



**ИНСТИТУТ ЛАЗЕРНЫХ
И ПЛАЗМЕННЫХ
ТЕХНОЛОГИЙ МИФИ**

ИАТЭ НИЯУ МИФИ



**ЛАБОРАТОРИЯ
МАТЕРИАЛОВ ИАТЭ**

**XV МЕЖДУНАРОДНЫЙ СЕМИНАР
СТРУКТУРНЫЕ ОСНОВЫ МОДИФИЦИРОВАНИЯ
МАТЕРИАЛОВ**

МНТ-ХV

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

18 июня – 20 июня 2019 г.

ОБНИНСК

Международный семинар «Структурные основы модифицирования материалов» МНТ-ХV проведен при поддержке ИАТЭ НИЯУ МИФИ и ООО «Лаборатория материалов ИАТЭ»

Тезисы докладов опубликованы в авторской редакции.

© ИАТЭ НИЯУ МИФИ, 2019г.

© Авторы, 2019г.

СОДЕРЖАНИЕ

Семенов М.Ю., Крапошин В.С., Талис А.С.

ПЕРЕБРОСКА ОБЩЕГО РЕБРА ДВУХ ТРЕУГОЛЬНИКОВ В
КАЧЕСТВЕ АТОМИСТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ СТРУКТУРНЫХ
ПРЕВРАЩЕНИЙ В МЕТАЛЛАХ. РАСЧЕТ
ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО БАРЬЕРА 14

Крапошин В.С., Талис А.Л., Семенов М.Ю.

ПОЛИМЕРНАЯ МОДЕЛЬ ПЛОТНОУПАКОВАННЫХ
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЖИДКОСТЕЙ И СТЕКОЛ 17

Соснин К.В., Романов Д.А.

ТИТАН-ЦИРКОНИЕВЫЕ ПОКРЫТИЯ, СФОРМИРОВАННЫЕ
ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ НА ПОВЕРХНОСТИ
ТИТАНОВЫХ ИМПЛАНТАТОВ 19

Филяков А.Д., Соснин К.В., Романов Д.А.

ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ ФОРМИРОВАНИЕ БИОИНЕРТНЫХ
ПОКРЫТИЙ Ti-Ta..... 20

Сарин В.А., Ридер Е.Э., Буш А.А.

НЕЙТРОНСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ИЗМЕНЕНИЙ В
СТРУКТУРЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ Mn-Zn ФЕРРОШПИНЕЛИ
ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ БЫСТРЫМИ НЕЙТРОНАМИ 21

Сидоров Н.В., Титов Р.А., Теплякова Н.А., Палатников М.Н.

ВЛИЯНИЕ БОРА НА СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И
МЕХАНИЗМ ФОТОРЕФРАКЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ
НИОБАТА ЛИТИЯ 24

Селищев П.А., Летоба Дж., Боков П.М.

ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ ИНИЦИИРОВАННОГО ОТЖИГА
РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ 27

**Созонова Н.М., Воробьев В.Л., Гильмутдинов Ф.З.,
Быков П.В., Баянкин В.Я.**

**ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СПЛАВА ВТ6
С НАПЫЛЕННОЙ ПЛЕНКОЙ УГЛЕРОДА ПРИ ИОННО-
ЛУЧЕВОМ ПЕРЕМЕШИВАНИИ 29**

**Карасева Е.В., Мац А.В., Мац В.А., Савчук Е.С.,
Соколенко В.И., Титов Д.В.**

**МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ
НАНОСТРУКТУРНОГО Zr С ПОМОЩЬЮ ЭЛЕКТРОННОГО
ОБЛУЧЕНИЯ И УЛЬТРАЗВУКА..... 31**

Суровая В.Э., Суровой Э.П.

**ОКИСЛЕНИЕ НАНОРАЗМЕРНОЙ ПЛЕНКИ НИКЕЛЯ ПРИ
T=573K..... 33**

Прохоров И.А., Подурец К.М., Безбах И.Ж., Калоян А.А.

**РЕНТГЕНОВСКАЯ ДИФРАКЦИОННАЯ МИКРОСКОПИЯ В
ФИЗИЧЕСКОМ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ: НОВЫЕ
ВОЗМОЖНОСТИ И ДОСТИЖЕНИЯ..... 37**

Хаймович П.А.

**ОСОБЕННОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ТВЕРДОГО ТЕЛА В
КАЧЕСТВЕ КВАЗИГИДРОСРЕДЫ ПРИ КРИОГЕННЫХ
ТЕМПЕРАТУРАХ..... 39**

**Быков П.В., Воробьев В.Л., Климова И.Н., Колотов А.А.,
Баянкин В.Я.**

**ФОРМИРОВАНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В
ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛЕВЫХ ФОЛЬГ, С
НАПЫЛЕННОЙ ПЛЕНКОЙ АЛЮМИНИЯ, МЕТОДОМ
ИОННО-ЛУЧЕВОГО ПЕРЕМЕШИВАНИЯ 40**

Скворцова Н.П.

**ПРОЧНОСТЬ, ПЛАСТИЧНОСТЬ И “КАТАСТРОФИЧЕСКОЕ”
РАЗУПРОЧНЕНИЕ ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ
TeO₂..... 42**

Кутний К.В., Кисляк И.Ф., Кальченко А.С., Стоев П.И., Тихоновский М.А., Хаймович П.А.

ВЛИЯНИЕ СОЧЕТАНИЯ ИПД И БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЧИСТОГО ТИТАНА 48

Романов Д.А., Прохоров И.А., Волошин А.Э., Большаков А.П., Ральченко В.Г.

ОСОБЕННОСТИ РЕЛАКСАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В CVD ПЛЕНКАХ ГЕРМАНИЯ И АЛМАЗА 49

Коробейникова Е.Н., Стрелов В.И., Прохоров И.А., Власов В.Н., Артемьев В.К.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАКТОРОВ, ВЛИЯЮЩИХ НА ХАРАКТЕР РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩЕЙ ПРИМЕСИ В ПРОЦЕССЕ ВЫРАЩИВАНИЯ ПОЛУПРОВОДНИКОВ ВЕРТИКАЛЬНЫМ МЕТОДОМ БРИДЖМЕНА 51

Кудюкин А.И., Моос Е.Н., Махмудов М.Н., Степанов В.А.

ИМПУЛЬСНОЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ НА СПЛАВНЫЕ ПОВЕРХНОСТИ ЭЛЕКТРОДОВ 52

Купленников Э.Л., Антонов А.А., Красильников В.В.

ЛУЧЕВАЯ ТЕРАПИЯ В ОНКОЛОГИИ 57

Розова О.В., Степанов В.А.

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ И АППАРАТНОГО КОМПЛЕКСА ДЛЯ ФИЗИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ МИКРОЦИРКУЛЯТОРНЫХ ПРОЦЕССОВ В БИОТКАНЯХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ НИЗКОИНТЕНСИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ 58

Березуцкий А.В.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА РЕНТГЕНОВСКОЙ РЕФЛЕКТОМЕТРИИ ДЛЯ КОНТРОЛЯ ГРАНИЦ КВАНТОВО-РАЗМЕРНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР GaAs/AlGaAs 60

Энхтор Л., Сионов В.М.
СТАТИЧЕСКИЕ СМЕЩЕНИЯ И БЛИЖНЕЕ УПОРЯДОЧЕНИЕ
В СПЛАВЕ Fe-9at.%Re 62

Зайончковский В.С., Аунг Чжо Чжо, Прохоров И.А.
ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА ИЗГИБ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ
МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ, СОДЕРЖАЩИХ
ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИЕ СЛОИ Fe-Cr-Co 68

Празян Т.Л., Головки О.В.
КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ
КРИСТАЛЛОВ АМИНОКИСЛОТ ПОД ДАВЛЕНИЕМ 74

Гайденко В.О., Зайцев И.М., Малецкий Р.Р.
ИССЛЕДОВАНИЯ ПО ВЫБОРУ ТЕПЛОИЗОЛЯЦИОННОГО
МАТЕРИАЛА ДЛЯ ЗАЩИТЫ ЭЛЕКТРОННОГО
РЕГИСТРАТОРА ТЕМПЕРАТУРЫ ПРИ ОЦЕНКЕ
ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ ПРОМЫШЛЕННЫХ ПЕЧЕЙ 78

**Клемазов К.В., Миронов Р.А., Агрошенко И.Г., Печенкин
К.В., Якушкин П.Ю., Забейайлов М.О.**
ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ ИНДУКЦИОННЫЙ НАГРЕВ
КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ
НЕОРГАНИЧЕСКОГО СВЯЗУЮЩЕГО 80

**Михайлов И.Г., Голубева Н.А., Чевыкалова Л.А., Плясункова
Л.А., Лисаченко М.Г., Забейайлов М.О., Драпак А.П.**
ИЗУЧЕНИЕ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ НИТРИДА
КРЕМНИЯ МОДИФИЦИРОВАННОГО С ПОМОЩЬЮ
ПРОПИТКИ 83

Рухляда Н.Я.
УЛУЧШЕНИЕ ЭМИССИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ
ИСТОЧНИКОВ СВОБОДНЫХ ЭЛЕКТРОНОВ
ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНОЙ ПЛАЗМОЙ 84

Баскаков Е.Б., Волчков И.С., Стрелов В.И., Каневский В.М.
ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА
ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА SmS 86

Ридер Е.Э., Сарин В.А., Исаков И.В.
СТРУКТУРА БИМОЛЕКУЛЯРНОГО КРИСТАЛЛА
АКРИЛАМИД-БЕНЗАМИД (БМК), 90

Степанов П.А., Никулина О.В., Клюева И.И.
ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ КЕРАМИЧЕСКОГО
КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ТЕРМОФИЗИЧЕСКОГО
И РАДИОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ..... 92

**Зайцева Н.А., Ротермель М.В., Красненко Т.И., Титова С.Г.,
Иванова И.В., Онуфриева Т.А., Самигуллина Р.Ф.**
ВЛИЯНИЕ ДОПИРОВАНИЯ НА КРИСТАЛЛОХИМИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА Zn_2SiO_4 94

**Ковалева Ю.Ю.*, Кирюшина В.В., Степанов П.А.,
Якушкин П.Ю., Соловьев А.А.**
К ВОПРОСУ ОБ ОЦЕНКЕ ТЕРМОСТОЙКОСТИ
ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ 97

Борщева А.С.
СОВРЕМЕННЫЙ ПОДХОД К СОЗДАНИЮ ПРЕЦИЗИОННОГО
ПРОСВЕТЛЯЮЩЕГО ТОНКОПЛЕНОЧНОГО ПОКРЫТИЯ
МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО НАПЫЛЕНИЯ С
ИОННЫМ АССИСТИРОВАНИЕМ..... 101

**Коробейников Д.А., Базалева К.О., Александрова А.А.,
Голубничий А.А., Шевердяев М.С., Хватов Д.М.**
СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА
VT6, СИНТЕЗИРОВАННОГО МЕТОДОМ ПРЯМОГО
ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ..... 103

Майзик М.А., Кораблева Е.А., Анашкина А.А., Харитонов Д.В.

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ ЭЛЕМЕНТЫ НА ОСНОВЕ
ТВЕРДЫХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ ДЛЯ ТОЧНОГО КОНТРОЛЯ
КОНЦЕНТРАЦИИ КИСЛОРОДА..... 104

Ушаков И.В., Симонов Ю.В.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ
ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ18у ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ
ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ 109

Ушаков И.В., Ошоров А.Д.

МЕХАНИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК, СОЕДИНЕННЫХ
ПОЛИМЕРНЫМ МАТЕРИАЛОМ 111

Ушаков И.В., Романенко М.В.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНОЙ
ПЛЕНКИ, НАНЕСЕННОЙ НА КОМПОЗИЦИОННУЮ
ПОДЛОЖКУ 113

Емалетдинов А.К.

ТЕРМОДИНАМИКА И КИНЕТИКА ЗАЛЕЧИВАНИЯ ПОР ПРИ
СВАРКЕ ТРЕНИЕМ МЕТАЛЛОВ 115

Емалетдинов А.К.

КИНЕТИКА ДЕФЕКТОВ ПРИ ПОВЕРХНОСТНОМ
УПРОЧНЕНИИ МЕТАЛЛОВ 116

Емалетдинов А.К.

КИНЕТИКА ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ ПРИ
ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ
..... 117

Емалетдинов А.К., Галактионова А.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ МИКРОМЕХАНИЗМОВ И КИНЕТИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ.....	118
Емалетдинов А.К., Галактионова А.В. СИНЕРГЕТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЗАРОЖДЕНИЯ ПОР СИСТЕМОЙ ИЗБЫТОЧНЫХ ВАКАНСИЙ	119
Емалетдинов А.К., Галактионова А.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ПОР ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ ПОВЕРХНОСТИ	120
Алукер Н.Л. ДЕФЕКТЫ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИЮ ZNO ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ВОЗБУЖДЕНИИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ	121
Тарасов Ю.Д. КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АНОДНОГО ПОКРЫТИЯ ПРИ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	123
Ястребов С.В., Попов А.Г. АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ РАЗМЕРНОГО ЭФФЕКТА НА ВОСПРОИЗВОДИМОСТЬ РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК УГЛЕПЛАСТИКОВ	124
Коваленко С.А., Исаев Е.И. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НА КАЛОРИМЕТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ПРИМЕРЕ ПОЛИЛАКТИДА (PLA) И АКРИЛОНИТРИЛБУТАДИЕНСТИРОЛА (ABS)	126

Базалеева К.О., Цветкова Е.В., Александрова А.А., Коробейников Д.А.

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ОБЪЕКТОВ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ МЕТОДАМИ ЛАЗЕРНОЙ 3D-ПЕЧАТИ..... 127

Лисафин А.Б., Белоусова Н.А.

СФЕРОИДИЗИРОВАННЫЕ СТЕКЛЯННЫЕ МИКРОСФЕРЫ ДЛЯ ЯДЕРНОЙ МЕДИЦИНЫ..... 129

Лисафин А.Б., Богданов А.Б.

ВЫСОКОЧАСТОТНАЯ ПЛАЗМЕННАЯ СФЕРОИДИЗАЦИЯ КАЛЬЦИЙ СТАБИЛИЗИРОВАННОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ..... 130

Киселев А.И., Шевченко В.Г, Попов Н.А.

ВЛИЯНИЕ МЕЖФАЗНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НА ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЯ..... 133

Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Балыбин Д.В., Федотов Д.Ю., Яковлев А.В., Березнер А.Д.

НАВОДОРОЖИВАНИЕ АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА..... 136

Федоров В.А., Шлыкова А.А., Подкауру А.М.

МОРФОЛОГИЯ ЗОНЫ ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ В ОБЪЕМНОМ АМОРФНОМ СПЛАВЕ $Zr_{46}(Cu_{4/5}Ag_{1/5})_{46}Al$ ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ИМПУЛЬСАМИ НАНОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ..... 138

Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Бойцова М.В., Федотов Д.Ю.

РЕЛЬЕФ, ФОРМИРУЕМЫЙ НА ПОВЕРХНОСТИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ..... 141

Федоров В.А., Федотов Д.Ю., Плужникова Т.Н., Яковлев А.В.
ОСОБЕННОСТИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ЛЕНТОЧНЫХ ОБРАЗЦОВ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПОДВЕРГНУТЫХ ЛАЗЕРНОМУ ОБЛУЧЕНИЮ 142

Федоров В.А., Березнер А.Д., Федотов Д.Ю., Плужникова Т.Н., Васильева С.В.
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА И ПОТЕНЦИАЛА НА ПОЛЗУЧЕСТЬ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ПОСТОЯННОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ 146

Хомич А.А., Рогожкин С.В., Бер Л.Б., Разницын О.А., Лукьянчук А.А., Шутов А.С.
ИССЛЕДОВАНИЕ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА BV751П МЕТОДОМ АТОМНО-ЗОНДОВОЙ ТОМОГРАФИИ 149

Бер Л.Б., Рогожкин С.В.
О РАСПРЕДЕЛЕНИИ ЛЕГИРУЮЩИХ КОМПОНЕНТОВ МЕЖДУ ЧАСТИЦАМИ γ - И γ' -ФАЗ В ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ 151

Сивак А.Б., Сивак П.А.
ДИФФУЗИЯ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ДИССОЦИАЦИЯ КОМПЛЕКСОВ ВАКАНСИЯ-ВОДОРОД В ОЦК Fe: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ 153

Безбах И.Ж., Захаров Б.Г., Сафронов В.В., Стрелов В.И.
РЕАЛИЗАЦИЯ МЕТОДА ТЕМПЕРАТУРНО-УПРАВЛЯЕМОГО РОСТА КРИСТАЛЛОВ БЕЛКОВ..... 154

Черемных А.В., Терехин А.В., Рауткин А.С.
РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ИСПЫТАНИЙ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ЗНАКОПЕРЕМЕННОГО НАГРУЖЕНИЯ 156

Миронов Р.А., Забейайлов М.О., Русин М.Ю. МЕТОД СПЕКТРАЛЬНОГО РАССЕЯНИЯ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ЧАСТИЧНО ПРОЗРАЧНЫХ КЕРАМИК С ПРОПИТКОЙ ПОЛИМЕРОМ	159
Маричев Г.В., Степанов В.А. РАЗРАБОТКА ЭЛЕКТРОДОВ ГИБРИДНЫХ ИОНИЗАЦИОН- НЫХ КАМЕР ДЕЛЕНИЯ	163
Куркин А.О., Панов А.С., Исаев Е.И., Улановский А.А. МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ВОЛЬФРАМРЕНИЕВЫХ ТЕРМОЭЛЕМЕНТОВ ДО И ПОСЛЕ ВЫСОКО- ТЕМПЕРАТУРНЫХ ИСПЫТАНИЙ.....	164
Малынкин В.Г. РАДИАЦИОННАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ ПОСЛЕ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ	165
Понкратова Ю.Ю., Базалева К.О., Голубничий А.А., Чернов А.Д. ОСОБЕННОСТИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ СИСТЕМЫ Fe-12%Cr- Ni-Mo-W-Nb-V-B.....	167
Антошина И.А., Михальченко Е.В. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТАНТАЛА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	169
Курина И.С., Рябый В.М., Фролова М.Ю., Плаксин О.А., Дворяшин А.М. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ТОПЛИВА U-10%Zr ДЛЯ ЯЭУ	170

Сахаров В.В., Басков П.Б., Мосягина И.В., Намакшина А.А.
НЕСТАЦИОНАРНЫЕ ПРОЦЕССЫ ПОЛУЧЕНИЯ
ГЕТЕРОСТРУКТУРНЫХ НАНО-МИКРОПЛЕНОЧНЫХ
ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ РАДИАЦИОННОЙ
ДИАГНОСТИКИ..... 171

Мезенин Е.И., Степанов В.А., Бостан О.А., Мезенина Ю.А.
СИНТЕЗ И ПЛАЗМЕННАЯ ОБРАБОТКА ПОКРЫТИЙ ИЗ
ОКСИДА АЛЮМИНИЯ..... 173

Плаксин О.А.
МОДУЛИРОВАНИЕ ОПТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
НАНОЧАСТИЦ МЕТАЛЛА, ИМПЛАНТИРОВАННЫХ В
ДИЭЛЕКТРИЧЕСКУЮ МАТРИЦУ 174

Харанжевский Е.В., Лебедев В.П.
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СВЕРХТВЕРДЫХ
КОМПОЗИТНЫХ V_4C_3 -BN ПОКРЫТИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ
СТАЛЕЙ..... 176

Московский С.В., Романов Д.А.
СТРУКТУРА ПОКРЫТИЯ $ZnO-Ag$, ПОЛУЧЕННОГО
ПОСРЕДСТВАМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ 177

Крисько О.В., Силонов В.М., Скоробогатова Т.В.
ГЛАДКИЙ НЕЛОКАЛЬНЫЙ МОДЕЛЬНЫЙ ПОТЕНЦИАЛ И
РАСЧЕТ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ НАТРИЯ В ЖИДКОМ
СОСТОЯНИИ 178

Крисько О.В., Силонов В.М., Скоробогатова Т.В.
ЕДИНЫЙ ПОДХОД К МОДЕЛИРОВАНИЮ ТЕМПЕРАТУР-
НОГО ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ КАЛИЯ 185

**A.A. Golubov, V.S. Stolyarov, D.S. Yakovlev, O.V. Skryabina,
S.V. Egorov, V.V. Ryazanov, D. Roditchev**
JOSEPHSON JUNCTIONS BASED ON NANOCRYSTALLINE
TOPOLOGICAL INSULATOR Bi_2Te_2Se 191

**ПЕРЕБРОСКА ОБЩЕГО РЕБРА ДВУХ ТРЕУГОЛЬНИКОВ
В КАЧЕСТВЕ АТОМИСТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ
СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МЕТАЛЛАХ. РАСЧЕТ
ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО БАРЬЕРА**

Семенов М.Ю.*, Крапошин В.С.*, Талис А.С.**

Россия, г. Москва,

**Московский государственный технический университет им.*

Н.Э. Баумана,

***Институт элементоорганических соединений им. А.Н.*

Несмеянова РАН.

semenov.m.yu@bmstu.ru.

В качестве элементарного акта структурного превращения в железе рассмотрели преобразование октаэдра в шестивершинное объединение трех тетраэдров по граням. (рис. 1). Превращение выполняется удалением ребра 3-1 и введением ребра 5-6. Фигура 1-3-5-6 рассматривается как ромб, а указанная замена ребер как переброска диагонали ромба. В точке перевала ромб приобретает форму квадрата. В этой точке сумма потенциальных энергий атомов кластера достигает максимума и может быть рассмотрена в качестве энергетического барьера любого превращения в металлах: полиморфного, перестройки и/или миграции границ зерен, структурной релаксации в металлических жидкостях и стеклах, зарождения кристаллической фазы в металлических стеклах.

Для оценки энергии указанных геометрических преобразований использовали экспоненциальную модель Морзе [1]:

$$U = U_{bond} + U_{rep} = -\alpha \exp\left(-\frac{\lambda d}{2}\right) + \beta \exp(-\lambda d), \quad (1)$$

где U_{bond} - энергия взаимного притяжения атомов, U_{rep} - энергия взаимного отталкивания атомов, α , β - некоторые постоянные коэффициенты, λ - атомная сжимаемость. Для Fe: $\lambda=3,2882 \text{ \AA}^{-1}$ [2].

Минимум межатомного потенциала U при равновесном межатомном расстоянии d_0 , можно приравнять энергии сублимации металла U_{sub} . В этой точке первая производная энергии U по межатомному расстоянию равна нулю, что определяет постоянные α и β :

$$\alpha = \frac{2U_0}{\exp(-\frac{\lambda d_0}{2})}, \quad (2a) \quad \beta = \frac{U_0}{\exp(-\lambda d_0)}. \quad (2b)$$

Постоянные α и β зависят от температуры через U_{sub} , которую можно калибровать по температурной зависимости упругих констант.

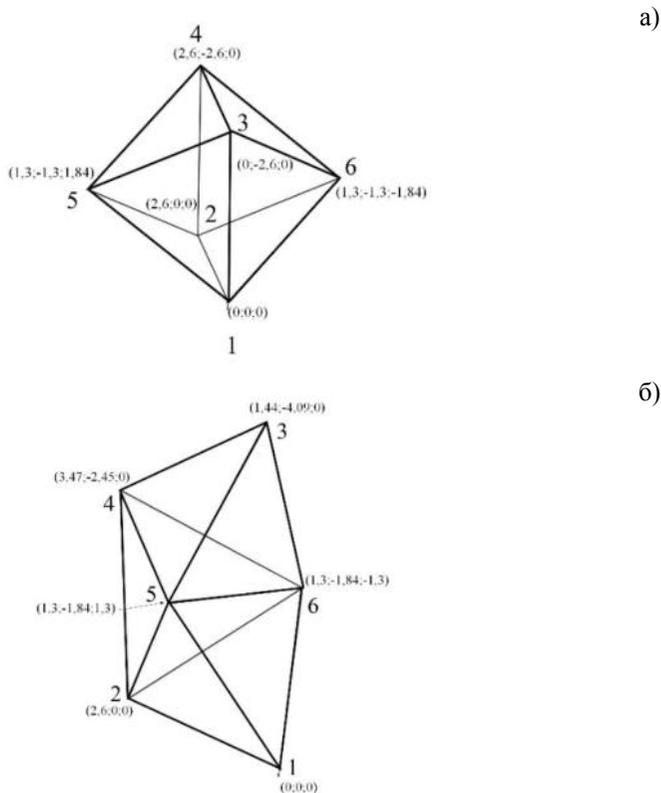


Рис. 1. Элементарный акт структурного превращения: преобразование октаэдра (а) в объединение трех тетраэдров по граням (б)

Температурная зависимость энергии сублимации представляется суммой:

$$U_{sub} = H_{sub} + S_{sub}T. \quad (3)$$

где H_{sub} - энтальпия сублимации (измеренная при 298 К), для ГЦК и ОЦК железа $H_{sub} = 415$ кДж/моль [3]; T - температура; S_{sub} - энтропия сублимации, которую определяли аналогично энтропии активации диффузии по формуле [4]:

$$S_{sub} = \frac{H_{sub}}{G_0} \cdot \frac{\partial G}{\partial T}, \quad (4)$$

где G - модуль сдвига; G_0 - модуль сдвига при $T = 0$ К.

Данные по температурной зависимости модуля сдвига взяли из [5], которые представили в виде регрессионной зависимости:

$$G(T) = -0,0492T + 98,96. \quad (5)$$

После дифференцирования выражения (5) из уравнений (3) и (4) получили энергию сублимации (в кДж/моль), которая оказалась равной: $U_{sub} = 415 - 0,2063T$, где $S_{sub} = -0,2063$ кДж/(моль·К).

При температуре γ - α превращения 1184 К, $U_{sub} = 171,1$ кДж/моль. Подставив это значение в выражения (2a) и (2b) получили значения: $\alpha = 217,8$ и $\beta = 6862$. Подставив эти значения в уравнение (1) получили энергию активации переброски диагоналей в ромбе из атомов железа, равную примерно 171 кДж/моль.

Полученное значение близко к значению энтальпии активации превращения феррита в аустенит, равному 166,4 кДж/моль [6] и не превосходит значение энергии активации самодиффузии в γ -Fe, равное 269,9 кДж/моль [7,8].

Полученное согласие с экспериментом служат подтверждением адекватности геометрической модели элементарного акта структурного превращения.

Литература

1. *Morse P.M.* Diatomic molecules according to the wave mechanics. II. Vibrational levels // *Physical Review*. – 1929. – Vol. 34. – No. 1. – P. 57.
2. *Pettifor D.G.* Electron Theory of Metals // *Physical Metallurgy* / Ed. by R.W. Cahn and P. Haasen. - Amsterdam-

Lausanne-New York-Oxford-Shannon-Tokyo: North-Holland, 1996. - Vol. 1. - P. 47-133.

3. *Desai P.D.* Thermodynamic properties of iron and silicon // *Journal of Physical and Chemical Reference Data*. – 1986. – Vol. 15. – No. 3. – P. 967-983.

4. *Christian J.W.* The theory of transformations in metals and alloys. - Amsterdam, Boston, London, New York, Oxford, Paris: Pergamon, 2002. - XX+1114+2+14+16+11 p.

5. *Ledbetter H.M., Reed R.P.* Elastic Properties of Metals and Alloys, I. Iron, Nickel, and Iron- Nickel Alloys // *Journal of Physical and Chemical Reference Data*. – 1973. – Vol. 2. – No. 3. – P. 531-618.

6. *Caballero F.G., Capdevila C., García de Andrés C.* Kinetics and dilatometric behaviour of non-isothermal ferrite–austenite transformation // *Materials science and technology*. – 2001. – Vol. 17. – No. 9. – P. 1114-1118.

7. *Buffington F. S., Hirano K., Cohen M.* Self diffusion in iron // *Acta Metallurgica*. – 1961. – Vol. 9. – No. 5. – P. 434-439.

8. *Zener C.* Theory of diffusion // *Imperfections in Nearly Perfect Crystals* / Ed. by W. Shockley, J.H. Hollomon, R. Maurer and F. Seitz. - New York: John Wiley & Sons, Inc., 1952. - P. 289-314.

ПОЛИМЕРНАЯ МОДЕЛЬ ПЛОТНОУПАКОВАННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЖИДКОСТЕЙ И СТЕКОЛ

Крапошин В.С., Талис А.Л., Семенов М.Ю.

Россия, Москва, МГТУ им.Н.Э. Баумана

kraposhin@gmail.com

Плотность атомной упаковки металлических расплавов и стекол слишком высока, чтобы считать их структуру хаотической. Для устранения этого противоречия предложено описывать строение металлических жидкостей и образующихся из них стекол на основе: 1) базового набора спиралей из правильных тетраэдров, обладающих особой некристаллографической симметрией; 2) комбинаторно-допустимых перестановок вершин ограниченного набора координационных полиэдров, описывающих полиморфные превращения в металлах. Симметричными основами

предлагаемой модели строения жидкостей и стекол являются проективные линейные группы $PSL(2,p)$, где порядок поля Галуа $p=3, 7, 11$. Эти группы однозначно выделяют: тетраэдр, 7-вершинное объединение четырех тетраэдров по граням (тетраблок, рис.1), 11-вершинное объединение двух тетраблоков в спираль (рис.2) и переброску диагоналей в ромбе из двух треугольных граней соседних тетраэдров (рис.3). Переброска диагоналей в ромбе рассматривается в качестве единичного акта любого структурного превращения и обеспечивает выполнение переходов расплав-кристалл, расплав-стекло, стекло-кристалл и набор процессов структурной релаксации металлических стекол. В рамках предложенной схемы высокая плотность расплавов и стекол обусловлена тетраэдрической упаковкой (в пределе 78%), а отсутствие дифракционной картины расплавов и стекол отсутствием трансляции вдоль оси спирали. наблюдавшиеся при измерениях релаксации модуля сдвига металлических стекол.

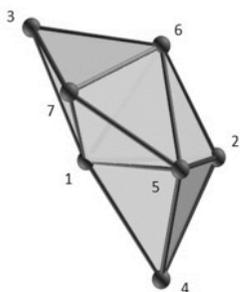


Рис.1. Тетраблок-объединение четырех правильных тетраэдров по граням

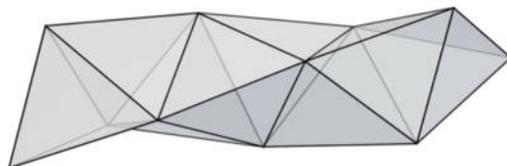


Рис.2. 11-вершинное объединение двух тетраблоков по граням

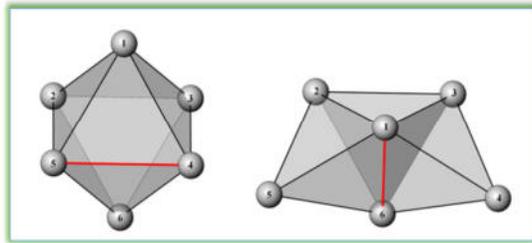


Рис.3. Переброска диагонали в ромбе преобразует три тетраэдра в октаэдр

ТИТАН-ЦИРКОНИЕВЫЕ ПОКРЫТИЯ, СФОРМИРОВАННЫЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ НА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВЫХ ИМПЛАНТАТОВ

Соснин К.В., Романов Д.А.

*Россия, Новокузнецк, Сибирский государственный
индустриальный университет*

E-mail: k.sosnin@mail.ru

Электровзрывным методом получены покрытия состава Ti-Zr на поверхности титанового дентального имплантата (сплав ВТ6). Методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа определены элементный и фазовый состав, изучена морфология и дефектная субструктура покрытия. Определена твердость и модуль Юнга, коэффициент трения и износостойкость сформированного покрытия. Установлено, что электровзрывное покрытие является многоэлементным и многофазным.

Слой, формирующий поверхность покрытия, имеет нанокристаллическую структуру, размеры кристаллитов которой изменяются в пределах от 20 нм до 100 нм. Нижележащий слой толщиной до 30 мкм имеет субмикроструктуру. Размер кристаллитов, формирующих данный подслоя изменяется в пределах от 200 нм до 450 нм. Слой, расположенный на большем удалении от поверхности покрытия, имеет

бимодальную структуру. Наряду с кристаллитами, размеры которых изменяются в пределах 200-300 нм, присутствуют кристаллиты, размеры которых составляют десятки нанометров. По мере приближения к зоне контакта покрытия с подложкой относительное содержание наноразмерных кристаллитов увеличивается. Можно предположить, что наноразмерные кристаллиты являются окисными фазами на основе титана и циркония.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00075 мол_а.

ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ ФОРМИРОВАНИЕ БИОИНЕРТНЫХ ПОКРЫТИЙ Ti-Ta

Филяков А.Д., Соснин К.В., Романов Д.А.

*Россия, Новокузнецк, Сибирский государственный
индустриальный университет
E-mail: filyakov.1999@mail.ru*

В настоящее время медицинские имплантаты активно используются для вживления в организм в роли протезов, либо в качестве идентификатора. Исследование физико-химических и морфологических свойств, структуры имплантатов является одной из приоритетных задач физики конденсированного состояния и медицинского материаловедения. Научная новизна научного исследования заключается в том, что предлагаемая к использованию электровзрывная обработка титанового сплава позволит сформировать на его поверхности биоинертные покрытия системы Ti-Ta. Это позволит кардинальным образом менять структурно-фазовое состояние титанового имплантата, создавать на его поверхности биоинертные наноструктурные покрытия с низким модулем упругости. В результате выполнения проекта разработана научно-инновационная продукция – титановый имплантат, защищённый электровзрывными покрытиями системы Ti-Ta. Разработанный имплантат имеет свойства, превосходящие используемые в настоящее время аналоги. Путем выбора режимных параметров: поглощаемой

плотности мощности и состава напыляемого покрытия можно добиваться оптимального сочетания структурных составляющих и свойств покрытия. В настоящее время в мировой литературе отсутствуют сведения о методах и подходах к формированию биоинертных покрытий системы Ti-Ta на медицинских имплантатах методом электровзрывного напыления.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-3766.2019.2.

НЕЙТРОНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ИЗМЕНЕНИЙ В СТРУКТУРЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ Mn-Zn ФЕРРОШПИНЕЛИ ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ БЫСТРЫМИ НЕЙТРОНАМИ

Сарин В.А.¹⁾, Ридер Е.Э.²⁾, Буш А.А.¹⁾

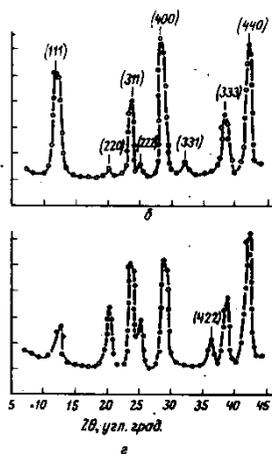
¹⁾Российская Федерация, Москва, НИИ материалов твёрдотельной электроники, МИРЭА – Российский технологический университет, РТУ-МИРЭА.

²⁾Российская Федерация, Обнинск, Обнинский центр порошкового напыления, ООО ОЦПН.

E-mail: vic.fet@yandex.ru

Изучение влияния облучения быстрыми нейтронами ядерного реактора на структуру кристаллов ферритов обусловлено необходимостью понимания радиационной стойкости материалов в связи с их широким применением в приборах, которые эксплуатируются в радиационных полях на ядерных и термоядерных реакторах, на космических аппаратах, в ускорителях и т.п. Ранее, нейтронографически, на поликристаллах, после облучения было установлено изменение катионного распределения в шпинелях-ферритах. На рис. 1 приведены нейтронограммы исходного и облучённого образцов Mn-Zn - шпинели, которые демонстрируют изменения в дифрактограммах этих образцов [1]. Катионное перераспределение после облучения представляется как переход

части двухвалентных катионов марганца и цинка из тетра-позиции в окта-позицию, а части катионов трёхвалентного железа, наоборот, из окта-позиции в тетра-позицию. В настоящей работе предполагалось более детально, на монокристалле, изучить изменения в кристаллической структуре Mn-Zn – шпинели после облучения. Исходный состав монокристаллов исследуемых кристаллов ферро-шпинели был определён химическими методами как $(\text{Mn}_{0,67}, \text{Zn}_{0,33}) [\text{Fe}_{1,898}] \text{O}_{3,90}$.



Нейтронограммы Mn-Zn-ферритов (б) до облучения и (г) после облучения быстрыми нейтронами $\Phi = 2,3 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-2}$ [1]

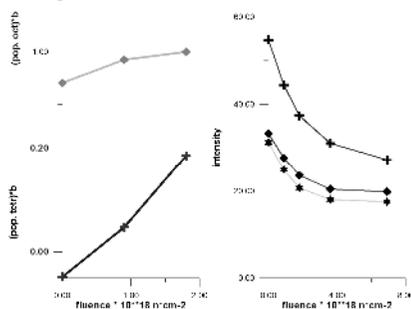


Рис.1.

Рис.2. Рассеивающая способность монокристалла Mn-Zn феррошпинели в тетра- и окта-позициях после облучения быстрыми нейтронами (детали см. в тексте)

Наборы интенсивностей от монокристалла были получены на 4-х круглом нейтронном дифрактометре для исследования монокристаллов. Рассеивающая способность атомов в тетра-позиции меняет знак и растёт, а рассеивающая способность в окта-позиции всё время увеличивается с увеличением флюенса. Рассеивающая способность считалась как произведение заселённости позиции и средней длины рассеивания атомов в

данной позиции. Надо также отметить, что значения для рассеивающих способностей были получены из чисто тетра-рефлексов и чисто окта-рефлексов. Из данных, приведённых на рис. 2, следует, что часть катионов Mn^{2+} и почти все катионы Zn^{2+} из тетра- позиции переходят в окта-позицию, а часть катионов Fe^{3+} из окта-позиции переходят в тетра-позицию. Этот вывод согласуется с выводами работы [1]. В настоящей работе дополнительно было обнаружено уменьшение интенсивностей "чисто кислородных" рефлексов, которые в силу погасаний, свойственных данной пространственной группе, не содержат вклад от катионов. В правой части рис. 2 приведен ход уменьшения этих интенсивностей в условных единицах. Разностный синтез Фурье ядерной плотности для флюенса 10^{18} $n\cdot cm^{-2}$ приведён на рис. 3.

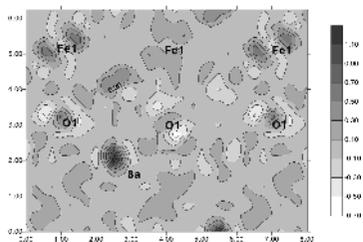


Рис. 3. Разностный синтез Фурье ядерной плотности монокристалла Mn-Zn- феррошпинели. Флюенс 10^{18} $n\cdot cm^{-2}$. Сечение $(0\ 0\ 0)$ $(0\ 0\ 1/2)$ $(1/2\ 1/2\ 0)$

Из него чётко видно, что в тетра-позиции среднее значение амплитуды рассеяния нейтронов уже поменяло знак с отрицательного, бывшего до облучения, на положительный после облучения, ионы кислорода смещены из своих исходных позиций, а в окта-позициях переместившиеся катионы Zn^{2+} не занимают позиции $1/2\ 1/2\ 1/2$, а смещены в направлении $\langle 111 \rangle$.

Литература

1. Yu. G. Chukalkin et. al.: Radiation Effects in Oxide Ferrimagnets. Phys. Stat. sol. (a). 1975, v. 28, N 1, p. 345 – 354.

ВЛИЯНИЕ БОРА НА СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И МЕХАНИЗМ ФОТОРЕФРАКЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ НИОБАТА ЛИТИЯ

Сидоров Н.В., Титов Р.А., Теплякова Н.А.,
Палатников М.Н.

*Россия, г. Апатиты, Институт химии и технологии редких
элементов и минерального сырья им. И. В. Тананаева ФИЦ КНЦ
РАН, E-mail: romantitrov@mail.ru*

Кристалл ниобата лития (LiNbO_3) является важным материалом для голографической записи информации и преобразования оптического излучения. Основными точечными дефектами в кристалле являются катионы Nb^{5+} , находящиеся в положении Li^+ идеальной структуры (Nb_{Li}), являющиеся глубокими электронными ловушками. Увеличение концентрации дефектов Nb_{Li} в кристалле приводит к повышению фоторефрактивного эффекта. Способом понижения концентрации дефектов Nb_{Li} в номинально чистых кристаллах LiNbO_3 является выращивание кристаллов LiNbO_3 из шихты, легированной неметаллическим элементом бором [1]. Бор не входит в структуру кристалла (содержание в кристалле $\sim 10^{-4}$ вес. %, т.е. на уровне следовых количеств), но определенным образом структурирует расплав и изменяет его вязкость.

Кристаллы $\text{LiNbO}_3:\text{B}$ выращивались в воздушной атмосфере методом Чохральского на установке «Кристалл-2». Свойства кристаллов $\text{LiNbO}_3:\text{B}$ сравнивались со свойствами номинально чистых конгруэнтного ($\text{LiNbO}_{3\text{конг}}$, $\text{Li}/\text{Nb}=0.946$) и стехиометрического ($\text{LiNbO}_{3\text{стех}}$, $\text{Li}/\text{Nb}=1$) кристаллов, выращенных, соответственно, из расплавов конгруэнтного состава и с содержанием Li_2O равным 58.6 мол %. Содержание следовых количеств примесей в кристаллах не превышало $0.5\text{--}1.0 \cdot 10^{-4}$ мас. %. Легирование шихты бором выполнено методом прямого твердофазного легирования, который заключается в твердофазном синтезе смеси Li_2CO_3 , Nb_2O_5 и H_3BO_3 с последующим получением гранулированной шихты $\text{LiNbO}_3:\text{B}$. Спектры КРС возбуждались линией 514.5 нм аргонового лазера Spectra Physics и регистрировались спектрографом T64000 Horiba

Jobin Yvon с использованием конфокального микроскопа. Определение значений напряженностей диффузионного (E_D) и фотовольтаического (E_{pv}) электрических полей в исследуемых кристаллах выполнено по параметрам индикатрисы фотоиндуцированного рассеяния света (ФИРС), используя подходы, предложенные в работах [2, 3].

Согласно спектрам КРС, данным ФИРС и лазерной коноскопии выращенные нами номинально чистые кристаллы $\text{LiNbO}_3:\text{B}$ (0.55 и 0.83 мол. % B_2O_3 в шихте) характеризуются более высокой композиционной однородностью, чем конгруэнтный кристалл, но по количеству дефектов Nb_{Li} близки к кристаллу стехиометрического состава, в тоже время, отличаясь от него существенно меньшим фоторефрактивным эффектом.

Кроме глубоких ловушек электронов, в кристалле LiNbO_3 существует множество мелких ловушек электронов, влияющих на эффект фоторефракции и особенности спекл-картин ФИРС [4]. Преимущественным механизмом фоторефракции в кристалле LiNbO_3 является фотовольтаический, т.е. значение величины фотовольтаического поля (E_{pv}) больше значения величины диффузионного поля (E_D) [2, 3]. Для кристаллов LiNbO_3 , выращенных из шихты с содержанием бора 0.55 и 0.83 мол. % B_2O_3 , значение E_{pv} близки: 5458 и 5554 V/cm, соответственно. При этом значение диффузионного поля для кристалла $\text{LiNbO}_3:\text{B}$ (0.55 мол. % B_2O_3 в шихте) немного выше значения E_D для $\text{LiNbO}_3:\text{B}$ (0.83 мол. % B_2O_3 в шихте) и $\text{LiNbO}_{3\text{конг}}$ (572, 25 и 52 V/cm, соответственно), что указывает на большее количество мелких ловушек электронов в первом кристалле. Для кристалла $\text{LiNbO}_{3\text{стех}}$ значения E_{pv} и E_D равны 4055 и 1749 V/cm, соответственно. Это свидетельствует о большем количестве мелких электронных ловушек в кристалле $\text{LiNbO}_{3\text{стех}}$, по сравнению с остальными кристаллами. Отметим, что равенство положительно и отрицательно заряженных комплексов при выращивании ниобата лития не выполняется по причине отклонения значения равновесного коэффициента распределения от единицы [5]. Это объясняет образование заряженных точечных дефектов, которые генерируют локальное электрическое поле при

прохождении лазерного луча через кристалл (т.е. в большей степени проявляется диффузионный механизм фоторефракции).

Таким образом, путём направленного структурирования расплава неметаллическим элементом бором, не входящим в структуру кристалла, можно эффективно регулировать композиционную однородность, особенности вторичной структуры и величину фотоэлектрических полей в кристалле LiNbO_3 . За счёт присутствия комплексобразующего элемента бора в расплаве LiNbO_3 происходит перестройка структуры и изменение вязкости, в результате чего расплав по соотношению Li/Nb становится в большей степени стехиометрическим. Рост содержания лития в расплаве и, как следствие, в номинально чистом кристалле, выращенном из шихты, легированной бором, с одновременным снижением концентрации основных точечных дефектов Nb_{Li} объясняет высокую стойкость кристалла $\text{LiNbO}_3:\text{B}$ к повреждению оптическим излучением и повышенное упорядочение структурных единиц катионной подрешётки вдоль полярной оси.

Литература

1. Сидоров Н.В., Теплякова Н.А., Титов Р.А., Палатников М.Н. // Журн. техн. физ. 2018. Т. 88. № 12. С. 1820-1828.
2. Syuy A.V., Sidorov N.V., Gaponov A.Y., Palatnikov M.N., Efremenko V.G. // *Optik - International Journal for Light and Electron Optics*. 2013. V. 124. I. 21. P. 5259-5261.
3. Goulikov M., Imlau M., Woike Th. // *Phys. Rev. B*. 2008. V. 77. I. 23. P. 235110-1 -23510-7.
4. Палатников М.Н., Сидоров Н.В., Макарова О.В., Бирюкова И.В. Фундаментальные аспекты технологии сильно легированных кристаллов ниобата лития. Изд-во КНЦ РАН. Апатиты. 2017. 241 с.
5. R. Simura, K. Nakamura, S. Uda // *J. Crystal Growth*. 2008. V. 310. P.3873-3877.

ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ ИНИЦИИРОВАННОГО ОТЖИГА РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ

Селищев П.А.¹, Летоба Дж.¹, Боков П.М.²

¹ЮАР, Университет Претории

selyshchev@gmail.com

² ЮАР, Претория, , Корпорация Ядерной Энергии (Necsa)

E-mail: pavel.bokov@necsa.co.za

Термический отжиг материала, который подвергся внешнему воздействию (радиационному, механическому и т.п.), часто используется для восстановления его эксплуатационных свойств. Известно, что при поверхностном нагреве образца с одной его стороны может возникать бегущая волна отжига [1], которая представляет движущиеся «ступеньки» температуры и плотности дефектов. Причиной развития волны является положительная обратная связь между скоростью отжига дефектов и температурой отжигаемого образца. Энергия, требуемая для активации волны отжига, и время протекания процесса (время прохождения волны) могут быть значительно меньше чем энергия, необходимая для нагрева всего образца при спонтанном отжиге, как и время протекания активированного отжига (время прохождения волны) по отношению к спонтанному [2]. Однако с повышением температуры образца роль спонтанного отжига и сопровождающего его тепловыделения возрастает и преимущества активированного отжига нивелируются. Чтобы выяснить условия, при которых доминирует активированный отжиг, было численно исследовано его протекание в зависимости от начальной температуры образца T_0 (с параметрами алюминия, длиной 13 см) при фиксированной энергии активации отжига (около 3000 кДж/м²). Время отжига определялось как время, за которое отжигается 99% всех дефектов.

Расчеты показывают, что при росте T_0 изменения температуры и плотности дефектов на фронте волны стремятся к нулю, при этом наклоны фронтов как температуры так и плотности дефектов становятся все более пологими. Заметная деформация формы волны начинается при температурах выше 340К. Примерно при 345 - 350К, когда волна проходит 7 - 8см и доля отожженных

дефектов составляет 30 - 35%, режим бегущей волны исчезает и в остальной части образца оставшиеся дефекты отжигаются практически однородно. При $T_0=300\text{K}$ время гомогенного отжига (13.6 сек) более чем в три раза превышает время активированного отжига (4.0 сек). При $T_0=340\text{K}$ эти времена практически равны (1.6 сек). Распределения плотности дефектов и температуры для различных моментов времени при $T_0=340\text{K}$ представлены на рис.1.

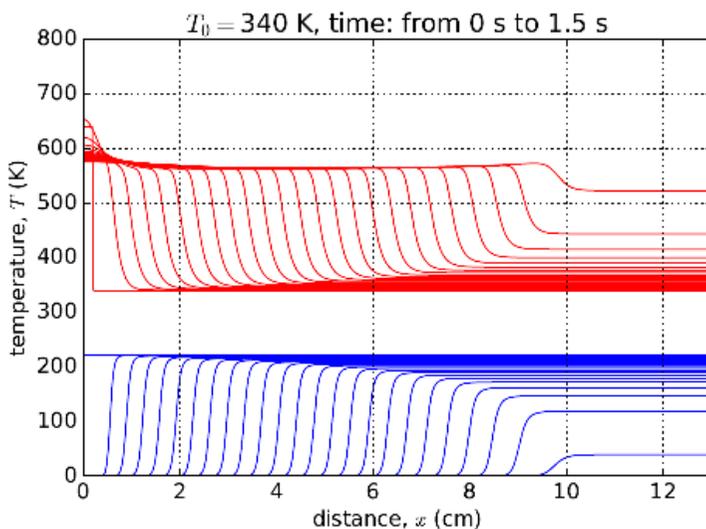


Рис.1 Развитие бегущей волны отжига дефектов для начальной температуры образца $T_0=340\text{K}$; распределение температуры вверху, плотности дефектов – внизу. Кривые соответствуют положению волны через 0.06 с.

Литература

1. Селищев П.А. Особенности распространения самоподдерживающегося отжига радиационных дефектов. Труды XXIV Межд. Конф. «РФТТ 14» (Севастополь, 7 – 12 июля 2014 г.), 595с. С. 589 - 594.
2. Selyshchev P.A. and Bokov P.A. Kinetics of annealing: Basic relationships and nonlinear effects. In J. F. R. Archilla, F. Palmero, M. C. Lemos, B. Sánchez-Rey, and J. Casado-Pascual, editors, *Nonlinear*

Systems, Vol. 2: Nonlinear Phenomena in Biology, Optics and Condensed Matter, pages 283–314. Springer International Publishing, Cham, 2018.

**ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СПЛАВА
VT6 С НАПЫЛЕННОЙ ПЛЕНКОЙ УГЛЕРОДА ПРИ
ИОННО-ЛУЧЕВОМ ПЕРЕМЕШИВАНИИ**

**Созонова Н.М., Воробьев В.Л., Гильмутдинов Ф.З.,
Быков П.В., Баянкин В.Я.**

*Россия, Ижевск, Удмуртский федеральный исследовательский
центр УрО РАН
E-mail: Sozonova@udman.ru*

Модифицирование материалов с помощью ионно-лучевого перемешивания рассматривается в настоящее время как эффективный метод изменения структуры и свойств образцов, обладающий преимуществами по сравнению с традиционными методами.

Большое значение имеет изменение поверхности твердых тел. Поверхностные свойства отвечают за многие характеристики, такие как износостойкость, коррозионную и усталостную прочность.

Одним из эффективных подходов к изучению физических механизмов ионного облучения является компьютерное моделирование с его возможностями анализа атомных структур и закономерностей их пространственно-временного преобразования.

На первом этапе был проведен эксперимент с напылением углерода на подложку из титанового сплава и последующее облучение полученной пленки ионами аргона с энергией 30 кэВ, плотностью тока в импульсе 3 мА/см² и дозами 10¹⁷ и 4·10¹⁷ ион/см². Выявлено, что напыленная пленка до переходного слоя с титановым сплавом представляет собой аморфный углерод. Начало переходного слоя соответствует глубине ~50 нм. Ионно-лучевое перемешивание приводит к дальнейшему увеличению степени разупорядочения углеродного слоя и сдвигу переходной области к поверхности. В переходном слое формируется карбид

титана TiC, а также карбиды титана промежуточного состава. Их концентрация составляет около 20 ат.%. Предполагается, что разупорядочение углеродного слоя и формирование карбидов титана в переходном слое обуславливает увеличение микротвердости образцов.

Экспериментальное изучение процесса на малых временах является трудновыполнимой задачей, поскольку физическое состояние материала во время и после облучения отличаются. Поэтому наибольший интерес представляют результаты, полученные во время ионной имплантации и сразу после ее окончания. Это возможно с помощью компьютерного моделирования ионной имплантации.

Изучение поверхностного слоя разупорядоченного углерода проводилось при помощи компьютерного эксперимента с использованием метода молекулярной динамики на программном пакете LAMMPS. Создавалась разупорядоченная система атомов углерода. Были построены функции радиального распределения получившегося образца. Затем проводилось моделирование имплантации иона аргона по направлению нормали к поверхности материала. Энергия налетающего иона выбиралась равной 30 кэВ.

Проводился анализ каскадов столкновений, образованных в результате ионного облучения. Показано, что при значении энергии налетающего иона аргона 30 кэВ происходит образование пустот и выбивание частиц с поверхности углерода. Выявлено образование каскадов атомных соударений в объеме углерода на расстоянии 17 нм от поверхности. Предложенная компьютерная модель является тестовой системой для исследования основных закономерностей формирования структурных неоднородностей при ионном облучении.

Работа выполнена в рамках госзадания Министерства науки и высшего образования РФ АААА-А17-117022250040-0.

МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАНОСТРУКТУРНОГО Zr С ПОМОЩЬЮ ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ И УЛЬТРАЗВУКА

**Карасева Е.В., Мац А.В., Мац В.А., Савчук Е.С.,
Соколенко В.И., Титов Д.В.**

Украина, г. Харьков, ННЦ ХФТИ, E-mail: jfrolova07@gmail.com

Нанокристаллические металлы и сплавы, полученные методами интенсивной пластической деформации, обладают уникальными функциональными и механическими свойствами, такими как высокая прочность, износостойкость, твердость, высокие усталостные свойства, но при этом обладают низкой пластичностью и термической стабильностью, что обусловлено высоким уровнем внутренних напряжений. Поэтому необходим поиск релаксационных воздействий, не разрушающих наноструктуру материала, с целью получения оптимального комплекса механических свойств.

Целью настоящей работы является установление закономерностей ползучести и эволюции наноструктуры циркония, полученной с применением прокатки и последующего электронного облучения, а также ультразвукового воздействия.

С помощью комбинированной прокатки при $T=77-300$ К до величины истинной деформации $\varepsilon = 3,9$ была сформирована нанозернистая структура циркония размером ~ 80 нм, достаточно однородная по объему материала.

Облучение электронами дозой $D=5 \cdot 10^{19}$ см⁻² и энергией $E = 10$ мэВ не изменило характер деформационной наноструктуры циркония, но инициировало возвратные процессы в материале. Снижение уровня внутренних напряжений обусловлено активизацией процессов переползания и аннигиляции дислокаций в границах и приграничных областях вследствие их взаимодействия с вакансиями радиационного происхождения, что приводит к улучшению структуры границ зерен.

В процессе ползучести облученного наноструктурного Zr при 700 К развиваются активные процессы динамической рекристаллизации. Размер новых зерен очень неоднороден и колеблется в пределах 0,1-1 мкм. Снизились внутренние напряжения и эффективность барьеров, высвободились

дополнительные источники дислокаций. В результате изменился характер эволюции наноструктуры в процессе ползучести. Это проявляется в более активном развитии внутризеренной деформации, накоплении и взаимодействии новых дислокаций. При этом пластичность Zr не изменяется по сравнению с деформированным состоянием и остается на уровне $\sim 8\%$, что может быть следствием активной перестройки структуры и образованием зародышей рекристаллизации.

Ранее нами было показано [1], что ультразвуковая обработка в режиме релаксации напряжений не приводит к заметному изменению параметров исходной наноструктуры Zr. При этом сохраняется достаточно высокая прочность, при увеличении пластичности, однородности материала и более высокой структурной устойчивости в процессе пластического течения, вследствие формирования более упорядоченных, совершенных границ зерен.

Предварительная релаксация внутренних напряжений ультразвуком позволяет сохранить достаточно высокий уровень прочности и пластичности ($\sim 16\%$) наноструктурного Zr после электронного облучения за счет снижения интенсивности динамической рекристаллизации. Размер вновь сформированных зерен составляет 0,1-0,4 мкм. В результате снижения уровня внутренних напряжений, активизируется работа источников, увеличивается концентрация новых дислокаций и взаимодействие между ними, вследствие чего наблюдается формирование рыхлой ячеистой структуры внутри зерен. Кроме того, активизировалась еще одна система скольжения, и внутризеренное скольжение дислокаций осуществляется по двум системам в процессе ползучести при 700 К.

Таким образом, модификация структуры и свойств наноструктурированного циркония вследствие применения релаксационной обработки ультразвуком перед облучением улучшает эксплуатационные характеристики материала и расширяет возможности их использования в качестве конструкционных материалов атомной энергетики.

I.V.I. Sokolenko, V.M. Gorbatenko, E.V. Karaseva, A.V. Mats, E.S. Savchuk, V.A. Frolov Ultrasound influence on creep nanostructured Zr. // Problems of atomic science and technology, Series: "Vacuum, Pure materials, Supreconductors", 2016, v.101, №1, p 41-44.

ОКИСЛЕНИЕ НАНОРАЗМЕРНОЙ ПЛЕНКИ НИКЕЛЯ ПРИ T=573K

¹Суровая В.Э., ²Суровой Э.П.

*Россия, г. Кемерово, ¹Кузбасский государственный
технический университет имени Т.Ф. Горбачева*

*Россия, г. Кемерово, ²Кемеровский государственный
университет*

E-mail: sur.vik@mail.ru

Нанонаука занимается фундаментальными исследованиями свойств наноматериалов и явлений в нанометровом масштабе. Ее развитие за последнее десятилетие связано в основном с разработкой новых методик создания, исследования, описания и модификации наноструктур [1].

Наноинженерия обеспечивает поиск эффективных методов использования наноструктур.

Пленки никеля применяют для изготовления фоторегистрирующих устройств и солнечных батарей, ИК отражающих и поглощающих покрытий, при создании устройств магнитной памяти, датчиков магнитного поля, в качестве антикоррозийного и износостойкого покрытий.

Образцы для исследований готовили методом термического испарения в вакууме ($2 \cdot 10^{-3}$ Па) путем нанесения тонких (3 – 60 нм) слоев никеля на подложки из стекла, используя вакуумный универсальный пост «ВУП-5М» [2–6]. Подложками служили стекла от фотопластинок ГОСТ 9284-59. Предварительно очищенные [2–6] подложки оптически прозрачны в диапазоне 300 – 1100 нм. Толщину слоев никеля определяли спектрофотометрическим (спектрофотометр «Shimadzu UV-1700»), микроскопическим (интерференционный микроскоп «МИИ-4») и гравиметрическим (кварцевый резонатор) методами.

Объекты размещали на нагретую до соответствующей температуры ($T=573\text{K}$) пластину из фарфора и окисляли в муфельной печи «МИМП-3П».

Регистрацию эффектов до и после термической обработки осуществляли гравиметрическим и спектрофотометрическим методами.

В результате термической обработки пленок никеля разной толщины при $T = 573\text{ K}$ в атмосферных условиях спектры поглощения, отражения и масса образцов претерпевают существенные изменения. На рисунке 1 представлена зависимость оптической плотности пленок никеля от длины волны.

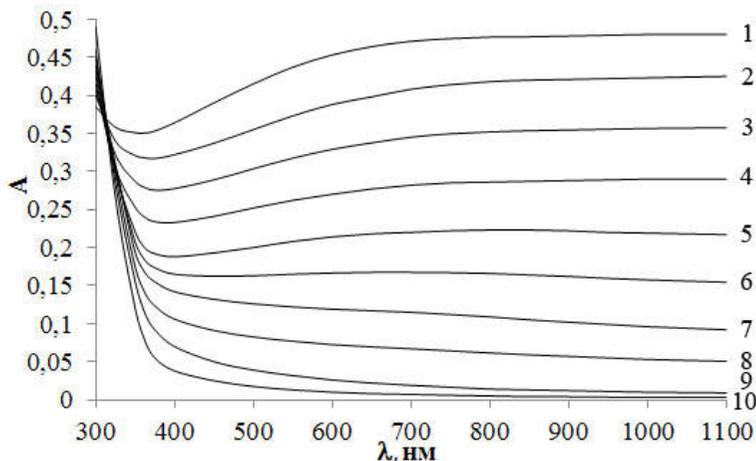


Рис. 1 Зависимость оптической плотности пленки никеля толщиной ($d = 36\text{ нм}$) от длины волны до (1) и после термической обработки при $T = 573\text{ K}$: 2 – 15 с, 3 – 30 с, 4 – 50 с, 5 – 80 с, 6 – 110 с, 7 – 180с, 8 – 220 с, 9 – 290 с, 10 – 340 с.

Из рисунка 1 видно, что наряду с уменьшением в интервале $\lambda = 320\dots1100\text{ нм}$ и увеличением в диапазоне $\lambda = 300\dots320\text{ нм}$ значений оптической плотности образца формируется спектр поглощения нового вещества. Оцененная по длинноволновому порогу поглощения, который находится при $\lambda \approx 350\text{ нм}$, оптическая ширина запрещенной зоны образующегося вещества

составляет $E \approx 3,5$ эВ. Полученное значение ширины запрещенной зоны вещества удовлетворительно совпадает с шириной запрещенной зоны оксида никеля (II) [7]. Поэтому, было сделано предположение, что при термической обработке пленок никеля основным продуктом взаимодействия их с кислородом окружающей среды является оксид никеля (II).

Используя результаты гравиметрических исследований и измерений спектров поглощения и отражения пленок никеля разной толщины до и в процессе термической обработки образцов при разных температурах) были рассчитаны и построены кинетические зависимости степени превращения ($\alpha = f(\tau)$):

$$\alpha = (A_{\text{Ni}}^1 - A_{\text{обр.}}) / (A_{\text{Ni}}^1 - A_{\text{NiO}}^1),$$

где $A_{\text{обр.}}$ – оптическая плотность образца, A_{Ni}^1 , A_{NiO}^1 – предельные значения оптической плотности пленок никеля и оксида никеля (II) при $\lambda = 800$ нм.

Степень термического превращения пленок никеля зависит от первоначальной толщины и времени термической обработки. В качестве примера на рис. 2 приведена степень термического превращения пленок никеля разной толщины при температуре ($T = 573$ К). Видно, что с уменьшением толщины пленок никеля наблюдается увеличение степени термического превращения.

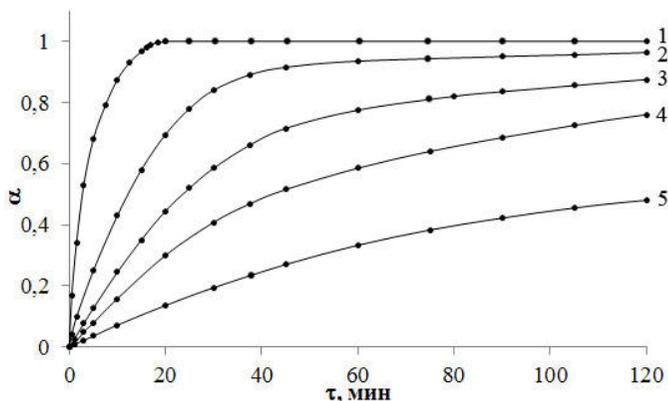


Рис. 2 Степень термического превращения пленок Ni при $T=573$ К, толщиной: 1 – 3 нм, 2 – 13 нм, 3 – 27 нм, 4 – 31 нм, 5 – 60 нм.

Кинетические кривые степени термического превращения пленок никеля разной толщины условно можно разбить на несколько участков: линейный ($\alpha = K\tau + A$), обратный логарифмический ($K / \alpha = B - \lg\tau$), кубический ($\alpha^3 = K\tau + B$) и логарифмический ($\alpha = K \lg(B\tau + 1)$), где K – константа скорости формирования оксида никеля (II), A и B – постоянные интегрирования, τ – время взаимодействия.

Наличие соответствующих участков, а также их продолжительность определяется толщиной пленок никеля. По мере увеличения толщины пленок никеля наблюдается увеличение продолжительности участков кинетических кривых степени превращения.

Список литературы:

1. Чурилов Г.Н., Внукова Н.Г., Глущенко Г.А., Осипова И.В. Наноматериалы и нанотехнологии. – Красноярск, 2007.

2. Суrowой Э.П., Бугерко Л.Н., Суrowая В.Э., Заиконникова Т.М. Кинетические закономерности формирования наноразмерной системы марганец – оксид марганца // Журн. физ. химии. – 2016. – Т. 90. – № 3. – С. 411 – 417.

3. Суrowой Э.П., Бугерко Л.Н., Суrowая В.Э., Бин С.В. Кинетические закономерности термических превращений в наноразмерных пленках висмута // Журн. физ. химии. – 2012. – Т. 86. – № 4. – С. 702 – 709.

4. Суrowой Э.П., Бин С.В., Суrowая В.Э., Бугерко Л.Н. Кинетические закономерности термических превращений в наноразмерных пленках свинца // Журн. физ. химии. – 2015. – Т. 89. – № 1. – С. 85 – 91.

5. Суrowой Э.П., Бугерко Л.Н. Суrowая В.Э., Бин С.В. Закономерности формирования наноразмерных пленок нитрида меди // Неорганические материалы. – 2016. – Т.52. – № 12. – С. 1300 – 1305.

6. Суrowая В.Э., Суrowой Э.П., Бугерко Л.Н. Определение работы выхода наноразмерных пленок висмута и оксида висмута (III) // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2014. – Т. 57. № 7/2. – С. 173 – 178.

7. Физико-химические свойства окислов. Справочник / Под ред. Г.В. Самсонова. М.: Металлургия, 1978. 472 с.

**РЕНТГЕНОВСКАЯ ДИФРАКЦИОННАЯ
МИКРОСКОПИЯ В ФИЗИЧЕСКОМ
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ:
НОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ И ДОСТИЖЕНИЯ**
Прохоров И.А.¹, Подурец К.М.², Безбах И.Ж.¹, Калоян А.А.²

¹*Россия, Калуга, Лаборатория Космического
материаловедения ИК РАН - филиал ФНИЦ «Кристаллография и
фотоника» РАН*

²*Россия, Москва, Национальный исследовательский центр
«Курчатовский институт»
E-mail: igor.prokhorov@mail.ru*

Практически все полезные свойства кристаллов в той или иной степени связаны со структурными дефектами. Рентгеновская топография (дифракционная микроскопия) – это группа методов, позволяющих получить изображение вариаций интенсивности, дифрагируемой различными точками объема и поверхности кристаллов [1], и таким образом “увидеть” дефекты кристаллической структуры, определить их тип и пространственное положение.

К настоящему времени разработаны и широко используются ряд однокристалльных (метод Ланга, аномального прохождения рентгеновских лучей, секционная топография, метод углового сканирования и т.д.) и различные варианты многокристалльных топографических методов, особенности применения которых рассмотрены в многочисленных обзорах (см., например, [1–3]).

Возможности рентгеновской топографии существенно возросли при использовании синхротронного излучения (СИ). Оно позволяет изучать очень слабые отражения, предельно малые деформации, рост кристаллов *in situ*, зарождение и миграцию дефектов в кристаллах и тонких пленках, динамику доменов и фазовых переходов и т.п. [2]. Сочетание высокой яркости СИ с возможностями современных цифровых ССД детекторов существенно расширило информативность экспериментов, объединив преимущества рентгеновской топографии (визуализация дефектов кристаллической решетки) и рентгеновской дифрактометрии (количественные измерения

углового положения, интенсивности брэгговских пиков и их полуширины) [4].

В настоящей работе обобщается опыт практического применения топографических методов для изучения закономерностей формирования реальной структуры объемных монокристаллов и тонких пленок. Представлены примеры использования топографических методов для изучения и оптимизации технологии изготовления ряда практически важных материалов микроэлектроники. На примере кристаллов $ZnGeP_2$ продемонстрированы возможности плосковолновой рентгеновской топографии, топографии в белом пучке СИ и топографии в монохроматизированном пучке СИ с угловой разверткой кристалла [5]. Исследования на СИ проводили на станции «Медиана» Курчатовского источника синхротронного излучения. Выявлены основные дефекты структуры: дислокации, малоугловые границы (МУГ), полосы роста, включения второй фазы. Установлено, что МУГ распространяются вдоль оси роста кристаллов и делят их на области, разориентированные до одной угловой минуты. Показана существенная зависимость контраста изображения дефектов от направления вектора дифракции. Построены карты распределения интегральной и пиковой интенсивностей, а также полуширины кривых качания, характеризующие совершенство кристаллов с микронным разрешением. Установлено отсутствие строгой периодичности в распределении полос роста в кристаллах, выращенных методом Бриджмена, из-за изменения структуры конвективных течений в расплаве в процессе кристаллизации.

В настоящее время без использования рентгеновской топографии практически невозможно решать фундаментальные и прикладные задачи, связанные с ростом кристаллов и созданием приборов на их основе.

Литература

1. Authier A. // Dynamical theory of X-ray diffraction. Oxford: University press, 2003. P. 513.
2. Bowen D.K., Tanner B.K. High Resolution X-ray Diffractometry and Topography. London. Taylor and Francis Publ. 1998. 274 p.

3. Шульпина И.Л., Прохоров И.А. Кристаллография. 2012, Т. 57, №5, с. 740.
4. D. Lübbert, T. Baumbach, J. Härtwig, E. Boller, E. Pernot, Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 2000, 160, 521.
5. Kaloyan A.A., Podurets K.M., Prokhorov I.A. et al. Cryst. Res. Technol. 2018, 1800154.

ОСОБЕННОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ТВЕРДОГО ТЕЛА В КАЧЕСТВЕ КВАЗИГИДРОСРЕДЫ ПРИ КРИОГЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Хаймович П.А.

*ННЦ «Харьковский физико-технический институт»,
Украина, 61108, г.Харьков, ул.Академическая, 1. pavel.41@bk.ru*

По сей день реализация традиционной (жидкостной) гидроэкструзии металлов и сплавов представляет собой непростую задачу, устройствами для гидроэкструзии располагает ограниченный круг предприятий и крупных исследовательских центров. Объясняется это в первую очередь той степенью опасности, которую представляет жидкость, сжатая до многих сотен и тысяч атмосфер, хотя высока нужда в изделиях и материалах, для получения которых необходима именно гидроэкструзия.

Осуществление деформирования металлов при низких (криогенных) температурах показало возможность существенного улучшения ряда характеристик материала, но процесс деформирования тем более затруднен, чем ниже температура его проведения. Приложение усилий всестороннего сжатия к деформируемому объекту, как это имеет место при гидроэкструзии, могло бы стать решением проблемы, но препятствием на этом пути является отсутствие жидкостей, способных служить передающей давление средой при криогенных температурах.

Выход обнаружился в применении в качестве передающей давление среды твердого тела, пластичность которого многократно превышает пластичность деформируемого объекта при температуре деформирования. Оптимальные характеристики

в качестве такой среды обнаружил индий, проявивший себя как уникальная среда для применения при низкотемпературном квазигидроэкструдировании (барокриодеформировании - БКД). Превосходя (за счет понижения температуры деформирования) возможности гидроэкструзии в создании ультрамелкодисперсных структур в металле, БКД в то же время не является технологией повышенной опасности благодаря тому, что передающая давление среда не жидкость, а твердое тело. Такая среда не требует прецизионной обработки оснастки. Обладая достаточной «текучестью» для обеспечения в канале высокого давления условий квазигидростатики, индий обнаруживает достаточную вязкость, чтобы обходиться без специальных уплотнений. Это далеко не полный перечень преимуществ твердотельной среды при криогенных температурах.

**ФОРМИРОВАНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ
СОЕДИНЕНИЙ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ
НИКЕЛЕВЫХ ФОЛЬГ, С НАПЫЛЕННОЙ ПЛЕНКОЙ
АЛЮМИНИЯ, МЕТОДОМ ИОННО-ЛУЧЕВОГО
ПЕРЕМЕШИВАНИЯ**

**Быков П.В., Воробьев В.Л., Климова И.Н., Колотов А.А.,
Баянкин В.Я.**

Россия, Ижевск, ФТИ УдмФИЦ УрО РАН

E-mail: bykovpv@udman.ru

Интерметаллидные фазы, в частности систем Ni-Al и Ti-Al имеют уникальные физико-механические свойства [1]. Они сохраняют структуру и прочность при высоких температурах, обладают хорошими антикоррозийными и антифрикционными свойствами, в чем значительно превосходят обычные материалы. Формирование интерметаллидных структур в нанокристаллическом состоянии в поверхностных слоях металлических материалов может быть успешно реализовано при воздействии на поверхность высокоинтенсивных пучков ионов металлов [2]. Кроме того, ионное перемешивание, основанное на внедрении требуемой примеси из поверхностных слоев при передаче им кинетической энергии первичного пучка, имеет

большие перспективы для получения новых структур и соединений с заданными свойствами [3, 4].

Целью данной работы являлось исследование процессов формирования соединений Ni-Al при ионно-лучевом перемешивании тонких пленок алюминия на поверхности никеля, в зависимости от дозы облучения ионами аргона.

Исследуемые образцы представляли собой никелевые пластины размером 10×10 мм² и толщиной около 50 мкм. Пленки алюминия, толщиной 20 нм, на поверхность никелевых образцов осаждались магнетронным способом на установке «Катод-1М». Ионно-лучевое перемешивание пленок алюминия проводили бомбардировкой ионами Ag⁺ в импульсно-периодическом режиме с энергией ионов 40 кэВ, плотностью тока в импульсе 3 мкА/см², в диапазоне доз $5 \cdot 10^{15}$ - 10^{17} ион/см². Исследования химического состава проводились на рентгеновских фотоэлектронных спектрометрах ЭС-2401 и SPECS с использованием Mg K_α-излучения.

Исследование методом РФЭС показало, что при ионно-лучевом перемешивании ионами аргона в поверхностных слоях системы никель-алюминий создаются условия для формирования интерметаллидов соответствующих Ni₃Al-стехиометрии. При исследованных режимах облучения наибольшее процентное содержание (~20 %) данного соединения в модифицированном слое наблюдается при дозе облучения $5 \cdot 10^{16}$ ион/см².

Работа выполнена в рамках Госзадания ФАНО России, регистрационный номер АААА-А17-117022250040-0

Литература

1. Гринберг Б.А., Иванов М.А. Интерметаллиды Ni₃Al и TiAl: микроструктура, деформационное поведение. Екатеринбург: УрО РАН, 2002, 358 с.
2. Курзина И.А., Козлов Э.В., Шаркеев Ю.П. Градиентные поверхностные слои на основе интерметаллидных частиц: синтез, структура, свойства. Томск: Изд-во НТЛ, 2013, 260 с.
3. Погребняк А.Д., Мартыненко В.А., Михалев А.Д., Шабля В.Т., Яновский В.П. Некоторые особенности ионного перемешивания

при одновременной ионной имплантации и осаждении покрытий из металлов // Письма в ЖТФ, 2001. Том 27. Вып. 14. С.88-94.

4. Калинин Б.А., Волков Н.В., Олейников И.В. Особенности комплексного легирования поверхности металлов методом ионного перемешивания при облучении пучком ионов с широким энергетическим спектром // Физика и химия обработки материалов, 2004. №3. С.25-29.

ПРОЧНОСТЬ, ПЛАСТИЧНОСТЬ И “КАТАСТРОФИЧЕСКОЕ” РАЗУПРОЧНЕНИЕ ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ TeO_2

Скворцова Н.П.

*Россия, Москва, Институт кристаллографии им. А.В.
Шубникова ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН
E-mail:skvortsova49@mail.ru*

Экспериментально исследуется явление высокотемпературной неустойчивости и суперлокализации пластической деформации. В настоящее время четко установлено, что характерной особенностью деформирования при высоких температурах кристаллов с различной структурой и разными типами межатомной связи является образование локализованных сдвигов с очень большой относительной деформацией (до $\sim 10^3 - 10^4$ %) при средней деформации образца менее 10%. Подобные сдвиги в металлах наблюдались еще 80 лет тому назад [1]. Актуальность задачи связана с тем, что неустойчивость пластического течения может служить критическим фактором, изменяющим прочностные характеристики при повышенных температурах, и приводить к катастрофическим последствиям при эксплуатации технических устройств.

Исследования проводились на монокристаллах TeO_2 , выращенных методом Чохральского в Институте кристаллографии РАН. Образцы, ориентированные вдоль кристаллографических направлений [100], [110] и [221], деформировались одноосным сжатием в интервале температур $T = 733 - 993$ К ($0.73 - 0.99$) T_m (T_m – температура плавления) на испытательной машине Инстрон с постоянной скоростью

деформации $1.05 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Значения коэффициента деформационного разупрочнения определялись путем численного дифференцирования экспериментальных данных, полученных из диаграмм нагружения σ (ϵ) (напряжение σ – пластическая деформация ϵ) для данных условий нагружения. Ошибки измерений прикладываемой к образцу нагрузки и уменьшения продольного размера (высоты) образца были не более 0.3 и 1% соответственно.

Впервые систематически исследовано влияние кристаллографической ориентации и температуры деформирования на прочность и пластичность пьезоэлектрических кристаллов TeO_2 . Обнаружено сильное (четырёхкратное) уменьшение параметров катастрофического разупрочнения при изменении кристаллографической ориентации образцов от $[110]$ к $[221]$. На рис. 1 показаны зависимости параметра катастрофического деформационного разупрочнения $\theta = \frac{\partial \sigma}{\partial \epsilon}$ кристаллов, ориентированных вдоль кристаллографических направлений $[221]$ (кривая 1) и $[110]$ (кривая 2), в интервале температур $T = 903 - 993\text{K}$ при деформации $\epsilon = 6\%$ и скорости деформации $\dot{\epsilon} = 1.05 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

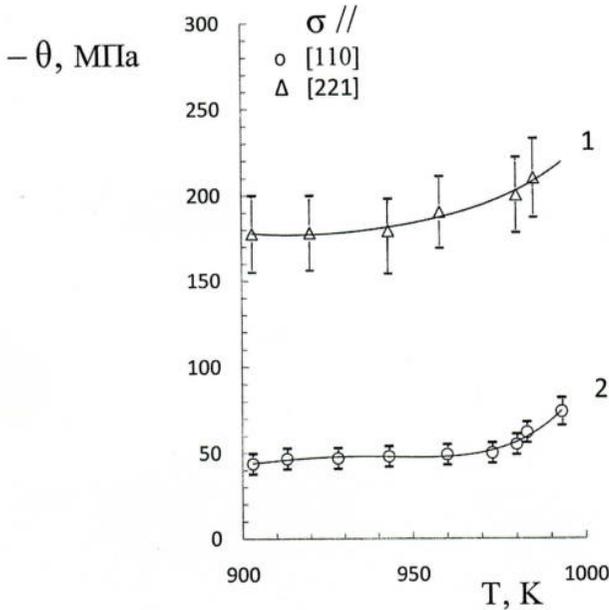


Рис. 1. Зависимость параметра “катастрофического” деформационного разупрочнения $\theta = \partial\sigma / \partial\varepsilon$ кристаллов TeO_2 , ориентированных вдоль кристаллографических направлений [221] (кривая 1) и [110] (кривая 2), от температуры T при деформации $\varepsilon = 6\%$ и скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 1.05 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$.

Видно, что в кристаллах с ориентацией оси сжатия вдоль [221] наблюдается более интенсивное разупрочнение, чем в кристаллах, ориентированных вдоль направления [110]. Средние значения $\langle\theta\rangle$ составляют -189 ± 20 МПа и $-48,5 \pm 5,0$ МПа для образцов, ориентированных вдоль [221] и [110] соответственно, и практически не меняются в пределах погрешности измерений в исследованном интервале температур. Можно отметить лишь некоторую тенденцию к монотонному уменьшению величины параметра θ от ~ -55 до -74 МПа при повышении температуры от 980 до 993 К (рис. 1, кривая 2).

Показано, что с ростом температуры прочность кристаллов σ_f монотонно уменьшается (рис. 2).

14

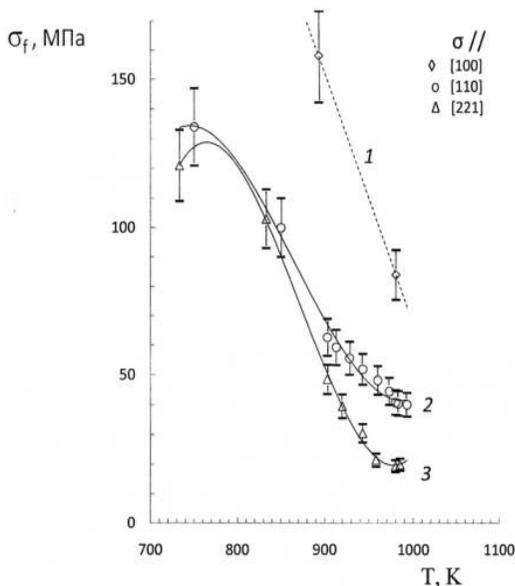


Рис. 2. Зависимость предела прочности σ_f кристаллов TeO_2 , ориентированных вдоль кристаллографических направлений [100] (кривая 1), [110] (кривая 2) и [221] (кривая 3), от температуры T при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 1.05 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$.

Отмечено двукратное уменьшение величины σ_f от ~ 160 до 84 МПа в интервале температур $T = 893 - 980$ К образцов, ориентированных вдоль [100], (рис. 2, кривая 1). Прочность образцов, ориентированных вдоль [110] и [221], совпадает в пределах погрешности измерений и уменьшается на $\sim 30\%$ от ~ 130 до 100 МПа в интервале температур $T = 733 - 850$ К (рис. 2, кривые 2 и 3). При дальнейшем повышении температуры от 833 до 993 К выявлено примерно 3- и 5-кратное уменьшение величины σ_f от ~ 100 до 40 и 20 МПа кристаллов, ориентированных вдоль [110] и [221] соответственно.

На рис. 3 показана зависимость предельной пластической деформации до разрушения δ (T) кристаллов, ориентированных

вдоль кристаллографических направлений [110] и [221], при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 1.05 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

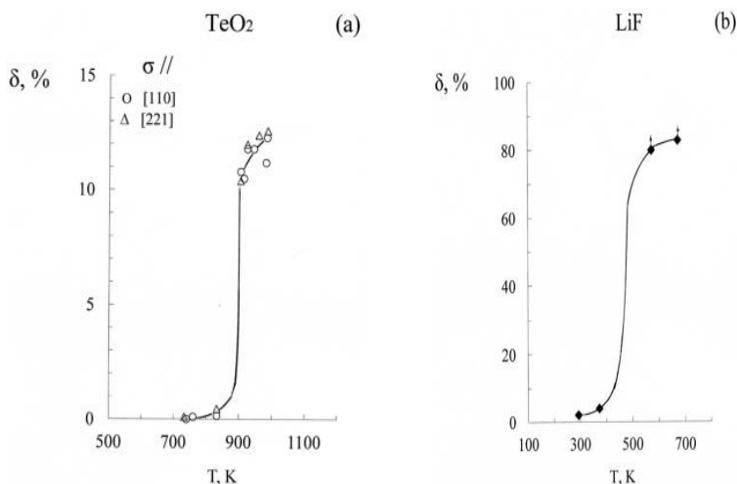


Рис. 3. Температурная зависимость предельной пластической деформации δ перед разрушением кристаллов TeO_2 , ориентированных вдоль [110] и [221], в условиях одноосного сжатия со скоростью деформации $\dot{\epsilon} = 1.05 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ (а) и кристаллов LiF , ориентированных вдоль [100], при растяжении со скоростью деформации $\dot{\epsilon} = 5.94 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ (б).

Показано, что в интервале температур $T = 833 - 903 \text{ K}$ величина δ скачкообразно увеличивается от $\sim 0,15$ до $10,8\%$ и от $\sim 0,45$ до $10,4\%$ образцов, ориентированных вдоль [110] и [221] соответственно. С ростом температуры от 903 до 985 K на протяжении всей деформации сохраняется хороший уровень пластичности ковалентных кристаллов TeO_2 : остаточная продольная деформация составляет $\sim 12,3$ и $12,6\%$ образцов с ориентацией [110] и [221] (рис. 3а). Это свидетельствует о том, что явление сдвиговой неустойчивости и локализации пластической деформации в TeO_2 имеет пороговый характер. Аналогичные результаты были получены ранее в ионных кристаллах [2]. В интервале температур $T = 373 - 473 \text{ K}$ ($0.3 - 0.4T_m$) величина δ резко увеличивалась на два порядка и

превышала 80% при растяжении кристаллов LiF со скоростью деформации $\dot{\epsilon} = 5.94 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ (рис. 3b – данные работы [2]).

Деформационное расслоение материала в полосах локализованного сдвига (далее ПЛС) связано с потерей устойчивости пластического течения [3,4]. После достижения критических условий деформирования (ϵ_{cr} , σ_{cr}) дефекты кристаллической решетки успевают перестроиться до такого уровня, чтобы обеспечить значительное разупрочнение материала. Деформационное и микроструктурное поведение материала скачкообразно меняется в результате структурной перестройки (локальное наноструктурирование) в ПЛС. Наиболее вероятной причиной образования локальных сдвигов является катастрофическое разупрочнение кристаллов за счет спонтанной самоорганизации дефектной структуры в ПЛС. Исследование самоорганизованного критического поведения кристаллов в условиях высокотемпературной деформации требует дополнительных исследований и будет продолжено.

1. Schmid E., Boas W. Kristallplastizität, mit besonderer Berücksichtigung der Metalle. Springer Verlag, Berlin, 1935. 316 s.

2. Скворцова Н.П. // Кристаллография. 2002. Т. 47. № 4. С. 697-701.

3. Скворцова Н.П., Ломонов В.А., Виноградов А.В. // Кристаллография. 2011. Т. 56. № 1. С. 72-76.

4. Скворцова Н.П. // Вестник Тамбовского государственного университета. Серия: Естественные и технические науки. 2016. Т. 21. № 3. С. 1317-1319.

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

ВЛИЯНИЕ СОЧЕТАНИЯ ИПД И БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЧИСТОГО ТИТАНА

Кутний К.В., Кисляк И.Ф., Кальченко А.С., Стоев П.И.,
Тихоновский М.А., Хаймович П.А.

*Украина, г. Харьков, Национальный научный центр «Харьковский
физико-технический институт» НАН Украины
E-mail: pavel.41@bk.ru*

Представлены результаты исследования микроструктуры и механических свойств титана повышенной чистоты, подвергнутого интенсивной пластической деформации (ИПД) осадкой-выдавливанием в сочетании с термообработками и барокриодеформированием. Такое сочетание позволило варьировать средний размер зерен от 75 нм до 9 мкм. Механические свойства определялись при одноосном растяжении, одноосном сжатии и микроиндентировании. Показано удовлетворительное выполнение соотношения Холла-Петча (Х-П) для пределов текучести и микротвердости во всей области исследованных значений размера зерна. Этот факт означает, что в изученном интервале размеров зерен пластическая деформация (по крайней мере, на начальной стадии) осуществляется одним механизмом – скольжением дислокаций. На основании данных о значениях параметров в уравнении Х-П и анализа литературных данных сделан вывод о том, что в высокочистом титане границы зерен являются более слабыми барьерами для движущихся дислокаций, чем в техническом титане. Также ниже оказались значения параметров, характеризующих сопротивление (трение) решетки скольжению дислокаций. Установлено заметное различие в величинах пределов текучести на сжатие и растяжение (так называемый S-D эффект) в изученных образцах. Относительная величина S-D эффекта Δ , зависит от вида деформационной обработки материала и изменяется примерно от 10% до 21-22%. При этом не обнаружено однозначной связи между размером зерна и величиной Δ .

ОСОБЕННОСТИ РЕЛАКСАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В CVD ПЛЕНКАХ ГЕРМАНИЯ И АЛМАЗА

Романов Д.А.¹, Прохоров И.А.¹, Волошин А.Э.²,
Большаков А.П.³, Ральченко В.Г.³

¹Россия, Калуга, Лаборатория Космического материаловедения
ИК РАН - филиал ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН

²Россия, Москва, Институт кристаллографии им. А.В.

Шубникова ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН

³Россия, Москва, Институт общей физики им. А.М. Прохорова
РАН

E-mail: oxly13@mail.ru

Получение совершенных по структуре эпитаксиальных плёнок различных материалов затруднено многообразием факторов, влияющих как на рост, так и на структуру плёнок. Наряду со структурным совершенством, чистотой и качеством подготовки поверхности подложек существенное влияние на структуру пленок оказывают процессы, проходящие в системе, пленка–подложка в ходе эпитаксии. В частности, существенное ухудшение структурного совершенства пленок происходит при релаксации упругих напряжений посредством пластической деформации, начинающейся при толщинах плёнок, превышающих критические [1], и сопровождающейся образованием вблизи межфазной границы (в нейтралах системы) дислокаций несоответствия (ДН). Это приводит к значительному повышению плотности дислокаций в пленках, а при определенных условиях к формированию деформационных микродвойников и дефектов упаковки.

Важнейшую роль эти вопросы играют для развития технологии получения монокристаллов синтетического алмаза методом осаждения из газовой фазы (*chemical vapor deposition* – CVD), получившей широкое развитие в последние десятилетия [2]. Этот ростовой процесс позволяет получать не только наиболее чистые кристаллы, но и прецизионно управлять содержанием примеси, что особенно важно для высокотехнологичных применений, в которых используются экстремальные свойства алмаза. Однако получение совершенных

по структуре CVD-пленок алмаза по-прежнему остаётся проблемой.

В настоящей работе методами двухкристальной рентгеновской дифрактометрии и топографии проведены сравнительные исследования особенностей релаксационных процессов и формирования дислокационной структуры эпитаксиальных CVD-пленок алмаза и его кристаллографического аналога германия. Выявлены особенности пластической деформации в этих материалах, обусловленных спецификой распределения упругих напряжений. Процесс релаксации упругих напряжений в структурах германия при толщинах пленок, превышающих критические, сопровождается формированием на межфазной границе сетки 60 - градусных ДН [3]. Следов пластической деформации с образованием ДН в эпитаксиальных структурах (ЭС) $^{13}\text{C}/^{nat}\text{C}$ (001) с толщиной пленки ~ 80 мкм, почти на два порядка величины, превышающей критическое значение $t_c \sim 1.1$ мкм [4], на рентгеновской топограмме не наблюдается. Это, по-видимому, связано с низкой температурой эпитаксии (950°C), по сравнению с температурой плавления алмаза, дислокации малоподвижны и эффективная пластическая деформация, наблюдаемая в ЭС германия, в пленке алмаза не происходит. Выявлен значительный изгиб ряда исследованных пластин алмаза отделенных от подложки с радиусом кривизны до $R \sim 4$ м [4]. Эксперименты на эпитаксиальных структурах германия показали, что формирование остаточного изгиба подложек и пленок связано с неоднородной по толщине пластической деформацией с формированием специфических распределений и конфигураций дислокаций [3]. В ЭС алмаза эффективная пластическая деформация при температуре эпитаксии не происходит. В докладе обсуждаются возможные причины наблюдаемого изгиба CVD-пленок алмаза.

Литература

1. Matthews J.W., Mader S., Light T.B. // J. Appl. Phys. 1970. V. 41. P. 3800.
2. Ральченко В.Г., Большаков А.П. // Углеродная фотоника / Ред. Конов В.И. М.: Наука, 2017. С. 9.

3. Прохоров И.А., Волошин А.Э., Романов Д.А., и др. // Кристаллография. 2019. Т. 64. № 3. С. 369.
4. Прохоров И.А., Волошин А.Э., Ральченко В.Г., и др. // Кристаллография. 2016. Т. 61. № 6. С. 945.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ФАКТОРОВ, ВЛИЯЮЩИХ НА
ХАРАКТЕР РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩЕЙ
ПРИМЕСИ В ПРОЦЕССЕ ВЫРАЩИВАНИЯ
ПОЛУПРОВОДНИКОВ ВЕРТИКАЛЬНЫМ МЕТОДОМ
БРИДЖМЕНА**

**Коробейникова Е.Н.¹, Стрелов В.И.¹, Прохоров И.А.¹,
Власов В.Н.¹, Артемьев В.К.²**

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

²*Россия, Обнинск, АО «ГНЦ РФ Физико-энергетический
институт имени А.И. Лейпунского»*

E-mail: enkorob@mail.ru

Повышение макро- и микрооднородности распределения легирующей примеси и совершенства структуры в выращиваемых монокристаллах полупроводников являются одними из важнейших задач материаловедения. С развитием субмикронной- и наноэлектроники эта проблема становится еще более актуальной.

Решение проблемы однозначно связано с управлением процессами тепломассопереноса в расплаве таким образом, чтобы обеспечить получение требуемых параметров выращиваемых кристаллов. Сильная термогравитационная конвекция в расплавах приводит к нестабильности параметров роста и появлению микрооднородностей распределения примеси в виде полос роста с периодом расположения в несколько десятков микрон. Минимизация конвективных процессов в расплаве позволяет значительно повысить качество выращиваемых кристаллов.

На примере выращивания кристаллов Ge:Ga и GaSb:Te вертикальным методом Бриджмена, а также с помощью математического и физического моделирования процесса роста,

изучено влияние различных факторов на характер распределения легирующей примеси как вдоль оси кристалла, так и по его радиусу. Показано, что помимо объективных факторов, зависящих от вида примеси (величина коэффициента распределения и диффузии), наличие/отсутствие конвекции Марангони на характер распределения микро- и макрооднородности легирующей примеси влияют такие технологические параметры, как скорость кристаллизации, величина угла наклона оси растущего кристалла относительно вектора гравитации, значение величины радиального и осевого температурных градиентов вблизи границы раздела фаз.

Использование различных технологических стратегий позволяет оптимизировать условия получения кристаллов с высокой однородностью распределения легирующих компонентов.

ИМПУЛЬСНОЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ НА СПЛАВНЫЕ ПОВЕРХНОСТИ ЭЛЕКТРОДОВ

Кудюкин А.И., Моос Е.Н., Махмудов М.Н., Степанов В.А.
*Россия, Рязань, Рязанский государственный университет
имени С.А. Есенина, a.kudykin@365.rsu.edu.ru*

Сплавы Cu-Cr (60% к 40%) нашли широкое применение для электродов вакуумных дугогасительных камер. При казалось бы значительной продолжительности исследования вакуумного дугового разряда теплофизические процессы происходящие при этом на электродах до сих пор малоизученны, в частности, нет информации об изменении состава и морфологии на поверхности электродов (Рис. 1 и 2), что позволяет лишь делать предположения о допустимых величинах взаимосвязанных напряженностей полей, температур и плотностей токов.

Анализ проводился с использованием растрового электронного микроскопа (типа JEOL JSM-6610LV), что обеспечило получение микроизображения поверхности электродов и позволило судить о его составе и морфологии.

Глубина сбора информации до 2 мк при ускоряющем напряжении 1,30 кВ



Рис. 1. Атомный состав зоны взрывного плавления (вертикальная линия сканирования).



Рис. 2. Атомный состав зоны взрывного плавления (горизонтальная линия сканирования).

Cu обладает меньшим поверхностным натяжением по сравнению с Cr в жидком состоянии, что позволяет Cr, концентрируясь преимущественно к центру зоны плавления, выталкивает Cu на края этой зоны (Рис. 3 и 4).

Это изменяет концентрацию Cu на краях зоны плавления до 75 % и в центре до 53 %. Из результатов сканирования стало видно, что в момент плавления происходит «растекание» меди от центра (точки воздействия плазменной дуги) к зонам с более низкой температурой. Это обусловлено физико-химическими свойствами металлов и их оксидов.

Моделирование воздействия плазмы дугового разряда на Cu-Cr электроды обнаруживает особенности эрозии их поверхности; найдено превышение концентрация атомов меди (основного вещества сплава) и кислорода на поверхности над их объемными значениями: снижается от 92,4 ат. % к 78,2 ат. %.. В зоне плавления концентрация кислорода уменьшается более чем в два раз с 4,9 ат. % до 2,2 ат. %.

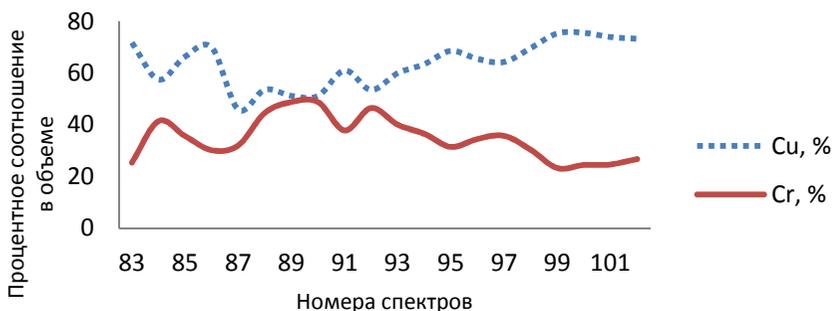


Рис. 3. Процентное атомное соотношение Cu и Cr по вертикальной линии сканирования.

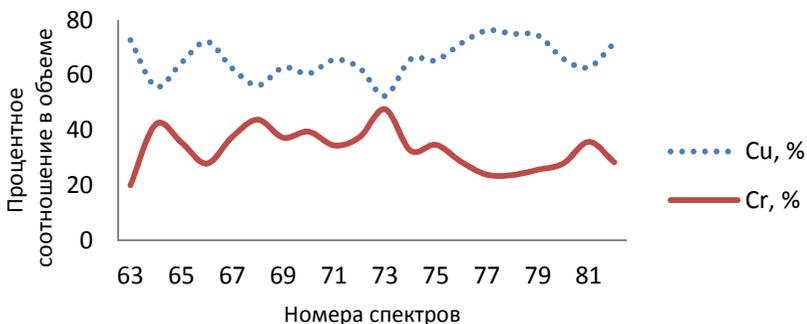


Рис. 4. Процентное атомное соотношение Cu и Cr по горизонтальной линии сканирования.

Масс-спектры (рис. 5) обнаруживают как ионные линии технологических газов (водород и гелий), так и линии ионов, соответствующих диффузионным маслам (типа $C_xH_y^+$) применяемого технологического вакуумного оборудования и молекул, десорбируемых со всех деталей вакуумного прерывателя, а также такие ионы остаточного газа (CO_2^+ , H_2O^+ , N_2^+ , N^+ и их полиатомные композиции). Большая массовая доля водорода объясняется технологическим циклом производства камер пайки и отжиг в водородной печи. Обнаружено, что на протяжении всех указанных процессов в среде водорода происходит обезгаживание металлов и очистка от поверхностных окислов. Режиму непосредственной пайки предшествуют два режима выдержки приборов в атмосфере водорода при температуре $700\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 10 мин. и при температуре $750\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 15 мин. Важным результатом является регистрация молекул H_3^+ в остаточной атмосфере. Этот факт не был очевиден, поскольку обычно наблюдались в особом режиме вакуумной дуги при увеличенных значениях тока и давления.

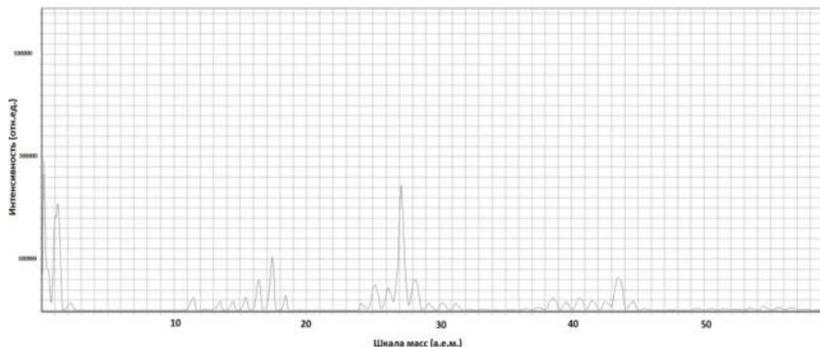


Рис. 5. Масс-спектр вакуумной камеры после прогрева до температуры $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, (потенциал ионизатора - 30 В).

В работе дана новая интерпретация процесса электрического пробоя вакуумной среды и ее обусловленность автоэлектронной эмиссией (АЭЭ). Известно что, критическая напряженность полей для развития АЭЭ составляет $10^7\text{-}10^8\text{ В/см}$. Однако, АЭЭ удается регистрировать при более низких напряжениях из-за коэффициента формы реального рельефа поверхности (например, наличием микроострий с радиусом вершины $10^{-6} - 10^{-8}\text{ м}$). Методом профилирования поверхности найдено подтверждение этого предположения. При этом электрическая прочность в вакууме при АЭЭ практически не зависит от давления остаточного газа, а связана с материалом и формой электродов (шероховатостью поверхности), наличием адсорбированных слоев и величиной межэлектродного расстояния. Один из наиболее распространенных способов возбуждения процесса десорбции - быстрый нагрев микроучастков катода электрическим током большой плотности (что наблюдается в дуогасительных камерах при размыкании электрода).

ЛУЧЕВАЯ ТЕРАПИЯ В ОНКОЛОГИИ

а) Купленников Э.Л., а) Антонов А.А., б) Красильников В.В.

а) Украина, Харьков, ННЦ "ХФТИ"

E-mail: kupl@kharkov.ua

б) Россия, Белгород, НИУ "БелГУ"

E-mail: kras@bsu.edu.ru

В работе представлен анализ состояния и концепция модернизации радиационной онкологии в мире. В частности, описывается возможность раннего обнаружения раковых опухолей с помощью радиологической диагностики и лечения новообразований, как радионуклидами, так и высокоэнергетическими электронами, тормозными фотонами, нейтронами, протонами и ионами углерода. Материал содержит краткие сведения о причинах использования радиоизотопов и лучевой терапии для лечения очагов рака; этапах развития разных методик, оптимальных дозах и временах облучения; действующих и проектируемых источниках ионизирующих частиц; достигнутых результатах диагностики и терапии. Показано, что: 1) на сегодняшний день лечение опухолей пучками протонов и ионами углерода по эффективности превзошло все существующие способы; 2) комплексное решение проблемы с учетом достижений всех отраслей медицинской науки и методов радиационных исследований позволит улучшить качество лечения пациентов и обеспечить их радиационную безопасность; 3) необходимо включить подготовку квалифицированных кадров, организацию массового обследования и ранней диагностики населения, обновление и расширение парка устаревшего оборудования новейшими ускорительными комплексами, практически 100% - ную автоматизацию и компьютеризацию физического оборудования и вспомогательных устройств. Для характеристики необходимости подготовки квалифицированных кадров в радиационной онкологии с целью ликвидации отставания и выхода на уровень развитых стран по качеству радиационной терапии представлена таблица оценки перспектив развития радиационной онкологии в

России, разработанная ведущими онкологами, лучевыми терапевтами и медицинскими физиками России.

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ И АППАРАТНОГО КОМПЛЕКСА ДЛЯ ФИЗИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ МИКРОЦИРКУЛЯТОРНЫХ ПРОЦЕССОВ В БИОТКАНЯХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ НИЗКОИНТЕНСИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Розова О.В., Степанов В.А.

Россия, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ

E-mail: olya.rozova17@gmail.com

Низкоинтенсивная лазерная терапия находит широкое применение в биологических исследованиях и в практической медицине в качестве эффективного физиотерапевтического метода лечения. Ранее было установлено, что эффект от воздействия излучения связан с активацией обменных процессов в биологических тканях, приводящих к стимулированию защитных функций организма [1,2]. При этом действие излучения не связано с резонансным поглощением какими-либо компонентами биотканей. Так, при резонансном механизме фотостимулирования скорость активационных процессов в случае He-Ne- облучения (0,63 мкм, сечение поглощения 10^{-16} см²) увеличивается более чем на 14 порядков, в то время как при облучении лазером Ga-As (0,89 мкм, сечение поглощения 10^{-19} см²) кинетика процессов может изменяться не более, чем на 1%. [3]. Между тем терапия лазером Ga-As оказывается более эффективной.

Был предложен механизм, согласно которому микро-неоднородности температурного поля, возникающие в биотканях при прохождении низкоинтенсивного лазерного излучения, могут приводить к значительным деформациям клеточных мембран и изменению их потенциала [1,2]. Липидные мембраны являются не только механическими перегородками клеток от внешней среды, но и высокоизбирательными фильтрами, поддерживающими разницу концентраций ионов (до $n \sim 140$ моль/м³) [4], в частности калия и натрия, кальция и магния по обе

стороны мембраны. Нарушение равенства концентраций или температур по обе стороны мембраны приводит к возникновению осмотического давления на мембрану: $\Delta p = nRT\left(\frac{\Delta T}{T} + \frac{\Delta n}{n}\right)$.

Давление Δp возникает вследствие различной проницаемости мембран: для молекул воды (характерное время диффузии через мембрану $\tau_v \sim 10^{-4}$ с) и для ионов (характерное время диффузии ионов через мембрану $\tau_i \sim 10^0 - 10^2$ с) [2]. Поэтому эффективность стимулирования движения жидких компонент биотканей вследствие деформации мембран выше в случае импульсного лазерного воздействия. Такая модель воздействия позволила уйти от интуитивного подбора параметров облучения (интенсивности, длительности и частоты импульсов) в лазерной терапии. Но прямого экспериментального ее подтверждения к настоящему времени нет.

Целью данной работы является исследование такого механизма влияния на биоткани и разработка методики физического моделирования процессов микродеформации мембран в условиях импульсного лазерного облучения. Результат воздействия низкоинтенсивного лазерного излучения на биологические ткани будет оцениваться по значениям микроскопических деформаций и изменению потенциала липидной мембраны в условиях лазерного импульсного облучения Ga-As лазером. Для этого предлагается использовать лазерную оптическую систему комплексного исследования деформаций липидной мембраны в специальной разработанной био-оптической ячейке, в которой полупроницаемая мембрана разделяет области раствора с различными оптическими свойствами (рассеяние, поглощение). Изменения состояния мембраны в условиях импульсного облучения ячейки Ga-As лазером будет фиксироваться по отклонению/рассеянию непрерывного лазерного зонда с короткой длиной волны. С помощью такого физического моделирования воздействия ИК-лазерного излучения на биоткани предполагается изучать влияние интенсивности, длительности и частоты посылки импульсов облучения на эффективность стимулирования микроциркуляторных процессов в условиях лазерной терапии.

Литература

1. Воронина О.Ю., Каплан М.А., Степанов В.А. Нерезонансный механизм биостимулирующего действия низкоинтенсивного лазерного излучения. / Препринт ФЭИ 2094.-1990, 26с.
2. Воронина О.Ю., Каплан М.А., Степанов В.А. Воздействие низкоинтенсивного лазерного излучения на биоткани. // Письма в ЖТФ.- 1990.- т.16.- в.6.- с.46-49.
3. Каплан М.А., Степанов В.А., Воронина О.Ю. в кн.: Тез.докл. международной конференции «Лазеры и медицина». Ч.1, Москва, 1989, с. 85.
4. Албертс Б., Брей Д., Льюис Дж.и др. –“ Молекулярная биология клетки”, М.: Мир, 1986. т. 2, 312 с.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА РЕНТГЕНОВСКОЙ РЕФЛЕКТОМЕТРИИ ДЛЯ КОНТРОЛЯ ГРАНИЦ КВАНТОВО-РАЗМЕРНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР

GaAs/AlGaAs

Березуцкий А.В.

Россия, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ, ООО «ЛАССАРД»

E-mail: tekton1321@gmail.com

Гетероструктуры – выращенные на подложке многослойные структуры из различных полупроводников, отличающихся шириной запрещенной зоны. Между двумя различными материалами формируется гетеропереход, на котором возможна повышенная концентрация носителей и формирование вырожденного двумерного электронного газа, что широко применяется в производстве полупроводниковых лазеров (рис. 1). В технологическом процессе производства квантово-размерных гетероструктур на основе GaAs существует проблема, связанная с определением наличия неконтролируемых переходных слоев на границах квантовой ямы. Такие слои могут приводить к существенному изменению излучательных характеристик полупроводникового лазера, например, уширению пиков.

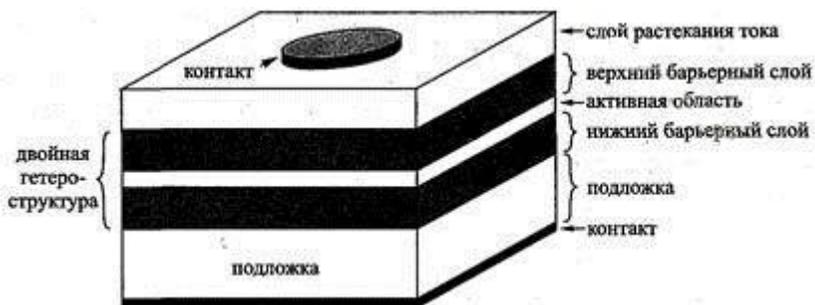


Рисунок 1. Общий вид полупроводникового лазера

Существует метод рентгеновской рефлектометрии, основанный на облучении многослойных структур рентгеновским излучением, падающим под большими углами, и наблюдением интерференционной картины лучей, отраженных от слоев с различным коэффициентом отражения. Ранее данный метод применялся в основном только к многослойным полупроводниковым структурам на основе кремния, например [1]. В данной работе приводится исследование, посвященное применению данного метода к квантово-размерным гетероструктурам на основе GaAs и его внедрению в технологический процесс производства полупроводниковых лазеров.

Литература

1. Кукушкин С.А., Рентгеновская рефлектометрия и моделирование параметров эпитаксиальных пленок SiC на Si(111), выращенных методом замещения атомов/ Физика твердого тела. – 2017, - том 59, - вып. 5, - с. 986-998

СТАТИЧЕСКИЕ СМЕЩЕНИЯ И БЛИЖНЕЕ УПОРЯДОЧЕНИЕ В СПЛАВЕ Fe-9at.%Re

¹Энхтор Л., ^{2*}Силонов В.М.

¹ Монголия, г. Улан-Батор, Монгольский госуниверситет

² Россия, г. Москва, Московский государственный университет

E-mail: silonov_v@mail.ru

Измерение интенсивности диффузного рассеяния рентгеновских лучей (ДРРЛ) сплавом Fe-9 ат.%Re было проведено на рентгеновском дифрактометре с применением FeK_{α} -излучения. Интенсивность излучения, рассеянного образцом, после приведения к электронным единицам и вычета побочных компонент показана на Рис. 1.

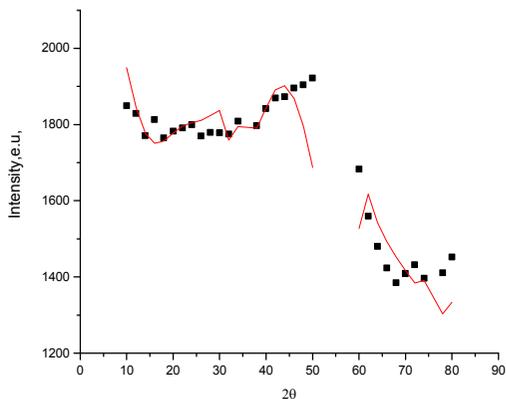


Рис. 1. Интенсивность диффузного рассеяния рентгеновских лучей сплавом Fe-9ат.%Re:

■ -экспериментальные точки ; — - синтезированная кривая.

Согласно [1] интенсивность ДРРЛ поликристаллическим двойным сплавом после вычета побочных компонент можно представить в виде:

$$I_D(\mathbf{q}_1) = n c_A c_B \sum_j C_j \alpha(R_j) \langle [\langle f \rangle \mathbf{q}_1 \mathbf{A}_q - (f_A - f_B)]^2 \exp(i\mathbf{q} \mathbf{R}_j) \rangle_{\varphi, \gamma} \quad (1)$$
 где \mathbf{q}_1 —вектор рассеяния, модуль которого $q_1=4\pi\sin\theta/\lambda$, λ -длина волны рентгеновского излучения, θ -угол рассеяния, n - число

атомов в элементарной ячейке, c_A и c_B – концентрации компонент A и B , C_j координационное число для j -ой координационной сферы, R_j – радиус вектор атома на j -ой координационной сфере, $\alpha(R_j)$ – параметр ближнего порядка на j -ой координационной сфере, $\langle \dots \rangle_{\varphi, \gamma}$ – усреднение по всем ориентировкам вектора рассеяния (в сферических координатах по углам φ, γ), f_A и f_B – атомные форм-факторы рассеяния атомами, $\langle f \rangle$ – средний форм-фактор рассеяния кристаллом, $\mathbf{q} = \mathbf{q}_1 - \mathbf{G}$ есть вектор рассеяния, приведенный к первой зоне Бриллюэна, \mathbf{G} – вектор обратной решетки, \mathbf{A}_q – векторные коэффициенты, которые входят в Фурье-представлении статических смещений $\delta \mathbf{R}_s$ атома, находящегося в s -ом узле решетки с одним атомом в элементарной ячейке, в виде [1]:

$$\delta \mathbf{R}_s = i \sum_q \mathbf{A}_q c_q \exp(-i \mathbf{q} \mathbf{R}_s); \mathbf{R}_q = \mathbf{A}_q c_q, \quad (2)$$

где $i = \sqrt{-1}$. Выражения (2) связывают амплитуды волн статических смещений \mathbf{R}_q атомов и флуктуационных волн концентрации c_q . При рассмотрении статических смещений концентрационные волны можно считать заданными, если известны средние значения $\langle |c_q^2| \rangle$. Для твердого раствора с одним атомом в элементарной ячейке $\langle |c_q^2| \rangle = \frac{1}{N} c_A c_B \sum_{s=0}^N \alpha_j \cos \mathbf{q} \mathbf{R}_s$, где N – количество атомов на j -той сфере. Поэтому задача нахождения компонент Фурье \mathbf{R}_q сводится к нахождению векторных коэффициентов $\mathbf{A}_q \equiv \mathbf{A}(\mathbf{q})$, компоненты которых можно рассчитать из системы трех алгебраических уравнений:

$$D_{m\tau}(\mathbf{q}) A_\tau(\mathbf{q}) = -i P_m(\mathbf{q}), \quad (3)$$

где $D_{m\tau}(\mathbf{q})$ – элементы динамической матрицы, $P_m(\mathbf{q})$ – компоненты Фурье-образа квазиупругой силы (индексы m и τ пробегает значения 1, 2, 3, индексам равным 1 соответствует ось x , индексам равным 2 соответствует ось y , индексам равным 3 соответствует ось z). Выражения для элементов динамической матрицы $D_{m\tau}(\mathbf{q})$ для ОЦК структур даны в [2], а выражение для квазиупругой силы с учетом взаимодействия на первых шести сферах имеют вид:

$$\begin{aligned}
P_{qm} = & 8\sigma_1 \sin(aq_i/2) \cos(aq_{i+1}/2) \cos(aq_{i+2}/2) + \\
& + 2\sigma_2 \sin(aq_i) + \sigma_3 \sin(aq_i) \{ \cos(aq_{i+1}) + \cos(aq_{i+2}) \} + \\
& + 8\sigma_4 \sin(3aq_i/2) \cos(aq_{i+1}/2) \cos(aq_{i+2}/2) + \\
& + 8\delta_4 \sin(aq_i/2) \{ \cos(3aq_{i+1}/2) \cos(aq_{i+2}/2) + \\
& \cos(aq_{i+1}/2) \cos(3aq_{i+2}/2) \} + \\
& + 8\sigma_5 \sin(aq_i) \cos(aq_{i+1}) \cos(aq_{i+2}) + 2\sigma_6 \sin(aq_i), \quad (4)
\end{aligned}$$

где $\sigma_j = \bar{\alpha}_j \Delta r_j \cos(\varphi_m) / c_B$, $\bar{\alpha}_j$ - радиальная силовая постоянная, Δr_j - статическое смещение атома на j -ой сфере, φ_m - угол между m -ым направлением и отрезком, соединяющим центральный атом с атомом на j -ой сфере, $\delta_j = \bar{\alpha}_j \Delta r_j \cos(\varphi_{m+1}) / c_B$, φ_{m+1} - угол между $m+1$ -ым направлением и отрезком, соединяющим центральный атом с атомом на j -ой сфере.

В данной работе радиальные и силовые постоянные межатомного взаимодействия оценивались из фононного спектра α -Fe (Рис.2), экспериментально измеренного в [3] согласно методике, описанной в [4].

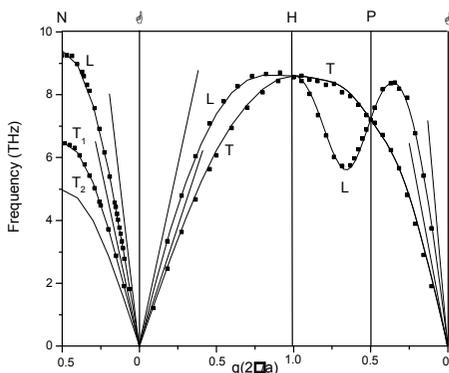


Рис. 2. Фононный спектр α -Fe при температуре 280К. Экспериментальные точки [3] показаны квадратами, а сплошные кривые соответствуют рассчитанным в данной работе фононным ветвям с учетом радиальных и тангенциальных силовых постоянных на первых шести координационных сферах.

В Таблице 1 представлены значения радиальных и тангенциальных силовых постоянных на первых шести координационных сферах железа, извлеченные из фоннного спектра, показанного на Рис. 2.

Таблица 1. Силовые постоянные α -Fe (10^{-3} Н/м)

Номер сферы j	$\bar{\alpha}_j$	$\bar{\beta}_j$
1	45509.91	2511.51
2	14311.85	635.04
3	1267.90	523.95
4	-259.37	177.74
5	261.40	-811.63
6	872.69	-427.93

С применением полученных значений силовых постоянных рассчитан фоннный спектр α -Fe в направлениях симметрии, что показан на Рис.1 сплошными линиями. Видно, что рассчитанный спектр описывает экспериментальные точки.

С применением значений силовых постоянных, представленных в Табл. 1 мы рассчитали согласно [2] значения упругих постоянных α -Fe, которые соответственно равны $C_{11}=24.47 \cdot 10^{10}$ Н/м², $C_{12}=8.94 \cdot 10^{10}$ Н/м² и $C_{44}=12.55 \cdot 10^{10}$ Н/м². Эти значения отличаются от экспериментальных значений $C_{11}=23.31 \cdot 10^{10}$ Н/м², $C_{12}=13.54 \cdot 10^{10}$ Н/м² и $C_{44}=11.78 \cdot 10^{10}$ Н/м², измеренных методом ультразвуковых волн в [5] при T=300K, соответственно на 5, 34 и 7%.

В данной работе параметры ближнего порядка сплава на первых шести координационных сферах определялись из экспериментальной интенсивности $I_D^{\text{эксп}}(2\theta_l)$ формуле (1). При этом варьировали значения статических смещений Δr_j на первых шести координационных сферах, которые являются параметрами уравнения для нахождения коэффициентов A_q , и достигалось наименьшая сумма квадратов отклонений:

$$\Delta = \sum_l \{I_D^{\text{эксп}}(2\theta_l) - I_D^{\text{синт}}(2\theta_l)\}^2, \quad (5)$$

где $I_D^{\text{синт}}(2\theta_l)$ – синтезированные значения интенсивности, l – номер значения угла скольжения $2\theta_l$. В результате расчетов по описанной методике определены статические смещения на первых четырех координационных сферах сплава Fe-9 ат.%Re соответственно равные 0.010, -0.004, -0.100 и -0.010 Å. На пятой и шестой сферах статические смещения не выявлены. С учетом выявленных статических смещений были определены параметры ближнего порядка в сплаве Fe-9 ат.%Re, которые даны в Таблице 2 в сравнении с результатами работы [6]. Для проверки достоверности полученных параметров ближнего порядка на Рис. 1 построением с их применением синтезированная кривая интенсивности $I_D^{\text{синт}}(2\theta_l)$ при сравнении с экспериментальной зависимостью $I_D^{\text{экс}}(2\theta_l)$. Видно, что синтезированная кривая удовлетворительно описывает экспериментальную зависимость за исключением двух точек в конце первого интервала и двух точек в конце второго интервала.

Таблица 2. Параметры ближнего порядка сплавов Fe-Re

Состав, ат.%Re	α_1	α_2	α_3	α_4	α_5	α_6
3.0 [6]	-0.014	0.025	-0.007	0.006	-	-
5.0 [6]	-0.022	0.028	-0.005	0.008	-	-
7.0 [6]	-0.039	0.044	0.004	0.003	-	-
9.0	-0.054	0.105	0.015	-0.082	0.2739	-0.020

Из анализа данных Табл.2 выявлена концентрационная зависимость параметров ближнего порядка первых трех координационных сферах сплавов Fe-Re. При этом значение параметра α_3 меняет знак при росте концентрации. Также α_4 параметр меняет знак при росте концентрации от 7 до 9 ат.% Re. Значение параметра ближнего порядка на четвертой сфере α_4 близко к предельно допустимому для данного состава, а также значение параметра α_5 слишком завышено. Поэтому из данных параметров ближнего порядка можем сделать только качественный вывод из их знакочередований. Из знакочередования параметров ближнего порядка на первых пяти координационных сферах можно сделать вывод о тенденции

сплава Fe-9 ат.%Re к упорядочению по типу B2 согласно данным [7].

Литература

1. Кривоглаз М.А. Дифракция рентгеновских лучей и нейтронов в неидеальных кристаллах. Киев.: Наукова думка. 1983. 408 с.

2. Enkhtor L., Silonov V.M., Galbadrakh. R. New general equation for calculations of elements of dynamical matrix and elastic constants of BCC and FCC metals.// Intern. Jour. Adv. Res. in Phys. Sci. 2015. V. 2(4).P. 10-14

[3] Minkiewicz V.J., Shirane G., R.Natans R. Phonon dispersion for iron. Phys.Rev. 162.(1967) 528-531

4. Энхтор Л., Силонов В. М. Расчет радиальных и тангенциальных силовых постоянных цезия из экспериментального фононного спектра. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2015. №12. С. 59-62.

5. Rayne J. A., Chandrasekhar B. S. Elastic Constants of Iron from 4.2 to 300K. Phys. Rev.1961, 122(6): 1714-1716 .

6. Л.Энхтор, В.М.Силонов.Ближний порядок в твердых растворах системы железо-рений. Поверхность: Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования” 2015, №10, стр. 16-22.

7. Иверонова В.И., Кацнельсон А.А. ‘Ближний порядок в твердых растворах’, М. Наука 1977. 256 с

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА ИЗГИБ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ, СОДЕРЖАЩИХ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИЕ СЛОИ Fe-Cr-Co

Зайончковский В.С.¹, Аунг Чжо Чжо¹, Прохоров И.А.²

¹ *Российская Федерация, Калуга, Калужский филиал МГТУ им. Н.Э. Баумана, E-mail: zajonc4340@gmail.com, akkyaw.bmstu.50@gmail.com,*

² *Российская Федерация, Калуга, Лаборатория Космического материаловедения ИК РАН – филиала ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Калуга, E-mail: igor.prokhorov@mail.ru*

Введение. В современной электронике различные активные и пассивные элементы реализуются, в основном, в пленочном исполнении. При этом вещества этих слоев могут быть созданы также в объемном виде. Но имеются материалы, традиционно получаемые в объемном исполнении, которые не могут быть реализованы в пленочном исполнении, ввиду строгих физических или химических ограничений. При этом, нанесение таких материалов в пленочном исполнении на подложки или проведение отжига структур с этими пленками сопровождаются нарушениями сплошности пленок (появляются трещины в пленках либо отслоение пленок от подложек).

Одним из таких ограничений препятствующих получению целых пленочных композиций, является реализация, в определенных материалах, спинодального распада. Спинодальный распад, приводящий к существенным механическим повреждениям пленок, является нежелательным процессом.

В сплавах составов на основе Fe-Cr-Co, легированных элементами Mo, Al, W, Nb, V и другими, при проведении специальных отжигов имеет место спинодальный распад, при котором формируется мелкодисперсная структура кристаллитов, с резким увеличением твердости сплава. Поэтому эти сплавы получили название дисперсионно-твердеющих сплавов (ДТС). Эти сплавы до отжига являются ферромагнитными, а после

отжига с реализацией спинодального распада, содержат ферромагнитную и парамагнитную фазы, при этом размеры кристаллитов ферромагнитной фазы составляют не более сотни нанометров, что приводит к резкому повышению твердости и коэрцитивной силы этих составов [1].

Описание образцов и технологии их получения. В нашей работе, пленки, содержащие слои состава Fe-Cr-Co, легированных элементами, приводящими при отжиге к высококоэрцитивному состоянию, получались магнетронным напылением на постоянном токе в модифицированной установке УВН-71ПЗ, имеющей три магнетронных источника. В качестве подложек использовались монокристаллические образцы кремния, вырезанные из полированных с двух сторон пластин кремния КДБ-10 толщиной 485 мкм с ориентацией поверхности (111), при этом разориентация составляла не более 0.2° . Все образцы имели в плане форму квадратов со стороной 15 мм. Эти пленки, содержащие слои Fe-Cr-Co напылялись на сторону образцов кремния, имеющих небольшие риски. Размеры пленок в плане составляли 12×12 мм². Для достижения высококоэрцитивного состояния пленки отжигались в установке фотонного отжига в вакууме, лучше, чем 10^{-3} Па. При этом остаточная атмосфера была восстановительной в связи с применением диффузионного насоса с маслом Адинол для получения высокого вакуума. Отжиг пластин в установке фотонного отжига производился при условии изохронного отжига – время нахождения образцов на максимальной температуре для данной экспериментальной точки было равным одной минуте. Попытки получения пленок, указанных выше составов, с добавками указанных выше элементов, на пластинах кремния являются успешными, но при проведении отжигов с целью реализации высококоэрцитивного состояния имеет место нарушение сплошности пленок. Так наблюдалось, что слой указанного выше состава толщиной 1 мкм, повреждал кремниевую монокристаллическую подложку на глубину до 10 мкм [2].

В литературе описаны приемы использования компенсационного слоя алюминия, для предотвращения

разрушения пленки, содержащей два несовместимых по коэффициенту термического расширения слоя [3].

В этих приемах используют многослойные пленки с компенсирующим слоем, расположенным между несовместимыми между собой слоями, что дает возможность реализовать пленочные композиции, в которых отсутствуют трещины и отслоения.

Выбор оптимальной толщины компенсирующего слоя является непростой задачей, т.к. возможны случаи, при которых разрушение пленок происходило несколько недель спустя. Характер разрушения пленок представлен на рис. 1.

Для проведения спинодального распада составов основе Fe-Cr-Co обычно используют отжиги в диапазоне температур (550÷700)°С. Для сохранения в целостности слой ДТС после отжига на спинодальный распад, компенсирующий слой должен быть выполнен из пластичного металла. При этом, он не может быть выполнен из алюминия или его сплавов, т.к. алюминий и его сплавы имеют температуру плавления 660°С и ниже. Из недорогих металлов на первом месте по уровню пластичности (величине относительного удлинения при растяжении при температуре ниже температуры рекристаллизации), находится медь.

В работе [4] представлены магнитные свойства структур с толщиной слоя Fe-Cr-Co порядка 100 нм. Слой меди в нашей структуре выполняет компенсационные функции. Структура пленки, напыленной в магнетронном разряде на постоянном токе, представлена на рис. 1.

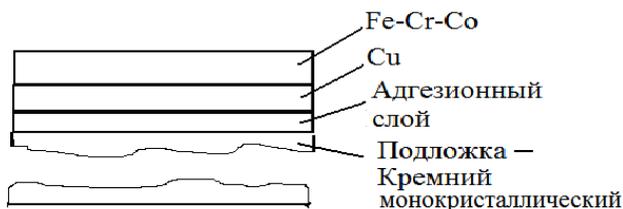


Рис. 1 Структура пленки, напыленной в магнетронном разряде на постоянном токе

Для определения степени деформации образцов пленок на квадратных подложках были проведены измерения радиуса кривизны изгиба с помощью двухкристального рентгеновского дифрактометра ДРОН-3М в режиме определения радиуса кривизны пластин с помощью метода, описанного в работе [5]. Максимально возможный радиус кривизны монокристаллов, определяемый этим способом – 250 м. В работе [6] выполнены измерения радиусов кривизны структур, содержащих слои Fe-Cr-Co толщиной сотни нанометров.

Экспериментальные результаты. Выбор оптимальной толщины компенсирующего слоя является непростой задачей, т.к. возможны случаи, при которых разрушение пленок после отжига происходило после того, как проходило несколько (до 2-3-х) недель. Характер предразрушения пленок (в зоне вблизи зоны разрушения) представлен на рис. 2. На этом же рисунке дан фрагмент объект микрометра, который служит для оценки размеров трещин в пленке вблизи зоны разрушения (в зоне предразрушения).

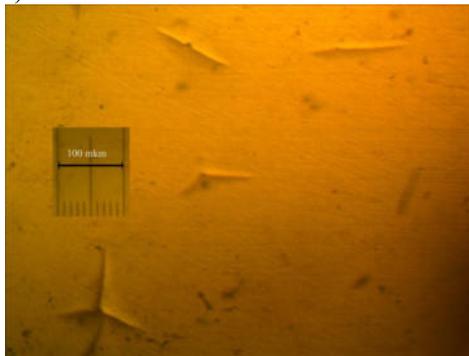


Рис. 2 Трещины в пленке в зоне вблизи зоны разрушения. На рисунке показан мерный отрезок – кусок шкалы объект-микрометра на отражение (ОМО)

Полученные образцы кремниевых подложек с пленками, содержащими слой ДТС состава Fe-Cr-Co, были изогнутыми, при этом пленки на подложках подвергались растяжению. Направление изгиба у всех образцов одинаковое – вогнутость со стороны пленки. Измерение радиуса изгиба проводилось в плоскости, параллельной одной паре противоположных граней

квадрата и перпендикулярно второй паре противоположных граней.



Рис. 3 Вид зоны разрушения пленки

Разориентация поверхности использованных пластин кремния не превышала $\pm 30^\circ$. Все пленки обладали большим магнитным моментом – сильно притягивались в область сильного магнитного поля. Параметры образцов и полученные радиусы их кривизны изгиба представлены в таблице 1.

Таблица 1

№п/п серии образцов	Толщина слоев, мкм		Температура отжига, град Цельсия	Радиус кривизны R, м
	Cu	Fe-Cr- Co		
1	1.9	3.6	Без отжига	- 13.3
			600	Частичное разрушение
			610	Частичное разрушение
			630	Частичное разрушение
2	3.8	3.6	Без отжига	7.9
			600	5,8
			630	5.0
			650	4.9
			670	4.2
			690	Частичное разрушение

3	1.9	1.8	Без отжига	14.4
			600	9.6
			630	6.7
			650	5.8

Из данных таблицы следует, что:

- с увеличением толщины компенсирующего слоя можно увеличить толщину дисперсионно-твердеющего слоя без разрушения пленок после отжига на спинодальный распад;
- для сохранения слоя ДТС толщина компенсирующего слоя меди должна быть примерно равной толщине слоя ДТС;
- увеличение температуры одноминутного отжига пленок, содержащих слой ДТС, приводит к уменьшению радиуса изгиба структуры на основе монокристаллического кремния и, по достижению критического значения температуры (для данного соотношения толщины слоя ДТС и компенсирующего слоя), к разрушению пленки.

Выводы

1. Доказана возможность получения пленок, содержащих слой дисперсионно-твердеющего состава с толщиной сравнимой с верхней границей диапазона толщин тонких пленок (условно принятой равной величине 5 мкм).

2. Определены условия высоковакуумного фотонного отжига, для некоторого набора толщин слоя ДТС и компенсационного слоя, при которых соблюдается целостность пленок.

Литература

1. Кекало И.Б., Физическое металловедение прецизионных сплавов. Сплавы с особыми магнитными свойствами: Учебник для вузов./ И.Б. Кекало, Б.А. Самарин - М.: Металлургия, 1989, 496 с.

2. Зайончковский В.С. Особенности деформации структур с многослойными металлическими пленками. / В.С. Зайончковский, Аунг Чжо Чжо, И.А. Прохоров, // Научно-технические инновационные технологии в приборостроении и машиностроении и развитие инновационной деятельности в вузе. Материалы Региональной научно-технической конференции: 17 - 19 апреля 2018 г., Т2, с. 143-148

3. Gaydaychuk V.A. The dynamic sublayers for improving adhesion of CVD Diamond films on copper/ V.A. Gaydaychuk, S.A. Linnik, V.V. Okhotnikov//5th International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects 2016. IOP Publishing – IOP Conf. Series: Journal of Physics:Conf.Series 830 (2017) 012102 doi;10.1088.1742-65996/830/1/012102.

4. Аунг Чжо Чжо. Многослойная тонкая пленка для продольного смещения магниторезистивных преобразователей. / Аунг Чжо Чжо, В.С. Зайончковский, Н.С. Перов, И.М. Миляев. // Труды XXV Научно-технической конференции с участием зарубежных представителей, Крым, Судак, 16-12 сентября 2018 г., с. 160-165.

5. Прохоров И.А., Захаров Б.Г. Рентгенодифракционные исследования особенностей релаксации и распределения макронапряжений в эпитаксиальных структурах. / И.А. Прохоров, Б.Г. Захаров// Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 1999. №2. С. 106-109.

6. Зайончковский В.С. Особенности деформации структур с многослойными металлическим пленками. / В.С. Зайончковский, И.А. Прохоров, Аунг Чжо Чжо // Научно-технические технологии в приборостроении и машиностроении и развитие инновационной деятельности в вузе. Материалы Региональной научно-технической конференции: 17 - 19 апреля 2018 г., Т2, с. 143-148

**КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ
КРИСТАЛЛОВ АМИНОКИСЛОТ ПОД ДАВЛЕНИЕМ
Празян Т.Л., Головки О.В.**

*Россия, г. Кемерово, Кемеровский государственный университет
E-mail: Prazyan.tigran@yandex.ru*

Нелинейная оптика напрямую связана с материалами, обладающими характерными оптическими и диэлектрическими свойствами, химической и физической стабильностью. Среди них выделяют органические молекулярные нелинейно-оптические (NLO) материалы второго порядка [1-4]. Аминокислоты

выступают в качестве простейших биологических молекул и вместе с тем обладают широким спектром областей применения.

Одними из представителей NLO-аминокислот являются орторомбический L-alanine $C_3H_7NO_2$ (2-аминопропановая кислота), орторомбический L-threonine $C_4H_9NO_3$ (2-амино-3-гидрокси-бутанкарбоновая кислота) и моноклинный L-leucine $C_6H_{13}NO_2$ (2-амино-4-метилпентановая кислота), имеющие цвиттерионный характер строения. Элементарные ячейки рассматриваемых кристаллов включают по 4 структурных единицы, каждая из которых связана с соседними молекулами неэквивалентными водородными связями. На рисунке 1 представлено молекулярное строение L-alanine, L-threonine и L-leucine (слева направо).

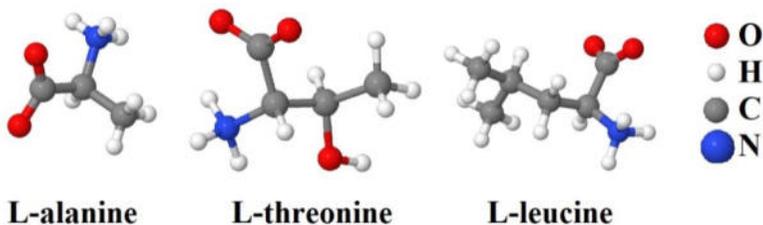


Рисунок 1. Молекулярное строение L-alanine, L-threonine и L-leucine

Как видно из рисунка, материалы подобраны по степени усложнения строения и добавления новых функциональных групп. Здесь важным фактором выступает L-образная форма таких белковых аминокислот. В настоящее время доподлинно неизвестно, почему они принимают именно такую форму.

Неоднократные исследования поведения рассматриваемого ряда аминокислот демонстрируют имеющиеся особенности поведения их структуры под давлением. Так, экспериментально показано отсутствие фазового перехода в L-alanine при 2 ГПа, при котором происходит пересечение параметров кристаллической решетки [5]. R.O. Holanda и др. [6] методами Рамановской спектроскопии показали возможное наличие 3-х фазовых переходов в L-threonine в интервале от 0 до 27 ГПа. Также с помощью Рамановской спектроскопии предположено

наличие двух фазовых переходов и одной аномалии в интервале давлений от 0 до 6 ГПа в кристалле L-leucine [7].

Методами теории функционала плотности и линейной комбинации атомных орбиталей, реализованных в пакете CRYSTAL'17 [8], выполнен расчет по исследованию зависимости поведения структур рассматриваемых кристаллов от давления. Расчет выполнен в рамках обобщенного градиентного приближения с обменным и корреляционным функционалом в варианте PBE [9]. Учет межмолекулярного взаимодействия выполнен по схеме Гримма [10] в варианте DFT-D3 (BJ) [11]:

$$E_{DFT-D3} = E_{KS-DFT} + E_{disp}.$$

Установлено, что имеющиеся аномалии и особенности в поведении внутри- и межмолекулярных длин связей, а также параметров элементарной ячейки для всех трех объектов имеют схожий характер. Так, с преимущественными изменениями под давлением связаны амино- (NH_3^+) и карбокси- (COO^-) функциональные группы, участвующие в образовании межмолекулярных связей. Выполненные расчеты показали, что для кристалла L-alanine аномалия возникает в интервале давлений от 1 до 2 ГПа, при которой происходит пересечение параметров элементарной ячейки *a* и *b*. Однако фазовый переход и, соответственно, резкого скачка объема при этом не наблюдается. Расчеты кристаллической структуры L-threonine под давлением и последующим расчетом энтальпии кристалла показали возможность существования фазового перехода при давлении также в интервале от 1 до 2 ГПа с сохранением симметрии кристалла, а также конформационных свойств его молекул. Данный результат подтверждает известные экспериментальные данные [6]. Проведенные расчеты оптимизации геометрии кристалла L-leucine под давлением также выявили особенности и фазовые переходы кристаллической структуры.

Литература

1. J.M. Cole, T.-Ch. Lin, A.J. Edwards, R.O. Piltz, G. Depotter, K. Clays, S.-Ch. Lee, O.-P. Kwon, Concerted Mitigation of O \cdots H and C(π) \cdots H Interactions Prospects Sixfold Gain in Optical Nonlinearity

of Ionic Stilbazolium Derivatives, *ACS Appl. Mater. Interfaces* (2015)7(8), P. 4693-4698.

2. R. Purusothaman, P. Rajesh, P. Ramasamy, Growth and characterization of organic NLO material: Clobetasol propionate, *Spectrochimica Acta Part A: Molecular and Biomolecular Spectroscopy* (2015) 145, P. 235-238.

3. V. Sivasubramani, S.A. Britto Dhas, M. Senthil Pandian, P. Ramasamy, Growth of organic nonlinear optical (NLO) ammonium D,L-tartrate (AMT) single crystal by conventional and unidirectional method and its characterization, *Materials Research Innovations* (2016) 20(1), P. 67-75.

4. R. Krishnana, M. Ayyanar, A. Kasinathan, P. Kumar, Birefringence, Photo luminous, Optical Limiting and Third Order Nonlinear Optical Properties of Glycinium Phosphite (GIP) Single Crystal: A potential Semi Organic Crystal for Laser and Photonics Applications, *Materials Research* (2018) 21(2), e20170329.

5. N.A. Tumanov, E.V. Boldyreva, B.A. Kolesov, A.V. Kurnosova, R. Quesada Cabrerad, Pressure-induced phase transitions in L-alanine, revisited, *Acta Cryst.* (2010) B66, P. 458-471.

6. R.O. Holanda, Jr.J.A. Lima, P.T.C. Freire, F.E.A. Melo, J. Mendes Filho, A. Polian, New pressure-induced phase transitions of L-threonine crystal: A Raman spectroscopic study, *Journal of Molecular Structure* (2015) 1092, P. 160-165.

7. P.F. Facanha Filho, P.T.C. Freire, F.E.A. Melo, V. Lemos, J. Mendes Filho, P.S. Pizani, D.Z. Rossatto, Pressure-induced phase transitions in L-leucine crystal, *J. Raman Spectrosc.* (2009) 40, P. 46-51.

8. R. Dovesi, A. Erba, R. Orlando, C.M. Zicovich-Wilson, B. Civalleri, L. Maschio, M. Rérat, S. Casassa, J. Baima, S. Salustro, B. Kirtman, Quantum-mechanical condensed matter simulations with CRYSTAL, *WIRES Comput Mol Sci.* (2018) 8(4), e1360.

9. J.P. Perdew, K. Burke, M. Ernzerhof, Generalized gradient approximation made simple, *Phys. Rev. Lett.* (1996) 77, P. 3865-3868.

10. S. Grimme, J. Antony, S. Ehrlich, H. Krieg, A consistent and accurate ab initio parametrization of density functional dispersion

correction (DFT-D) for the 94 elements H-Pu, J. Chem. Phys. (2010) 132, P. 154104.

11. S. Grimme, S. Ehrlich, L. Goerigk, Effect of the damping function in dispersion corrected density functional theory, J. Comput. Chem. (2011) 32, P. 1456-1465.

**ИССЛЕДОВАНИЯ ПО ВЫБОРУ
ТЕПЛОИЗОЛЯЦИОННОГО МАТЕРИАЛА
ДЛЯ ЗАЩИТЫ ЭЛЕКТРОННОГО РЕГИСТРАТОРА
ТЕМПЕРАТУРЫ
ПРИ ОЦЕНКЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ
ПРОМЫШЛЕННЫХ ПЕЧЕЙ**

Гайденко В.О., Зайцев И.М., Малецкий Р.Р.
*Россия, г. Обнинск, АО «ОНПП «Технология»
им. А.Г.Ромашина»*

Промышленные печи входят в состав многих технологических процессов изготовления продукции как гражданского, так и оборонного назначения. Точность и эффективность их работы в значительной степени влияет на технико-экономические показатели производимой продукции.

Для получения качественных изделий специалистам необходима достоверная информация о распределении температурных полей в печи и в самих изделиях в процессе нагрева и температурной выдержки с целью выбора режимов термической обработки и оптимизации технологических процессов. Такую информацию практически невозможно получить только исходя их показаний терморегуляторов, которыми снабжаются лабораторные, а тем более промышленные печи, отличающиеся значительными габаритами. Штатные термопары обычно установлены на своде печи или вблизи ее боковых поверхностей по зонам и не в полной мере отражают реальный процесс.

Для оценки детальных характеристик процесса нагрева изделий в печи, а также для выбора эффективных режимов термообработки предназначены современные системы диагностики, изготавливаемые в ООО «Обнинская

термоэлектрическая компания». Они представляют собой автономные устройства, которые могут быть установлены в любой точке печи и испытывают при этом те же тепловые нагрузки, что и сами изделия. Система радиотелеметрии позволяет получать в режиме реального времени устойчивый сигнал с фактическими данными температуры в оборудовании с рабочей температурой до 1300 °С. А технические специалисты получают весь температурный профиль печи [1].

Одним из основных компонентов системы мониторинга является запоминающее устройство – регистратор температуры. Электроника самого регистратора рассчитана на длительную работу при температуре не выше 110 °С, поэтому для выполнения своего функционального предназначения в высокотемпературных печах она должна быть надежно защищена эффективным теплоизоляционным материалом.

Рынок теплоизоляции достаточно обширен, но к эффективным теплоизоляционным материалам можно отнести те, которые обладают максимально низкой теплопроводностью. Это волокнистые теплоизоляционные материалы на основе различных типов волокон и микропористая теплоизоляция на основе пирогенных оксидов неметаллов.

В настоящей работе исследована эффективность применения в термозащитных контейнерах волокнистого теплоизоляционного материала на основе кремнеземного волокна ТЗМ-23М (ТУ 1-596-425-2017) и микропористого теплоизоляционного материала на основе пирогенного диоксида кремния ТИМ-МП-НК (ТУ 1-596-513-2013).

Для проведения исследований были изготовлены теплозащитные контейнеры КТ 01-5 PROMALIGHT 1000R, КТ 01-5 ТИМ-МП-НК и КТ 01-5 ТЗМ-23М и определено максимальное время их изотермической выдержки при различных температурах до достижения в зоне запоминающего устройства максимально допустимой температуры.

Исследование показало, что при использовании теплоизоляционного материала PROMALIGHT 1000R обеспечивается самое длительное время работы термозащитного

контейнера. Это следовало ожидать, исходя из самых низких значений теплопроводности материала.

Теплофизические свойства теплоизоляционного материала ТИМ-МП-НК близки к таковым для PROMALIGHT 1000R, но время выдержки контейнера с его использованием несколько короче (~30 мин для всех температур). Тем не менее, этот материал можно считать перспективным для импортозамещения, в том числе для высокотемпературных печей.

Время выдержки контейнера, защищенного теплоизоляционным материалом ТЗМ-23М значительно короче, чем при использовании двух других материалов. Это объясняется тем, что его теплопроводность почти вдвое выше. Ее можно использовать в термозащитных контейнерах в случае, когда идет оптимизация кратковременных температурных режимов.

Литература

1. Контроль высокотемпературной термической обработки стального проката – URL: <http://www.goo-gl.ru/5fM> (дата обращения 25.04.2019)

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ ИНДУКЦИОННЫЙ НАГРЕВ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ НЕОРГАНИЧЕСКОГО СВЯЗУЮЩЕГО

**Клемазов К.В.¹⁾²⁾, Миронов Р.А.¹⁾, Атрощенко И.Г.¹⁾²⁾,
Печенкин К.В.¹⁾³⁾, Якушкин П.Ю.¹⁾, Забейайлов М. О.¹⁾**

1) *АО «ОНПП «Технология» им. А.Г. Ромашина», г. Обнинск*

2) *ИАТЭ НИЯУ МИФИ, г. Обнинск*

3) *НИЯУ МИФИ, г. Москва*

kvklemazov@iate.obninsk.ru

Современные летательные аппараты способны работать при температурах выше 1000°С в условиях высокоскоростного нагрева [1]. В качестве перспективных материалов, которые могут эксплуатироваться в данных условиях выступают композитные материалы на основе неорганических связующих. Одним из представителей данного класса материалов является

композитный материал на основе алюмохромфосфатного связующего [2]. Классические методы механических испытаний при повышенных температурах предполагают квазистационарный нагрев. При таких режимах нагрева механические свойства материала могут отличаться от свойств, которые наблюдаются в условиях реальной эксплуатации. Изучение механических характеристик данного класса материалов в условиях, приближенным к реальным, является актуальной задачей.

В данной работе проведены испытания на растяжение при высокоскоростном индукционном нагреве композиционного материала на основе алюмохромфосфатного связующего. Нагрев материала осуществлялся через промежуточный нагреватель. Испытания проводились при температурах 1100-1500°C. Скорость нагрева – 10 °/сек.

Результаты испытаний на растяжение представлены на рисунке 1.

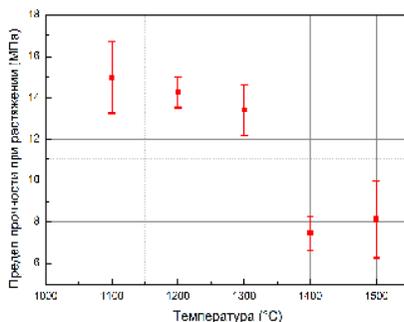


Рисунок 1 Результаты испытаний на растяжение материала ХАФСкв

При температуре 1400°C происходит резкое падение прочности. Данный факт можно объяснить тем, что при этих температурах кварцевая ткань перестает выполнять армирующую роль вследствие размягчения. В целом меняется характер разрушения.

Результаты рентгенофазового анализа ХАФСкв после испытаний на растяжение представлены на рисунке 2. По

рентгенограммам видно, что уже после нагрева до температуры 1100 С происходит образование кристаллической фазы AlPO_4 . Смещение положения максимума основного пика AlPO_4 с ростом температуры связано с упорядочиванием структуры (рисунок 3).

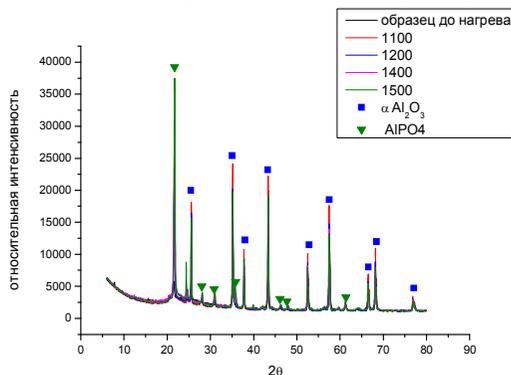


Рисунок 2 Результаты РФА образцов ХАФСкв после индукционного нагрева

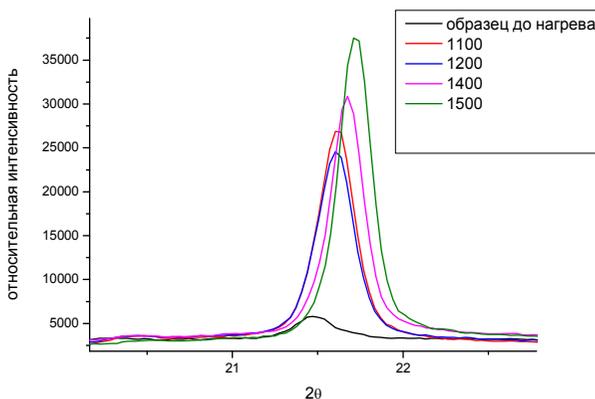


Рисунок 3 Рост фазы AlPO_4 при индукционном нагреве

Высокоскоростной индукционный нагрев позволяет избежать появления дополнительных кристаллических фаз, таких как $\text{Al}(\text{PO}_3)_3$, Cr_2O_3 , которые могут возникать в условиях

квазистационарного нагрева при классических методах испытаний на прочность при повышенных температурах [3].

Литература

1. Гуртовник, И.Г. Радиопрозрачные изделия из стеклопластиков/ И.Г. Гуртовник, В.И. Соколов, Н.Н. Трофимов [и др.]; под ред. В.И. Соколова. – М.: Мир, 2003. – 368 с.

2. Степанов П.А., Атрощенко И.Г., Стародубцева Н.И., Шуткина О.В., Мельников Д.А. Разработка высокотемпературных композиционных материалов теплозащитного и радиотехнического назначения. // Перспективные материалы, 2014 №10. С. 17-21

3. Chen N. et al. Studies on high-temperature thermal transformation and dielectric property of aluminum–chromium phosphates //Journal of Thermal Analysis and Calorimetry. – 2014. – Т. 116. – №. 2. – С. 875-879.

ИЗУЧЕНИЕ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ МОДИФИЦИРОВАННОГО С ПОМОЩЬЮ ПРОПИТКИ

**Михайлов И.Г., Голубева Н.А., Чевыкалова Л.А.,
Плясункова Л.А., Лисаченко М.Г., Забейайлов М.О.,
Драпак А.П.**

*Россия, Обнинск, АО «ОНИПП «Технология» им. А.Г. Ромашина»
ГНЦ РФ*

E-mail: info@technologiya.ru

Материалы на основе нитрида кремния обладают рядом отличительных свойств, таких как стойкость к воздействию высоких температур в окислительной среде воздуха (1600°C), термостойкость, высокая прочность на изгиб, а так же превосходная коррозионная стойкость. Изделия из материала с этими свойствами находят применение в перспективных газотурбинных двигателях (ГТД). Однако, для задач двигателестроения теплопроводность и трещиностойкость нитрида кремния накладывают ограничения. Для снятия вышеуказанных ограничений предлагается рассмотреть

возможность улучшения свойств теплопроводности и трещиностойкости нитрида кремния внедрением в его структуру фазы карбида кремния, обладающей большей теплопроводностью и трещиностойкостью. В настоящей работе за основу взят реакционносвязанный нитрид кремния (РСНК), поскольку этот материал является однородным и безупрочным, обеспечивает стабильную прочность на изгиб в широком интервале температур, и исследуются изменения его свойств за счёт внедрения объёмной доли фазы карбида кремния. Заготовки материала получены с помощью метода изостатического прессования. Для однородности распределения фазы карбида кремния в основной фазе РСНК применяется метод пропитки заготовки фенолформальдегидным связующим. Количеством циклов пропитки регулируется содержание объёмной доли фазы карбида кремния в материале. По полученным образцам исследован комплекс основных свойств материала: микроструктура, фазовый состав, прочность на изгиб, теплопроводность, трещиностойкость.

УЛУЧШЕНИЕ ЭМИССИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ ИСТОЧНИКОВ СВОБОДНЫХ ЭЛЕКТРОНОВ ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНОЙ ПЛАЗМЫ

Рухляда Н.Я.

Россия, Национальный Исследовательский ядерный университет «МИФИ», Обнинский институт атомной энергетики

E-mail: ruh@iate.obninsk.ru

Получение свободных электронов и их использование для генерации электромагнитных волн сверх высокочастотного диапазона является актуальной задачей. Наиболее часто свободные электроны получают путем теплового нагрева твердого тела . явление носит. Это явление носит название термоэлектронной эмисс. Число вышедших электронов на поверхность зависит от температуры катода и поверхностной характеристики твердого тела – работы выхода. Для увеличения концентрации электронов над поверхностью необходимо уменьшить работу выхода. К настоящему времени

экспериментально подобраны материалы с низкой работой выхода. Разработаны композитные системы на основе вольфрамового порошка, пропитанного активным веществом, BaO , CaCO_3 , Al_2O_3 - импрегнированные катоды. Ведутся работы по улучшению параметров таких систем: работы выхода, вторичной электронной эмиссии, срока службы.

Методика эксперимента и объекты исследования.

Целью настоящей работы является совершенствование технологии изготовления эффективных термокатодов для получения свободных электронов повышенной концентрации.

В работах [1-3] предложена методика модификации поверхностных слоев эффективных термокатодов импульсной плазмой (ИП). Для формирования ИП использована установка Z-пинч. В откачанной цилиндрической камере, заполненной аргоном, при подаче напряжения $U = 10\text{-}25$ кв возникает разряд, образуется плазма, сжимающаяся в шнур диаметром 10 мм. Ток разряда достигает 10^5 А, длительность импульса 1мкс. Под действием неустойчивостей шнур разрывается и в электроды вкладывается мощность $\sim 10^{10} - 10^{12}$ Вт/м². Если на разрядном электроде разместить эффективный термокатод, его поверхностный слой под действием разряда расплавится и образуется ячеистая структура, которая выполняет несколько функций. Во-первых, через образовавшиеся поры активное вещество растекается по поверхности. Во-вторых, расплавленные кристаллиты вольфрамовой губки сглаживают микрорельеф и снижают «поле пятен». В третьих, за счет сглаживания микрорельефа и изменения фазовой структуры состава поверхностного слоя увеличивается коэффициент вторичной электронной эмиссии.

В настоящей работе излагаются результаты воздействия ИП на поверхностные слои плоских металлопористых катодов состава $\text{W} + 80\% \text{Re}$, без пленки Os и с пленкой Os толщиной 0.5 мкм. В отличие от предыдущих работ, в которых излагались результаты облучения катодов ионами аргона, в настоящей работе приводятся результаты воздействия ионов азота на поверхностные слои катодов. Из-за меньшей массы атома азота по сравнению с массой атома аргона, атомы азота более «мягко»

воздействовали на поверхностные слои. Эмиссия возросла на 10% по сравнению с необлученными катодами. Были проведены ресурсные испытания облученных катодов.

Литература

1. Н.Я. Рухляда. «Модификация поверхностей материалов импульсной плазмой»/Palmarium Academic Publishing, Saarbrucken, Германия, 2017.

2. Ли И.П., Рухляда Н.Я. «Создание поверхностных структур с заданными свойствами с помощью концентрированных потоков частиц»//Физика и химия обработки материалов. 2005, № 1. С. 61 -65

3. О.Ю Масленников, Н.Я. Рухляда, И.П. Ли, И.А. Чусов, А.С. Шелегов «Модификация поверхностных слоев импульсными потоками плазмы как одно из направлений совершенствования технологии изготовления эфетивных термокатодов»//Наукоемкие технологии, №5, Т.10,СМ. С. 28-35.

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА SmS

**Баскаков Е.Б., Волчков И.С., Стрелов В.И.,
Каневский В.М.**

*Россия, Москва, ИК РАН, ФНИЦ «Кристаллография и
фотоника» РАН*

E-mail:baskak92@gmail.com

Полупроводниковые материалы на основе моносulfида самария (SmS) обладают аномальным, на первый взгляд эффектом - генерацией электродвижущей силы (ЭДС) при нагреве, происходящем в отсутствии градиента температуры [1]. Данный эффект и ряд свойств материала [2] определяют необходимость работ по исследованию, и в частности по модификации (структуризации) SmS. Одним из таких процессов модификации является обработка SmS импульсными магнитными полями (ИМП). Выбор данного воздействия обусловлен тем, что обработка слабыми магнитными полями оказывает влияние, как на свойства, так и на дефектную структуру полупроводниковых материалов [3]. В качестве

объектов исследования использовались два образца SmS цилиндрической формы, высотой в 2,5 мм и радиусом 10 мм. Исследуемые образцы подвергались воздействию импульсного магнитного поля амплитудой $B = 1$ Тл, с частотой следования импульсов $\nu = 12$ Гц, в течение времени $t_{\text{exp}} = 20$ мин. Вектор магнитной индукции был направлен перпендикулярно поверхности образцов.

Измерения удельной проводимости проводились многократно, в течение 50 часов, после воздействия ИМП на лабораторной установке, состоящей из пикоамперметра Keithley 6487 и предметного столика. Постоянное напряжение, прикладываемое к контактам (Ag), нанесенным на торцевые параллельные поверхности SmS, для снятия ВАХ составляло 5 В. Микрофотографии структуры образцов SmS получены на растровом электронном микроскопе Jeol 6000-PLUS JCM.

Для оценки зеренной структуры образцы SmS исследовались до импульсной магнитной обработки. Исходный порошок моносульфида самария для исследуемых образцов был получен стандартным ампульным синтезом [4]. Для образца №1 порошок прессовался в цилиндрическую форму под давлением 4 т/см^2 . Образец №2 был изготовлен прессованием под давлениями 5 т/см^2 , и с последующим высокотемпературным ТВЧ отжигом при температуре 1900 К. Исследования показали, что зеренная структура образцов, полученных при разных параметрах, существенно отличается (Рис. 1 и 2).

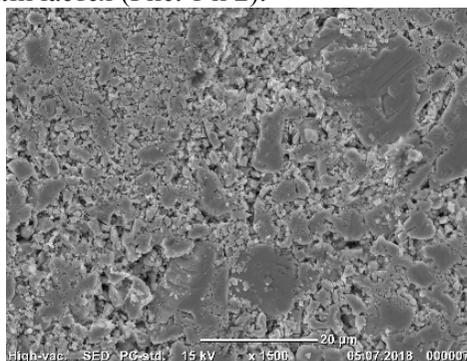


Рисунок 1. РЭМ изображения поверхности образца №1, полученного при давлении 4 т/см^2

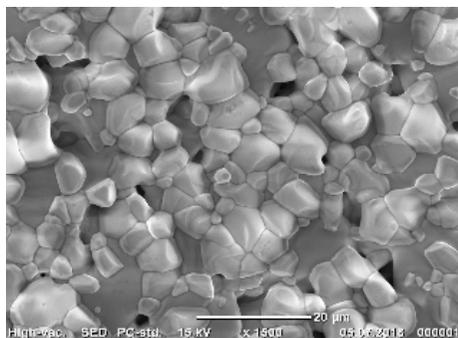


Рисунок 2. РЭМ изображение поверхности образца №2, прошедшего ТВЧ отжиг, полученного при давлении 5 т/см^2 .

При исследовании удельной проводимости образца №2, полученного с ТВЧ отжигом, наблюдалось два пика резкого изменения удельной проводимости, происходящие во временных интервалах 20 - 24 часа и 45 - 48 часов, после выдержки в импульсном магнитном поле (Рис. 3). Между этими пиками изменения удельной проводимости образца SmS электрические характеристики нестабильны и дают значительный разброс в своих значениях. Предполагается, что в данный промежуток времени происходят процессы перестроения дефектной структуры SmS. Проведенные исследования показали, что электрические характеристики SmS не чувствительны к повторной обработке импульсным магнитным полем, что говорит об упорядочении дефектной структуры образца, после его выдержки в слабом магнитном поле. Образец №1, в силу особенностей своего строения, не обладает определенным преобладающим дефектным комплексом, и показывает отсутствие изменения удельной проводимости, после выдержки в слабом импульсном магнитном поле (Рис. 4).

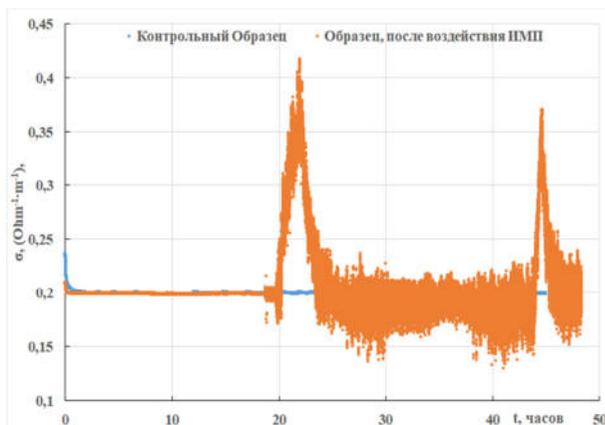


Рисунок 3. Зависимость удельной проводимости (σ) образца SmS №2, полученного с использованием высокотемпературной обработки в ТВЧ печи, от времени.

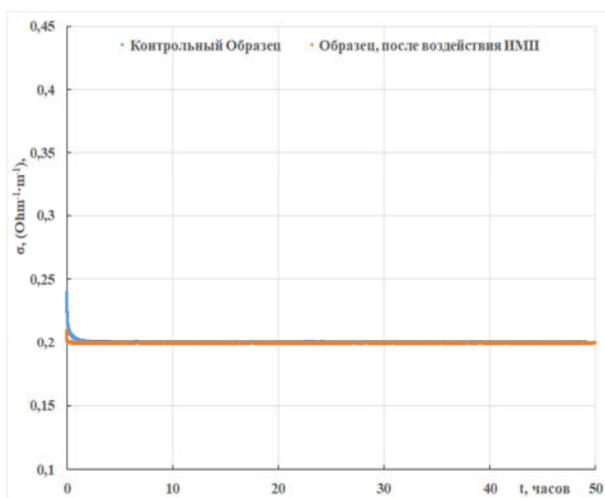


Рисунок 4. Зависимость удельной проводимости (σ) образца SmS №1 от времени.

Литература

1. М.М. Казанин, В.В. Каминский, С.М. Соловьев. Аномальная термоэдс в моносulfиде самария / ЖТФ, 70, 5, 136, 2000.

2. Грошев И., Полухин И. //Компоненты и технологии. 2014. № 8. С. 128-131.

3. Каневский В.М., Дистлер Г.И., Москвин В.В., Постников С.Н., Рябинин Л.А., Сидоров В.П., Шнырев Г.Д. О влиянии слабого импульсного магнитного поля на реальную структуру твердых тел., Докл. АН СССР, 268, 591, (1983).

4. А.С. Высоких, П.В. Миодушевский, П.О. Андреев. Получение изделий из SmS для электроники / Вестник Тюменского гос. университета, №5, 179 - 185, 2011.

СТРУКТУРА БИМОЛЕКУЛЯРНОГО КРИСТАЛЛА АКРИЛАМИД - БЕНЗАМИД (БМК)

Ридер Е.Э., Сарин В.А., Исаков И.В.

*Российская федерация, Обнинск, Научно-исследовательский
физико-химический институт, НИФХИ*

E-mail: rieder_obninsk@mail.ru; vic.fet@yandex.ru

Интерес к исследованию строения сплавов акриламида (АА) с бензамидом (БА) был вызван задачей получения стереорегулярного полиакриламида (ПАА).

Рентгенофазовый анализ сплавов АА с БА обнаружил образование в сплаве новой кристаллической фазы, состав которой соответствовал эквимолярному соотношению компонент сплава (АА: БА=1:1).

Для рентгеноструктурного исследования были получены мелкие пластинчатые монокристаллы этой новой фазы размером 0,5×0,4×0,1 мм, которые для эксперимента помещены в запаянный стеклянный капилляр. Измерение интенсивностей рефлексов дифракции рентгеновских лучей проведено при температуре 17°C на автоматическом дифрактометре ДАР-1, Cu-K α излучение.

Для кристаллической структуры этого кристалла определена пространственная группа моноклинной сингонии P2₁/b с параметрами: a=5,566 (6) Å, b=19,28 (2) Å, c=9,93 (1) Å, угол моноклинности $\gamma=95,42$ (5) °, z=4 молекулы (АА+БА). Главной особенностью этого бимолекулярного кристалла является попарное объединение водородными связями N-H---O молекул

АА в димеры и аналогичное объединение молекул БА в свои димеры. При этом в направлении оси «с» образуются ленты димеров АА, из которых под углом $\sim 80^\circ$ выступают бензольные «хвосты» димеров БА (Рис. 1). Пакеты лент с чередующимися димерами создают слои, границы между которыми являются плоскостями спайности кристалла.

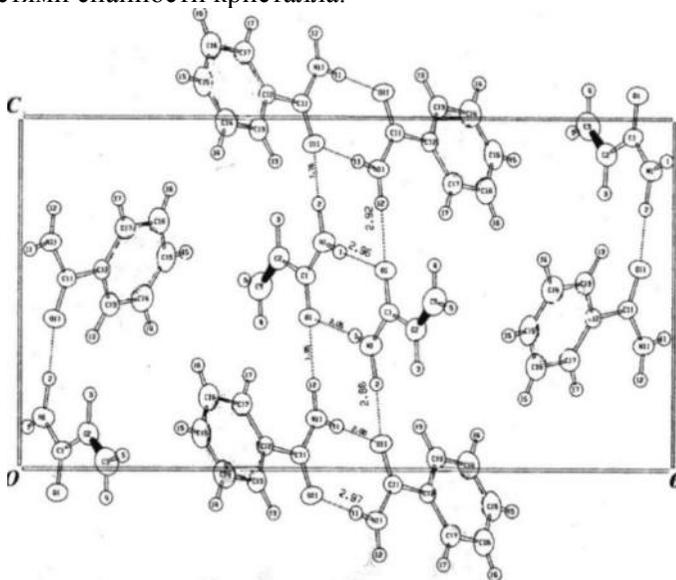


Рис. 1. Расположение димеров АА и БА и водородные связи между молекулами АА и БА в кристалле БМК.

В работе предлагается структурный критерий возможного начала полимеризации. Межмолекулярные расстояния между ближайшими двойными связями С2–С3 (на рис. 1 и рис. 2 выделены утолщёнными линиями) при расстоянии меньше 4 \AA могут разорваться и присоединиться к ближайшей молекуле АА, т. е. запустить процесс полимеризации. В нашем случае ближайшее расстояние между атомами С2 одной молекулы и атомами С2 ближайших молекул составляет $4,5 \text{ \AA}$, что существенно больше указанного выше критерия.

Таблица 1. Параметры водородных связей в БМК акриламид-бензамид

	$r(N-H), \text{Å}$	$r(H \cdots O), \text{Å}$	$r(N \cdots O), \text{Å}$	$\langle NH \cdots O \rangle$
AA \cdots AA	0.93(6)	2.04(6)	2.956(6)	169 $^\circ$ (6)
БА \cdots БА	0.98(5)	2.01(5)	2.981(7)	177 $^\circ$ (5)
AA \cdots БА	1.11(6)	1.76(6)	2.863(7)	173 $^\circ$ (5)
БА \cdots AA	0.97(5)	1.95(5)	2.917(7)	176 $^\circ$ (5)

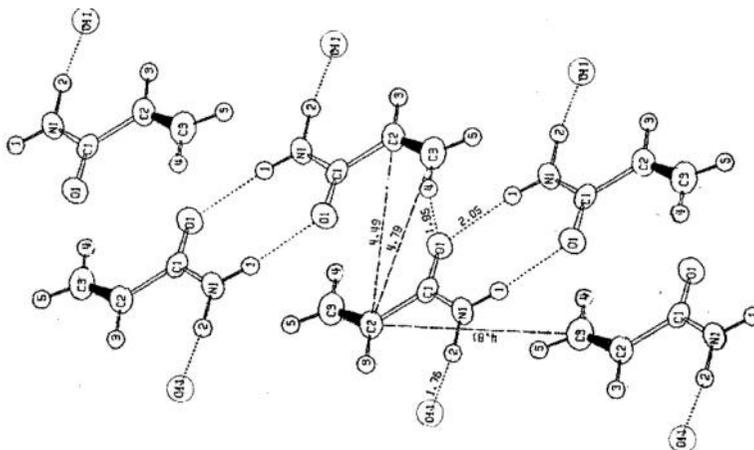


Рис. 2. Сечение канала «бензамидной матрицы» (молекулы БА не указаны); цепи димеров акриламида

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ КЕРАМИЧЕСКОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ТЕПЛОФИЗИЧЕСКОГО И РАДИОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Степанов П.А., Никулина О.В., Ключева И.И.

*Российская Федерация, г. Обнинск, АО «ОНПП «Технология»
им. А.Г.Ромашина»
info@technologiya.ru*

Одной из важнейших проблем в современной авиационной и ракетной технике является разработка радиопрозрачных элементов летательных аппаратов.

Из всего многообразия конструкционных материалов наиболее перспективными для радиопрозрачных обтекателей

являются керамические и композиционные материалы. Керамические материалы обладают высокой термостойкостью и радиопрозрачностью до температур 1600°C и выше, поэтому широко используются при производстве элементов летательных аппаратов. Однако, данные материалы, в отличие от композиционных, имеют низкую ударную вязкость и трещиностойкость. Керамические материалы и изделия из них так же сложны в изготовлении и требуют использования дорогого оборудования и оснастки.

Использование композитных материалов позволит существенно снизить удельный вес конструкций. Однако проблемой классических композитных материалов является низкая температура эксплуатации (до 500°C).

Альтернативой классическим композиционным материалам являются КМ на основе неорганических связующих (алюмохромфосфатных связующих, использование кремнезелей или алюмоселей). Данные материалы могут эксплуатироваться вплоть до 1500°C.

Целью данной работы являются исследования по разработке керамического композиционного материала (ККМ) на основе кварцевой ткани и кварцевого шликера в качестве связующего, исследование его теплофизических и радиотехнических свойств.

В ходе работы были изготовлены опытные образцы ККМ, полученные методом вакуумного формования. Были исследованы теплофизические и радиотехнические свойства. Показана стабильность этих свойств в широком температурном диапазоне эксплуатации, вплоть до $T=1200$ С.

Разработка и внедрение в производство новых термостойких композиционных материалов является перспективным направлением в области создания новых образцов авиа-, космического направления.

**ВЛИЯНИЕ ДОПИРОВАНИЯ НА
КРИСТАЛЛОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Zn_2SiO_4**

Зайцева Н.А.^{1,2}, Ротермель М.В.¹, Красненко Т.И.¹,

Титова С.Г.³ Иванова И.В.¹,

Онуфриева Т.А.¹, Самигуллина Р.Ф.¹

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

²*Россия, г.Екатеринбург, Уральский государственный горный
университет*

³*Россия, г.Екатеринбург, Институт металлургии УрО РАН,
E-mail:natalzay@yandex.ru*

Материалы на основе Zn_2SiO_4 обладают востребованными оптическими свойствами. $Zn_{2-2x}M_{2x}SiO_4$ (M=Co, Cu, Ni) являются пигментами синей гаммы, $Zn_{2-2x}Mn_{2x}SiO_4$ - люминофор зелёного свечения. Твёрдые растворы замещения на основе виллемита термически и химически устойчивы $Zn_{2-2x}M_{2x}SiO_4$ (M=Mn, Mg, Cu, Co, Ni).

Структура матрицы Zn_2SiO_4 , образованная чередующимися тетраэдрами $[SiO_4]^{4-}$ и $[ZnO_4]^{6-}$, толерантна к их деформациям при замещении цинка и кремния. При замещении катионной подсистемы ионами двухвалентных металлов образуются протяженные твёрдые растворы, однако систематических исследований влияния размера иона-допанта на кристаллохимические свойства Zn_2SiO_4 не выполнялось.

Цель настоящей работы - сравнительный анализ концентрационных зависимостей кристаллохимических параметров твёрдых растворов $Zn_{2-2x}M_{2x}SiO_4$ (M=Mn, Mg, Cu, Co, Ni).

Образцы $Zn_{2-2x}M_{2x}SiO_4$ (M = Mn, Mg, Cu, Ni) синтезировали из оксидов по стандартной керамической технологии, фазовый состав контролировали рентгенографически. Дифрактограммы получали на дифрактометре Shimadzu, ($CuK\alpha$ - излучение, интервал углов 2θ от 10 до 60°). Расчет кристаллохимических параметров элементарных ячеек осуществляли методом Ритвельда в программной среде Fullprof 2010.

В таблице 1 приведены параметры элементарной ячейки для Zn_2SiO_4 и для граничных составов силикатов $Zn_{2-2x}M_{2x}SiO_4$ ($M = Mn, Mg, Cu, Ni, Co$).

Таблица 1.

	$r(\text{Å})$	x_{\max}	$V(\text{Å}^3)$	$a, \text{Å}$	$c, \text{Å}$
Zn^{2+}	0.74		1565.3	13.93	9.32
Mn^{2+}	0.80	0.13	1581.4	13.97	9.35
Co^{2+}	0.72	0.25	1569.7	13.94	9.32
Mg^{2+}	0.71	0.23	1557.2	13.90	9.30
Cu^{2+}	0.71	0.23	1557.2	13.91	9.29
Ni^{2+}	0.69	0.15	1561.8	13.92	9.31

Концентрационные зависимости параметров элементарных ячеек твердых растворов показаны на рис. 1.

Параметры элементарных ячеек твердых растворов $Zn_{2-2x}M_{2x}SiO_4$ ($M = Mg, Cu, Ni, Co$) с ростом концентрации допантов изменяются незначительно, объемы граничных составов отличаются на доли процента. Области гомогенности твердых растворов $Zn_{2-2x}M_{2x}SiO_4$ тем больше, чем ближе радиус иона-заместителя к радиусу матричного иона Zn^{2+} (рис.2).

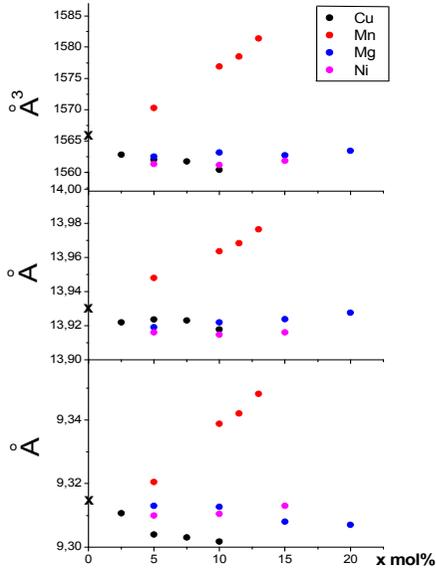


Рис. 1. Концентрационные зависимости параметров элементарных ячеек $Zn_{1-2x}M_{2x}SiO_4$ (M=Mn, Mg, Cu, Ni).

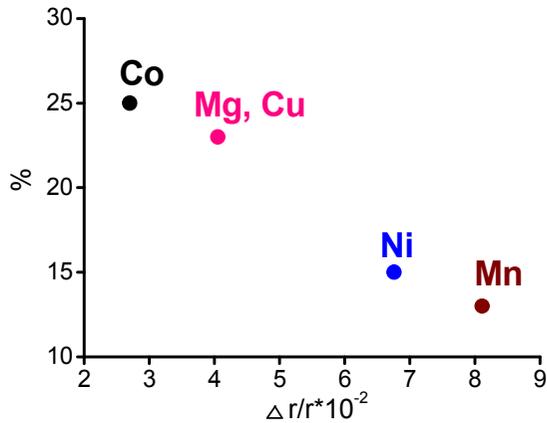


Рис.2. Зависимость протяженности твердого раствора $Zn_{1-2x}M_{2x}SiO_4$ (M=Mn, Mg, Cu, Co[1], Ni) от относительной разницы иона-цинка и ионов заместителей

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 19-03-00189).

Литература

1. Fores A., Llusar M., Badenes J.A., et. al. // J. Hom. 2000. V.2. P.93.

К ВОПРОСУ ОБ ОЦЕНКЕ ТЕПЛОСТОЙКОСТИ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Ковалева Ю.Ю.*, **Кирюшина В.В.**, **Степанов П.А.**,
Якушкин П.Ю., **Соловьев А.А.**

Россия, г.Обнинск, АО «ОИПП «Технология» им. А.Г.Ромашина»

*E-mail: * fenich@inbox.ru*

Большинство полимерных материалов, используемых в качестве связующего в производстве полимерных композиционных материалов (далее – ПКМ), при нагревании переходят из стеклообразного состояния в эластичное. Этот переход сопровождается резким и значительным снижением механических свойств полимерной матрицы, что в свою очередь приводит к снижению механических характеристик ПКМ [1, 2]. Определение температуры, при которой происходят необратимые структурные процессы и деградация деформационно-прочностных свойств актуально, как с точки зрения оценки температурных границ применения ПКМ, так и для прогнозирования надежной работы конструкций из данных материалов в условиях экстремального нагружения.

Теплостойкость представляет собой способность сохранять жесткость при одновременном воздействии нагрузки и температуры. Известны два наиболее широко распространенных метода для оценки теплостойкости ПКМ. Для эластичных полимерных материалов типа поливинилхлоридных пластиков используют метод определения теплостойкости по Вика, для наиболее жестких и теплостойких материалов, к которым относятся реактопласты, определение проводят при высоких нагрузках по методу Мартенса [2, 3]. Данные методы не лишены недостатков, затрудняющих их применение в серийном

производстве и сопоставление получаемых результатов измерений.

Авторами работы было проведено исследование альтернативных методов определения теплостойкости ПКМ: термомеханического метода определения теплостойкости посредством «микробалки», метода трехточечного изгиба при температуре и дилатометрического метода. Достоинства выбранных способов измерения заключаются в вариации геометрических размеров образцов в соответствии с толщиной стенки реального изделия и моделировании нагружения в соответствии с критериями работоспособности.

Сущность метода «микробалки» заключается в определении температуры, при которой испытуемый образец, горизонтально расположенный на двух опорах, находящийся под действием постоянной нагрузки и нагреваемый с постоянной скоростью, начинает прогибаться.

Метод трехточечного изгиба [4] подобен методу «микробалки» с тем исключением, что позволяет проводить измерения образцов существенно большей толщины, что видится более физическим и корректным. Однако существует неоднозначность в выборе метода обработки ТМА кривых, получаемых в результате эксперимента. Так, И.Хуго [3] предложено в качестве значения теплостойкости определять температуру, при которой модуль упругости снижается в 2 раза. Авторами [5-6] предложена аппроксимации ТМА кривых «сигмоидом», а в качестве искомой температуры принимается точка перегиба «сигмоида».

В основу определения теплостойкости дилатометрическим способом положено измерение изменения длины образца при изменении его температуры по заданному режиму. За теплостойкость материала принимается температура начала деформации – температура точки максимального удлинения на дилатометрической кривой.

Изначально были исследованы образцы ПКМ на основе стеклоткани (ТС-8/3К) и фенолформальдегидного (ФН) связующего. Результаты определения теплостойкости тремя выбранными способами приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Результаты определения теплостойкости ПКМ на основе связующего ФН

Метод	Размер образцов, мм	Среднее значение, °С	Станд. отклонение, °С	Коэфф. вариации, %
Метод "Микробалки"	6×3×0,5	255,3	4,8	1,9
Трехточечный изгиб	32×10×1,6	256,0	5,7	2,2
Дилатометрический метод	50×4×1,6	258,7	4,3	1,7

Анализ воспроизводимости полученных результатов и особенностей проведения измерений различными методами позволили выбрать дилатометрический метод в качестве основного метода для разработки методики определения теплостойкости ПКМ.

Для дальнейшей отработки дилатометрического метода определения теплостойкости были изготовлены образцы ПКМ на основе связующего ФН и препрега типа КМКС (ВПС-32 К8/ЗК) различной толщины и испытаны при различных нагрузках. По результатам испытаний (рисунок 1) отмечено, что варьирование толщин и нагрузок незначительно отражается на показателях теплостойкости материалов.

Таким образом, рассмотрение различных методов определения теплостойкости ПКМ показало, что наиболее простым и универсальным методом для определения данной температурной характеристики ПКМ является дилатометрический способ, позволяющий измерять образцы различной толщины, при различных нагружениях и обладающий приемлемой воспроизводимостью результатов измерений.

В дальнейшем, использование данного метода позволит разработать методику определения теплостойкости ПКМ серийно изготавливаемых изделий, основной целью которой может являться сравнительный анализ качества различных партий исходных материалов, и прогнозировать температурный интервал работоспособности вновь разрабатываемых изделий из ПКМ.

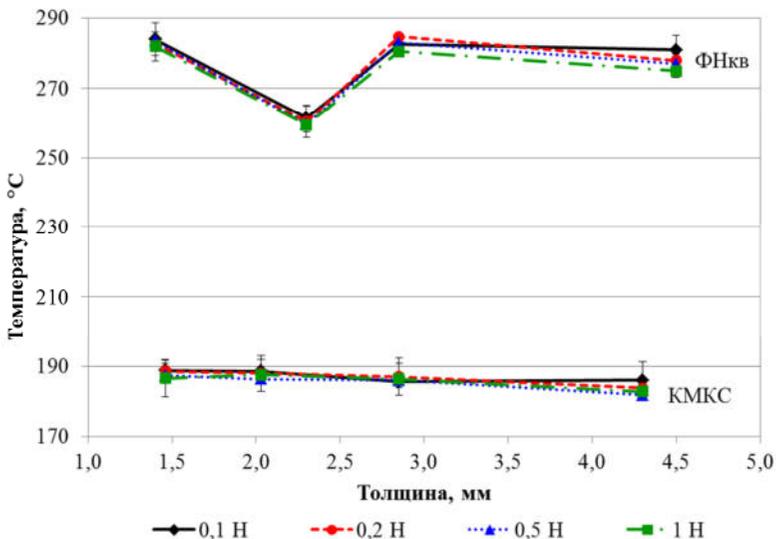


Рисунок 1 – Средние и 95%-ный доверительные интервалы средних значений теплоустойчивости ФНкв. и ПКМ на основе КМКС дилатометрическим методом

Литература

1. Михайлин, Ю.А. Тепло-, термо- и огнестойкость полимерных материалов / Ю.А. Михайлин. – СПб.: Научные основы и технологии, 2011. – 416 с.
2. Волков, Ю.П. Методика определения верхнего температурного предела работоспособности полимерных материалов / Ю.П. Волков, В.Ф. Савин, А.Н. Луговой // Пластические массы, 2005. – № 3. – С. 44-47.
3. Малкин, А.Я. Методы измерения механических свойств полимеров / А.Я. Малкин, А.А. Аскадский, В.В. Коврига. – М.: Химия, 1977. – С. 280-293.
4. ГОСТ 32618.1-2014 Пластмассы. Термомеханический анализ (ТМА). Часть 1. Общие принципы. – М.: Стандартинформ, 2015.– 11 с.
5. Атясова, Е.В. Способ обработки результатов термомеханических испытаний / Е.В. Атясова, А.Н. Блазнов, В.Ф.

Савин // Научно-технический вестник Поволжья, 2013. – №5. – С. 110-114.

6. Блазнов, А.Н. Анализ методов термомеханических испытаний композитных материалов и сравнение результатов / А.Н. Блазнов, Е.В. Атясова, В.В. Самойленко // Южно-Сибирский Научный Вестник, 2017. – № 1. – С. 54-69.

**СОВРЕМЕННЫЙ ПОДХОД К СОЗДАНИЮ
ПРЕЦИЗИОННОГО ПРОСВЕТЛЯЮЩЕГО
ТОНКОПЛЕНОЧНОГО ПОКРЫТИЯ МЕТОДОМ
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО НАПЫЛЕНИЯ С ИОННЫМ
АССИСТИРОВАНИЕМ**

Борщева А.С.

АО «ОНПП «Технология» им. А.Г.Ромашина», г. Обнинск,
Россия

E-mail: borshhevaas@technologiya.ru

Особенности формирования слоистых сред – тонких пленок для получения интерференционных структур, на современном этапе развития техники и технологии характеризуются высокой степенью повторяемости физических параметров и технологических условий, в которых происходит нанесение покрытий.

Работа посвящена практической реализации многослойного просветляющего покрытия с улучшенными оптическими (широкой зоной просветления) и высокими эксплуатационными параметрами, например, такими как стойкость к внешним условиям эксплуатации - повышенная влажность, температура, устойчивость к соляному туману и грибкам.

Исследования и производство покрытий проводились на установке электронно-лучевого испарения. В качестве откачной системы использован криогенный насос. Для технологического контроля применена оптическая система и кварцевый датчик. Для достижения высокой устойчивости к внешним факторам и воспроизводимости результатов от процесса к процессу использовался метод ионного ассистирования напыляемых пленок диэлектрических веществ.

В работе рассматривается применение математического моделирования для синтеза оптических конструкций тонкопленочных многофункциональных покрытий наноразмерной толщины. Показаны возможности синтеза просветляющего покрытия с использованием программного продукта OPTYLAYER, основанного на принципе неравнотолщинного моделирования конструкций слоистых сред. Показан принцип построения оптической конструкции покрытия, начиная с анализа одиночных слоев, составляющих элементы конструкции. Отражен механизм ре-анализа получаемых покрытий с определением ошибок толщин слоев, уточнением оптических констант тонких пленок используемых пленкообразующих веществ.

На рисунке 1 показана реальная кривая отражения полученного 6-слойного просветляющего покрытия на основе выбранных пленкообразующих материалов Nb_2O_5 и SiO_2 со средним коэффициентом отражения 0.25% и зоной просветления от 410 до 700 нм.

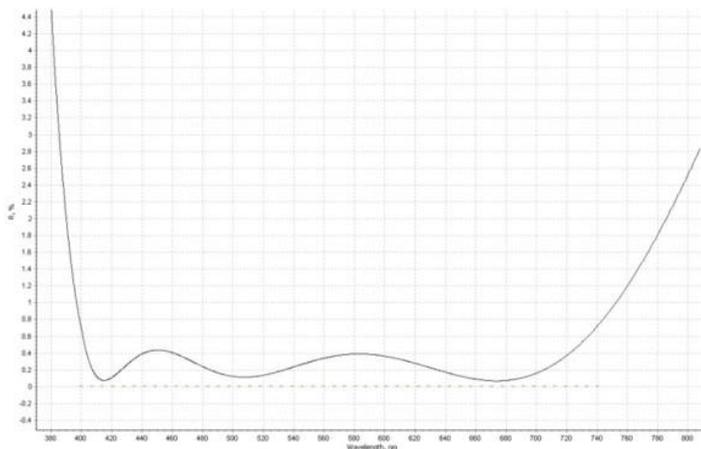


Рисунок 1 - спектр отражения полученного просветляющего покрытия

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6, СИНТЕЗИРОВАННОГО МЕТОДОМ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ

**Коробейников Д.А. , Базалева К.О. , Александрова А.А. ,
Голубничий А.А., Шевердяев М.С., Хватов Д.М.**

Россия, Москва, АО «ВНИИНМ им. А.А. Бочвара»

Korobeynikov.83@mail.ru

Объектом данного исследования являлся ($\alpha+\beta$)-титановый сплав ВТ6 (Ti-6%Al-4%V), синтезированный методом прямого лазерного выращивания (ПЛВ). ПЛВ является одним из методов аддитивных технологий, при котором энергетический поток и порошковый материал подаются одновременно и коаксиально в конкретную точку построения детали.

При выращивании объектов сплава ВТ6 было использовано 3 различных режима ПЛВ процесса:

1 – мощность лазера $P = 1300$ Вт с охлаждением каждого наплаваемого слоя;

2 – $P = 1300$ Вт без охлаждения наплаваемых слоёв;

3 – $P = 1800$ Вт без охлаждения наплаваемых слоёв.

Все образцы имели форму вертикальных пластин с приблизительными размерами $D50 \times B50 \times H12$ мм, выращенных на подложке из сплава ВТ6.

Целью данной работы являлось выявление взаимосвязи между параметрами процесса ПЛВ и структурой наплавленного объекта.

Известно, что объекты, полученные методом ПЛВ, обладают некоторыми структурными особенностями. Они имеют повышенную пористость; из-за высоких скоростей охлаждения в них могут формироваться остаточные напряжения, приводящие к возникновению трещин; кроме того, их структура имеет неравновесный характер.

Методом рентгеновского фазового анализа было установлено, что в структуре сплава присутствуют α - и β -фазы; количество β -фазы $7 \div 10$ %. Независимо от режима ПЛВ первичные β -кристаллы имели вытянутую вдоль направления роста форму (рис.1). Внутреннее строение β -зерен представляет собой видманштеттову ($\alpha+\beta$)-структуру. Размеры первичных

кристаллов зависели от режима процесса: максимальный размер зерна наблюдался при мощности лазера 1800 Вт; дополнительное охлаждение наплавленных слоев на размеры зерен влияния не оказывало.

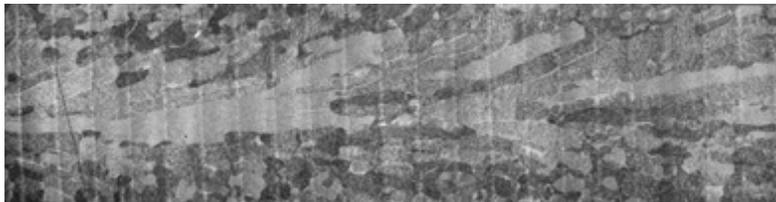


Рисунок 1 – Металлографическая структура сплава ВТ6, полученного методом ПЛВ

Рентгеновским методом « $\sin^2\psi$ » в наплавленных объектах были определены остаточные напряжения. Оказалось, что при использовании режимов без охлаждения наплавленных слоев в поверхностном слое сплава фиксировались растягивающие напряжения порядка 100 МПа, а при режиме с охлаждением в пределах погрешности эксперимента напряжения отсутствовали.

Методом гидростатического взвешивания было показано, что исследуемые объекты имеют пористость не более 1 %.

На образцах, полученных по разным режимам, также определялась микротвердость. Оказалось, что минимальной твердостью (~ 390 НВ) обладает пластина, полученная при мощности лазерного излучения 1800 Вт, при $P = 1300$ Вт микротвердость составляла ~ 420 НВ.

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ ЭЛЕМЕНТЫ НА ОСНОВЕ ТВЕРДЫХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ ДЛЯ ТОЧНОГО КОНТРОЛЯ КОНЦЕНТРАЦИИ КИСЛОРОДА

**Майзик М.А., Кораблева Е.А.,
Анашкина А.А., Харитонов Д.В.**

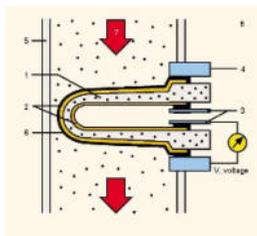
*Россия, г. Обнинск, АО «ОНПП «Технология» им. А.Г. Ромашина»
E-mail: mar-majzik@yandex.ru*

В настоящее время электрохимические элементы (ЭЭ) для датчиков измерения парциального давления кислорода

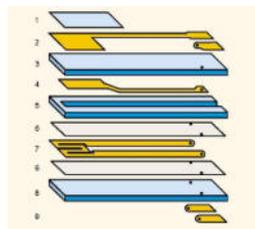
необходимы в приборах контроля кислорода для использования в медицине, в химической, пищевой, микробиологической и фармацевтической промышленности, в биотехнологических производствах, в рыбных хозяйствах, в топливно-энергетическом, агропромышленном и военно-промышленном комплексах, в практике санитарно-эпидемиологических станций, в лабораториях контроля качества воды, на станциях аэрации и биологической очистки сточных вод, а также в различных научно-исследовательских институтах и др. учреждениях при решении разнообразных научных и прикладных задач.

Наиболее распространенными являются ЭЭ пробирочного и планарного типа (рисунок 1) [1]. Основным оценочным параметром работы ЭЭ является относительная погрешность измерений парциального давления кислорода. В сравнении с ЭЭ пробирочного типа ЭЭ планарного типа имеют меньшую относительную погрешность (5 – 8 %), что делает последние более востребованными и широко используемыми.

Технологией, позволяющей получать ЭЭ планарного типа, является литье керамических пленок с последующим нанесением функциональных покрытий методом трафаретной печати и совместным спеканием [4].



а) пробирочный



б) планарный

Рисунок 1 - Типы электрохимических элементов

Настоящая работа посвящена разработке несущей основы из твердого электролита системы $ZrO_2 - Y_2O_3$ для ЭЭ планарного типа.

Основными требованиями, предъявляемыми к ЭЭ, являются следующие характеристики:

- стабильные показания измерений в течение длительного времени (20 000 часов);
- сохранение целостности в условиях эксплуатации (многократные циклы «нагрев до $T=700^{\circ}\text{C}$ – охлаждение до T окружающей среды ($-40\dots+60^{\circ}\text{C}$ »);
- быстрая скорость реакции электрохимического устройства на смену газовой среды (не более 30 секунд).

В свою очередь, к твердому электролиту основы выдвинуты следующие требования:

- газоплотность (нулевая открытая пористость);
- относительная плотность 97 – 99 %;
- стабильность фазового и химического составов при длительной эксплуатации [2].

В работе рассмотрено 3 материала несущей основы. Из каждого материала получены образцы ЭЭ, определены их основные параметры и проведено термоциклирование образцов. Составы материалов и свойства твердых электролитов представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Результаты испытаний

	М-1	М-2	М-3
Состав	ZrO ₂ - 10 мол.% Y ₂ O ₃	ZrO ₂ - 4 мол.% Y ₂ O ₃	ZrO ₂ - 3 мол.% Y ₂ O ₃
Плотность, г/см ³	5,7±0,1	5,95±0,1	5,99±0,1
Пористость, %	0,1	0,01	0,01
Относительная плотность, %	94,7	98,8	99,5
Фазовый состав	К~100	T~70-80 К-20-30	T~95-100 М~0-5
Сохранение целостности в	–	–	–

процессе термоциклирования			
Фазовый состав после термоциклирования	К~100	Т~50-60 К~20-30 М~5-10	Т~70-80 М~20-30

Примечание: К – кубическая фаза, М – моноклинная фаза, Т – тетрагональная фаза.

В процессе термоциклирования у керамической несущей основы обнаружено растрескивание независимо от состава материала. Для выяснения природы возникновения трещин был проведен рентгенофазовый анализ, который показал наличие обратного полиморфного перехода у материалов М-2 и М-3. Материал М-1, несмотря на стабильность фазового состава, является нетермостойким [3].

По результатам испытаний и проведенного анализа, для предотвращения обратного полиморфного превращения и повышения термостойкости было принято решение о создании нового материала путем сочетания составов материалов М-2 и М-3. Предполагая, что введение определенного количества ZrO_2 -3 мол.% Y_2O_3 (материала М-3) повысит относительную плотность материала М-2 и создаст термостойкую структуру без полиморфных превращений, были созданы и использованы три состава для дальнейшей работы.

Из полученных материалов были изготовлены ЭЭ. Данные с составами и характеристиками ЭЭ представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Результаты испытаний

	М-4	М-5	М-6
Состав	90 % М-2 + 10 % М-3	80 % М-2 + 20 % М-3	70 % М-2 + 30 % М-3
Плотность, г/см ³	5,95±0,05	5,97±0,05	5,99±0,1
Пористость, %	0,01	0,01	0,01

Относительная плотность, %	98,8	99,2	99,3
Фазовый состав	T~70-80 K-20-30	T~70-80 K-20-30	T~90 K~10
Сохранение целостности в процессе термоциклирования	-	+	-
Фазовый состав после термоциклирования	T~85 K~15-20 M~15	T~70-80 K~20-30	T~80 K~10 M~10

Примечание: К – кубическая фаза, М – моноклинная фаза, Т – тетрагональная фаза.

Обнаружено, что у материала М-5 состава 80 % М-2 + 20 % М-3 и М-6 состава 70 % М-2 + 30 % М-3 повысилась относительная плотность, которая составляет 99,2 % и 99,3 % соответственно. В процессе термоциклирования у ЭЭ из материала М-5 не наблюдается растрескивания в отличие от ЭЭ из материала М-6, что свидетельствует об отсутствии в нем полиморфного превращения.

Таким образом, в качестве твердого электролита для электрохимических элементов планарного типа рекомендуется материал состава 80 % (ZrO_2 -4 мол.% Y_2O_3) + 20 % (ZrO_2 -3 мол.% Y_2O_3), как наиболее стабильный и способный сохранять целостность при резких перепадах температур.

Литература

1. Рутман Д. С., Топоров Ю. С., Плинер С. Ю. Высокоогнеупорные материалы из диоксида циркония. – М.:Металлургия, 1985. – 136 с.

2. Викулин В. В., Якушкина В. С., Кораблева Е. А., Исследование зависимости кислородоионной проводимости твердых электролитов из ZrO_2 - Y_2O_3 , работающих в жидкометаллических теплоносителях от фазового состава и структуры керамики. Труды регионального конкурса научных

проектов в области естественных наук. Выпуск 4. – Издательский дом «Эйдос», 2003. – С.154-159.

3. Лукин Е.С., Современная высокоплотная оксидная керамика с регулируемой микроструктурой. Влияние агрегации порошков оксидов на спекание и микроструктуру керамики// Огнеупоры и техническая керамика, 1996. - №1 - С.5.

4. Студеникин Г.В., Мохонь Т.В., Лукашенко Г.В. и др. Влияние добавок циркониевого нанопорошка на температуру спекания керамики// Огнеупоры и техническая керамика, 2010 - №7 – С.21-28.

5. Патент RU2379670 Электрохимический элемент и способ его изготовления авторы: Кораблева Е.А., Якушкина В.С., Некрасов Е.В., Саванина Н.Н., Русин М.Ю.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT18y ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ

Ушаков И.В.^{1,2}, Симонов Ю.В.¹

Россия, г. Москва,

- 1. ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,*
- 2. ФГБОУ ВО «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)»
ushakoviv@mail.ru*

Существующие в настоящее время методы обработки титановых сплавов в целом довольно трудоёмкие и дорогостоящие. Они, как правило, состоят из нескольких последовательных технологических операций и в большинстве своём требуют также больших затрат времени и ресурсов. Наиболее простыми в данном отношении можно считать некоторые режимы лазерной обработки. Основная сложность в этом случае состоит в правильном подборе параметров лазерного воздействия с учётом конечной цели и особенностей каждого конкретного материала.

Исследовали характеристики поверхности титанового сплава VT18y до и после соответствующей лазерной обработки. До

лазерной обработки поверхность сплава шлифовали и полировали. Независимо рассматривали свойства необработанных участков поверхности и обработанных зон. При этом оценивали и сравнивали микротвёрдость материала при разных нагрузках, особенности его деформации и разрушения. Анализировали механизмы формирования трещин в результате индентирования пирамидкой Виккерса, а также неоднородности и шероховатости поверхностных слоёв. На основании анализа полученных результатов сделан вывод о пригодности/непригодности того или иного режима лазерной обработки для данного сплава, возможных перспективах дальнейшего совершенствования соответствующего метода обработки. На образцы воздействовали наносекундными и миллисекундными лазерными импульсами. Использовали три вида оптических квантовых генераторов: ELS-03, ELS-01 (наносекундные импульсы); Bulat LRS-150 AU (миллисекундные импульсы). На модернизированном микротвердомере ПМТ-3М индентировали полученные поверхности пирамидкой Виккерса при нагрузках 0,49 Н, 0,98 Н и 1,96 Н.

При нагрузках на индентор 0,49 Н, 0,98 Н и 1,96 Н в необработанных зонах возможно формирование трещин. Микротвёрдость в этих участках растёт с ростом прилагаемой к индентору нагрузки, что, как правило, несвойственно для материалов при индентировании пирамидкой Виккерса. Данный материал в целом неустойчив в своём исходном состоянии к образованию трещин и разрушению при нагружении пирамидкой Виккерса.

Установлено, что формирование механических свойств поверхностного слоя материала определяется частотой, длительностью, плотностью мощности и энергией импульсов. Немаловажное значение имеют особенности самого процесса обработки: последовательность облучения микрообластей, количество проходов, диаметр области оплавления, скорость движения образца и пр.

Показано, что обработка наносекундными импульсами лучше подходит для титановых образцов из сплава ВТ18у. При миллисекундных воздействиях (точечном и комбинированном)

поверхность материала растрескивается независимо от параметров облучения. Экспериментально установлены режимы лазерной обработки (импульсы наносекундной длительности) при которых удастся повысить микротвёрдость поверхности материала и одновременно исключить растрескивание при индентировании.

МЕХАНИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК, СОЕДИНЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫМ МАТЕРИАЛОМ

Ушаков И.В.^{1,2}, Ошоров А.Д.¹

Россия, г. Москва,

*1. ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский
технологический университет «МИСиС»,*

*2. ФГБОУ ВО «Московский авиационный институт
(национальный исследовательский университет)»*

ushakoviv@mail.ru

Современные технологии позволяют создавать новые материалы с уникальными физическими свойствами. К таким материалам относятся аморфные и аморфно-нанокристаллические сплавы. Промышленное использование нового класса материалов невозможно без создания методик контроля их свойств, в том числе механических. Механические испытания тонких (15-40 мкм) пленок аморфно-нанокристаллических металлических сплавов имеют ряд специфических особенностей, которые не позволяют корректно использовать большинство традиционных методов механических испытаний. Такие материалы являются твердыми и хрупкими. Твердость некоторых наноструктурных пленок сопоставима с твердостью алмаза, что одновременно сочетается с околонулевой пластичностью.

Для механических испытаний таких материалов разрабатываются специальные методики [1-3]. Практика использования указанных методик показала, что они могут определять механические свойства разнообразных покрытий. Например, перспективно использование методик [2, 3] при

механических испытаниях твердых покрытий на пластичных основаниях. В данной работе исследовали специфику использования методики, описанной в [2, 3] при испытаниях композиционного соединения: наноструктурные металлические пленки – полимерный композит.

Образцы аморфного металлического сплава толщиной 30 мкм отжигали при температурах 700 – 750 К. При термообработке формировалась аморфно-нанокристаллическая структура. Обработанные образцы склеивали полимерным композитом. Данную процедуру проводили в соответствии со следующим алгоритмом. На первом этапе образцы приклеивали друг к другу с помощью слоя жидкого раствора полимерного композита HB BODY PRO F 211 (2K Polyester System) и давали ей застыть. На втором этапе жидкий раствор полимерного композита наносили на металлическое основание определенной формы: высота 2 мм, ширина 15 мм, длина 35 мм. На третьем этапе на полимерный раствор сверху по центру помещали склеенные образцы. На четвертом этапе на композит устанавливали стекло с обезжиренной поверхностью и прижимали с усилием 5 Н.

Механические испытания проводили на микротвердомере ПМТ-3М. В качестве индентора применяли пирамидку Виккерса. Использовали нагрузки в диапазоне 0,98 Н – 2,94 Н. В работах [2, 3] механические свойства тонких наноструктурных пленок определяли за счет анализа характерных микрокартин разрушения, состоящих из трещин, ориентированных параллельно граням индентора.

В данной работе, при испытаниях не фиксировали микрокартин разрушения, состоящих из вложенных микротрещин. Возможно, для их появления требуются большие нагрузки или другая форма индентора.

Отмечено возникновение трещин, связанных с порами или системой пор.

В ряде случаев получают микрокартины, на основании которых можно попытаться выявить вязкость микроразрушения по методике, описанной в [2, 3]. Формируется кольцевая трещина или кольцевая трещина с засечками от ребер пирамидки.

Формируются параллельные трещины, по которым можно оценивать вязкость микроразрушения. Системы симметричных трещин, ориентированных параллельно граням индентора, не формируются. Это говорит о том, что напрямую использовать описанный в работе [2] метод механических испытаний нельзя. Требуется его совершенствование с учетом механических свойств многослойного материала.

Литература

1. B. Jönsson, S. Hogmark / Hardness measurements of thin films// Institute of Technology, Uppsala University. 1984

2. Ушаков И.В., Поликарпов В.М. / Механические испытания тонких лент металлического стекла инденторами различной геометрической формы // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2007. Т. 69. № 7. С. 43-47.

3. Патент на изобретение № 2561788, С1 Российская Федерация. Способ определения коэффициента вязкости микро разрушения тонких пленок из многокомпонентных аморфно-нанокристаллических металлических сплавов / Ушаков И. В., Батомункуев А. Ю.; патентообладатель НИТУ «МИСиС». – 2015г.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНОЙ ПЛЕНКИ, НАНЕСЕННОЙ НА КОМПОЗИЦИОННУЮ ПОДЛОЖКУ

Ушаков И.В.^{1,2}, Романенко М.В.¹

Россия, г. Москва,

- 1. ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,*
- 2. ФГБОУ ВО «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)»
ushakoviv@mail.ru*

В работах [1 - 3] исследовали методики выявления таких механических свойств, как микротвердость и вязкость микроразрушения при испытаниях тонких, твердых и хрупких металлических пленок, нанесенных на полимерное основание.

Методика механических испытаний зависит от толщины покрытия и свойств подложки. В данной работе было исследовано влияние углеродных нанотрубок в подложке на специфику деформирования и разрушения. Это позволило уточнить алгоритмы механических испытаний и сделать их более универсальными.

При испытаниях использовали образцы аморфно-нанокристаллического сплава (30 мкм), полученные путем отжига исходного аморфного сплава при 750 К.

Подготовку испытуемых образцов осуществляли следующим образом. Сначала, используя жидкий раствор полимерного композита HB BODY PRO F 211 (2K Polyester System) с добавлением нанотрубок, склеивали образцы друг с другом. Затем жидким раствором полимерного композита с добавлением углеродных нанотрубок склеивали металлическое основание и наноструктурные пленки.

Механические испытания проводились на микротвердомере PMT-3M. Индентором была выбрана пирамидка Виккерса, испытания проводились при диапазоне нагрузок от 0,98 Н до 2,94 Н, с шагом 0,49 Н. Провели сравнительный анализ образцов с углеродными нанотрубками и образцов без углеродных нанотрубок. Отметим то, что микротвердость при нагрузках от 0,98 Н до 1,96 Н, не сильно отличается у образцов, армированных и не армированных нанотрубками. При повышении нагрузки на индентор микротвердость образцов без углеродных нанотрубок выше примерно в полтора - два раза.

Одновременно образцы с углеродными нанотрубками менее стойки к растрескиванию. Вероятность формирования характерных микрокартин разрушения, состоящих из трещин, ориентированных параллельно граням индентора (см. [1]), выше для образцов, армированных нанотрубками. Статистический анализ данных микрокартин разрушения позволяет выявить вязкость микроразрушения.

Таким образом, оценено влияние углеродных нанотрубок на микротвердость и вязкость разрушения композитов наноструктурные пленки – полимерные подложки и возможность их экспериментального выявления.

Литература

1. Ушаков И.В / Закономерности локального деформирования и разрушения тонких лент металлического стекла 82К3ХСР при импульсной лазерной обработке // Физика и химия обработки материалов. 2006. № 5. С. 24-28.

2. B. Jönsson, S. Hogmark / Hardness measurements of thin films// Institute of Technology, Uppsala University. 1984

3. Kalabushkin A.E., Ushakov I.V., Polikarpov V.M., Titovets Y.F. / Revealing of qualitative correlation between mechanical properties and structure of amorphous-nanocrystalline metallic alloy 82К3ХСР by microindentation on substrates and x-ray powder diffraction // Proc. SPIE. The international Society for Optical Engineering. - 2007, p. 65970P. DOI: 10.1117/12.726763

ТЕРМОДИНАМИКА И КИНЕТИКА ЗАЛЕЧИВАНИЯ ПОР ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ МЕТАЛЛОВ

Емалетдинов А.К.

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

emaletd@mail.ru

Основные микроскопические кинетические процессы технологии сварки трением: адгезия и трение поверхностей, упруго-пластическая деформация поверхностей, тепловыделение при упруго-пластической деформации поверхностей, кинетика дефектов в сварной зоне, обеспечивающих упруго-пластическую деформацию поверхностей (вакансий, примесей, дислокаций, зернограницных дефектов, микротрещин, пор), образование активных центров, залечивание трещин и пор в сварной зоне. Вследствие этого являются связанными нелинейными уравнения: упруго-термо-пластичности, теплопроводности. Система включает уравнения: для фактической площади контакта модельного выступа, периодической системы выступов. Возможны два подхода к моделированию контактного взаимодействия. Первый - на кинетике адгезионных связей, включающая, уравнения для адгезионного взаимодействия

суммарной фактической площади контакта. Второй - на кинетике пористости, включающей уравнение для распределения фактической пористости зоны контакта. Проведено моделирование кинетических уравнений для плотности вакансий, дислокаций и пор, уравнения теплопроводности. Скорость образования сварного соединения описывалась диффузионной ползучестью, термоактивационной скоростью дислокаций, адгезии, залечивания пор. Скорость тепловыделения определялась дислокационным скольжением и адгезией. Показано, что программные системы моделирования термоупруго-пластической деформации тел методом конечных элементов не позволяют моделировать технологию сварки, а также физико-химические процессы образования сварного соединения.

КИНЕТИКА ДЕФЕКТОВ ПРИ ПОВЕРХНОСТНОМ УПРОЧНЕНИИ МЕТАЛЛОВ

Емалетдинов А.К.

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

emaletd@mail.ru

При виброупрочнении дробью в условиях низких температур (-150°C) наблюдается существенный рост сопротивления усталости. Рассмотрена плоская модель деформационного состояния бесконечной пластины, которая подвергается механическому воздействию шариком. Эволюция дефектной структуры описывается кинетическими уравнениями. Записана система уравнений кинетики дислокаций, включающая члены: скорости генерации дислокаций источниками, первичной и вторичной плоскостей скольжения, взаимной аннигиляции дислокаций, физическими характеристиками дислокаций, взаимных реакций дислокаций разных систем скольжения, размножения дислокаций путем двойного поперечного скольжения, «диффузии» флуктуаций плотностей дислокаций, поглощения дислокаций на граничных поверхностях. Напряженное состояние определяется в модели упруго-

пластического внедрения шарика в плоскую поверхность. Проведен анализ устойчивости решений системы стационарных уравнений с использованием методов показателей Ляпунова. Построение точных диаграмм для конкретных сплавов позволит прогнозировать изменение дислокационной структуры после обработки металлов и физико-механические свойства изделия. Проведено исследование двухпараметрической системы уравнений кинетики дислокаций при пластической деформации в приповерхностной зоне. Оценено изменение механических характеристик вследствие деформационного упрочнения структурных параметров: плотности дислокаций и внутренних напряжений. В численном моделировании были получены основные типы решений системы уравнений и сопоставлены с диаграммой дислокационных субструктур, образующихся в приповерхностной зоне материала.

**КИНЕТИКА ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ
ПРИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
ПОВЕРХНОСТИ**

Емалетдинов А.К.

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

emaletd@mail.ru

На основе электронно-микроскопических исследований установлено, что при электропластической деформации поверхности образуются различные виды дислокационной субструктуры, которые и определяют физико-механические характеристики материалов контактной зоны и поведение металла в целом. Были сформулированы уравнения кинетики дислокаций, описывающие основные дислокационные процессы: размножение, иммобилизацию, диффузию, аннигиляцию и др. Пропускаемый электрический ток приводит к повышению температуры, напряжений и изменению скорости движения дислокаций. Поэтому дополнительно записаны уравнения деформирования металла, а также динамическое уравнение для подвижности дислокаций с учетом влияния электрического тока.

В первом приближении Проведено численное исследование системы уравнений кинетики дислокаций при электропластической деформации в приповерхностной зоне. Анализ типов решений системы стационарных уравнений проводился с использованием методов конечных разностей, построения фазовых траекторий и диаграмм, расчета показателей Ляпунова, построения отображений Пуанкаре. Рассматривалась упрощенная модель деформирования зоны контакта, когда развивается дислокационное скольжение в двух системах плоскостей (первичной и вторичной), что соответствует микроструктурным данным пластической деформации в приповерхностных слоях. В численном моделировании были получены основные типы решений системы уравнений. Была проведено сопоставление с диаграммой дислокационных субструктур, образующихся в приповерхностной зоне материала при электропластической деформации.

МОДЕЛИРОВАНИЕ МИКРОМЕХАНИЗМОВ И КИНЕТИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ

Емалетдинов А.К., Галактионова А.В.

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

emalstd@mail.ru

Дефекты решетки (дислокации, границы зерен и др.) приводят к активизации химических и кинетических процессов, в частности, диффузии, адгезии, роста фаз и т.п., играющих большую роль в технологиях механоактивации, легирования, механохимии и других. Целью данной работы является исследование механизмов локального повышения температуры в полосе скольжения как источников термоактивации физико-химических процессов. Рассмотрена упрощенная модель деформирования кристалла, когда под действием поверхностной деформации развивается дислокационное скольжение и вакансионные потоки. Под действием возникающих неоднородных термоупругих напряжений происходит

зарождение вакансий, дислокаций. Эволюция дефектной структуры описывается кинетическими уравнениями. Анализируются микромеханизмы зарождения вакансий и дислокаций. Рассмотрены модели и сделаны оценки скорости зарождения дефектов различными источниками. Рассмотрены особенности описания скалярной и тензорной плотности дислокаций. Уравнение кинетики для плотности дислокаций, записанное в приближении времени релаксации, описывает основные дислокационные процессы: размножение, иммобилизацию, диффузию, аннигиляцию и др. Уравнение кинетики для концентрации вакансий, записанное в приближении времени релаксации, учитывает зарождение вакансий тепловыделением, термоупругими напряжениями и движущимися дислокациями. Рассмотрена термоактивация диффузии в полосе скольжения. Проведено моделирование кинетических уравнений и сопоставление решений с экспериментальными данными.

СИНЕРГЕТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЗАРОЖДЕНИЯ ПОР СИСТЕМОЙ ИЗБЫТОЧНЫХ ВАКАНСИЙ

Емалетдинов А.К., Галактионова А.В.

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

emaletd@mail.ru

Рассмотрена синергетическая модель зарождения поры системой избыточных вакансий. Исследован процесс гомогенного зарождения поры как одного из каналов образования диссипативной структуры неравновесной вакансионной системой нагруженного кристалла. Неравновесная система вакансий обладает избыточной энергией, благодаря которой могут, например, образовываться неравновесные N - солитоны (поры). Показано, что образование поры представляет собой процесс самоорганизации неравновесной вакансионной системы деформируемого кристалла и возникновение коллективных мод движения в кинетике вакансионной системы. Процесс зарождения протекает по типу кинетического перехода. В

нагруженной решетке распределение флуктуаций в вакансионной подсистеме кристалла перестает быть Гауссовым. Вблизи критической точки возникают длинноволновые корреляции макроскопических флуктуаций, отвечающие коллективному движению групп атомов и подчиняющие себе атомную структуру. Образование таких критических мод представляет зарождение поры. Неустойчивые моды заключены в узкой полосе значений волновых векторов, т.е. неустойчивой становится одна или несколько мод. Показано, что для зарождения поры необходимо превысить критическую величину неравновесности вакансионной системы. Для определения размера критической флуктуации необходимо решать неоднородную задачу с неоднородным потенциалом типа Гинзбурга-Ландау. Время зарождения определяется временем накопления упругой энергии в критической вакансионном кластере до величины собственной энергии поры. Проведено сравнение с экспериментальными данными.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ПОР ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ ПОВЕРХНОСТИ

Емалетдинов А.К., Галактионова А.В.

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

emaled@mail.ru

Рассмотрена динамика развития пор при лазерной обработке поверхности, когда развивается дислокационное скольжение, а также термоупругое локальное давление. Термодинамика роста и залечивания пор в поверхностной зоне описывается уравнением баланса энергии, включающей механическую упругую энергию, упругую энергию образующихся дефектов, диссипативную функцию и работу внешних сил. При пластической деформации диссипативная функция определяется тензором скорости деформации, коэффициентами сдвиговой и объемной вязкости ползучести и дислокационной кинетики. В качестве параметра состояния можно выбрать: размер пор, функцию распределения пор по

размерам и плотность пор. Кинетика залечивания пор определяется пластической деформацией, диффузионным и дислокационным залечиванием пор. Эти процессы обеспечиваются следующими микромеханизмами: объемной, поверхностной и зернограничной диффузией, зарождением, скольжением и переползанием дислокаций, вязким проскальзыванием зерен по границе контакта благодаря движению зернограничных дислокаций. Сформулирована полная система уравнений, включающая уравнение теплопроводности, равновесия, кинетики точечных дефектов, дислокаций, дисклинаций, пор. Проведен анализ системы кинетических уравнений для размера пор, функции распределения, пористости. Скорость залечивания пор описывается диффузионной ползучестью и пластической деформацией. В работе приведены результаты анализа упрощенной системы уравнений кинетики методом многомасштабных разложений в зависимости от режимов нагружения и температуры.

ДЕФЕКТЫ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИЮ ZNO ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ВОЗБУЖДЕНИИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Алукер Н.Л.

Россия, Кемерово, КеМГУ

E-mail: naluker@gmail.com

Фотолюминесценция нелегированных порошков ZnO при комнатной температуре исследовалась при возбуждении микросекундными импульсами из области межзонных переходов и области экситонного поглощения в схеме на отражение, при которой большой вклад в наблюдаемую люминесценцию вносит поверхностный слой. В спектрах люминесценции наблюдаются две области, характерные для ZnO, коротковолновая, связывающаяся в литературе с экситонной люминесценцией и длинноволновая, обусловленная рекомбинационными процессами на структурных и примесных дефектах [1].

Выполнено разделение наблюдаемой люминесценции на компоненты с разными временами высвечивания и выявлены

несколько составляющих, формирующих широкую длинноволновую люминесценции.

Изучена зависимость выходов люминесценции от интенсивности возбуждающего света.

Экспериментальные результаты, полученные в работе сопоставлены с квантово-механическими расчетами энергий создания основных структурных дефектов в не легированном ZnO (вакансии кислорода и цинка, междоузельники кислорода и цинка, дефекты Шотки, френкелевские пары в анионной и катионной подрешетке).

Рассмотрение простейших структурных дефектов в ZnO показывает, что при комнатной температуре стабильными структурными дефектами могут быть только F центры и разделенные пары $(O_i+V_O)_d^{oct}$. Выявленные экспериментальные закономерности в сопоставлении с расчетами энергетике дефектов позволяют сделать ряд предположений о природе наблюдаемых процессов.

Люминесценция ZnO принципиально не отличается для разных степеней чистоты образца, температуры исследования температур обработки, дисперсности, что свидетельствует о простом преобладающем механизме ее формирования.

УФ полоса люминесценции обусловлена излучательной аннигиляцией экситона локализованного поверхностью или автолокализованного в объеме. Конкурентный процесс передачи энергии F-центру или френкелевским парам дефектов приводит к возбуждению центра с последующим излучательным переходом в основное состояние с испусканием света в длинноволновой области. Там же проявляется люминесценция, связанная с присутствием примесей. Эти процессы конкурируют друг с другом и зависят от интенсивности возбуждения и числа стабильных ростовых F-центров в объеме решетки. Важным фактором будет соотношение между числом создаваемых возбуждением e-p пар (при возбуждении зона-зона) или экситонов при возбуждении в край поглощения и числом структурных или примесных дефектов, что проявляется в экспериментах по зависимости выхода люминесценции от плотности возбуждения.

В области межзонного возбуждения глубина возбуждения порядка 200 нм, а при энергии 3,2 эв уже порядка ~ 2-3 мкм. При большой концентрации F центров в решетке свободный экситон до автолокализации успевает передать энергию F центру и осуществить его возбуждение.

Предложен вариант объяснения люминесценции ZnO с привлечением только дефектов анионной подрешетки и экситонов, как свободных, так и релаксированных на поверхности и в регулярной решетке.

Очень большая часть накопленных экспериментальных данных, в том числе для наноразмерных и керамических систем, может быть непротиворечиво объяснена с использованием такого предположения.

[1] Meyer В К et al 2004 Phys. Status Solidi b 241 231

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АНОДНОГО ПОКРЫТИЯ ПРИ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Тарасов Ю.Д.

*Россия, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ
urantarasov@gmail.com*

Одним из способов улучшения качества поверхности керамических материалов является лазерная обработка. Известны работы по исследованию процесса обработки поверхности алюмооксидной керамики лазерным ИК-излучением [1]. Лазерная обработка заключается в быстром сканировании поверхности непрерывным или импульсным лазерным лучом. Высокоэнергетический лазерный луч вызывает локальное оплавление тонкого поверхностного слоя, тогда как лежащие глубже слои материала остаются холодными. При этом расплавленный поверхностный слой подвергается быстрой закалке из-за плотного контакта с массой холодного материала на границе раздела.

Существует работа по изучению особенностей кристаллизации керамических материалов в условиях лазерного оптического пробоя [2]. Показано, что при высоких скоростях

сканирования лазерным лучом образующийся неравновесный расплав вплоть до начала кристаллизации не переходит в состояние термодинамического равновесия. Особенность кристаллизации в этих условиях заключается в том, что образуются кристаллиты размером, много превышающем размеры кристаллитов в условиях медленного плавления и кристаллизации. Если с увеличением скорости охлаждения в равновесном случае кристаллизации размеры образующихся кристаллитов уменьшаются, то при лазерном пробое ситуация обратная.

Настоящая работа посвящена исследованию кристаллизации, полученного на алюминии, анодного покрытия при воздействии лазерным ИК-излучением.

Литература

1. Саврук Е.В., Смирнов С.В. Лазерная и электронно-лучевая модификация поверхности алюмооксидной керамики в кислородосодержащей среде // Известия высших учебных заведений. Физика. - 2009- Том 52 (№11/2) - С. 247-251.
2. Минаев А.П., Степанов В.А., Образование поверхностных периодических структур в условиях лазерного пробоя Al2O3 / XIV Междун. конф. по когерентной и нелинейной оптике.- Л.: Наука, 1991.- Ч.1.- С. 125

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ РАЗМЕРНОГО ЭФФЕКТА НА ВОСПРОИЗВОДИМОСТЬ РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК УГЛЕПЛАСТИКОВ Ястребов С.В., Попов А.Г.

*Российская Федерация, город Обнинск, АО «ОНИИП
«Технология» имени А.Г. Ромашина»*

Достоверное определение статистически обоснованных прочностных и жесткостных характеристик является одним из основных инструментов повышения надежности конструкций из полимерных композиционных материалов (ПКМ). При этом в процессе экспериментального определения характеристик ПКМ, в том числе современных высокопрочных и высокомодульных

углепластиков, возникают существенные проблемы, которые обусловлены анизотропией свойств и неоднородностью, что, как правило, приводит к значительному разбросу (изменчивости) результатов прочностных испытаний слоистых композитов по сравнению с другими материалами. Вследствие чего, возникает вопрос о степени достоверности идентификации прочностных и жесткостных характеристик композитов, определяемых в процессе испытаний стандартных образцов с относительно небольшими размерами, с характеристиками материала непосредственно самой крупногабаритной конструкции.

В данной работе выполнены исследования влияния размерного эффекта на воспроизводимость результатов экспериментального определения механических характеристик углепластиков с использованием статистических методов.

Наибольшее распространение в области исследований прочностных характеристик композитов имеют модели феноменологического подхода, основанные на аппроксимации экспериментальных данных при стандартных испытаниях материала различным законам распределения вероятностей.

Так как основным несущим элементом исследуемых материалов являются углеродные волокна, которые характеризуются в большинстве случаев хрупким разрушением, для статистического анализа прочности подходит модель «слабейшего звена», а для оценки статистического распределения прочности ПКМ было использовано распределение Вейбулла.

Теория Вейбулла устанавливает зависимость между степенью изменчивости прочности и величиной размерного эффекта:

$$P(s) = 1 - \exp\left[-V \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m\right],$$

где σ_0 – прочность, является номинальным значением для единицы объема материала, m – модуль Вейбулла, учитывающий характер распределения дефектов, V – объем напряженной области, или рабочей части образцы.

В данной работе проводятся результаты прочностных испытаний углепластика П-4УН-НТС на растяжение и межслоевой сдвиг с целью выявления размерного эффекта и масштабного эффектов. При этом вариация объема материала

образцов на растяжение осуществлялась за счет изменения длины, а у образцов, которые подвергались испытанию на межслоевой сдвиг, менялись размеры дины, ширины и толщины.

На рисунке 1 приведены зависимости значений прочности углепластика от объема материала образцов.

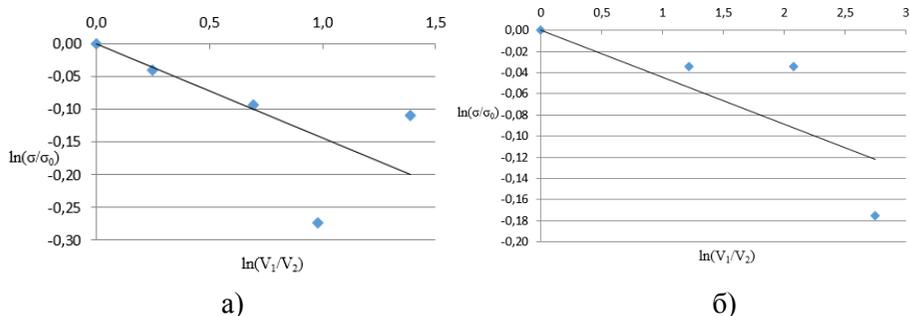


Рис. 1. Влияние размерного эффекта на прочность однонаправленных углепластиков:

а) при растяжении; б) при межслоевом сдвиге

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НА КАЛОРИМЕТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ПРИМЕРЕ ПОЛИЛАКТИДА (PLA) И АКРИЛОНИТРИЛБУТАДИЕНСТИРОЛА (ABS)

Коваленко С.А., Исаев Е.И.

Россия, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ

E-mail: serjkovalenko@rambler.ru

Внутренние напряжения оказывают влияние на кинетику кристаллизации аморфных металлических сплавов. При этом такое влияние оказывается различным для разных видов деформации.

В данной работе методом дифференциальной сканирующей калориметрии исследовано влияние деформации на тепловые эффекты в аморфных полимерных материалах. Деформационные испытания проводились методами одноосного сжатия и одноосного растяжения.

Исследовались образцы термопластичных полимеров, применяемых для 3D-печати, такие как полилактид (PLA) и

акрилонитрилбутадиенстирол (*ABS*). Образцы представляли собой нить диаметром 1,75 мм, длиной 10 мм (на сжатие) и 56 мм (на растяжение).

С использованием метода ДСК было показано, что одноосное сжатие приводит к уменьшению теплового эффекта кристаллизации на 15% по сравнению с исходным образцом. Одноосное растяжение увеличивает тепловой эффект кристаллизации на 5-7% по сравнению с исходным состоянием полимерного материала. Также показано, что внутренние напряжения сосредоточены в аморфной матрице.

**СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ОБЪЕКТОВ,
СИНТЕЗИРОВАННЫХ МЕТОДАМИ
ЛАЗЕРНОЙ 3D-ПЕЧАТИ**

**Базалеева К.О., Цветкова Е.В., Александрова А.А.,
Коробейников Д.А.**

*Россия, Москва, АО»ВНИИИМ им.А.А. Бочвара»
E-mail: bazaleevak@mail.ru*

Несмотря на огромный интерес, проявляемый в последние годы к технологиям 3d-печати, и бесспорную перспективность данных методов для производства сложнопрофильных деталей, малая изученность особенностей структуры и свойств синтезируемых объектов не позволяет расширить область их применения. В настоящей работе представлены результаты структурного исследования металлических объектов различного состава, полученных методами селективного лазерного плавления (СЛП) и прямого лазерного выращивания (ПЛВ). Обе эти технологии основаны на послойном выращивании детали путем лазерной перекристаллизации порошкового материала, но при СЛП сначала подается слой порошка толщиной несколько десятков мкм, а потом происходит его выборочная перекристаллизация, в соответствии с конфигурацией формируемого профиля. В процессе ПЛВ лазерный пучок скользит по кристаллической поверхности, формируя в ней ванну расплава, а порошок коаксиально с лазерным лучом подается в эту ванну; траектория перемещения лазерного луча по

поверхности определяет конфигурацию профиля выращиваемой детали.

В ходе процесса лазерной 3d-печати первоначально материал подвергается закалке из жидкого состояния, далее многократному термоциклированию, связанному с постепенным наращиванием объема детали. Формируемая в таких условиях структура имеет ряд отличительных особенностей.

- Так как 3d-печать является порошковой технологией, то в структуре присутствует пористость; при отработанной технологии она не превышает 1 %.

- Из-за высоких скоростей охлаждения в процессе лазерной перекристаллизации в объектах формируются высокие остаточные напряжения.

- При закалке из жидкого состояния возможно изменение состава порошкового материала, в частности, может происходить растворение атомов защитной атмосферы.

- Скорости охлаждения, реализуемые в процессе лазерной перекристаллизации, приводят к формированию ячеистой структуры кристаллизации, в которой фиксируется избыточная концентрация дефектов кристаллического строения, а многократное термоциклирование приводит к стабилизации полученной неравновесной структуры.

В работе были проанализированы структурные особенности аустенитной стали 03X17N14M3, синтезированной методом СЛП, в широком температурном интервале. Показано, что формирующаяся при СЛП ячеистая структура имеет высокую термическую стабильность: она сохраняется до 800 °С. Выявлена природа высокой термической стабильности ячеистой структуры, а именно, установлено, что границы ячеек кристаллизации представляют собой объемные сплетения дислокаций, т.е. подобны ячейкам деформации, и на них зафиксировано скопление примесных атомов. Сравнение эксплуатационных характеристик стали 03X17N14M3, полученной СЛП методом, с закаленным состоянием показало, что комплекс механических свойств выше у стали после лазерной перекристаллизации, тогда как электрохимические свойства несколько выше у закаленной стали.

При исследовании композиционных материалов Inconel 625/TiC, полученных ПЛВ, показано, что, варьируя структурное состояние исходных порошков, можно влиять на процесс перекристаллизации карбидной фазы, что, в свою очередь, существенно изменяет структуру и свойства наплавляемого объекта.

Также исследовано влияние структурного состояния, формируемого при ПЛВ стали 25X13N2, на процесс ее азотирования.

СФЕРОИДИЗИРОВАННЫЕ СТЕКЛЯННЫЕ МИКРОСФЕРЫ ДЛЯ ЯДЕРНОЙ МЕДИЦИНЫ

Лисафин А.Б., Белоусова Н.А.

Россия, город Обнинск, ООО «Технокерамика»

г. Обнинск, ИАТЭ НИУ МИФИ,

E-mail: a.lisafin@technokeramika.ru

Лечение злокачественных опухолей является одной из наиболее актуальных проблем клинической медицины: онкологические заболевания занимают второе место по частоте после патологии сердечно-сосудистой системы.

Ядерная медицина находится на стадии бурного развития и превращения в неотъемлемую часть клинической практики. Рост потребностей медицины в новых типах радиофармацевтических препаратов обусловлены в первую очередь ростом числа онкологических заболеваний, одним из способов лечения которых является локальная радиотерапия пораженного органа. При локальном облучении многих опухолей, например, печени, необходима эмболизация сосудов, питающих пораженные органы. Наиболее удачной формой для введения микроисточников радиации в этих случаях являются микрошарики размеров, сопоставимых с диаметрами кровеносных сосудов.

До сих пор разработаны только 2 типа коммерчески доступных микрошариков, применяемых для лечения раковых опухолей. Однако и у них существуют определенные недостатки.

Постоянно ведутся работы по поиску новых улучшенных составов микрошариков.

В докладе обсуждаются результаты подбора состава микрошариков, существующие методы сфероидизации, методы контроля и анализа полученных сферических частиц, дальнейшие пути исследования поведения сферических частиц в теле человека.

ВЫСОКОЧАСТОТНАЯ ПЛАЗМЕННАЯ СФЕРОИДИЗАЦИЯ КАЛЬЦИЙ СТАБИЛИЗИРОВАННОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ

Лисафин А.Б., Богданов А.Б.

Россия, город Обнинск, ООО «Технокерамика»

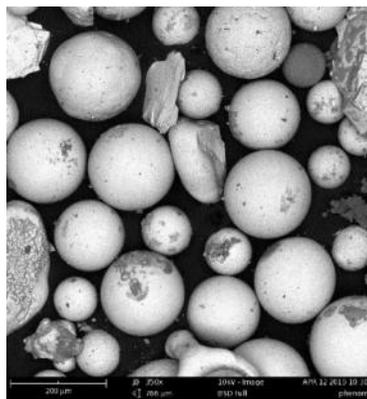
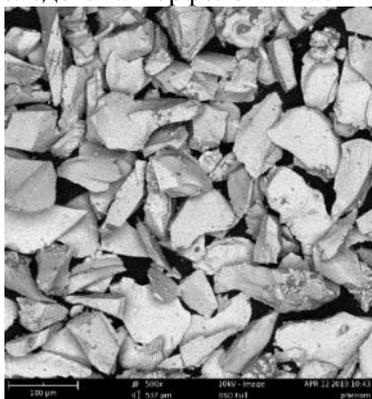
E-mail: a.lisafin@technokeramika.ru

Диоксид циркония играет значительную роль в современном мире. Материал используется при производстве огнеупорных изделий, таких как тигли для литья жаропрочных сплавов, узлы МНЛЗ, сопла горелок; при производстве теплобарьерных покрытий для узлов двигателей газовых турбин и двигателей самолетов, изделий военного назначения; при производстве синтетических ювелирных украшений; при изготовлении биокерамики и т.д. Диоксид циркония обладает набором уникальных свойств таких как: высокая температура плавления (2800°C), низкий коэффициент термического расширения при высоких температурах, биосовместимость. Для того чтобы получить стабильную высокотемпературную модификацию диоксид циркония необходимо стабилизировать. В качестве стабилизаторов чаще всего используют магний, кальций или иттрий. Процесс стабилизации происходит либо при высокотемпературном совместном плавлении диоксида циркония и стабилизатора с последующим охлаждением, либо химическими методами. В результате получают материал, который не претерпевает объемные изменения в интервале высоких температур. Полученный материал необходимо измельчить до необходимой крупности частиц, частицы чаще всего имеют неправильную форму, что в определенных

процессах ведет к ухудшению конечного продукта. В отличие от частиц неправильной формы сферические улучшают реологию, текучесть порошка и равномерность нагрева частиц при плазменном напылении.

Наиболее подходящим способом для получения частиц сферической формы является плазменная обработка. Эффективным инструментом является высокочастотная индукционная плазменная обработка. В рамках создания нового продукта были проведены работы по получению стабилизированного диоксида циркония с последующей его сфероидизацией. Исходный стабилизированный диоксид циркония был получен высокотемпературным гарнисажным плавлением, далее материал подвергался дроблению и измельчению, рассеву по фракциям.

Обработка производилась на атмосферной высокочастотной индукционной плазменной установке мощностью 1000 кВ•А, частота 440 кГц, плазмообразующий газ-воздух, расход газа 150 м³/ч. Материал был подвергнут химическому анализу, исследована морфология частиц.



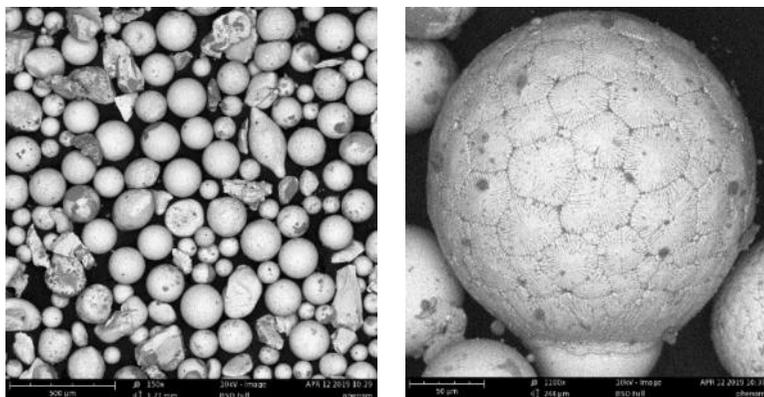


Рис.1. Фотография (а) иррегулярные частицы кальций стаб. ZrO_2 , (б) сферические частицы кальций стаб. ZrO_2 , (в) бифракционный порошок сферического кальций стаб. ZrO_2 , (г) внешний вид отдельной частицы

Химический анализ (таблица 1) показал изменение содержания примесей таких как: содержание кремния уменьшилось на 25%, примеси железа и титана также изменили свое содержание. Наблюдаемое испарение примесей способствует получению еще более чистого материала. Оксид кальция обладает большой упругостью пара, что при плазменной обработке приводит к частичному испарению.

Таблица 1.

Элемент, %	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	TiO ₂	MgO
Иррегулярный кальций стаб. ZrO_2	4.69	0.249	0.1	0.067	0.08	0.23
Сферический кальций стаб. ZrO_2	3.87	0.200	0.15	0.019	0.035	0.782

В результате получен продукт с высокой сферичностью, который может применяться в различных сферах, таких, например, как пористая конструкционная керамика.

Исследования [1] показали, что конструированием структуры пористой керамики из микросфер бифракционного состава можно существенно повысить деформационную способность и термостойкость керамических изделий. В результате оптимизации структуры керамики на основе микросфер или с добавлением их определенного количества имеется возможность повышения механических свойств. Керамика зернистого строения при равном или даже меньшем значении пористости значительно уступает керамике из микросфер по показателям: прочность при сжатии, прочность при изгибе, модуль упругости, упругая деформация при сжатии, удельная работа разрушения. Такие улучшенные показатели будут интересны при изготовлении нового поколения керамических изделий, работающих при высоких температурах и механических нагрузках, например, тигли для жаропрочных сплавов.

Литература

1. Пористая конструкционная керамика, М, Металлургия, 1980, 100 с.

ВЛИЯНИЕ МЕЖФАЗНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НА ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЯ

Киселев А.И., Шевченко В.Г, Попов Н.А.

Россия, Екатеринбург, Институт химии твердого тела УрО РАН
E-mail: kis1771@yandex.ru

Алюминий, наряду с железом, являются основными базовыми элементами для создания широкого круга конструкционных и технологических материалов. Использование алюминия определяется тем фактом, что его свойства, в том числе и электронные, могут существенно изменяться при приложении относительно малых воздействий. Здесь исследуется изменение электронных свойств пленки алюминия при включении взаимодействия на границе раздела слой оксида - металл. Результаты получены на базе данных оптического эксперимента.

Для измерения оптических характеристик пленки алюминия образец был подготовлен путем напыления алюминия марки А000 в вакууме порядка 0.1 Па на нижнюю грань стеклянной

призмы. Этот процесс осуществлялся методом вакуумного термического испарения на установке ВУП-5М с использованием вольфрамового испарителя. Толщина пленки около 1 мкм. Поверхность алюминия, примыкающая к нижней грани призмы, считается чистой, а поверхность, контактирующая с воздухом, окисленной.

Экспериментальные зависимости оптических постоянных от длины волны были получены эллипсометрическим методом Битти (эллипсометр ЛЭФ-3М, в спектральном диапазоне 0.4-2.5 мкм). Погрешность измерений оптических постоянных в видимом диапазоне спектра не превышала 5% (в ИК-области - 8%). Полученные из этих постоянных спектры оптической проводимости представлены на рисунке 1.

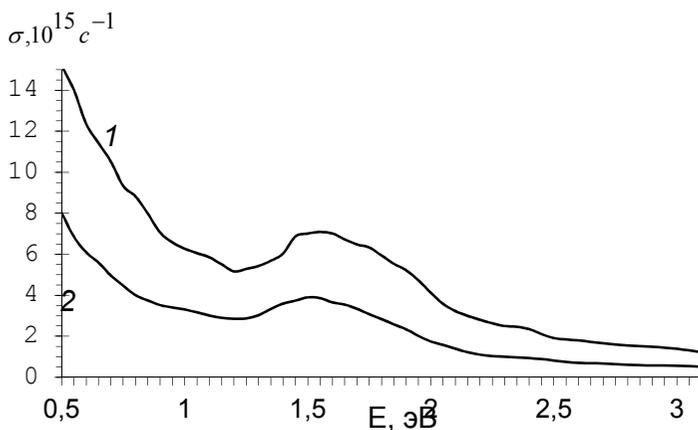


Рисунок 1. Спектр оптической проводимости алюминия ($T=298$ К):
1 – пленка алюминия, чистая поверхность, 2 – окисленная.

Определение характеристик электронных состояний составляющих спектры оптической проводимости производилось с помощью экспертной системы, сформированной на основе процедуры сравнения экспериментальных спектров оптической проводимости с модельными спектрами [1]. При построении модельного спектра, каждый вклад от процесса поглощения фотонов учитывается в графическом представлении с помощью значений положения пика поглощения фотонов (энергии фотона

$E = \Delta_j = \hbar\omega_j$), высоты пика (совпадающей с частотой плазменных колебаний ω_{pj}) и его полуширины (т.е. частоты релаксации ω_{0j}). Здесь j – номер вклада. Из правила сумм для частот плазменных колебаний оценивается статистическое среднее количества электронов z_j , принимающих участие в формировании вкладов в оптическую проводимость.

Результаты использования экспертной системы для экспериментальной оптической проводимости пленки алюминия с окисленной поверхностью (табл.) показали, что полоса проводимости расщеплена, т.е. внутри нее находится участок с запрещенными состояниями. Распределение электронов при расщеплении полосы проводимости отражается в поведении частот плазменных колебаний. В этом случае частоты ω_{pj} с $j = 0$ (вклад в оптическую проводимость, записанный в рамках модели П. Друде) равны нулю. Электроны, обеспечивающие наблюдаемую статическую проводимость, находятся на достаточно узкой нижней части (с $j = 1$). Характеристики электронов на полосах с $j = 2, 3$ и 4 относятся к поверхностным состояниям.

Отметим, что для случая электронных свойств пленки алюминия с чистой поверхностью также наблюдается расщепление полосы проводимости. Из данных табл. можно сделать вывод, что почти все валентные электроны попали на полосу с $j = 0$, т.е. их можно считать почти свободными, а часть электронов проводимости находится на полосе с $j = 1$. Электропроводность в этом случае является суммой из вкладов, описываемых проводимостью почти свободных электронов и внутривибрионной проводимостью.

Таблица 1. Электронные характеристики модельной кривой оптической проводимости пленки и порошка алюминия, $T = 298$ К

Пленка алюминия с чистой поверхностью					с окисленной поверхностью				
j	$\Delta_j, \text{эВ}$	ω_{pj}	ω_{0j}	z_j	j	$\Delta_j, \text{эВ}$	ω_{pj}	ω_{0j}	z_j
		$\times 10^{-15}, \text{с}^{-1}$					$\times 10^{-15}, \text{с}^{-1}$		
0	0	16.86	0.827	1.484	0	0	0.000	0.001	0.001

		65	3	7			0	0	0
1	1.0981	1.615 8	0.042 9	0.013 6	1	0.4465	6.783 3	0.080 6	0.240 1
2	1.2615	2.465 0	0.056 8	0.031 7	2	0.5650	1.895 0	0.059 0	0.018 7
3	1.3254	1.677 8	0.016 4	0.014 7	3	0.6536	3.065 5	0.101 3	0.049 0
4	1.3877	3.079 9	0.055 8	0.049 5	4	0.8728	3.137 7	0.175 6	0.051 4
...					...				

Работа выполнена в соответствии с гос. заданием № АААА-А19-119031890028-0 блок 2 и при частичной финансовой поддержке программы проекта № 18-3-3-5.

Литература

1. Киселев А.И., Кононенко В.И. Оценка эффективной массы электронов в церии из данных оптического эксперимента // ТВТ. 2003. Т. 41. № 6. С. 870-876.

НАВОДОРОЖИВАНИЕ АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

**Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Балыбин Д.В.,
Федотов Д.Ю., Яковлев А.В., Березнер А.Д.**

*Россия, г. Тамбов, Тамбовский государственный университет
имени Г.Р. Державина
E-mail: fedorov@tsutmb.ru*

Аморфные магнито-мягкие материалы интенсивно используются в различных областях. Они проявляют заметную чувствительность к охрупчивающему воздействию водорода.

В экспериментах использовали аморфный металлический сплав $\text{Fe}_{92}\text{Si}_6\text{B}_2$. Диффузию водорода через мембрану площадью $3,63 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$ и толщиной 25 мкм изучали в двухкамерной ячейке типа Деванатхана, с концентрацией растворов 0,1; 0,5; 0,99 моль/литр НС1. Одноосное растяжение образцов производилось на электромеханической машине для статических испытаний Instron-5565.

Экспериментально установлено, что морфологические особенности разрушения после наводороживания и деформации связаны с образованием трещин и складчатых структур (рис. 1). Наблюдается ветвление трещин и образуется рельеф, характерный для деформации аморфных материалов. Величина деформационных ступеней составляет от 200 до 700 нм. При увеличении концентрации водорода деформационный рельеф существенно не меняется.

Отмечено, что при низких концентрациях водорода плотность тока диффузии значительно выше, чем при более высоких концентрациях (Табл. 1). С ростом кислотности среды величина j_H существенно снижается. Такая закономерность не характерна для металлических мембран в тех же растворах, однако, подобные закономерности наблюдались ранее при изучении зависимости потока твердофазной диффузии от кислотности среды при катодной поляризации внешней стороны стальной мембраны [1]. Для пластин из стали (Ст3) этот показатель в кислых водных хлоридных растворах составляет, в зависимости от рН среды, наличия различных добавок 0,2 – 0,7 А/м².

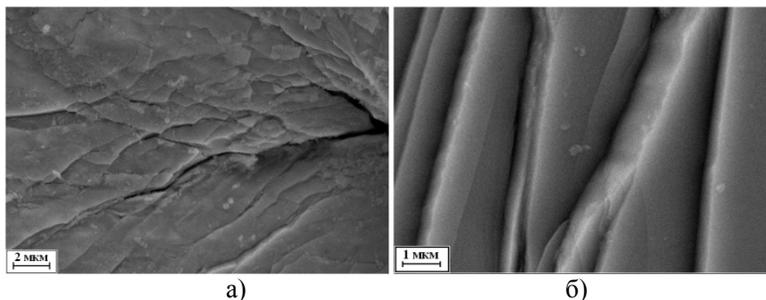


Рис. 1. а) Область вершины трещины (концентрация водорода 0,5 моль/литр HCl); б) Образование складок при деформации аморфного сплава (концентрация водорода 0,99 моль/литр HCl).

Таблица 1. Изменение плотности тока диффузии от концентрации водорода

	0,1	0,5	0,99
	моль/литр	моль/литр	моль/литр

	HC1+0,9LiCl	HC1+0,5M LiCl	HC1+0,01M LiCl
$j_{н}, \text{A/м}^2$	0,601	0,256	0,06

Таким образом, для мембраны из аморфного материала на основе железа при низких концентрациях водорода показатель потока твердофазной диффузии совпадает с предельным значением для наиболее коррозионно-активной стали (Ст3), то есть наряду с коррозионной стойкостью аморфных сплавов необходимо учитывать их неустойчивость к водородному охрупчиванию. Этот аспект имеет большое значение с учётом резкого увеличения областей применения аморфных сплавов, а также специфики самих этих областей.

Литература

1. Вигдорович В.И., Цыганкова Л.Е.. Электрохимическое и коррозионное поведение металлов в кислых спиртовых и водно-спиртовых средах. М.: Радиотехника. 2009. 328 с.

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

МОРФОЛОГИЯ ЗОНЫ ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ В ОБЪЕМНОМ АМОРФНОМ СПЛАВЕ Zr46(Cu4/5Ag1/5)46Al ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ИМПУЛЬСАМИ НАНОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ

Федоров В.А., Шлыкова А.А., Подкауру А.М.

*Россия, г. Тамбов, Тамбовский государственный университет
имени Г.Р. Державина
E-mail: fedorov@tsutmb.ru*

С момента своего создания аморфные сплавы привлекают огромное внимание благодаря своим превосходным физико-химическим свойствам, к которым относится высокая прочность, низкий модуль упругости и устойчивость к коррозии. На данный момент существует несколько способов получения металлических стекол, однако размер полученных заготовок лимитирован. Поэтому для промышленного применения в

качестве элементов конструкций необходимы технологии получения качественных сварных соединений, в частности с помощью лазерной сварки. Кроме того, лазерная обработка поверхности является перспективной технологией для повышения механических свойств аморфных сплавов. При этом в обоих случаях физика протекающих процессов не отличается, а их понимание необходимо для совершенствования технологий лазерной обработки, что, безусловно, является актуальной задачей.

В данной работе исследуется влияние лазерного излучения наносекундной длительности на объёмный аморфный металлический сплав на основе циркония, который может быть использован в качестве конструкционного материала или материала биоимплантов. Фрактографические исследования поверхности кратера показали, что при облучении аморфного сплава с параметрами лазерного излучения: мощность 50 Вт, длина волны 1024 нм, диаметр пучка 70 мкм, частота 70 кГц, скважность 15, длительность импульса 140 нс, число импульсов 1400. Кратер можно условно разбить на 4 зоны.

Первая зона представляет узкий канал диаметров ~ 80 мкм и глубиной более 300 мкм, на стенках которого обнаружена конгломерация мелкодисперсных абляционных частиц средний размер которых 50 нм. В этой зоне, как предполагается, абляция происходила по механизму фазового взрыва (взрывное кипение) [1]. При этом возникающее давление паров металла и плазмы выталкивает окружающий расплав из центра к периферии кратера (зона 2), что подтверждается наличием «короны» из застывшего материала, внутренняя поверхность которой имеет области, полностью покрытые каплями застывшего расплава. Стоит отметить, что часть выплеснутого материал осела на поверхности в виде идеальных сферических капель. Такие объекты были обнаружены не только в зоне 2, а также на поверхности, вне кратера.

Третья зона это зона неравномерно разогретого расплавленного металла, образовавшего при застывании складки. Подобная структура наблюдалась в работах [2-4]. В [3,4] на вершинах, некоторых складок были обнаружены сферические

капельки застывшего металла. Складки, как установлено в [4], возникли в результате перераспределения внутренних напряжений, причина которых в нашем случае ударные упруго-пластические волны, индуцированные лазерным излучением.

За границей «короны», шириной 50 мкм – зона термического влияния. Предположительно, в этой области температура находилась выше температуры стеклования, что привело к кристаллизации аморфной структуры. Средний размер кристаллических кластеров достигает 300 нм.

Литература

1. Bulgakova N. M., Bulgakov A. V. Pulsed laser ablation of solids: transition from normal vaporization to phase explosion //Applied Physics Materials Science & Processing. – 2001. – Т. 73. – №. 2. – С. 199-208.
2. Kozhevnikov V. M. et al. Granulated metal nanostructure deposited by laser ablation accompanied by cascade drop fission //Journal of Vacuum Science & Technology B: Microelectronics and Nanometer Structures Processing, Measurement, and Phenomena. – 2000. – Т. 18. – №. 3. – С. 1402-1405.
3. Liu Y. et al. Saffman–Taylor fingering in nanosecond pulse laser ablating bulk metallic glass in water //Intermetallics. – 2012. – Т. 31. – С. 325-329.
4. Jiang M. Q. et al. Energy dissipation in fracture of bulk metallic glasses via inherent competition between local softening and quasi-cleavage //Philosophical Magazine. – 2008. – Т. 88. – №. 3. – С. 407-426.

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

**РЕЛЬЕФ, ФОРМИРУЕМЫЙ НА ПОВЕРХНОСТИ
АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ
МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ
ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ**

**Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н.,
Бойцова М.В., Федотов Д.Ю.**

*Россия, Тамбов, Тамбовский государственный университет
имени Г.Р. Державина
E-mail: fedorov@tsutmb.ru*

Цель работы исследование закономерностей формирования деформационного рельефа на поверхности аморфных сплавов с различной предысторией при локальном механическом воздействии.

Исследования проводили на ленточных металлических стеклах (МС), находящихся в исходном состоянии, часть образцов была подвержена воздействию лазерного излучения. Использовали ленточные МС на основе Со, полученные методом спиннингования. Толщина лент 20 мкм. Образцы имели размеры 3,5×90 мм. Индентирование ленточных МС осуществляли на микротвердомере ПМТ-3 со стороны бесконтактной поверхности ленты в специальном устройстве. Разработанная методика позволяет наблюдать деформацию не только в области воздействия индентора, но и на противоположной стороне поверхности образца.

Изучение противоположной индентированию поверхности МС, находящихся в исходном состоянии, показало, что образуется зона деформирования. Деформация локализована в полосах сдвига. Установлено, что полосы сдвига, возникающие на поверхности МС при микроиндентировании имеют характерные особенности, отличающие их от полос сдвига, образующихся при сжатии, растяжении, разрушении и прокатке, в частности наблюдается характерное расположение полос и их геометрических параметров.

В результате комбинированного воздействия лазерного излучения и индентора на поверхности образцов образуется деформационный рельеф, имеющий особенности, связанные с

изменением структурного состояния, инициируемого лазерным воздействием.

Наблюдается одновременно рост трещин от центра к периферии. На характер разрушения влияет элементный состав. В образцах, содержащих никель наблюдаются непрерывные магистральные трещины, в образцах же, где никель заменен на марганец трещины ветвятся, что объясняется различием в наборе пластифицирующих элементов. В вершинах трещин наблюдается ступенчатая деформационная структура, в виде расходящихся полос сдвига.

Таким образом, характер деформационного рельефа, формируемого при локальном воздействии на образцах МС, подверженных дополнительному влиянию лазерного излучения отличается от рельефа, формируемого на образце в исходном состоянии, что обусловлено изменением структурного состояния, инициируемого этим воздействием.

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

**ОСОБЕННОСТИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ
ЛЕНТОЧНЫХ ОБРАЗЦОВ АМОΡФНЫХ
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПОДВЕРГНУТЫХ
ЛАЗЕРНОМУ ОБЛУЧЕНИЮ**

**Федоров В.А., Федотов Д.Ю., Плужникова Т.Н.,
Яковлев А.В.**

*Российская Федерация, г.Тамбов, Тамбовский
государственный университет им. Г.Р. Державина
E-mail: fedorov@tsutmb.ru*

Материалом для проведения исследования были выбраны ленты аморфного металлического сплава АМАГ-186 (Co – 85,5%; Fe – 2,27%; Si - 5,15%; Mn – 4,07%; В – 2%; Cr – 1%). Размер рабочей области образцов 20x3,5x0,02мм. Перед проведением усталостных испытаний образцы были подвергнуты лазерному облучению. Образцы облучались одиночным импульсом по центру рабочей области. Длительность импульса составляла 4 мс, энергия 0,17 Дж.

Усталостные испытания образцов проводили на специально разработанной установке [1] нагрузкой, изменяющейся от некоторого \max значения до \min во времени, в знакопостоянном цикле с частотой 2 Гц.

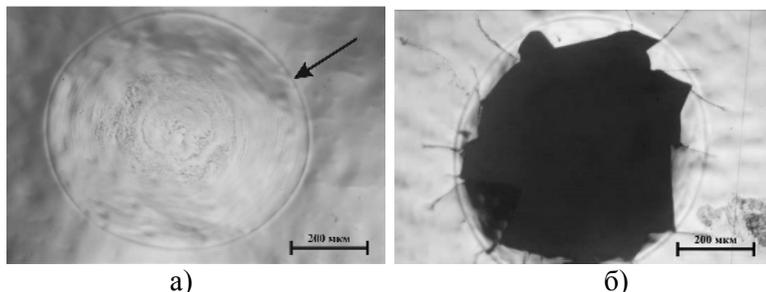
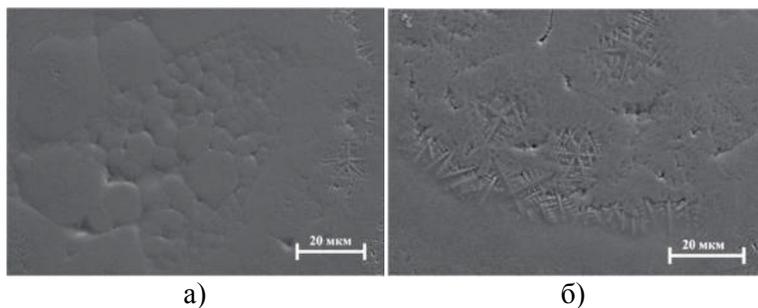
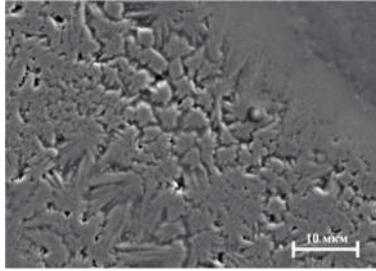


Рис. 1. Локальная зона оплавления: а) до усталостных испытаний, б) после усталостных испытаний в диапазоне нагрузок 400–750 МПа

В результате лазерного воздействия на поверхности образца наблюдалась локальная зона оплавления (рис. 1а), в которой можно выделить четыре характерные области: внутренняя область оплавления (рис. 2а); область роста дендритов (рис. 2б); область с незавершенным ростом дендритов (рис. 2в). Область не подвергавшаяся воздействию излучения отделена четкой границей (на рис. 1 отмечена стрелкой).





в)

Рис. 2. Характерные области лазерного оплавления: а) внутренняя область оплавления; б) область роста дендритов в) область с незавершенным ростом дендритов

Усталостное разрушение образца может проходить как по зоне воздействия, так и на некотором удалении от нее. При этом, если разрыв образца происходит на удалении от области лазерного воздействия, в момент разрушения, при сбросе нагрузки, происходит выкрашивание оплавленной области с образованием трещин (рис. 1б).

Установлено, что лазерное воздействие с указанными параметрами не влияет на усталостные свойства, предел усталости образцов сохраняет свое значение и составляет 428 МПа [2].

Проведены фрактографические исследования разрушения в зоне лазерного воздействия. Выявлены характерные особенности разрушения.

Трещины могут развиваться прямолинейно, хрупко, в области остановки трещины наблюдаются полосы сдвига (рис. 3).

Также были обнаружены трещины, которые развиваются с ветвлением в зоне оплавления, и после перехода через ее границу развиваются прямолинейно (рис. 4).

Разрушение может происходить в плоскости параллельной плоскости образца, что приводит к сколам (рис. 5).

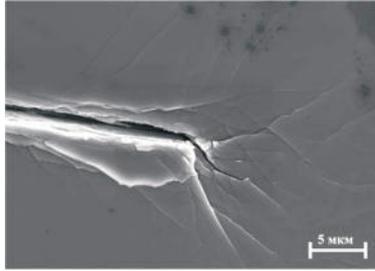


Рис. 3. Полосы сдвига в области остановки трещины

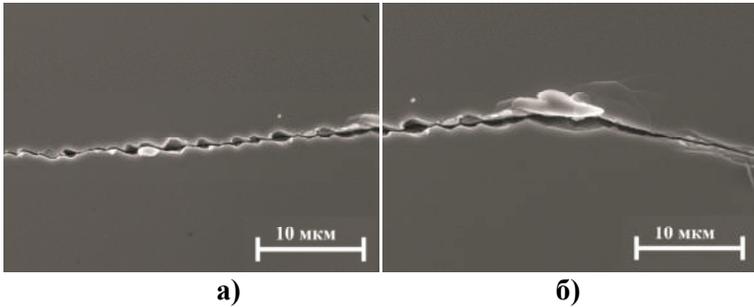


Рис. 4. Ветвящаяся трещина, переходящая в прямолинейную: а) область с ветвлением, б) область перехода к прямолинейной стадии

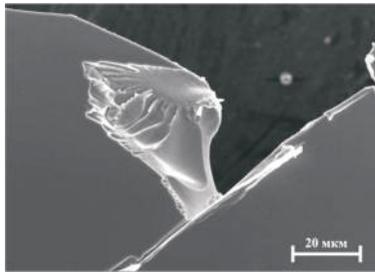


Рис. 5. Скол в плоскости, параллельной плоскости образца.

Таким образом, в образцах металлического стекла зоны воздействия лазерного излучения являясь зонами локальной неоднородности структуры, сопряжены с формированием локальных структурно-термических напряжений, которые, суммируясь с напряжениями усталостного нагружения,

вызывают образование радиальных и кольцевых трещин в зоне воздействия излучения, что приводит к выкрашиванию.

Литература

1. Федотов Д.Ю., Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д. Усталостные испытания ленточных аморфных металлических сплавов на основе СО методами на растяжение и изгиб // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2016. Т. 21. № 3. С. 1396–1399.
2. Федотов Д.Ю., Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д. Влияние агрессивных сред и электроимпульсного воздействия на усталостные характеристики металлического стекла // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2018. № 1 (43). С. 72-82.

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

**ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА И
ПОТЕНЦИАЛА НА ПОЛЗУЧЕСТЬ АМОРФНЫХ
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ
ПОСТОЯННОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ**

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

Россия, Тамбов, ТГУ им. Г.Р. Державина

E-mail: fedorov@tsutmb.ru

Воздействие электрического тока и электростатического потенциала на ползучесть кристаллических металлов и сплавов активно исследуется в различных работах. В частности, в [1] отмечено увеличение скорости ползучести медных образцов при подведении к ним электростатического потенциала $\varphi = 0,7$ В. Авторы работы делают вывод о независимости указанного эффекта от знака подаваемого потенциала на стадии установившейся ползучести. Проверка существования аналогичного эффекта в аморфных металлических сплавах представляет интерес с фундаментальных позиций. При этом помимо воздействия электростатического поля на структуру и

свойства системы необходимо также учитывать вклад протекающего в системе тока (электродинамическая составляющая). В связи с этим, в данной работе проводились эксперименты по исследованию влияния электрического потенциала и тока на скорость ползучести аморфных металлических сплавов (АМС).

Испытания на ползучесть с одновременным воздействием постоянного тока или потенциала проводили на образцах сплава АМАГ-186 при постоянных температурах, аналогично методике работы [2]. Исследование изотермической ползучести при влиянии электростатического потенциала или электрического тока осуществляли в двух режимах: ползучесть с одновременным подведением потенциала, величиной 0,7 В, а также ползучесть с нулевым потенциалом. В отдельной серии экспериментов через аморфные образцы пропускали постоянный ток ($I = 1 \text{ А}$). На рис.1 представлены кривые ползучести, построенные по экспериментальным данным.

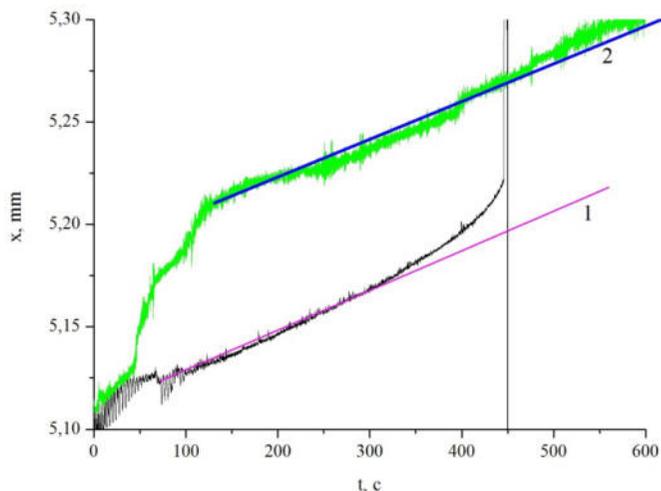


Рис. 1. Кривые ползучести аморфного сплава АМАГ-186: 1 – без воздействия потенциала; 2 – с наведенным потенциалом. Каждая кривая рисунка строилась по усреднению 7 экспериментальных кривых. Прямые, построенные при соответствующих графиках, являются касательными к точкам участка установившейся ползучести.

Как следует из рисунка, при одновременном воздействии потенциала изменяется вид кривой ползучести. При этом скорость ползучести образцов без наведенного потенциала равна скорости ползучести образцов с приложенным потенциалом на стадии установившейся ползучести. Стадия установившейся ползучести в образцах с наведенным потенциалом протекает в два раза дольше по отношению к стадии установившейся ползучести для образцов без потенциала. Величина деформации, на стадии неустановившейся ползучести с потенциалом, также значительно превышает аналогичную стадию в образцах без подведенного потенциала.

Подведение постоянного тока к аморфным образцам приводит лишь к их тепловому нагреву с последующим обратимым расширением, регистрируемым на кривых ползучести. В работе обнаружено наличие критической температуры, при достижении которой, в процессе джоулева нагрева увеличивается угол наклона кривой деформации аморфных образцов, с последующим восстановлением наклона при прекращении подачи тока.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 18-01-00513_А.

Литература

1. Коновалов, С.В. О влиянии электрического потенциала на скорость ползучести алюминия / С.В. Коновалов, В.И. Данилов, Л.Б. Зуев, Р.А. Филиппев, В.Е. Громов // ФТТ, – 2007. – Т. 49, – 1389-1391 с.
2. Березнер, А.Д. / Деформация аморфных металлических сплавов в условиях воздействия электростатического потенциала и постоянного тока / А.Д. Березнер, В.В. Красильников, В.А. Федоров // Вестник Тамбовского государственного университета. Серия: Естественные и технические науки, – 2016. – Т. 21, – 2158-2160 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ВВ751П МЕТОДОМ АТОМНО-ЗОНДОВОЙ ТОМОГРАФИИ

Хомич А.А.¹, Рогожкин С.В.^{1,2}, Бер Л.Б.³, Разницын О.А.¹,
Лукьянчук А.А.¹, Шутов А.С.¹

¹Институт теоретической и экспериментальной физики имени А.И. Алиханова Национального исследовательского центра «Курчатовский институт»,

117218, Москва, ул. Б. Черемушкинская, 25

²Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», 115409, Москва, Каширское ш., 31

³ОАО «Всероссийский институт лёгких сплавов», 121596, Москва, ул. Горбунова, д. 2, стр. 153

artem.khomich@gmail.com.

Жаропрочные никелевые сплавы, используемые для изготовления газотурбинных двигателей, по назначению можно разделить на несколько классов: сплавы для лопаток, для дисков и для других деталей горячего тракта двигателей. Данные классы сплавов, используемые в деталях критического применения, работают в экстремальных и принципиально различающихся условиях. Основные требования к сплавам для лопаток — высокое сопротивление ползучести при температурах 1000–1100°C [1]. Жаропрочные гранулируемые дисковые сплавы на основе никеля для обеспечения необходимого ресурса двигателя должны удовлетворять очень жестким и трудно совместимым требованиям: при температурах 450–750°C иметь высокий уровень как длительной, так и кратковременной прочности [2].

Для понимания механизма фазовых превращений, происходящих в процессе изготовления изделий из жаропрочных никелевых сплавов по различным технологиям, важно знать химический состав основных фазовых составляющих микроструктуры сплавов. Эти данные помогают правильно выбрать температурно-временные условия различных этапов технологии, от которых зависит ресурс деталей в условиях эксплуатации.

В настоящей работе представлены результаты исследования методами атомно-зондовой томографии образцов, разработанного в ОАО «ВИЛС» жаропрочного никелевого сплава ВВ751П. Образцы различаются термической обработкой и комплексом механических характеристик. Для всех исследованных объемов образцов определены средние значения концентраций обнаруженных химических элементов, а также построены линейные концентрационные профили вдоль определённых направлений, выбранных в соответствии с морфологией обнаруженных выделений γ и γ' фаз. Определены пространственные характеристики этих выделений, содержание различных химических элементов в каждой из фаз и особенности распределения элементов на межфазных границах.

Литература

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года». Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). с. 3-33.
2. Гарибов Г.С. Перспективы развития отечественных дисковых гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов для новых образцов авиационной техники. Технология лёгких сплавов, 2017, № 1, с. 7-28.

О РАСПРЕДЕЛЕНИИ ЛЕГИРУЮЩИХ КОМПОНЕНТОВ МЕЖДУ ЧАСТИЦАМИ γ - И γ' -ФАЗ В ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ

Бер Л.Б.¹, Рогожкин С.В.^{2,3}

¹ОАО «Всероссийский институт лёгких сплавов», 121596,
Москва, ул. Горбунова, д. 2.

²Институт теоретической и экспериментальной физики
имени А.И. Алиханова Национального исследовательского
центра «Курчатовский институт»,
117218, Москва, ул. Б. Черемушкинская, 25

³Национальный исследовательский ядерный университет
«МИФИ», 115409, Москва, Каширское ш., 31
berfam@mail.ru

Основными структурными составляющими жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) являются частицы γ - и γ' -фаз, суммарная объёмная доля которых, как правило, превышает 98%. Метод атомно-зондовой томографии (АЗТ) в настоящее время является наиболее чувствительным и достоверным экспериментальным методом для получения информации о концентрации легирующих компонентов (малых добавок и вредных примесей) в частицах γ - и γ' -фаз ЖНС.

В настоящей работе для контактирующих частиц γ - и γ' -фаз сплава ВВ751П были построены зависимости позиционирования i -го элемента в двух контактирующих частицах γ - и γ' -фаз (в виде отношений концентраций $C_{i\gamma}/C_{i\gamma'}$ или $C_{i\gamma'}/C_{i\gamma}$) от числа валентных электронов E_v и атомного радиуса $r_{ат}$. Показано, что элементы с E_v меньше 6 преимущественно позиционированы в γ' -фазе (γ' -образующие элементы Al, Ti, Nb, Ta, Hf) а элементы с E_v больше 5 – в γ -фазе (γ -образующие элементы Cr, Co, Mo, V, W, Re, Ru, Fe). Обнаружено также, что чем выше значение $r_{ат}$ легирующего компонента, тем больше тенденция к позиционированию этого компонента в γ' -фазе. Для определения свойств легирующих элементов предложен параметр $K_i = E_{vi}/(r_{ати})^3$, который хорошо отражает совместное влияние E_{vi} и $r_{ати}$ на позиционирование

элементов в γ - или γ' -фазе и коррелирует с величиной отношения концентраций.

Исключением является позиционирование атомов В, С и Ni. Атомы металлоидов В и С имеют особую структуру s- и d-орбиталей и показывают слабую тенденцию к позиционированию в частицах γ - и γ' -фаз. Атомы Ni преимущественно позиционированы в частицах γ' -фазы. Это объясняется сильным взаимодействием атомов Ni с атомами Al и атомами переходных γ -образующих элементов. Энергетически выгодным оказывается ближнее упорядочение атомов Ni и Cr или дальнейшее упорядочение атомов Ni и Al в γ -твёрдом растворе и вытеснение избыточных атомов Ni в γ' -фазу, где в соответствии с составом реальных промышленных дисковых сплавов атомов γ' -образующих элементов (Al, Ti и др.) оказывается меньше, чем соответствующих им узлов в кристаллической решётке L1₂.

Для оценки влияния химического состава на комплекс свойств ЖНС предложено вычислять $\bar{K}_{i\gamma} = \sum_i^n X_i K_{i\gamma}$ и $\bar{K}_{i\gamma'} = \sum_i^n X_i K_{i\gamma'}$ (X_i — объёмная доля i-го элемента в сплаве), зависящие от суммарного содержания γ - и γ' -образующих элементов и от вероятности позиционирования элемента в фазе K_i . Сопоставление величин $\bar{K}_{i\gamma}$ и $\bar{K}_{i\gamma'}$ ряда промышленных дисковых ЖНС с комплексом их прочностных и пластических свойств при комнатной температуре и при рабочей температуре 650 °С показало, что влияние состава на комплекс свойств нельзя рассматривать в отрыве от структурных характеристик (различия в объёмной доле частиц γ - и γ' -фаз и в размерах этих частиц, величины несоответствия периодов решеток (мисфита), различия в распределении частиц γ - и γ' -фаз по размерам). Как правило, сплавы с высоким содержанием γ -образующих элементов и высоким $\bar{K}_{i\gamma}$, а также с высоким содержанием γ' -образующих элементов при близких структурных характеристиках сплавов имеют более высокую прочность и пониженную пластичность при комнатной температуре и более высокие характеристики длительной прочности и сопротивления МЦУ при 650 °С, чем сплавы с более низкими значениями $\bar{K}_{i\gamma}$ и $\bar{K}_{i\gamma'}$.

ДИФфуЗИЯ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ДИССОЦИАЦИЯ КОМПЛЕКСОВ ВАКАНСИЯ-ВОДОРОД В ОЦК Fe: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ

Сивак А.Б., Сивак П.А.

Россия, Москва, НИЦ «Курчатовский институт»

E-mail: Sivak_AB@nrcki.ru

Рассчитаны температурные зависимости времени жизни до диссоциации и коэффициентов диффузии комплексов вакансия-водород (VN-комплексы, H = P, D, T) для ОЦК-металла Fe в диапазоне температур 800 – 1200 К методом молекулярной динамики. Аррениусовская аппроксимация времени жизни VN-комплексов дает значение ~ 0.6 эВ для энергии активации диссоциации для всех изотопов H. Это значение близко как к энергии диссоциации (0.57 эВ), определенной методом молекулярной статистики, так и к энергии активации диффузии вакансии (0.64 эВ), определенной методом молекулярной динамики. Диссоциация VN-комплексов осуществляется разными механизмами: 1) атом H выскакивает из вакантного узла и далее мигрирует по решетке, отдаляясь от вакансии; 2) один из соседних с вакансией матричных атомов прыгает в вакантный узел и выталкивает атом H из вакансии как поршень. Первый механизм преобладает при температурах ниже 1000 К. При 1200 К оба механизма реализуются с примерно одинаковой вероятностью. Рассчитана температурная зависимость коэффициента диффузии вакансий в диапазоне температур 900 – 1800 К и получена ее аррениусовская аппроксимация:

$$D^V[\text{см}^2/\text{с}] = 6 \cdot 10^{-3} \exp(-0.64 \text{ эВ}/k_B T),$$

где k_B – постоянная Больцмана, T – температура. Коэффициент диффузии VN-комплексов меньше, чем для вакансий, и не подвержен изотопному эффекту. Его аррениусовская аппроксимация имеет вид

$$D^{VN}[\text{см}^2/\text{с}] = 7 \cdot 10^{-3} \exp(-0.76 \text{ эВ}/k_B T).$$

РЕАЛИЗАЦИЯ МЕТОДА ТЕМПЕРАТУРНО-УПРАВЛЯЕМОГО РОСТА КРИСТАЛЛОВ БЕЛКОВ

Безбах И.Ж., Захаров Б.Г., Сафронов В.В., Стрелов В.И.

*Россия, Калуга, Лаборатория Космического материаловедения
ИК РАН – филиал ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН
E-mail: kmikran@mail.ru*

Кристаллизация белков в настоящее время является важной самостоятельной областью исследований, это связано с потребностями структурной биологии: кристаллы необходимы для установления пространственной структуры биомакромолекул на атомном уровне методами рентгеноструктурного анализа, без чего невозможно понять механизм функционирования биологических систем и их биологическую активность; это знание является востребованным в практических потребностях биотехнологии, биоинженерии, медицины, фармакологии.

Основные методы кристаллизации белков, которые разработаны и ныне используются для выращивания кристаллов (метод диализа, свободной диффузии через поверхность раздела, диффузии паров растворителя), не позволяют оперативно управлять процессом кристаллизации ни на первой (зародышеобразование), ни на второй (рост) стадиях этого процесса. Поэтому актуальной и важной задачей является разработка новых эффективных методов и аппаратуры для управляемого получения высокосовершенных кристаллов биомакромолекул.

Известно, что создание условий диффузионного массопереноса позволяет избежать неоднородностей в структуре кристалла. Проведенные к настоящему времени многочисленные опыты показывают, что преобладание диффузионного массопереноса над конвекционным при доставке молекул к поверхности растущего кристалла позволяет получить кристаллы лучшего качества, понижая при этом плотность дефектов. Однако при земной гравитации конвекционный массоперенос, как правило, всегда доминирует над диффузионным. Проведенные к настоящему времени эксперименты продемонстрировали

возможность осуществления массопереноса в основном посредством диффузии.

Предлагаемый подход к решению проблемы кристаллизации белков с высоким совершенством структуры получаемых кристаллов заключается в реализации метода температурно-управляемой кристаллизации, обеспечивающего управление процессом роста кристаллов как на этапе их зародышеобразования, так и в процессе дальнейшей кристаллизации. В земных условиях этот метод обеспечивает приближение к диффузионному массопереносу, а в условиях микрогравитации – чисто диффузионный механизм массопереноса при исключении конвекций любого вида при прецизионной $\pm(0.1-0.2)^\circ\text{C}$ стабилизации температуры и управлении ей в ходе процесса кристаллизации.

В этой связи основной целью работы авторов является разработка и испытание научной аппаратуры, в которой реализован метод температурно-управляемой кристаллизации белков. Испытания проводились на примере выращивания в капиллярах кристаллов белков, в особенности широко используемого как модельный протеина лизоцима. Реализуемый метод управляемой кристаллизации обеспечивает оперативное раздельное управление процессом роста кристаллов, требует малого количества растворов белка, делает возможным проведение рентгенодифракционных исследований на выращенных кристаллах.

Для разработанного способа выращивания биокристаллов из раствора под управляющим воздействием температурного поля была разработана трехмерная модель процесса роста биокристаллов в r, φ, z -геометрии. Численным моделированием найдены оптимальные температурные режимы кристаллизации для используемой методики выращивания кристаллов лизоцима при создании температурного градиента в капилляре с однородным раствором белка. Показана возможность точно предсказывать оптимальные режимы роста единичных кристаллов.

Результаты практических экспериментов продемонстрировали надежную работу разработанной аппаратуры и большие

возможности температурно-управляемого метода кристаллизации для выращивания совершенных кристаллов белков.

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

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ИСПЫТАНИЙ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ЗНАКОПЕРЕМЕННОГО НАГРУЖЕНИЯ

Черемных А.В., Терехин А.В., Рауткин А.С.

Россия, г. Обнинск, АО ОНПП «Технология» им. Ромашина»

Изделия из полимерных композиционных материалов (ПКМ) имеют обширную область применения в зависимости от назначения: авиационная, ракетно-космическая, автомобильная промышленность и т.д. В зависимости от условий применения (эксплуатации) к ним могут предъявляться требования по стойкости к вибромеханическому воздействию (далее – вибрационные испытания).

Источниками вибрации изделий авиационной и ракетно-космической техники, как известно, являются:

- акустические волны, создаваемые струями продуктов сгорания, истекающих из двигателей;
- набегающий воздушный поток;
- вращающиеся элементы двигателей и агрегатов.

Целью настоящей работы является разработка и апробация методики испытаний изделий из ПКМ в условиях знакопеременного нагружения (вибромеханические воздействия).

Экспериментальная отработка проводилась на плоском образце (335x50x8) из поликарбоната на созданной экспериментальной установке. Поликарбонат, также применяется в авиационной промышленности, например, в качестве остекления кабин пилотов ЛА.

При разработке методики был выбран метод воздействия синусоидальной вибрации фиксированной частоты. Значение частоты определялось равное расчетной первой резонансной

частоте образца, а значение виброускорения определялось путем пересчета заданного напряжения в сечении образца в изгибную деформацию.

Для проведения экспериментальной части испытания был проведен аналитический расчет НДС плоского образца при воздействии синусоидальной вибрации и определена частота первой моды собственных колебаний (первая резонансная частота) образца.

Для заданного значения напряжения в пластине, определялось значение ее изгибной деформации f . При этом расчетная схема сводится к схеме двухконсольной балки нагруженной сосредоточенной силой P .

Для решения данной задачи использовались следующие выражения:

$$f = -\frac{Pl^3}{192EI_x}, \quad (1)$$

где
$$P = \frac{86W_x}{l}, \quad (2)$$

Деформированное состояние при этом соответствует первой форме собственных колебаний (рис.1) с возникающими главными напряжениями в образце (рис.2).

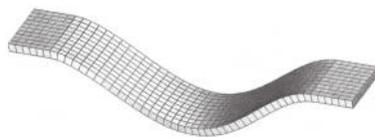


Рисунок 1 - Первая форма собственных колебаний пластины.



Рисунок 2 – Главные напряжения в пластине.

Полученные расчетные значения изгибной деформации, соответствующие заданным значениям напряжения в образце и

значение частоты первой моды собственных колебаний (первая резонансная частота) использовались для экспериментальной обработки.

Экспериментальная обработка проводилась на созданной вибродинамической испытательной установке с использованием измерительно-вычислительного комплекса (далее - ИВК). Схема установки приведена на рис. 3.

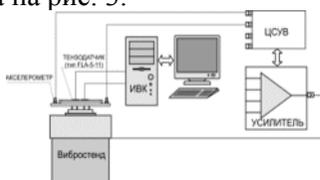


Рисунок 3 – Принципиальная схема испытательной установки.

Испытываемый образец монтировался на подвижный стол вибростенда. Для монтажа образца была разработана и изготовлена испытательная оснастка. На поверхность образца монтировались два тензодатчика типа FLA-5-11 и подключались по мостовой схеме ко входу цифрового модуля ИВК. Сигналы от тензодатчиков обрабатывались в ИВК и выводились на экран монитора в виде графика зависимости изгибной деформации от времени.

Изменяя значение виброускорения с помощью цифровой системы управления виброиспытаниями (ЦСУВ), получали значение изгибной деформации пластины, соответствующее заданному значению напряжения в образце. Значение задаваемого виброускорения поддерживалось с помощью акселерометра, установленного в месте крепления образца к оснастке.

Так же в процессе обработки режима, через 10 сек. после его начала, был зафиксирован рост температуры (разогрев) поверхности образца до 40°C в течение 20 мин с последующей стабилизацией.

1. Разработана методика испытаний полимерных композиционных материалов в условиях знакопеременного нагружения.
2. Проведена апробация методики с использованием

опытного образца из поликарбоната на созданной экспериментальной лабораторной установке.

3. Получены экспериментальные данные о прочности испытуемого образца.

Литература

1. Овчинников И.Н. Виброиспытания, диагностика и прогнозирование усталостного разрушения. – М.: Издательство МГТУ им. Н.Э.Баумана, 2004. – 150 с.

2. Вибрационная механика. – М.: Физматлит, 1994 – 400 с.

3. Справочник по сопротивлению материалов/ Писаренко Г.С., Яковлев А.П., Матвеев В.В. – 3-е изд. – К.: «Издательство Дельта», 2008. – 216 с.

**МЕТОД СПЕКТРАЛЬНОГО РАССЕЙНИЯ ДЛЯ
ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ЧАСТИЧНО
ПРОЗРАЧНЫХ КЕРАМИК С ПРОПИТКОЙ ПОЛИМЕРОМ
Мионов Р.А., Забейайлов М.О., Русин М.Ю.**

*Россия, Обнинск, «ОИПП «Технология» им. А.Г.Ромашина»
tanarom@yandex.ru*

Известен способ модификации керамических материалов путем заполнения их пор полимером [1-3]. При этом наблюдается закрытие пористости и, в некоторых случаях, упрочнение керамик в два и более раз, что свидетельствует о том, что в качестве дефектов, приводящих к разрушению керамик, могут выступать поры. Являясь концентраторами напряжений, дефекты локализуют запасенную при деформации механическую энергию около своей поверхности. В соответствии с классической теорией хрупкого разрушения Гриффитса, запасенная механическая энергия может быть израсходована на увеличение поверхности дефекта (разрушение), когда ее величина превышает энергию необходимую для образования нового интерфейса (рост дефекта). При заполнении пор полимером, за счет упругости полимера, запасенная в материале керамики энергия уменьшается, что приводит к увеличению прочности. Предел прочности материала пропорционален удельной поверхностной энергии дефекта и обратно пропорционален его размерам [4]. Важно, чтобы при пропитке

полимером заполнялись именно те дефекты, которые наиболее критичны для прочностных свойств. При этом излишнее количество полимера, из-за его разложения при повышенных температурах, может негативно сказываться на теплофизических, диэлектрических или других свойствах керамик. Таким образом, актуальна задача исследования структуры керамических материалов, пропитанных полимерами, с целью их оптимизации по содержанию и расположению полимера в структуре материала.

Традиционные методы анализа микроструктуры, такие как газовая и ртутная порозиметрия, не позволяют анализировать материалы с закрытой пористостью. Поэтому задача разработки новых методов исследования структуры керамик, лишенных этого недостатка, представляется актуальной.

В работе предлагается метод спектрального рассеяния, позволяющий оценивать распределение рассеивателей по размерам в частично прозрачных сильно рассеивающих многофазных системах. Он основан на минимизации невязки между спектральными показателями рассеяния определяемыми путем решения спектральной обратной задачи переноса излучения и расчетом по теории Ми. В качестве экспериментальных данных метод использует спектральные коэффициенты диффузного отражения слоев керамики двух или более различных геометрических толщин.

Предложенный ранее метод анализа двухфазных систем [5] был в настоящей работе модифицирован для многофазных (схема метода приведена на рис.1). На рис.1. введены обозначения:

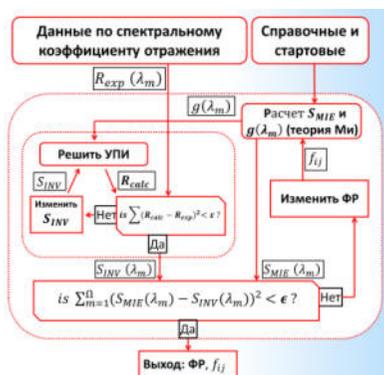


Рис.1. Принципиальная схема метода спектрального рассеяния.

$R_{exp}(\lambda_m)$ и $R_{calc}(\lambda_m)$ – измеренные и рассчитанные по теории переноса излучения спектральные коэффициенты отражения соответственно; $g(\lambda_m)$ – средний косинус угла рассеяния; $S_{MIE}(\lambda_m)$ и $S_{INV}(\lambda_m)$ – спектральные показатели рассеяния рассчитанные по теории Ми и из обратной задачи переноса излучения соответственно; f_{ij} – относительная объемная доля рассеивателей j -й фазы с i -м диаметром; ϵ, ϵ – параметры, определяющие точность

оптимизации, УПИ – уравнение переноса излучения, ФР – функция распределения по размерам.

Полученные общие выражения были адаптированы с целью уменьшения количества переменных оптимизации в приложении к трехфазным системам, таким как, керамики с пропиткой полимером.

Метод был опробован на кварцевой керамике с пропиткой метил-фенил-спироциклоксилосаном.

Полученные распределения по размерам пор, заполненных полимером и воздухом, в пропитанной керамике сравнивались с данными газовой и ртутной порозиметрии.

Показано влияние на микроструктуру пропитанной керамики, как способа пропитки, так и режима полимеризации (рис.2).

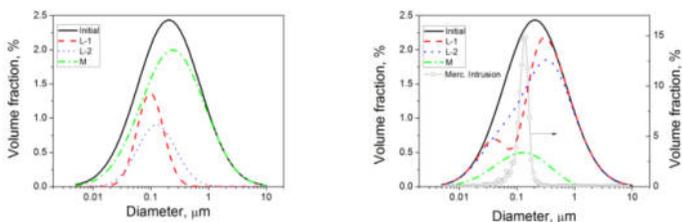


Рис.2. Распределение по размерам пор, заполненных полимером (слева) и воздухом (справа). Введены следующие обозначения: «Initial» – исходная керамика, «М» – пропитанная расплавом полимера, «L» – раствором полимера в ацетоне. Образцы «L-1» и «L-2» отличались скоростью нагрева при полимеризации.

Метод спектрального рассеяния может быть использован для анализа частично прозрачных керамик с пропиткой полимером. Область его применимости ограничена материалами с пористостью менее 10 – 20%, вследствие ограничений на теоретические модели, лежащие в его основе. Он полагает поры сферическими и полностью заполненными материалом одной из фаз. Несмотря на ряд упрощений, метод спектрального рассеяния имеет преимущества по сравнению с ртутной порозиметрией. Он является неразрушающим, позволяет анализировать закрытые и заполненные материалом поры, не требует узкоспециализированного оборудования.

Литература

- [1] A.A.Abdala, D.L.Millius, D.H.Adamson, I.A.Aksay, R.K.Prud'homme, Inspired by Abalone Shell: Strengthening of Porous Ceramics with Polymers, *Polymer Materials: Science&Engineering*, 90 (2004).P. 384-385.
- [2] A.Yu.Fedorov, N.V.Bakunova, V.S.Komlev, S.M.Barinov, Increase in Mechanical Properties of Porous Materials by Polymer Impregnation *Inorganic Materials: Applied Research*, 4(1) (2013) .P. 7-11.
- [3] V.Naglieri, B.Gludovatz, A.P.Tomsia, R.O.Ritchie, Developing strength and toughness in bio-inspired silican carbide hybrid materials containing a compliant phase//*Acta Materialia*. 98 (2015) .P. 141-151.

[4] J.B.Wachtman, W.R.Cannon, M.J.Mathewson. Mechanical Properties of Ceramics. 2 ed.. John Wiley& Sons. 2009. 479 p. (см.с.66-70)

[5] R.A.Mironov, M.O.Zabezhailov, I.F.Georgiu, V.V.Cherepanov, M.Yu.Rusin, Determining the size of pores in a partially transparent ceramics from total-reflection spectra, Optics and Spectroscopy, 124 (2018) P.289-297.

РАЗРАБОТКА ЭЛЕКТРОДОВ ГИБРИДНЫХ ИОНИЗАЦИОННЫХ КАМЕР ДЕЛЕНИЯ

Маричев Г.В., Степанов В.А.

Российская Федерация, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ

E-mail:glebmarichev@gmail.com

В системах управления и защиты эксплуатируемых реакторов для измерения потоков нейтронов применяют газоразрядные счетчики и ионизационные камеры. В камерах деления в результате реакции нейтронов с ядрами ^{235}U , ^{10}B образуются ионы, которые ионизируют газ, вызывая импульсы электрического тока. Ограничения в работе таких устройств связаны с погрешностями измерений электрических сигналов при температурах более 600°C из-за эмиссионных шумов, а также при высоких интенсивностях нейтронов из-за эффекта насыщения.

Была предложена система детектирования на основе волоконно-оптической гибридной камеры деления (ВНИИХТ, ИАТЭ), в которой помимо электрических импульсов (электрического тока) измеряется сопровождающее ионизацию рабочего газа свечение. Важной задачей в разработке такой гибридной высокотемпературной камеры деления является получение термоустойчивых радиаторов, обеспечивающих пропорциональный интенсивности нейтронов поток ионов в рабочий газ.

В работе предлагается использовать радиаторы с содержащим бор стойким покрытием, получаемым методом химико-термической обработки (ХТО). ХТО заключается в термообработке при температуре 1000°C стали 12Х18Н10Т после

нанесения пасты состава 84%В₄С+16% Na₂В₄О₇. Показано, что на поверхности образуется сплошной слой боридов железа толщиной более 40 мкм, в котором преобладает фаза FeB. Оптическая часть гибридной ионизационной камеры с борированными в результате химико-термической обработки стальными электродами позволит уверенно регистрировать нейтроны в рабочих диапазонах потоков. При плотности потока тепловых нейтронов 10¹⁰ н/см²с интегральная интенсивность возбуждаемого α-частицами и ионами ⁷Li свечения газа в камере с FeB-электродами составит 0,35 мВт/см², а с Fe₂B-электродами - 0,15 мВт/см².

**МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ
ВОЛЬФРАМИИЕВЫХ ТЕРМОЭЛЕМЕНТОВ ДО И
ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ИСПЫТАНИЙ**
Куркин А.О.¹, Панов А.С.¹, Исаев Е.И.¹, Улановский А.А.²
¹Россия, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ
²Россия, Обнинск, Обнинская термоэлектрическая компания
E-mail: xacker.ly@gmail.com

Вольфрамениевые термопары являются стандартизованными средствами измерения высокотемпературной термометрии. Измерение контактным методом температур порядка 1700-2200°C представляет собой сложную задачу. Воздействие таких высоких температур неизбежно приводит к изменению микроструктуры материала, из которого изготовлены термоэлектроды.

Объектами исследования были термоэлектрические преобразователи типа А (BP5-BP20 или W5%Re/W20%Re), применяемые для измерения температуры в диапазоне от 1000 до 2500°C.

Выполнены экспериментальные работы по металлографическому анализу вольфрамениевых сплавов с содержанием рения 5% и 20%. Было установлено, что высокотемпературный отжиг (более 1600°C) сплавов такого состава приводит к росту зерна, что связано с процессами рекристаллизации. Обнаружено, что вольфрамениевые

термоэлектроды подвержены холодному охрупчиванию, которое может быть связано с выделением неметаллических включений по границам зерен или с выходом рения из твердого раствора.

Работы выполнены по договору между ООО «Обнинская термоэлектрическая компания» и ИАТЭ НИЯУ МИФИ.

РАДИАЦИОННАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ ПОСЛЕ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

Малынкин В.Г.

Россия, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ

К настоящему времени можно констатировать, что вопрос радиационной стабильности металлических систем является одним из ключевых вопросов современной радиационной физики твердого тела.

В первую очередь, это связано с тем, что большинство материалов, используемых в настоящее время в качестве радиационно-стойких для ядерно-энергетических установок различного типа и назначения, представляют собой многокомпонентные системы со структурой, создаваемой с помощью сложной термомеханической обработки и часто находящейся в метастабильном состоянии.

Очевидно, что в этом случае устойчивость исходной (как правило, оптимальной, с точки зрения физико-механических свойств) структуры таких металлических систем приобретает большое значение и может служить критерием оценки их работоспособности в конкретных условиях эксплуатации.

В результате широкого комплекса исследований, выполненных с применением различных методов исследования и ионно-плазменных пучков (в качестве источников облучения), накоплен значительный экспериментальный материал, касающийся вопроса стабильности облучаемых систем и эволюции их микроструктуры под воздействием радиационной обработки; также разработан ряд теоретических моделей для интерпретации опытных данных.

Тем не менее, однозначного мнения о причинах радиационной нестабильности даже таких хорошо изученных железо-хромоникелевых металлических систем, на базе которых создаются многие реакторные материалы, к настоящему времени нет.

Другим важным аспектом, связанным со стабильностью структуры, является сформировавшееся в последнее время направление модифицирования физико-механических свойств различных материалов методами сильных внешних воздействий. Это закалка из жидкого состояния, обработка материалов концентрированными потоками энергии, механоактивация, а также различного рода комбинации указанных выше методов. В результате таких видов воздействия получают структуры - аморфные, квази-, нано-, микрокристаллические и т.д., обладающие высокими трибологическими, коррозионными, магнитными и другими свойствами.

По современным представлениям фазовые переходы, в результате которых изменяются указанные выше свойства, происходят по следующей схеме: исходная структура → неустойчивость (метастабильность) → новая структура. Естественно ожидать, что наиболее склонными к изменению макросвойств будут обладать наименее стабильные сплавы. Эти представления позволяют использовать такую характеристику как стабильность в качестве критерия получения сплавов с указанными выше свойствами по наиболее простой технологии.

Весьма часто такие критерии образования тех или иных структур при различных видах воздействия могут быть получены из анализа равновесных диаграмм состояния.

Как показала практика весьма тонким инструментом моделирования ряда методов внешнего воздействия и оценки стабильности металлической системы в целом является ионно-плазменная обработка.

В частности применение ионно-плазменной обработки позволяет получить фазы, аналогичные фазам давления, металлические стекла, стимулировать ускоренное протекание диффузионных процессов.

В данной работе анализировалась корреляция фазовых, в том числе полиморфных превращений, в чистых металлах и сплавах

имеющих место на равновесных диаграммах состояния с фазово-структурными изменениями и сопутствующими изменениями свойств различных материалов под воздействием газовых и металлических ионов с энергией 5-50 кэВ. Получена корреляция склонности материалов к изменению структурно-фазовых состояний вблизи температур ионно-плазменной обработки и температур, соответствующих температур потери фазовой стабильности на равновесных диаграммах состояния. При этом образовавшиеся фазы структурно иногда отличались от исходных.

ОСОБЕННОСТИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ СИСТЕМЫ

Fe-12%Cr-Ni-Mo-W-Nb-V-B

Понкратова Ю.Ю., Базалеева К.О.,

Голубничий А.А., Чернов А.Д.

Россия, Москва, АО «ВНИИИМ им.А.А. Бочвара»

E-mail: person13girl@list.ru

Одним из перспективных конструкционных материалов активной зоны ядерных реакторов на быстрых нейтронах является разработанная во ВНИИИМ им.А.А. Бочвара сталь ферритно-мартенситного класса Fe-12%Cr-Ni-Mo-W-Nb-V-B (ЧС-139). Исследование структурных особенностей данной стали имеет большое научное и практическое значение.

Ранее при изучении методом дилатометрического анализа фазовых превращений, протекающих в процессе охлаждения стали со скоростью ~ 10 °С/мин. из аустенитной области, был обнаружен эффект расщепления мартенситного пика. В температурном интервале 200÷300 °С единственным превращением является мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$, однако на экспериментальной кривой $\alpha(T)$, где α – температурный коэффициент расширения материала, наблюдаются расщепление пика, соответствующего этому превращению, на два – ε_1 и ε_2 . Целью данного исследования было выявить природы данного эффекта.

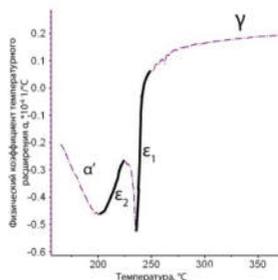


Рисунок 1 - Эффект на дилатометрической кривой.

Был проведен дилатометрический анализ с использованием различных температурных режимов, а именно, с нагревом до 1200 °С и последующим охлаждением без выдержки в высокотемпературной области, с выдержкой 1 и 3 ч; с нагревом до разных температур в интервале от 825 до 1350 °С, выдержкой 1 ч и охлаждением. В ходе эксперимента скорости нагрева и охлаждения составляли 15°С/мин, камера образца продувалась инертным газом (Ar), для каждого режима была построена корректировочная кривая с использованием стандартного алундового образца.

Полученные после термического анализа состояния стали исследовались методами металлографического и рентгеноструктурного анализов, а также с помощью растровой электронной микроскопии. Кроме того, на них проводилось измерение микротвердости.

В работе было показано, что эффект расщепления мартенситного пика зависит от продолжительности выдержки стали в высокотемпературной γ -области. Так, при охлаждении с 1200 °С без выдержки эффект ε_1 имел максимальное значение, выдержка в течение 1 ч приводила к уменьшению эффекта, а выдержка 3 ч – к его исчезновению. Увеличение температуры нагрева влияло также как и увеличение продолжительности выдержки. Таким образом, более полное протекание диффузионных процессов в γ -области приводит к исчезновению пика ε_1 . Данный результат позволяет утверждать, что эффект расщепления мартенситного пика связан с неомогенностью состава аустенитного твердого раствора: вероятно, после

прохождения через двухфазную ($\alpha+\gamma$)–область в структуре присутствуют аустенит, обогащенный и обедненный легирующими элементами. Эти составы аустенита имеют различные значения мартенситных точек.

Было установлено, что варьируя температуру нагрева стали можно изменять механизм распада аустенита, не меняя скорости охлаждения. Так, при охлаждении с температур 900 °С и выше распад идет по сдвиговому механизму, при более низких температурах нагрева – в две стадии: часть аустенита распадается диффузионно, а часть – по мартенситному механизму.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТАНТАЛА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Антошина И.А., Михальченко Е.В.
ИАТЭ НИЯУ МИФИ, г. Обнинск, Россия

Тантал тугоплавкий металл, который обладает комплексом ценных свойств – достаточно хорошая пластичность, прочность, свариваемость, коррозионная устойчивость при умеренных температурах, низкое давление пара, высокий коэффициент теплопередачи, небольшая работа выхода электронов, способность образовывать анодную пленку (Ta_2O_5) с особыми диэлектрическими характеристиками и др. Тантал применяют для изготовления теплообменников ядерно-энергетических установок, так как он наиболее устойчив из всех металлов в перегретых расплавах и парах цезия [1].

Интенсивная пластическая деформация осуществлялась методом квазигидроэкструзии при криогенных температурах - барокриодеформация. В этом методе в качестве передающей давление среды используется не жидкость, а твердое тело, но такое, пластичность которого многократно превышает пластичность деформируемого объекта при криогенных температурах. Барокриодеформация существенно увеличивает прочностные свойства материалов [2].

Целью данного исследования является изучение влияния барокриодеформации на структуру и свойства тантала.

Образцы тантала представляли собой таблетки диаметром от 3 до 5 мм.

Для оценки изменений механических свойств были проведены измерения микротвердости деформированных образцов. После интенсивной пластической деформации тантал упрочняется. Максимум микротвердости зафиксирован при степени деформации равной 40 %, упрочнение составило 50%.

Структурные изменения тантала были исследованы методом рентгеноструктурного анализа.

Литература

1. Б.А. Калинин, П.А. Платонов, Ю.В. Тузов, И.И. Чернов, Я.И. Штроббах. Том 6. Конструкционные материалы ядерной техники. – М.: НИЯУ МИФИ, 2012

2. П.А. Хаймович. Криодеформирование металлов в условиях всестороннего сжатия. Физика низких температур, 2018, т. 44, № 5, с. 463-490.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ТОПЛИВА U-10%Zr ДЛЯ ЯЭУ

**Курина И.С., Рябый В.М., Фролова М.Ю.,
Плаксин О.А., Дворяшин А.М.**

Россия, г. Обнинск, АО «ГНЦ РФ-ФЭИ»

E-mail: mfrolova@ippe.ru

В настоящее время к разработке металлического уран-циркониевого топлива проявляется повышенный интерес. За рубежом топливные сердечники для твэлов изготавливаются путём индукционной плавки с последующей операцией инжекционного литья. Отливка топливных стержней осуществляется в кварцевые пробирки с внутренним покрытием из оксида иттрия. В АО «ГНЦ РФ – ФЭИ» проведены работы по изготовлению и исследованию некоторых основных свойств топливных блочков сплава U-10%Zr. Топливные блочки изготавливали путём плавки навесок урана и циркония в дуговой печи, последующей переплавки слитков в кварцевых пробирках в вакуумной печи и обтачивания до нужных размеров на токарном

станке. Были получены блочки U-10%Zr плотностью 16,35 г/см³, имеющие пластинчатую структуру, состоящую из фаз α -U и δ -UZr₂. Результаты проведенных исследований по взаимодействию топлива с материалами пробирок и тиглей показали, что наиболее подходящим материалом для плавильных тиглей или покрытий является оксид иттрия. Также возможно использование ZrO₂-Y₂O₃ с последующим шлифованием топливных стержней.

НЕСТАЦИОНАРНЫЕ ПРОЦЕССЫ ПОЛУЧЕНИЯ ГЕТЕРОСТРУКТУРНЫХ НАНО-МИКРОПЛЕНОЧНЫХ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ РАДИАЦИОННОЙ ДИАГНОСТИКИ

**Сахаров В.В.¹, Басков П.Б.¹, Мосягина И.В.²,
Намакшина А.А.^{1,3}**

¹*РФ, г. Москва, АО «ВНИИХТ»*

²*РФ, г. Москва, АО «СНИИП»*

³*РФ, г. Москва, РХТУ им. Д.И. Менделеева*

¹*E-mail: baskov58@mail.ru*

²*E-mail: IrVMosyagina@sniip.ru*

Базисным принципом развиваемой в АО «ВНИИХТ» концепции создания функциональных материалов для экстремальных условий эксплуатации, является переход от моноструктурных (гомогенных) объемов к гетероструктурированным на нано- и микромасштабе [1, 2]. Структурирование слоев осуществляется в химических нестационарных низкотемпературных процессах. При этом в ультратонких гетероструктурных покрытиях создаются дополнительные возможности аннигиляции радиационно-индуцированных дефектов с обеспечением эксплуатационной долговечности.

В докладе представлены результаты исследований быстропротекающих термодеструкционных процессов синтеза функциональных оксидных материалов для устройств радиационной диагностики: U₃O₈; ThO₂; Si(¹⁰B, ⁶Li)O₂. Установлена решающая роль скорости термодеструкции для гетероструктурирования оксидных нанослоев. Разработаны

технологические решения получения гетероструктурных нейтрончувствительных материалов.

Изучение быстропротекающих термодеструкционных процессов проводилось оптико-физическими методами («on-line» интерференционной спектрофотометрии и др.) в режимах «быстрого, ультрабыстрого и шокового» повышения температуры. Выявлены основные факторы, определяющие возможности гетероструктурного модифицирования одно- и многокомпонентных аморфных оксидных нанослоев. В композитных гетероструктурах термодеструкционного синтеза присутствуют «нанообласти свободного объема», связанные с наследованием гетероструктурных мотивов прекурсора.

Основными технологическими этапами являются: синтез и нанесение растворов пленкообразующего прекурсора; высокоскоростная термодеструкция с образованием наноразмерного оксидного слоя; циклическое повторение этапов нанесения и термолиза с промежуточным спектрофотометрическим и гравиметрическим контролем. В результате <2D> и <3D> структурирования (полинаслаивание и регулируемая нанокристаллизация) формируется многослойное оксидное покрытие с преобладающей аморфной фазой и гетероструктурными дефектными нанообластями «свободного объема» и нанокристаллов (10-30 нм).

Нестационарные процессы термодеструкции эффективны для получения функциональных нейтрон-детектирующих материалов (радиаторов камер деления). Дополнительно метод позволяет варьировать компонентный состав материала с получением – при введении люминесцентных допантов – нейтрон-детектирующих элементов устройств радиационной фотоники.

Литература

1. Сахаров В.В., Басков П.Б., Мосягина И.В. Квазикомпозитное структурирование ураноксидных радиаторов ионизационных камер деления // Структурные основы модифицирования материалов. 2015. №13. С. 126.

2. Сахаров В.В., Мосягина И.В., Басков П.Б., Ивкина О.В. Термодеструкционное гетероструктурирование наноразмерных

оксидных покрытий// Структурные основы модифицирования материалов. 2017. №14. С. 68-70.

СИНТЕЗ И ПЛАЗМЕННАЯ ОБРАБОТКА ПОКРЫТИЙ ИЗ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Мезенин Е.И., Степанов В.А., Бостан О.А., Мезенина Ю.А.

Россия, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ

spw.rch@gmail.com

Одним из методов создания высокотемпературных, защитных покрытий на изделия из алюминия или его сплавов, а также алитированных сталей, обеспечивающих высокую износостойкость и жаропрочность в окислительной среде, является метод анодного окисления с последующей плазменной обработкой. В результате анодного окисления на поверхности образуются аморфный оксид алюминия, нестехиометричные кристаллические окислы алюминия и нестабильный метагидроксид алюминия. В условиях различных режимов окисления можно создавать высокотвёрдые покрытия с различной микроструктурой и пористостью. Это достигается подбором электролитов, характеристик электрического тока и температурными условиями.

В работе исследуются результаты плазменной обработки таких покрытий. Методом сканирующей зондовой микроскопии и рентгеноструктурного анализа исследована структура анодированного и обработанного плазмой покрытий. Показано, что в результате плазменной обработки происходят изменения элементов тетраэдрических структур исходных слоистых сплошных покрытий, которые могут быть описаны в предположении об иницировании плазмой процессов неравновесной кристаллизации и частичного разложения оксидных фаз в результате термопиков в нанобластях.

МОДУЛИРОВАНИЕ ОПТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОЧАСТИЦ МЕТАЛЛА, ИМПЛАНТИРОВАННЫХ В ДИЭЛЕКТРИЧЕСКУЮ МАТРИЦУ

Плаксин О.А.

Россия, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ

E-mail: *plax@mail.ru*

Сильные эффекты электромагнитного поля, связанные с поверхностным плазменным резонансом (ППР) в наночастицах металла, внедренных в слои прозрачных диэлектриков, используются в нелинейно-оптических устройствах фемтосекундного диапазона, плазмонике, хемо- и биосенсорах. Изменение внешних условий (интенсивности света, температуры T , и т.д.) приводят к резкому изменению эффективной диэлектрической функции ϵ_{eff} таких наноструктур (с объемной долей металла p) в области ППР

$$d\epsilon_{eff} = pf_1^2 d\epsilon_m,$$

где $f_1 = 3\epsilon_d/(\epsilon_m + 2\epsilon_d)$ – полевой фактор. В частности, нелинейный оптический (НЛО) отклик, а также, термомодуляция (ТМ) связаны возмущением распределения Ферми F электронов в металле, что выражается отношением

$$d\epsilon_m \sim (\partial F / \partial T) dT.$$

В настоящей работе результаты представлены результаты исследований модуляции оптического поглощения слоев кварцевого стекла с наночастицами металла, внедренных методом ионной имплантации. В процессе ионной имплантации измеряли ионно-индуцированное оптическое поглощение формирующихся слоев. По окончании имплантации исследовали изменения оптического поглощения (спектры термомодуляции) при обычном нагреве, а также измеряли спектры нелинейно-оптического поглощения методами накачки-зондирования и z-сканирования.

Показано, что эффективность модуляции оптического поглощения лазерных лучом уменьшается с уменьшением длительности лазерных импульсов, что объясняется постепенным увеличением разницы между электронной и решеточной температур в наночастицах. Разница этих температур приводит

также к различию спектров фемтосекундного нелинейно-оптического поглощения и спектров термомодуляции. Показано, что изменение оптического поглощения при прерывании ионного пучка соответствует изменениям при нагреве и охлаждении, что позволяет определить решеточную температуру наночастиц металла в процессе ионной имплантации.

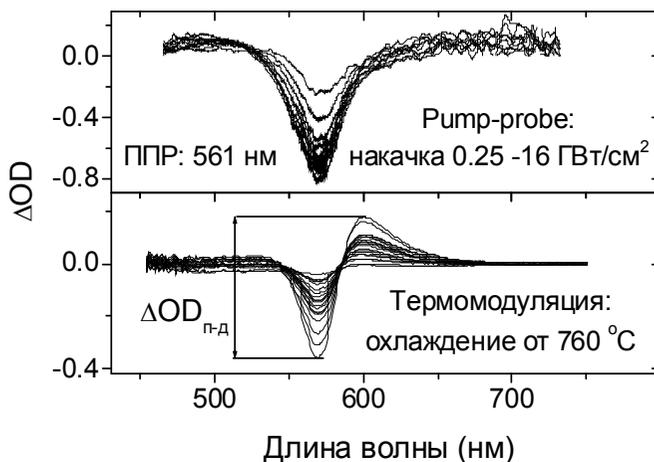


Рисунок 1 – Дифференциальные спектры кварцевого стекла КУ-1, имплантированного ионами Cu^{2+} с энергией 3 МэВ (флюенс $3 \cdot 10^{17}$ ионов/ см^2 , поток ионов 2 мкА/ см^2):

- (а) – спектры нелинейного оптического поглощения, измеренные методом накачки-зондирования (pump-probe method) при различных интенсивностях накачки;
- (б) – термомодуляционные спектры: разница в оптической плотности ΔOD между спектрами при повышенной (T) и комнатной температурах, для различных T до 760°C .

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СВЕРХТВЕРДЫХ КОМПОЗИТНЫХ V_4C-BN ПОКРЫТИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЕЙ

Харанжевский Е.В.^{1,2}, Лебедев В.П.²

¹Удмуртский государственный университет, г.Ижевск, РФ

²ОАО «Элеконд», г.Ижевск, РФ

E-mail:

Доклад посвящен микроструктуре и функциональным свойствам многослойных покрытий толщиной до 200 мкм, нанесенных на углеродистые стали и никелевые сплавы. Покрытия получены на основе композитов $BN-V_4C$ методом высокоскоростного лазерного спекания короткими импульсами. Измерения микротвердости покрытий показывают значения до 63 ГПа и превосходную адгезионную прочность на подложках, как это показано на рисунке 1.

Трибологические испытания проводились в условиях сухого трения с использованием трибометра по схеме диск-колодка с нагрузкой до 40 МПа. После первых нескольких циклов мы наблюдали резкое снижение коэффициента трения до минимального значения 0,07. Такое трибологическое поведение было подробно объяснено с помощью методов XRD, SEM, XPS.

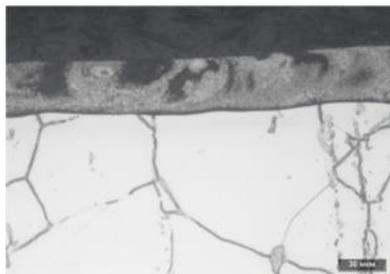


Рисунок 1. Поперечное сечение никелевой подложки с однослойным сверхтвердым покрытием V_4C-BN

СТРУКТУРА ПОКРЫТИЯ ZnO-Ag, ПОЛУЧЕННОГО ПОСРЕДСТВАМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ

Московский С.В., Романов Д.А.

*Россия, Новокузнецк, Сибирский государственный
индустриальный университет*

E-mail: psk-svm@yandex.ru

В работе впервые получены электроэрозионностойкие покрытия системы ZnO-Ag методом электровзрывного напыления. Структура покрытий изучена методом атомно-силовой микроскопии и сканирующей электронной микроскопии. Сформированное покрытие является однородным по структуре композиционным материалом, состоящим из серебряной матрицы и расположенных в ней включений ZnO. На границе покрытие/подложка обнаружены поверхностные периодические структуры.

Анализ полученных результатов показывает, что сформированное покрытие является однородным по структуре композиционным материалом. По морфологии структуры и контрасту травления формирующееся покрытие состоит из светлой серебряной матрицы и темных включений ZnO с размерами, изменяющимися в пределах от 0,3 до 0,5 мкм. Концентрации меди, кислорода и серебра в покрытии незначительно изменяются по его толщине. Этот факт также свидетельствует о структурной однородности полученного покрытия. Поскольку электровзрывное покрытие образовано серебряной матрицей и расположенными в ней частицами порошка ZnO, то мелкие частицы порошка ZnO могут выкрашиваться из матрицы при приготовлении шлифа. В этом случае на месте выпавших частиц образуются поры глубиной от 30 до 100 нм и шириной от 2 до 5 нм. Частицы ZnO диспергируются до 2...5 нм в процессе электрического взрыва при формировании импульсной плазменной струи продуктов электрического взрыва проводников.

*Исследование выполнено при поддержке гранта Российского
научного фонда (проект № 18-79-00013).*

ГЛАДКИЙ НЕЛОКАЛЬНЫЙ МОДЕЛЬНЫЙ ПОТЕНЦИАЛ И РАСЧЕТ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ НАТРИЯ В ЖИДКОМ СОСТОЯНИИ.

Крисько О.В.^{1а}, Силонов В.М.,^{2б} Скоробогатова Т.В.^{3с},

¹Московский Университет им. С. Ю. Витте, Москва,
кафедра математики и информатики. Россия, 115432, Москва,
2-й Кожуховский пр., д. 12, стр. 1

²Московский государственный университет имени М. В.
Ломоносова, физический факультет, кафедра физики твердого
тела. Россия, 119991, Москва, Ленинские горы, д. 1, стр. 2.³

Московский государственный технический университет
гражданской авиации, Москва, кафедра физики. Россия, 125993,
г. Москва, Кронштадтский бульвар, д. 20

E-mail: ^akrisko1952@mail.ru, ^bsilonov_v@mail.ru,

^ctankris@mail.ru

Экспериментальные и теоретические исследования электросопротивления натрия в жидком состоянии ранее неоднократно изучались в различных работах. Большинство теоретических исследований проводилось методом псевдопотенциала в локальном или квазилокальном приближениях. В работах [1-4] был предложен новый класс модельных потенциалов простых металлов, обладающих свойством трансферабельности - гладкие нелокальные модельные псевдопотенциалы (ГНМП). Трансферабельность нового класса модельных потенциалов осуществляется за счет учета линейной зависимости параметров модельного потенциала A_0 , A_1 , A_2 , от объема металла. Зависимость этих параметров от атомного объема металла связана с их зависимостью от энергии ферми электронов, отсчитанной от уровня вакуума [2,3], которая в свою очередь зависит от атомного объема металла. ГНМП использовался при расчете температурной зависимости электросопротивления жидкого цезия [5]. Полученный результат свидетельствовал о прогностических возможностях ГНМП. Однако использование экспериментальных значений структурного фактора при расчете температурной зависимости электросопротивления жидкого цезия не позволило выявить

степень влияния зависимости параметров потенциала от атомного объема на электросопротивление жидкого цезия.

Целью настоящей работы является исследование влияния трансферабельности ГНМП на расчет температурной зависимости удельного электросопротивления натрия в жидком состоянии с ГНМП и теоретического выражения для структурного фактора натрия с помощью теории Перкуса-Иевики [6].

В основе используемой модели расчета удельного электрического сопротивления (УЭС) жидкого натрия лежит выражение для электросопротивления предложенное Займаном [7]. В этом выражении УЭС зависит как от структурного фактора, так и от формфактора псевдопотенциала металла. В работе при моделировании УЭС натрия использовался гладкий нелокальный модельный псевдопотенциал (ГНМП) предложенный в [1-4]. УЭС жидкого металла в зависимости от температуры в модели эффективных малых потенциалов с использованием второго порядка теории возмущения, линейной теории экранирования в приближении сферической поверхности Ферми можно представить в виде:

$$\rho_T = K_\rho \cdot \int_0^2 x^3 V_N^2(x) S_{жс}(x, T) dx \quad (1)$$

где $x = q / k_F$, $K_\rho = \frac{\pi m_e \Omega \cdot E_F}{6 \hbar e^2}$ - коэффициент, имеющий размерность УЭС мкОм·см, E_F - энергии Ферми почти свободных электронов проводимости металла в атомных единицах, Ω - объем, приходящийся на атом, в атомных единицах, m_e - масса электрона, $S_{жс}(q)$ - структурный фактор жидкого натрия, $V_N(x)$ - безразмерное значение формфактора экранированного потенциала атома, нормированного на его значение при $q = 0$, которое для щелочных металлов равно $2/3E_F$.

В работах [1-4] параметры ГНМП линейно зависят от энергии фермиевских электронов простых металлов, то есть

$$A_\ell(E_{F,con}(\Omega_T)) = K_\ell * E_{F,con}(\Omega_T) + B_\ell, \quad (2)$$

здесь $E_{F,con}(\Omega_T)$ - энергия почти свободных электронов на уровне Ферми в конденсированном состоянии, отсчитанная от уровня вакуума (состояния разделившихся и невзаимодействующих ионов и валентных электронов), $A_\ell(E_{F,con}(\Omega_T))$ - парциальные параметры ГНМП, которые являются линейными функциями $E_{F,con}(\Omega)$, K_ℓ, B_ℓ - коэффициенты линейной функции, полученные в [1] из значений термов свободных ионов натрия, $\ell = 1, 2, 3$. Энергия Ферми свободных электронов $E_{F,con}(\Omega_T)$ зависит от атомного объема металла, который зависит от температуры металла в конденсированном состоянии

При расчетах УЭС использовались две модели ГНМП. В первой модели учитывалась зависимость параметров потенциала от атомного объема, зависящего от температуры (2). Во второй модели параметры потенциала считались независимыми от температуры. При расчете УЭС использовались параметры, полученные для натрия при абсолютном нуле:

$$A_0 = -1.196, A_1 = -0.838, A_2 = 4.482 \quad (3)$$

В табл. 1 приведены характеристики структурного фактора жидкого натрия: радиусы твердых сфер, плотности и атомные объемы [6], а также параметры ГНМП с учетом трансферабельности жидкого натрия, теоретические и экспериментальные значения УЭС.

При получении значений структурного фактора жидкого натрия в работе использовалась модель жестких сфер, Перкуса-Иевики из [6]. Параметры расчета структурного фактора для ряда

температур [6], использованные в работе для расчета УЭС жидкого натрия, так же приведены в табл. 1

Таблица 1

Радиусы твердых сфер σ [6], атомный объем Ω [6], значения параметров ГНМП [1-4], использованные при расчете УЭС натрия, экспериментальные [8] и теоретические значения УЭС при различных температурах в жидком состоянии металла.

T, K	σ , a.u.	Ω , a.u.	A_0 , a.u.	A_1 , a.u.	A_2 , a.u.	R _{теор} , мкОм·см	R _{эксп} , мкОм·см
373	6.24	277.7	-1.026	-0.667	5.265	9.78	9.6
433	6.18	282.4	-1.027	-0.669	5.258	11.79	11.7
473	6.14	284.7	-1.028	-0.67	5.254	13.10	13.1
513	6.10	288.4	-1.029	-0.671	5.249	14.87	14.5
573	6.05	292.1	-1.03	-0.672	5.244	17.16	16.6

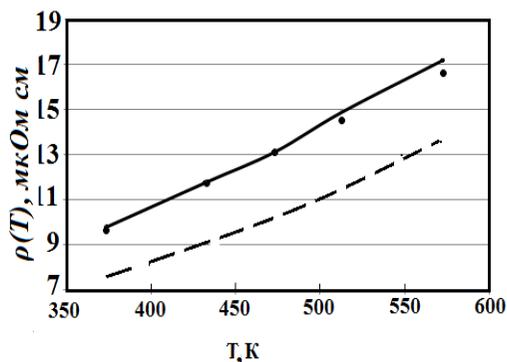


Рис. 1 Зависимость удельного электросопротивления натрия в жидком состоянии от абсолютной температуры. Точки – экспериментальные значения [8], сплошная кривая – расчеты в данной работе с учетом трансферабельности ГНМП (Табл.1), пунктирная кривая – без учета трансферабельности (3).

Температурная зависимость УЭС натрия в жидком состоянии рассчитывалась с использованием данных, приведенных в табл. 1. На рис. 1 показаны результаты этого расчета в зависимости от температуры в диапазоне от 373 до 573К.

Из результатов расчета, приведенных на рис. 1 можно сделать вывод, что моделирование УЭС с учетом изменения параметров потенциала в зависимости от объема (сплошная кривая) дает значения УЭС натрия совпадающие с экспериментальными значениями в пределах ошибки эксперимента. Расчеты без учета изменения значений параметров ГНМП при изменении атомного объема (отсутствие трансферабельности) дают значения УЭС значительно ниже экспериментальных значений. Расчеты УЭС без учета трансферабельности ГНМП также приведены на рис. 1 (штрих-пунктирная кривая). В расчетах УЭС без учета трансферабельности использовались значения параметров, полученных для натрия при нуле Кельвина (2). Учет зависимости параметров ГНМП от атомного объема позволяет получить более близкие к эксперименту значения УЭС натрия, чем без учета, за счет использования нового класса модельных потенциалов простых металлов, где подобная зависимость учитывается. Для случая натрия учет трансферабельности ГНМП существенен при расчете УЭС в жидком состоянии.

Выводы

В работе при расчете УЭС жидкого натрия использовалось взаимодействие электронов проводимости с атомами в модели ГНМП [9-13], использовалась так же модель твердых сфер с параметрами из [5] для построения структурного фактора жидкого металла. Результаты расчетов с учетом зависимости параметров ГНМП от атомного объема совпадают с экспериментальными значениями УЭС натрия [14,15] в широком диапазоне температур с точностью меньше 4%. Показано, что наибольшее влияние на изменение УЭС с ростом температуры оказывает изменение структурного фактора.

Из сравнения расчета температурной зависимости УЭС в интервале температур от 373 до 573К в модели Займана с помощью ГНМП с экспериментальными данными, можно сделать вывод, что зависимость параметров ГНМП от атомного

объема является существенным фактором при моделировании УЭС натрия в жидкой фазе. Следовательно, использование параметров потенциала, полученных для натрия в твердом состоянии, не корректно при расчете УЭС жидкого натрия. При использовании модели Займана для расчета УЭС простого металла надо использовать либо первопринципные потенциалы, либо потенциалы, параметры которых подгоняются под физические свойства расплава, либо модельные потенциалы нового класса типа ГНМП, параметры, которых зависят от плотности электронов.

Полученный в работе результат свидетельствует о возможности использования ГНМП при моделировании таких физических свойств простых металлов и твердых растворов, где существенно изменение рассеивающей способности иона металла при изменении плотности валентных электронов. Преимуществом ГНМП перед другими модельными потенциалами является возможность учета нелокальных эффектов, а также учета температурной зависимости параметров потенциала через их связь с атомным объемом металла.

Программа расчета формфактора, характеристической функции и потенциала парного потенциала взаимодействия атомов в модели ГНМП для одиннадцати простых металлов внесена в реестр компьютерных программ РФ [9].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Крисько О.В., Силонов В.М., Скоробогатова Т.В., Бокарев Д.П. Новый гладкий нелокальный модельный потенциал простых металлов // ВМУ. Серия 3. Физика. Астрономия. 2006. N 1. С. 76-77.
2. Крисько О.В., Силонов В.М., Скоробогатова Т.В., Сунцова М.В. Линейная зависимость энергий термов от квантовых дефектов в ионах с полностью заполненными электронными оболочками и ее применение при вычислениях параметров гладкого нелокального модельного потенциала // Вестн. Моск. ун-та. Физ. Астрон. 2010. № 1. С. 55

3. Крисько О.В., Силонов В.М., Скоробогатова Т.В. Модельные псевдопотенциалы ионов простых металлов в конденсированном состоянии // РЭНСИТ. 2012. N 2. С. 108
4. Крисько О.В., Скоробогатова Т.В. Модельные псевдопотенциалы в теории физики металлов: монография / О.В. Крисько, Т.В. Скоробогатова; Московский университет имени С.Ю. Витте. – М.: изд. ЧОУВО «МУ им. С.Ю. Витте», 2018. – 190 С.
5. Крисько О.В., Кузнецов В.М, Силонов В.М., Скоробогатова Т.В. Электросопротивление жидкого цезия // ВМУ. Серия 3. Физика. Астрономия. 2011. N 2. С. 67-71.
6. Ashcroft N.W., Lekner J. Structure and resistivity of liquid metals // Phys.Rev. 1966. V.145. P. 83.
7. Займан Дж. Принципы теории твердого тела. / М: Мир. 1966. С478
8. Chi T.C. Electrical Resistivity of Alkaline Elements // J. Phys. Chem. Ref. Data, Vol.8. No2. 1979. P. 363.
9. Свид. 2017610532 Российская Федерация. Свидетельство об официальной регистрации программы для ЭВМ. Программный комплекс расчета формфактора, характеристической функции и парного потенциала взаимодействия атомов простых металлов: LI, NA, K, RB, CS, BE, MG, CA, SR, BA, AL на основе гладкого нелокального модельного потенциала. // Крисько О.В., Силонов В.М., Скоробогатова Т.В.; заявитель и правообладатель ЧОУВО «МУ им. С.Ю. Витте» (RU). – Реестр программ для ЭВМ. – 1 с.

ЕДИНЫЙ ПОДХОД К МОДЕЛИРОВАНИЮ ТЕМПЕРАТУРНОГО ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ КАЛИЯ.

УДК: 538.9, 548.73

Крисько О.В.^{1а}, Силонов В.М.^{2с} Скоробогатова Т.В.^{3б}

¹*Московский Университет им. С. Ю. Витте, Москва, кафедра математики и информатики. Россия, 115432, Москва, 2-й Кожуховский пр., д. 12, стр. 1*

²*Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова, физический факультет, кафедра физики твердого тела. Россия, 119991, Москва, Ленинские горы, д. 1, стр. 2.*

E-mail: ^аkrisko1952@mail.ru, ^бsilonov_v@mail.ru, ^сtankris@mail.ru

³*Московский государственный технический университет гражданской авиации, Москва, кафедра физики. Россия, 125993, 2. Москва, Кронштадтский бульвар, д. 20*

Теория псевдопотенциалов успешно используется для моделирования физических свойств металлов. В течение последних десятилетий было предложено различные модельных псевдопотенциалы, которые использовались для расчета физических свойств металлов как в твердом, так и в жидком состоянии [1]. Главным недостатком используемых обычно потенциалов заключается в отсутствии изменения параметров потенциала при изменении атомного объема и температуры. Изменение атомного объема с изменением температуры известно для многих металлов. Учет зависимости объема от температуры можно использовать для моделирования физических свойств металлов в зависимости от температуры. Гладкий нелокальный модельный потенциал (ГНМП), предложенный в работах [2-3], дает возможность учесть эту зависимость параметров потенциала. Свойство гладкости ГНМП позволяет исключить нефизические осцилляции парного потенциала взаимодействия атомов металлов.

В [2-3] был предложен ГНМП простых металлов (ГНМП) примененный в [4-6] для расчета температурной зависимости электросопротивления жидкого цезия, твердых натрия и алюминия. При расчетах структурные факторы цезия брали из

эксперимента [4], натрия [5] и алюминия [6] рассчитывали в модели Борна-Бегби. Полученные в этих работах результаты свидетельствуют о прогностических возможностях ГНМП. К его достоинствам можно отнести учет нелокальных эффектов, а также возможность учета температурной зависимости параметров потенциала от атомного объема, что важно при моделировании теплового структурного фактора металла.

Моделирование частот тепловых колебаний атомов, которые определяют значения теплового структурного фактора, можно рассчитывать в различных моделях. Модель, используемая в данной работе, основана на получении частот колебаний атомов металла с помощью ГНМП [1]. В работе предлагается методика единого подхода моделирование удельного электросопротивления поликристаллов (УЭС) металлов при различных температурах, с помощью расчета как структурного фактора, так и формфактора металла с помощью (ГНМП).

В основе методики моделирование УЭС лежит использование выражения для электросопротивления в модели Займана [7]. В модели УЭС по Займану используется приближение эффективных малых потенциалов, второй порядок теории возмущения, линейная теории экранировании в приближении сферической поверхности.

В работах [1-3] предложен гладкий нелокальный модельный псевдопотенциал вида:

$$v_{ion}(r) = -2 \sum_{\ell} \left[\frac{Z}{r} (1 - \theta(r, R_m)) + A_{\ell}(E_{F,con}) \theta(r, R_m) \right] P_{\ell}(Ry) \quad (1)$$

r – расстояние от центра потенциала, R_m – параметр, характеризующий радиус модельной сферы r и R_m – берутся в атомных единицах, Z – валентность иона с полностью заполненными электронными оболочками, P_{ℓ} – проекционный оператор, который выбирает из ряда разложения плоской волны по сферическим гармоникам только компоненту с орбитальным квантовым числом ℓ [12], $\theta(r, R_m)$ – функция отсечения, аналогичная функциям, применяемым в теории псевдопотенциалов «сохраняющих нормировку». В случае ГНМП функция отсечения имеет вид :

$$\theta(r, R_m) = 1 / \left(1 + \left(r/R_m \right)^2 \right)^{12},$$

При построении ГНМП [1-3] было доказано, что параметры ГНМП линейно зависят от энергии фермиевских электронов простых металлов

$$A_\ell(E_{F,con}(\Omega_T)) = K_\ell * E_{F,con}(\Omega_T) + B_\ell,$$

здесь $E_{F,con}(\Omega_T)$ - энергия почти свободных электронов на уровне Ферми в конденсированном состоянии, отсчитанная от уровня вакуума (состояния разделившихся и невзаимодействующих ионов и валентных электронов).

$A_\ell(E_{F,con}(\Omega_T))$ - парциальные параметры ГНМП, которые являются линейными функциями $E_{F,con}(\Omega)$, K_ℓ, B_ℓ - коэффициенты линейной функции, полученные в [1-3] из значений термов свободных ионов натрия, $\ell = 1, 2, 3$. Энергия Ферми свободных электронов $E_{F,con}(\Omega_T)$ зависит от атомного объема металла, который зависит от температуры металла в конденсированном состоянии.

Температурную часть электросопротивления поликристалла можно вычислить, усредняя температурный структурный фактор $S(\mathbf{Q}, T)$ по всем направлениям вектора рассеяния \mathbf{q} . В приближении сферической поверхности Ферми УЭС поликристалла металла ρ_T в зависимости от температуры можно представить в виде

$$\rho_T = K_\rho \cdot In_S, \quad (2)$$

$$In_S = \int_0^2 x^3 V_N^2(x) S(x, T) dx, \quad V_N^2(x) = \left(V(x) / ((2/3)E_F) \right)^2,$$

$$x = \mathbf{q} / k_F. \quad (3)$$

$$S(x, T) = \frac{1}{4\pi} \int_{-\frac{\pi}{2}}^{\frac{\pi}{2}} d\gamma \int_0^{2\pi} S(\mathbf{q} / k_F, T) d\phi,$$

$$S(\mathbf{q}, T) = \frac{1}{m_A \beta} \sum_s \frac{|\mathbf{e}_{\mathbf{q}s} \cdot \mathbf{q}|^2}{(e^{\beta \omega_s(\mathbf{q})} - 1)(1 - e^{-\beta \omega_s(\mathbf{q})})},$$

где $x = q / k_F$, $K_p = \frac{\pi m_e \Omega \cdot E_F}{6 \hbar e^2}$ - коэффициент, имеющий размерность УЭС мкОм·см, E_F - энергии Ферми почти свободных электронов проводимости металла в атомных единицах, Ω - объем, приходящийся на атом, в атомных единицах, m_e - масса электрона, $V_N(x)$ - безразмерное значение формфактора экранированного потенциала атома, нормированного на его значение при $q = 0$, которое для щелочных металлов равно $2/3E_F$. $S(q)$ - интеграл усреднения $S(\mathbf{q})$ по всем направлениям вектора рассеяния \mathbf{q} представляет собой безразмерный множитель, зависящий от рассеивающей способности атома, $\beta = k_b T$, k_b - постоянная Больцмана, T - температура, $\omega_s(\mathbf{q})$ - нормальные частоты колебаний атомов металла соответствующие вектору фонона \mathbf{q} , s - индекс поляризации частоты $\omega_s(\mathbf{q})$, $\mathbf{e}_{\mathbf{q}s}$ - собственный вектор соответствующий собственной частоте $\omega_s(\mathbf{q})$ колебаний атомов металла.

Здесь \mathbf{Q} - вектор, лежащий в зоне Бриллюэна. Структурный фактор $S(\mathbf{q}, T)$ (4) обладает трансляционной симметрией, то есть $S(\mathbf{q}, T) = S(\mathbf{Q} + \mathbf{g}, T) = S(\mathbf{Q}, T)$, где \mathbf{g} - вектор обратной решетки. Трансляционная симметрия структурного фактора связана с трансляционной симметрией частот колебаний атомов - $w(\mathbf{q}) = w(\mathbf{Q} + \mathbf{g}) = w(\mathbf{Q})$. При численных расчетах нормальных частот колебаний атомов через динамическую матрицу в идеальном металле трансляционная симметрия учитывается автоматически.

В данной работе нормальные частоты $\omega_s(\mathbf{q})$ и собственные вектора $\mathbf{e}_{\mathbf{q}s}$ вычислялись с помощью численной диагонализации

динамической матрицы, полученной в приближении ГНМП. С другой стороны, при изменении температуры меняются значения частот фононов, что должно влиять на температурный структурный фактор рассеяния электронов проводимости при учете изменения упругих свойств металла.

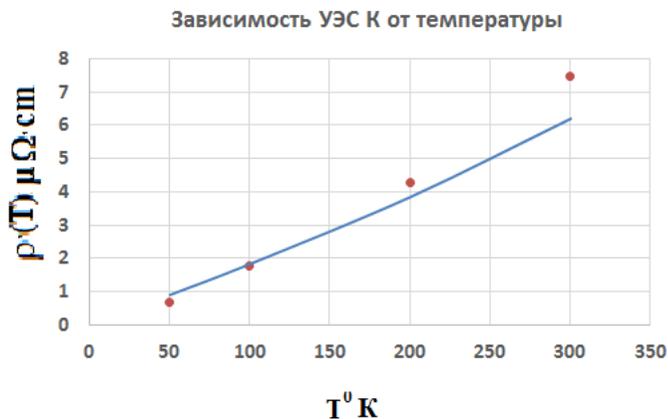


Рис.1

Зависимость удельного электросопротивления калия в твердом состоянии от абсолютной температуры. Точки – экспериментальные значения [14, 15], сплошная кривая – расчеты в данной работе.

На рис.1 показаны экспериментальные значения [8] и результаты расчета зависимости УЭС калия от температуры в диапазоне от 50 до 300 градусов Кельвина.

Из рисунка видно, что предложенная модель расчета УЭС дает достаточно близкие к эксперименту значения модельных расчетов при температурах меньше 150К. С возрастанием температуры модельные значения УЭС становятся меньше экспериментальных. Теоретические расчеты дают практически линейную зависимость УЭС от температуры, в то время как экспериментальные данные позволяют предполагать отклонение температурной зависимости УЭС калия от температуры. Аналогичная не линейная зависимость от температуры наблюдается и у других щелочных металлов [8].

В работе при расчете УЭС натрия использовалась модель взаимодействия электронов с атомами и атомов с атомами в

модели ГНМП [1], Результаты расчетов совпадают с экспериментальными значениями УЭС калия [8] при низких температурах (50-150К) с возрастанием температуры теоретические значения УЭС становятся меньше экспериментальных. В работе показано, что наибольшее влияние на изменение УЭС с ростом температуры оказывает изменение структурного фактора с ростом температуры.

Расчет УЭС калия в твердой ОЦК фазе в широком диапазоне температур в модели Займана с помощью ГНМП показал, что квазигармоническое приближение при моделировании теплового структурного фактора калия, которое использовалось в данной работе, приводит к заниженным значениям УЭС при высоких температурах. Считаю, что следует уточнить влияние ангармонических эффектов при расчете дисперсии фононов в металлах методом псевдопотенциала при высоких температурах.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Крисько О.В., Скоробогатова Т.В. Модельные псевдопотенциалы в теории физики металлов: монография. // Московский университет имени С.Ю. Витте. – М.: изд. ЧОУВО «МУ им. С.Ю. Витте», 2018. – 190 с.
2. Крисько О.В., Силонов В.М., Скоробогатова Т.В. Модельные псевдопотенциалы ионов простых металлов в конденсированном состоянии // РЭНСИТ. 2012. N 2. С. 108.
3. Крисько О.В., Силонов В.М., Скоробогатова Т.В., Бокарев Д.П. Новый гладкий нелокальный модельный потенциал простых металлов // ВМУ. Серия 3. Физика. Астрономия. 2006. N 1. С. 76.
4. Крисько О.В., Кузнецов В.М., Силонов В.М., Скоробогатова Т.В. Электросопротивление жидкого цезия // ВМУ. Серия 3. Физика. Астрономия. 2011. N 2. С. 67.
5. Крисько О.В. Скоробогатова Т.В., Силонов В.М. Моделирование температурной зависимости электросопротивления натрия в твердой фазе // В сборнике Информационные технологии в науке, образовании и производстве: материалы международной научно-практической
6. Крисько О.В. Скоробогатова Т.В. Расчет температурной части электросопротивления алюминия с помощью гладкого нелокального модельного потенциала (ГНМП) простых металлов

// Современные проблемы науки и образования. 2014. №6.
С.1711-1714

7. Займан Дж. Принципы теории твердого тела. М: Мир.
1966. С478

8. T.C. Chi Electrical Resistivity of Alkaline Elements. J. Phys.
Chem. Ref. Data, vol.8. No2. 1979. P. 358-377.

**JOSEPHSON JUNCTIONS BASED ON
NANOCRYSTALLINE TOPOLOGICAL INSULATOR $\text{Bi}_2\text{Te}_2\text{Se}$**

**A.A. Golubov^{1,2}, V.S. Stolyarov¹, D. S. Yakovlev³, O.V.
Skryabina³, S.V. Egorov³, V.V. Ryazanov³, D. Roditchev⁴**

*¹Moscow Institute of Physics and Technology, Dolgoprudny,
Russia*

*²Faculty of Science and Technology, University of Twente,
Enschede, The Netherlands*

*³Institute of Solid State Physics of the Russian Academy of
Sciences, Chernogolovka, Russia*

*⁴Institut des Nanosciences de Paris, Sorbonne Université, CNRS,
UMR7588, Paris, France*

E-mail: a.golubov@utwente.nl

The chiral p-wave superconductivity harbors a variety of exotic topological states. For its practical implementation the contact of a superconductor (S) with the topological insulator (TI) is the most promising candidate, with the possibility to host Majorana fermions. However, a conclusive evidence of the p-wave symmetry is still lacking. In this work we report the observation of the Josephson effect in the $\text{Bi}_2\text{Te}_2\text{Se}$ -based S-TI-S structure with ballistic nature of electronic transport across the $\text{Bi}_2\text{Te}_2\text{Se}$ nanocrystals. In the mK temperature range a new type of oscillations of the Josephson current in magnetic field are demonstrated with an ultra-short period of the order of few Oe corresponding to energy spectrum with the level spacing of order of μeV . We develop theoretical model explaining these oscillations in terms of fine structure of low-energy Andreev bound states. The results are consistent with chiral p-wave superconducting correlations induced at the $\text{Bi}_2\text{Te}_2\text{Se}$ surface due to

an interplay between the s-wave superconductivity in Nb and a peculiar symmetry of the topological insulator $\text{Bi}_2\text{Te}_2\text{Se}$.