давыдов Д.И.	76	Ильина Т.С.	75, 141
Дарвиш М.А.	191	Ильяхунов Т.А.	61
Даринская Е.В.	91, 136	Исаев В.В.	73
Дворецкая Е.В.	98	Исаев И.М.	83
Дворецкий С.А.	48	Исаенко Л.	107
Дейнеко Д.В.	103	Исаенко Л.И.	58
Демина М.Ю.	61	Исламгалиев Р.К.	180, 181, 183
Дзядух С.М.	48	Иткис Д.М.	73
Дивинский С.В.	62	Кадомцев А.Г.	124
Дитенберг И.А.	63, 130		

Казанцева Л.А.	132	Коморников В.А.	25
Казанцева Н.В.	76	Кондратьев О.А.	37
Казаченок М.С.	132	Кононова Н.Г.	95, 100
Казыханов В.У.	70	Константинова А.Ф.	96
Какорин И.А.	77, 78	Кончаков Р.А.	97
Какорина О.А.	78	Коплак О.В.	98
Калева Г.М.	75, 141	Копылов В.И.	189
Калетин А.Ю.	79	Корабельников Д.В.	71
Калетина Ю.В.	79	Коржнева К.Е.	58
Калманович В.В.	173	Коржов В.А.	143
Камалова Н.С.	80, 94	Коржов В.П.	85, 86
Каневский В.М.	30, 121, 168	Коробейникова Е.Н.	34, 99
Каплан М.А.	92	Коровушкин В.В.	191
Капланский Ю.Ю.	111	Корочкин А.Е.	105
Кара Д.М.	59, 159	Корчагин М.А.	63, 130
Каразанов К.О.	28, 64	Костадинов Г.	137
Каратеев И.А.	174	Костишин В.Г.	83, 191
Каримов Д.Н.	81, 82, 101, 108, 165, 166, 169, 170	Кох А.Е.	95, 100
Касимова В.М.	172	Кох К.А.	95
Кашевич И.Ф.	51	Кошелев А.В.	101
Каюмова А.Р.	83	Кретьова М.А.	102
Каюмова Э.М.	188	Криницын П.Г.	58
Каясова А.О.	84	Крутяк Н.Р.	103
Кийко В.М.	85, 86, 87	Кудряшов А.	137
Ким А.В.	24	Кузнецов А.Б.	95, 100
Кирюханцев-Корнеев Ф.В.	177	Кузнецов В.В.	104
Киселев Д.А.	75, 141	Кузнецов Р.В.	105
Кислюк А.М.	75	Кулагин С.П.	66
Клечковская В.В.	5, 108	Куликов А.Г.	25, 139
Клюев В.Г.	112	Кулясова О.Б.	183
Кобелев Н.П.	65, 88, 97, 113, 114, 115	Куницына Е.И.	106
Кобрин М.Р.	67	Купцов К.А.	29
Ковалев А.П.	117	Курлов В.Н.	85, 86
Ковалева М.А.	46	Курсь А.	107
Коваленко А.Ф.	89, 90	Курсь А.Ф.	58
Ковальчук М.В.	135, 139, 143, 197	Кучерявенкова Е.А.	108
Козлов В.В.	83	Лазуренко Д.В.	109
Козлова Н.С.	172	Ланцев Е.А.	110, 156
Колдаева М.В.	91, 136	Лашкова А.В.	74
Колмаков А.Г.	92	Лашкова А.К.	51
Колмакова А.А.	92	Лебёдкин М.А.	190
Колобов Ю.Р.	124	Левашов Е.А.	32, 84, 111, 151, 177
Колосов С.В.	93	Лелеко А.В.	70
Колыванов Е.Л.	190	Леонтьева-Смирнова М.В.	140
Колычев С.А.	94	Лермонтов С.А.	92
		Линник В.В.	140
		Лисицын В.И.	80

Лисовенко Д.С.	82	Насакина Е.О.	92
Литовченко И.Ю.	24, 140	Наумова Е.	137
Лобанов С.	107	Несмелов С.Н.	48
Логачев И.А.	32	Нигаматдянов М.Г.	125
Логачёва А.И.	32	Никитин Д.С.	184
Логинов П.А.	177	Никитина М.А.	180
Ляпин С.Г.	37	Николаев Е.В.	148
Магамедова С.Г.	129	Никулин С.А.	126
Майорова Т.Л.	112	Новикова Н.Е.	135
Макаров А.С.	65, 88, 97, 102, 113, 114, 115	Нохрин А.В.	110, 120, 122, 156, 189
Малашенко В.В.	116	Нуриев И.Р.	127, 128
Малашенко Т.И.	116	Орехов А.С.	107, 177
Малинский Т.В.	147	Осинская Ю.В.	62, 129
Малушин Н.Н.	117	Осипов Д.А.	63, 130
Мартынов С.А.	132		
Марченко Е.С.	46, 54	Павлюк М.Д.	49
Марченков Н.В.	135, 139	Панахов М.М.	131
Матвеев Н.Н.	80	Панин А.В.	132
Матвеев С.М.	57	Панченко А.Н.	78, 133
Махинов В.Ю.	167	Панченко Е.Ю.	146, 175
Медведев А.Е.	70	Пеняшки Т.	137
Мелехин Н.В.	122	Перевалова О.Б.	132
Мелконян М.К.	198	Пермякова И.Е.	134
Мельников Е.В.	146	Петренко А.А.	135
Мехрабова М.А.	127, 128	Петржик Е.А.	51, 74, 91, 136
Минина Н.А.	66	Петржик М.	137
Михайлов Н.Н.	48	Петров И.Ю.	109
Молокеев М.	107	Петухов Б.В.	138
Молокеев М. С.	58	Печина Е.А.	174
Моргунов Р.Б.	98, 106	Пилюгин В.П.	79
Морозов В.А.	103, 172	Пиляк Ф.С.	139
Москвин П.П.	104	Писаревский Ю.В.	25, 49, 135, 139, 197
Москвина В.А.	146	Пискунов А.В.	122
Москвичев Е.Н.	24	Погорелец Ю.С.	98
Московский С.В.	118	Подлеснов Е.	125
Мосунов А.В.	141	Покоев А.В.	129
Муканов С.	137	Полевой Е.В.	26
Мурадинова Л.Ф.	119	Поленок М.В.	181
Мурашкин М.Ю.	70	Полехина Н.А.	140
Мурашов А.А.	120	Политова Е.Д.	75, 141
Муслимов А.Э.	30, 121	Попов А.А.	142
Нагирный В.	103	Попов Н.А.	76
Нагичева Г.С.	122	Потапов А.А.	193
Надежкин М.В.	93, 123	Почетуха В.В.	118, 149
Назаров А.М.	56, 127, 128, 131	Пресняков М.Ю.	174
Нарыкова М.В.	124	Пронин С.Ю.	171
		Просеков П.А.	49

Простомолотов А.И.	43, 44	Смирнов И.В.	63, 130
Проценко А.И.	143, 197	Соловьев Л.А.	157, 158, 159
Пугачев А.	107	Сорокин Н.И.	42, 81, 160, 161, 162, 163, 164, 165, 166, 167, 168, 169, 170
Пшонкин Д.Е.	154		
Рассади́на Т.В.	196	Соснин К.В.	171
Рахимова У.Дж.	144	Спасский Д.А.	103, 172
Рахманова М.И.	60	Степович М.А.	173, 191
Резяпова Л.Р.	145, 179	Стефанович С.Ю.	141
Реунова К.А.	146	Стрюков Д.О.	86
Рогалин В.Е.	147	Сундеев Р.В.	174, 196
Рогачев А.В.	143	Супельняк С.И.	34, 99
Рогачев С.О.	126, 148	Суриков Н.Ю.	175
Романов Д.А.	117, 118, 149, 171	Сурсаева В.Г.	176
Ростокина Е.Е.	28	Сысоев А.Н.	122
Рошан Н.Р.	23	Сытченко А.Д.	177
Рубанникова Ю.А.	105		
Рубцов Э.Р.	104	Таргонский А.В.	25, 143, 197
Русейкина А.В.	59, 157, 158, 159	Тодорова Е.В.	33
Рядун А.А.	60	Толпешта И.И.	178
		Толстихина А.Л.	51
Савина Я.Н	41, 150	Томенко А.К.	66
Сагатов Н.	95	Томчук А.А.	119
Садовская Н.В.	141	Труханов А.В.	191
Садыгов Р.М.	128	Туртин Д.В.	173
Салимова В.В.	56	Тюменцев А.Н.	140
Салогуб Д.В.	83	Тюрин А.И.	57
Санин В.В.	111, 151		
Саркеева Е.А.	152	Умнов П.П.	33
Светличный В.А.	95, 100	Усманов Э.И.	145, 179
Светогоров Р.Д.	23		
Свиридова Т.А.	37	Фарзалиев С.С.	128, 131
Сентюри́на Ж.А.	32	Федосеев В.Б.	193, 194
Серая О.В.	69	Федотов К.А.	87
Сергеев А.В.	73	Федюнин Ф.Д.	172
Серебренникова П.С.	153	Фейгин Л.А.	5
Серегин А.Ю.	49	Филоненко В.П.	37
Серегин Д.С.	69	Филяков А.Д.	171
Сигов А.С.	69	Фоломешкин М.С.	49
Сидоров Г.Ю.	48	Фомичев В.В.	67
Сизова Н.Л.	82, 96	Фридкин В.М.	139
Симонова Е.А.	100	Фрик А.А.	180
Синякова Е.А.	132		
Ситников Н.Н.	174	Хайдуков К.В.	101
Скворцов А.А.	154	Хаткевич В.М.	148
Скуратовский С.И.	104	Хафизова Э.Д.	181
Слипенюк О.	155	Хвостунков К.А.	87
Сметанина К.Е.	110, 156	Хмеленин Д.Н.	69

Хоник В.А.	65, 88, 97, 102, 113, 114, 115
Хрипливец И.А.	182
Худододова Г.Д.	183
Циммерман А.И.	184, 185
Чембарисова Р.Г.	52
Чернов В.М.	140
Черногорова О.П.	174
Чернозатонский Л.А.	186
Чернышев В.А.	159
Чиркунова Н.В.	125, 187
Чувильдеев В.Н.	142, 189
Чуева Т.Р.	33
Чумляков Ю.И.	175
Чуракова А.А.	188
Шадрина Я.С.	189
Шакирзянов Р.И.	83
Шалимова А.В.	174
Шаненков И.И.	184, 185
Шаненкова Ю.Л.	50
Шашков И.В.	190
Шварцман В.В.	141
Шевейко А.Н.	29
Шевченко В.С.	95, 100
Шипко М.Н.	191
Шишелова А.А.	54
Шишулин А.В.	192, 193, 194
Шляхова Г.В.	93
Шплис Н.В.	126
Штанский Д.В.	29
Шурыгина Н.А.	196
Эгамов М.Х.	144
Элиович Я.А.	143, 197
Юсупов В.С.	148
Якунин С.Н.	143
Якушев М.В.	48
Яшина Л.В.	73

