



**ИНСТИТУТ ЛАЗЕРНЫХ
И ПЛАЗМЕННЫХ
ТЕХНОЛОГИЙ МИФИ**

ИАТЭ НИЯУ МИФИ



**ЛАБОРАТОРИЯ
МАТЕРИАЛОВ ИАТЭ**

**XIV МЕЖДУНАРОДНЫЙ СЕМИНАР
СТРУКТУРНЫЕ ОСНОВЫ МОДИФИЦИРОВАНИЯ
МАТЕРИАЛОВ**

МНТ-XIV

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

13 июня – 15 июня 2017 г.

ОБНИНСК

Международный семинар «Структурные основы модифицирования материалов» МНТ-XIV проведен при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (грант 17-02-20205 г) и ООО «Лаборатория материалов ИАТЭ»

Тезисы докладов опубликованы в авторской редакции.

СОДЕРЖАНИЕ

- Балакирев Э.В., Базалеева К.О.** **12**
ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО СОСТОЯНИЯ КОМПОНЕНТОВ НА ПРОЦЕСС
ФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА СИСТЕМЫ
ИНКОНЕЛЬ 625/TiC МЕТОДОМ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ
- Комиссарова И.А., Коновалов С.В., Ю.Ф. Иванов** **14**
УСТАЛОСТНАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА,
ПРИ ОБРАБОТКЕ ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫМ ИМПУЛЬСНЫМ
ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ
- Иванов Ю.Ф., Кормышев В.Е., Громов В.Е.,
Коновалов С.В., Мусорина Е.В., Гостевская А.Н.** **17**
МОДИФИЦИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ
НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКОЙ
- Громов В.Е., Морозов К.В., Юрьев А.А.,
Перегудов О.А., Рубанникова Ю.А., Мусорина Е.В.** **20**
ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ ФАЗОВОГО СОСТАВА
РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ
- Сарычев В.Д., Невский С.А., Громов В.Е.** **24**
МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ГЕТЕРОГЕННЫХ ПЛАЗМЕННЫХ ПОТОКОВ
ПРИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ВЗРЫВЕ ПРОВОДНИКОВ
- Сидоров Н.В., Палатников М.Н., Теплякова Н.А., Сюй А.В.,
Киле Е.О., Штарев Д.С.** **27**
ОПТИЧЕСКАЯ И СТРУКТУРНАЯ ОДНОРОДНОСТЬ КРИСТАЛЛОВ
НИОБАТА ЛИТИЯ РАЗНОГО СОСТАВА
- Теплякова Н.А., Сидоров Н.В., Палатников М.Н.,
Сюй А.В., Штарев Д.С.** **29**
ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НОМИНАЛЬНО ЧИСТЫХ КРИСТАЛЛОВ
НИОБАТА ЛИТИЯ, ВЫРАЩЕННЫХ ИЗ ШИХТЫ РАЗЛИЧНОГО ГЕНЕЗИСА
- Сюй А.В., Максименко В.А., Сидоров Н.В.,
Палатников М.Н., Габаин А.А., Теплякова Н.А.** **30**
СПЕКТРАЛЬНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ФОТОПРОВОДИМОСТИ КРИСТАЛЛОВ
НИОБАТА ЛИТИЯ, ЛЕГИРОВАННЫХ БОРОМ И ЖЕЛЕЗОМ

- Белов Е.Г., Громов В.Е., Костерев В.Б.,
Гостевская А.Н., Рубаникова Ю.А.** **32**
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ:
СТРУКТУРА И МЕХАНИЗМЫ
- Загуляев Д.В., Шляров В.В., Громов В.Е., Бессонов Д.А.** **34**
ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СИЛУМИНА АК12
ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ
- Бутакова К.А., Шляров В.В., Загуляев Д.В., Громов В.Е.** **37**
ХАРАКТЕР ИЗМЕНЕНИЯ ПРОЦЕССА ПОЛЗУЧЕСТИ В УСЛОВИЯХ
ВОЗДЕЙСТВИЯ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ РАЗНОЙ ВЕЛИЧИНЫ
- Кудюкин А.И., Моос Е.Н., Ротт А.Т., Степанов В.А.** **40**
РЕЗУЛЬТАТЫ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРОЦЕССОВ НА
ПОВЕРХНОСТИ ЭЛЕКТРОДОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПЛАЗМЫ ВАКУУМНОЙ
ДУГИ
- Семенов М.Ю., Крапошин В.С., Талис А.Л.** **44**
АТОМИСТИЧЕСКИЕ ОЦЕНКИ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО БАРЬЕРА
ПОЛИМОРФНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СИСТЕМЕ ЖЕЛЕЗО-ХРОМ
- Новиков М.Ю.¹, Косинов Д.А.², Комиссарова И.А.²,
Коновалов С.В.¹, Громов В.Е.²** **48**
ВЛИЯНИЕ ТОКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА УСТАЛОСТЬ МЕТАЛЛА
- Харанжевский Е. В., Лебедев В.П., Степанов А.В.** **49**
ИЗГОТОВЛЕНИЕ СИЛЬНОНЕРАВНОВЕСНЫХ РУТЕНИРОВАННЫХ
КАТОДОВ ТАНТАЛОВЫХ КОНДЕНСАТОРОВ МЕТОДОМ
ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ЛАЗЕРНОГО СИНТЕЗА
- Алукер Н.Л.** **50**
ТЕРМОЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ ДЕТЕКТОРЫ ИОНИЗИРУЮЩЕГО
ИЗЛУЧЕНИЯ НА ОСНОВЕ ОКСИДОВ КРЕМНИЯ И АЛЮМИНИЯ
- Сарин В.А.** **52**
ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ НЕЙТРОНСТРУКТУРНОГО АНАЛИЗА ДЛЯ
ИССЛЕДОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ ТВЁРДОТЕЛЬНОЙ ЭЛЕКТРОНИКИ
*Российская Федерация, Москва, Институт материалов твёрдотельной
электроники, МИРЭА, МТУ*

- Силонов В.М., Чубаров В.В.** **53**
РАССЕЯНИЕ РЕНТГЕНОВСКИХ ЛУЧЕЙ ЛЬДОМ ВБЛИЗИ ТОЧКИ ПЛАВЛЕНИЯ
- Шамардин В.К., Буланова Т.М., Карсаков А.А., Федосеев А.Е., Обухов А.В., Валиев Р.З., Александров И.В., Абрамова М.М., Еникеев Н.А.** **56**
ИССЛЕДОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ТИПА Х18Н10Т ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ ДО РАЗЛИЧНЫХ ПОВРЕЖДАЮЩИХ ДОЗ В РЕАКТОРЕ БОР-60
- Покровский А.С., Белан Е.П., Харьков Д.В.** **58**
ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ ГРАФИТА ГР-280, ОБЛУЧЁННОГО ДО ВЫСОКОГО ФЛЮЕНСА НЕЙТРОНОВ
- Шевченко В.Г., Киселев А.И.** **59**
ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРОЦЕССОВ АДСОРБЦИИ–ДЕСОРБЦИИ ГАЗА НА ПОВЕРХНОСТИ СИСТЕМ АЛЮМИНИЙ-КАЛЬЦИЙ, АЛЮМИНИЙ-БАРИЙ
- Плаксин О.А.** **61**
ЛАЗЕРНО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СЛОЯХ СУЛЬФИДА ЖЕЛЕЗА
- Скворцова Н.П.** **62**
ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ КРИТИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ НЕУСТОЙЧИВОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ КРИСТАЛЛОВ ПАРАТЕЛЛУРИТА
- Созонова Н.М., Дроздов А.Ю., Баянкин В.Я.** **65**
МОДЕЛИРОВАНИЕ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ АРГОНА В МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СИСТЕМЫ
- Шени И.Р.** **66**
СВОЙСТВА И СТАБИЛЬНОСТЬ НЕСТЕХИОМЕТРИЧЕСКОГО $3C-Si_xC_y$: КВАНТОВО-ХИМИЧЕСКИЕ РАСЧЕТЫ
- Хаймович П.А., Шульгин Н.А.** **67**
МОДИФИКАЦИЯ СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CoCrFeMnNi СОЧЕТАНИЕМ БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ И ОСАДКИ
- Сахаров В.В., Мосягина И.В., Басков П.Б., О.В. Ивкина** **68**
ТЕРМОДЕСТРУКЦИОННОЕ ГЕТЕРОСТРУКТУРИРОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ОКСИДНЫХ ПОКРЫТИЙ

- Воробьев В.Л., Гильмутдинов Ф.З., Колотов А.А.,
Быков П.В., Баянкин В.Я.А** **70**
ФОРМИРОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ СЛОЕВ НА ПОВЕРХНОСТИ
МЕДНО-НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ПООЧЕРЕДНОЙ ИМПЛАНТАЦИЕЙ
ИОНОВ Ag^+ И O^+
- Прохоров И.А., Романов Д.А., Волошин А.Э.,
Большаков А.П., Ральченко В.Г., Стрельченко С.С.** **72**
ЭПИТАКСИАЛЬНЫЕ CVD - ПЛЕНКИ АЛМАЗА С ПРИРОДНЫМ И
МОДИФИЦИРОВАННЫМ ИЗОТОПИЧЕСКИМ СОСТАВОМ:
РЕНТГЕНОДИФРАКЦИОННАЯ ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ
- Прохоров И.А., Маркова А.А., Подурец К.М., Калоян А.А.,
Окунев А.О., Верозубова Г.А.** **74**
СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ ДИФОСФИДА
ЦИНКА-ГЕРМАНИЯ
- Цветкова Е. В., Базалеева К.О.** **76**
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ
03X17H14M3 ПОСЛЕ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ И
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
- Аксёнова К.В., Громов В.Е., Никитина Е.Н., Иванов Ю.Ф.** **79**
СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ С МАРТЕНСИТНОЙ И
БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРАМИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ
- Быков П.В., Тарасенков А.Н., Воробьев В.Л., Баянкин В.Я.** **82**
ФОРМИРОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ
ТИТАНОВЫХ ФОЛЬГ, С НАПЫЛЕННЫМ СЛОЕМ АЛЮМИНИЯ, ИОННО-
ЛУЧЕВЫМ ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ИОНАМИ АРГОНА
- Жихарев А.В., Баянкин В.Я., Быстров С.Г., Климова И.Н.** **83**
ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА АМОРФНЫЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИЙ
СПЛАВ $FeSi_6B_{16}$
- Строева О.А., Степанов П.А., Антонов В.В.,
Атрощенко И.Г., Никулина О.В., Бородай Ф.Я.,
Неповинных Л.К.** **84**
РАДИОПРОЗРАЧНОЕ ТЕРМОСТОЙКОЕ ПОКРЫТИЕ НА ОСНОВЕ
НЕОРГАНИЧЕСКОГО СВЯЗУЮЩЕГО

- Колотов А.А., Воробьев В.Л., Порсев В. Е., Баянкин В.Я.** 85
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕОБРАЗОВАНИЙ И
СЕГРЕГАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ ПРИ
ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ
- Картапова Т.С., Гильмутдинов Ф.З., Бакиева О.Р.,
Воробьев В.Л., Колотов А.А., Ветошкин В.М., Баянкин В.Я.,
Решетников С.М., Борисова Е.М.** 86
ИССЛЕДОВАНИЯ УГЛЕРОДНЫХ ПЛЕНОК И УГЛЕРОДНО-АЗОТНЫХ
ПЛЕНОК НА ПОВЕРХНОСТИ ЖЕЛЕЗА
- Романов Д.А., Гостевская А.Н., Септиков М.А., Громов В.Е.** 87
ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ
БЕСПОРИСТЫХ ПОКРЫТИЙ TiC-TiAl, TiB₂-TiAl С НИЗКИМ
КОЭФФИЦИЕНТОМ ТРЕНИЯ МЕТОДАМИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО
НАПЫЛЕНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ
ОБРАБОТКИ
- Баскаков Е.Б., Безруков А.В., Бендрышев Ю.Н.,
Косушкин В.Г., Стрелов В.И.** 90
ТОНКИЕ ПЛЕНКИ SmS, СФОРМИРОВАННЫЕ МАГНЕТРОННЫМ
РАСПЫЛЕНИЕМ
- Кузьмина О.В., Куликова Г.И.** 92
ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ
КОРУНДОВЫХ МЕЛЮЩИХ ТЕЛ ОТ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ
ИХ ПОЛУЧЕНИЯ
- Мухаметхафизова Л.С., Атрощенко И.Г., Никулина О.В.,
Степанов П.А., Строева О.А.** 94
ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОСТОЙКИХ КРЕМНИЙОРГАНИЧЕСКИХ
ПОКРЫТИЙ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
РАДИОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ
- Клемазов К.В., Кордо М.Н., Забжайлов М.О., Миронов Р.А.** 96
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПОД
ДЕЙСТВИЕМ ТЕМПЕРАТУРЫ В АЛЮМОХРОМФОСФАТНОМ
СВЯЗУЮЩЕМ
- Дегтярёва А.Г., Жигалина О.М., Хмеленин Д.Н., Симонов В.Н.** 99
СТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ У8 ПОСЛЕ
ДЕФОРМИРУЮЩЕГО РЕЗАНИЯ

Антошина И.А., Вишератин Р.К., Степанов В.А., Хаймович П.А. 102
ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА
КИНЕТИКУ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ
СПЛАВОВ

Бин С.В., Смирнова А.А. 103
ИССЛЕДОВАНИЕ ОПТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УЛЬТРАТОНКИХ ПЛЕНОК
ХРОМА, НИКЕЛЯ И СИСТЕМ НА ИХ ОСНОВЕ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 673 К

Кормышев В.Е., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Коновалов С.В. 109
СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ
НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, МОДИФИЦИРОВАННОЙ
ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКОЙ

**Юрьев А.А., Морозов К.В., Глезер А.М., Громов В.Е.,
Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В. 111**
ДЕГРАДАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ
ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Ушаков И.В., Батомункуев А.Ю. 113
ВЫЯВЛЕНИЕ ДОПУСТИМЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ РЕЖИМОВ
НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО
МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА ПРИ СЕЛЕКТИВНОЙ ЛАЗЕРНОЙ
ОБРАБОТКЕ

**Печенкин В.А., Чернова А.Д., Молодцов В.Л.,
Кобец У.А., Порываев В.Ю. 115**
УСКОРИТЕЛЬ 3MV TANDETRON (ФЗИ) ДЛЯ ИМИТАЦИОННЫХ
ИССЛЕДОВАНИЙ РАДИАЦИОННОЙ СТОЙКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ
МАТЕРИАЛОВ

**Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д.,
Яковлев А.В., Плужников С.Н. 116**
ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК АМОРФНЫХ
СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ТОКОВОМ
ВОЗДЕЙСТВИИ

**Федоров В.А., Федотов Д.Ю., Яковлев А.В.,
Плужникова Т.Н., Березнер А.Д. 117**
УСТАЛОСТНЫЕ ИСПЫТАНИЯ ЛЕНТОЧНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ
НА ОСНОВЕ Co

- Федоров В.А., Березнер А.Д., Плужникова Т.Н.,
Васильева С.В., Федотов Д.Ю., Яковлев А.В.** 118
ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ПЛЕНКИ SiO_x , ПОЛУЧЕННОЙ ПРИ
ТРАВЛЕНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА
- Федоров В.А., Шлыкова А.А., Яковлев А.В.,
Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Васильева С.В.** 119
РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ ОБЪЕМНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА
ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ, ФОРМИРУЕМЫЙ ПРИ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ
- Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н.,
Березнер А.Д., Федотов Д.Ю.** 120
ПОВЕДЕНИЕ МАГНИТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЛЕНТОЧНЫХ
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ ПРИ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ
- Вещунов И.С., Столяров В.С., Головчанский И.,
Баранов Д.С., Гребенчук С.Ю., Винников Л.Я., Чжоу Н.,
Пен С., Сун У., Тамегай Т., Голубов А.А.** 122
ИЗУЧЕНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ МАГНИТНОГО ПОТОКА В
ФЕРРОМАГНИТНОМ СВЕРХПРОВОДНИКЕ $\text{EuFe}_2(\text{As}_{1-x}\text{P}_x)_2$
- Владимирова Е.В., Дмитриев А.В., Кандауров М.Е.,
Барыкина Ю.А.** 124
ВЛИЯНИЕ УДЕЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТИ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА
 $\text{BiFe}_{0,93}\text{Mn}_{0,07}\text{O}_3$.
- Мезенин Е.И.** 125
СТРУКТУРИРОВАНИЕ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ
ЭЛЕКТРОСПИННИНГА
- Сивак А.Б., Сивак П.А.** 127
СИЛЫ СТОКА И ПРЕФЕРЕНСЫ ЭЛЕМЕНТОВ МИКРОСТРУКТУРЫ ДЛЯ
РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В ОЦК МЕТАЛЛАХ Fe И V
- Кравченко К. Н.** 128
ВЫБОР СПОСОБА ВОСПОЛНЕНИЯ ВАНАДИЕВОГО СЫРЬЯ
- Суровая В.Э., Бугерко Л.Н., Суровой Э.П.** 133
ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ ОКСИДА МАРГАНЦА (II)
НА ПОВЕРХНОСТИ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПЛЕНОК МАРГАНЦА

- Самохин М.С., Сотников М.О., Шелухов И.П.** 136
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА РАДИАЦИОННО-МОДИФИЦИРОВАННОГО
ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА
- Ротермель М.В., Красненко Т.И., Петрова С.А., Титова С.Г.,
Николаенко И.В., Самигуллина Р.Ф.,
Сунцов А.Ю., Ведмидь Л.Б.** 137
КРИСТАЛЛОХИМИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ ОБРАЗОВАНИЯ НЕАВТНОМНОЙ
ФАЗЫ ПРИ ОТРИЦАТЕЛЬНОМ ТЕРМИЧЕСКОМ РАСШИРЕНИИ
ГЕТЕРОДЕСМИЧЕСКИХ СТРУКТУР
- Ковалева Ю.Ю., Кирюшина В.В., Коваленко П.В.,
Степанов П.А.** 138
ВЫБОР СТАТИСТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ДЛЯ ОЦЕНКИ ВЕРОЯТНОСТИ
РАЗРУШЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
- Емалетдинов А.К.** 140
МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫДЕЛЕНИЯ И ДИСЛОКАЦИОННОЙ
СТРУКТУРЫ ПРИ ШЛИФОВАНИИ
- Емалетдинов А.К.** 141
ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ И ТЕПЛОВЫДЕЛЕНИЕ
ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ
- Емалетдинов А.К.** 142
НЕЛИНЕЙНАЯ КИНЕТИКА ФОНОНОВ КАК МИКРОМЕХАНИЗМ
ЗАРОЖДЕНИЯ МИКРОТРЕЩИН
- Емалетдинов А.К., Галактионова А.В.** 143
ВЛИЯНИЕ НЕСООТВЕТСТВИЯ РЕШЕТОК НА КРИТИЧЕСКИЙ РАЗМЕР
ЗАРОЖДЕНИЯ ПОР В НАНОСТРУКТУРНОМ СПЛАВЕ
- Емалетдинов А.К., Галактионова А.В.** 144
МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИФФУЗИОННОГО РОСТА ПОР С УЧЕТОМ
ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ В ЖАРОПРОЧНОМ СПЛАВЕ
- Емалетдинов А.К., Галактионова А.В.** 145
МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ И СИНЕРГЕТИКИ ТРЕЩИН ПРИ
УСТАЛОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ
- Селищев П.А., Боков П.М.** 146
САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕЙСЯ ОТЖИГ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ
КАК СЛЕДСТВИЕ ТЕРМО-КОНЦЕНТРАЦИОННОЙ НЕУСТОЙЧИВОСТИ

- Морозова Н.А., Антошина И.А.** **148**
СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ДЕФОРМИРОВАННЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВАХ
- Метлов Л.С., Глезер А.М.** **149**
УСТАНОВЛЕНИЕ СТАЦИОНАРНОГО СОСТОЯНИЯ В ПРОЦЕССЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ
- Безбах И.Ж., Захаров Б.Г., Сафронов В.В., Стрелов В.И.** **152**
УВМЕТОД ТЕМПЕРАТУРНО-УПРАВЛЯЕМОГО РОСТА КРИСТАЛЛОВ БЕЛКОВ
- Буряк А.А., Бойко В.М., Ермаков В.С., Корулин А.В., Поздеев В.В.** **154**
ИЗУЧЕНИЕ АВТОРАДИОЛИЗА ЙОДСОДЕРЖАЩИХ РАДИОФАРМПРЕПАРАТОВ
- Лисафин А.Б., Богданов Н.Ю.** **156**
ОБРАБОТКА ОКСИДНЫХ ПОРОШКОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭНЕРГИИ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАЗМЫ
- Исаев Е. И., Степанов В. А.** **158**
ИНТЕРПРЕТАЦИЯ И АНАЛИЗ ПРОФИЛЯ РЕНТГЕНОВСКИХ ЛИНИЙ ГРАФИТОПОДОБНЫХ СТРУКТУР НА ПРИМЕРЕ ГРАФИТА И НИТРИДА БОРА С УЧЕТОМ РАЗНОМОДУЛЬНОСТИ
- Сумин В.В., Васин Р.Н., Папушкин И.В.** **159**
НЕЙТРОНОГРАФИЯ ВЫСОКОГО РАЗРЕШЕНИЯ И МАЛОУГЛОВОЕ РАССЕЯНИЕ В ПЕРСПЕКТИВНЫХ СТАЛЯХ

**ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО СОСТОЯНИЯ
КОМПОНЕНТОВ НА ПРОЦЕСС ФОРМИРОВАНИЯ
МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА СИСТЕМЫ
ИНКОНЕЛЬ 625/TiC
МЕТОДОМ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ**

Балакирев Э.В., Базалеева К.О.

Россия, Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана

Balakirev.eldar@gmail.com

В последнее время наблюдается существенный рост интереса к металломатричным композиционным материалам (МКМ), в которых в качестве упрочняющих выступают фазы металл-металлоид. Одним из способов получения МКМ является прямое лазерное выращивание. Синтез композиционного слоя основан на одновременной подаче порошкового материала на поверхность детали и его лазерной перекристаллизации. При этом лазерный пучок осуществляет управляемое перемещение в горизонтальной плоскости, формируя профиль заданной формы. Синтезируемый объект может быть как однослойным, так и многослойным.

Существуют данные о положительном влиянии на структуру и свойства синтезируемого объекта предварительное смешивание исходных порошков в планетарной мельнице, однако природа этого воздействия изучена недостаточно. С этой точки зрения представляется актуальным исследование влияния состояния исходной порошковой смеси на структуру и свойства формируемого МКМ.

В данной работе МКМ синтезировался из порошков жаропрочного никелевого сплава инконель 625 (Ni-22%Cr-9%Mo-5%Fe-4%Nb-0.5%Co-0.2%Al-0.2%Ti-0.1%C) и карбида TiC. Порошок инконель 625 был получен методом газовой атомизации, и его дисперсность составляла 50-140 мкм; порошок карбида титана - самораспространяющимся высокотемпературным синтезом, и его дисперсность - 20-50 мкм. Концентрация упрочняющих частиц в МКМ составляла 20%.

В процессе прямого лазерного выращивания использовались порошки в трех разных состояниях: без предварительного перемешивания; после перемешивания в гравитационном смесителе; после перемешивания в планетарной шаровой мельнице. Прямое лазерное выращивание проводилось при следующих параметрах процесса: мощность лазера 400-1000 Вт, скорость сканирования 500 мм/мин, диаметр пятна лазера 1 мм. Порошок подавался коаксиально с помощью транспортного газа Ar, его расход составлял 3 г/мин. Применялась продольная стратегия плавления, в качестве подложки использовалась сталь Ст3.

Структурное состояние исходных порошков и синтезированных объектов исследовалось методами рентгеновской дифрактометрии в $\text{Co K}\alpha$ -излучении, растровой электронной микроскопии и рентгеновского энергодисперсионного микроспектрального анализа.

Показано, что в результате предварительного смешивания на поверхности порошка инконеля образуется тонкий слой карбида титана.

Установлено, что использование предварительного смешивания порошков в шаровой мельнице позволяет синтезировать МКМ инконель 625/TiC без трещин, тогда как использование порошков в других состояниях приводит к возникновению магистральных трещин в наплавленных объектах.

Показано, что состояние порошка влияет на распределение карбидных частиц в МКМ: при смешивании порошков в шаровой мельнице карбидные частицы имеют равноосную форму исходного порошка; при использовании отдельной подачи порошков карбида титана располагаются в междендритном пространстве кристаллов никелевого сплава; при смешивании в гравитационном смесителе наблюдаются зоны с разным распределением карбидов, причем формирование трещин наблюдается только в зоне залегания кристаллов TiC в междендритном пространстве.

**УСТАЛОСТНАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ТЕХНИЧЕСКИ
ЧИСТОГО ТИТАНА, ПРИ ОБРАБОТКЕ
ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫМ ИМПУЛЬСНЫМ
ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ**

Комиссарова И.А.¹, Коновалов С.В.², Ю.Ф. Иванов^{3,4}

¹*Сибирский государственный индустриальный университет,
Россия, Новокузнецк, i.r.i.ss@yandex.ru*

²*Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева, Самара, Россия, ksv@ssau.ru*

³*Национальный исследовательский Томский государственный
университет, Россия, Томск*

⁴*Институт сильноточной электроники СО РАН,
Россия, Томск, yufi55@mail.ru*

Работа направлена на выявление закономерностей усталостного разрушения технически чистого титана ВТ1-0, подвергнутого облучению высокоинтенсивным импульсным электронным пучком.

Осуществлена обработка технически чистого титана ВТ1-0 высокоинтенсивным импульсным электронным пучком и выявлен режим облучения, позволяющий кратно повысить усталостную долговечность материала. Проведены исследования структуры модифицированного слоя и поверхности разрушения образцов технически чистого титана, подвергнутого усталостным многоцикловым испытаниям. Выявлены структурные преобразования, ответственные за увеличение усталостной долговечности облученного высокоинтенсивным импульсным электронным пучком титана.

Зарождения трещин в поверхностном слое детали является характерной особенностью усталостного разрушения металлов и сплавов. Поэтому состояние поверхностного слоя оказывает существенное влияние на усталостную долговечность материала. Применение методов поверхностного упрочнения приводит в ряде случаев к значительному повышению пределов выносливости (в 2–3 раза и более), что связано с удалением микронеровностей (риски, царапины, шероховатость) от механической обработки, формированием в поверхностном слое

упрочненной детали сжимающих остаточных напряжений, диспергированием структуры матрицы и включений вторых фаз. Эффективным методом преобразования поверхностного слоя материала является обработка поверхности детали высокоинтенсивным импульсным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия, позволяющим модифицировать структуру поверхностного слоя толщиной в десятки микрометров, переводя его в мультимодальное структурно-фазовое состояние и практически не изменяя структуру и свойства основного объема сплава.

В качестве материала исследований были использованы образцы технически чистого титана ВТ1-0. Усталостные испытания проводили на специальной установке. Имитация трещины осуществлялась надрезом. Температура испытаний 300 К, частота нагружения образцов изгибом составляла 1-10 Гц. Исследования поверхности разрушения осуществляли методами сканирующей электронной микроскопии (прибор Tesla BS-301).

Выполненные испытания на усталостную долговечность технически чистого титана ВТ1-0 выявили режим облучения высокоинтенсивным импульсным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия (16 кэВ, 25 Дж/см², 150 мкс, 3 имп, 0,3 с⁻¹), позволившийкратно, более чем в 2 раза, увеличить усталостную долговечность исследуемого материала.

Для исследований поверхности разрушения технически чистого титана марки ВТ1-0 были выбраны образцы, показавшие минимальное ($N_1 = 2,3 \cdot 10^5$ циклов) и максимальное ($N_2 = 6,4 \cdot 10^5$ циклов) значения циклов до разрушения. Значение N_1 было зафиксировано на образце, не облученном электронным пучком; N_2 – на образце, облученном электронным пучком по режиму 25 Дж/см²; 150 мкс; 3 имп.

Усталостная долговечность материала существенным образом зависит от структуры поверхностного слоя испытываемого образца.

Облучение технически чистого титана марки ВТ1-0 высокоинтенсивным электронным пучком (25 Дж/см²; 150 мкс; 3 имп.) приводит не только к удалению с поверхности образца

возможных макро- и микродефектов (риски, царапины, вмятины и т.п.), но и к измельчению зеренной структуры, а также формированию внутризеренной субструктуры, т.е. к формированию в поверхностном слое дополнительных структурных уровней субмикро- и наноразмерного диапазона.

Поверхностный слой характеризуется гладким изломом; методами сканирующей электронной микроскопии структура данного слоя не выявляется. Очевидно, что данный слой сформировался в результате плавления и высокоскоростной рекристаллизации материала, реализующейся при электронно-пучковой обработке. Толщина слоя кристаллизации при указанном режиме облучения (25 Дж/см^2 ; 150 мкс; 3 имп.) изменяется в пределах от 10 мкм до 15 мкм. Промежуточный слой, толщина которого изменяется в пределах от 25 мкм до 35 мкм, на изломе характеризуется формированием ручьистой структуры. Размеры фасеток разрушения данного слоя изменяются в пределах от 0,4 мкм до 0,6 мкм.

Переходный слой имеет более грубую (сравнительно с промежуточным слоем) структуру излома. Особенностью данного слоя является присутствие большого количества микротрещин и микропор; размеры последних изменяются в пределах от 0,1 мкм до 0,3 мкм.

Таким образом, облучение поверхности образцов технически чистого титана марки ВТ1-0 сопровождается формированием многослойной структуры, отчетливо выявляемой на фрактограммах материала, разрушенного в результате многоцикловых усталостных испытаний. Очевидно, именно слоистый характер строения поверхностного слоя и является одной из основных причин кратного увеличения усталостной долговечности исследуемого материала.

Осуществлено модифицирование поверхности образцов технически чистого титана марки ВТ1-0 высокоинтенсивным импульсным электронным пучком. Выявлен режим облучения (16 кэВ , 25 Дж/см^2 , 150 мкс, 3 имп, $0,3 \text{ с}^{-1}$), позволившийкратно, более чем в 2 раза, увеличить усталостную долговечность исследуемого материала. Показано, что облучение технически чистого титана марки ВТ1-0 высокоинтенсивным электронным

пучком (25 Дж/см²; 150 мкс; 3 имп.) приводит к измельчению зеренной структуры и формированию внутризеренной субструктуры, т.е. к формированию в поверхностном слое дополнительных структурных уровней субмикро- и наноразмерного диапазона. Выполнен анализ фрактограмм поверхности разрушения образцов титана, не обработанных и обработанных интенсивным импульсным электронным пучком. Показано, что облучение поверхности образцов технически чистого титана марки ВТ1-0 сопровождается формированием многослойной структуры, отчетливо выявляемой на фрактограммах материала, разрушенного в результате многоцикловых усталостных испытаний.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 16-32-60048-мол_a_дк.).

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 13-08-00416).

Литература

1. Коцаньда С. Усталостное разрушение металлов. - М.: Металлургия, 1976. - 456 с.
2. Фрактография и атлас фрактограмм / Под ред. Дж. Феллоуза. - М.: Металлургия, 1982. - 489 с.
3. Строганов Г.Б., Ротенберг В.А., Гершман Г.Б. Сплавы алюминия с кремнием - М.: Металлургия, 1977. - 270 с.
4. Ласковнев А.П., Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А. и др. Модификация структуры и свойств эвтектического силумина электронно-ионно-плазменной обработкой - Минск: «Белорусская наука», 2013. - 287 с.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКОЙ

^{1,2}Иванов Ю.Ф., ³Кормышев В.Е., ³Громов В.Е.,

³Коновалов С.В., ³Мусорина Е.В., ³Гостевская А.Н.

¹ Россия, г. Томск, институт сильноточной электроники СО
РАН, yufi55@mail.ru

² Россия, г. Томск, Национальный исследовательский Томский
государственный университет, yufi55@mail.ru

³ Россия, г. Новокузнецк, Сибирский государственный
индустриальный университет, gromov@physics.sibsiiu.ru

В большинстве случаев детали машин и механизмов работают в условиях изнашивания, циклических нагрузок, коррозии при криогенных или высоких температурах, при которых максимальные напряжения возникают в поверхностных слоях металла, где сосредоточены основные концентраторы напряжения. Одной из перспективных технологий, направленных на решение проблемы продление срока службы конструкций путем восстановления изношенных деталей, является электродуговая наплавка порошковой проволокой.

Целью данной работы является анализ фазового состава, дефектной субструктуры, механических свойств наплавленного слоя на сталь Hardox 450 боросодержащей порошковой проволокой.

Используемая в качестве материала основы сталь марки Hardox 450 характеризуется низким содержанием легирующих элементов, вследствие чего она хорошо сваривается и обрабатывается. Благодаря специальной системе закалки листов, суть которой заключается в быстром охлаждении прокатанного листа без последующего отпуска, достигается мелкозернистая структура стали и ее высокая твердость. Благодаря этому сталь эффективно противостоит большинству видов износа. Наплавку осуществляли порошковой проволокой ПП-1 состава 0,7% С, 2,0% Mn, 1,0% Si, 2,0% Ni, 4,5% В и остальное Fe.

Формирование наплавленного электродуговым методом слоя на поверхности стали сопровождается слабо контролируемым нагревом материала. Это приводит к протеканию процесса отпуска закаленного состояния. В процессе формирования наплавленного слоя объем прилегающего слоя стали легируется элементами порошковой проволоки. Диффузия легирующих элементов (а именно, бора) протекает преимущественно по границам зерен, что и приводит к формированию частиц боридов железа.

Особенностью фазового состава наплавленного за один проход слоя является формирование в эвтектике пластин боридов железа преимущественно состава Fe_2B ; в двойном наплавленном слое в эвтектике формируется преимущественно борид железа состава FeB.

Наличие изгибных экстинкционных контуров указывает на формирование в материале внутренних полей напряжений, приводящих к изгибу-кручению кристаллической решетки. Источниками полей напряжений (концентраторами напряжений) являются межфазные границы (границы раздела включений боридов и α -фазы) и внутрифазные границы (границы раздела боридов железа).

Разделяющая пластины боридов железа α -фаза, при однократном формировании наплавленного слоя представлена преимущественно мартенситом пакетной морфологии. Поперечные размеры пластин изменяются в пределах от 30 до 70 нм. В объеме пластин наблюдается дислокационная субструктура сетчатого типа. Высокая плотность дислокаций, пластинчатая морфология структуры прослоек указывают на мартенситный механизм формирования α -фазы с образованием ультрамелкой мартенситной структуры [1].

Таким образом, выполненные исследования структуры и фазового состава наплавленного слоя выявили формирование многофазного состояния, характеризующегося присутствием большого количества включений боридов железа, твердость которых существенно превышает твердость стали Хардокс-450. Твердость эвтектики будет отличаться от твердости боридов железа. Действительно, выполненные механические испытания материала подтвердили это предположение.

Анализируя результаты исследования микротвердости материала при одинарном и двойном способе формирования наплавленного слоя, можно отметить, что формирование высокопрочного поверхностного слоя, микротвердость которого изменяется в пределах (10,5 – 12,5) ГПа при одном проходе и \approx 15 ГПа при двойном проходе [2].

Следовательно, различие в твердости наплавленных слоев обусловлено различием фазового состава одинарного и двойного слоев.

Исследование выполнено за счет средств Гранта Российского научного фонда (проект №15-19-00065).

Литература

1. Капралов Е.В., Будовских Е.А., Громов В.Е. и др. Структура и свойства композиционных износостойких наплавов на сталь. Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2014. 109 с.
2. Кузьма Ю.Б., Чабан П.Ф. Двойные и тройные системы, содержащие бор: Справочник. М.: Metallurgia, 1990. 320 с.

ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ ФАЗОВОГО СОСТАВА РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Громов В.Е.¹, Морозов К.В.², Юрьев А.А.¹, Перегудов О.А.¹, Рубанникова Ю.А.¹, Мусорина Е.В.¹

¹Россия, Новокузнецк, Сибирский государственный индустриальный университет, gromov@physics.sibsiiu.ru

²Россия, Новокузнецк, ООО «Евраз – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»

Увеличение интенсивности железнодорожного движения и его грузонапряженности вызывает необходимость дальнейшего повышения эксплуатационной стойкости рельсов. Срок службы рельсов зависит от разных факторов: чистоты стали, технологии закалки головки рельсов, смазывания, условий эксплуатации и т.д. Формирование многочисленных дефектов при эксплуатации является одной из основных причин выхода рельсов из строя [1].

Целью данной работы является изучение закономерностей и природы формирования структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры стали рельсов при разных сроках и режимах эксплуатации.

В качестве материала исследования использовали рельсы Р65 производства Кузнецкого металлургического комбината (ныне «Евраз-ЗСМК»). Образцы рельсов были вырезаны из изделий в исходном состоянии и после эксплуатации на железной дороге.

После пропущенного тоннажа 500 и 1000 млн. тонн брутто дефектную структуру разрушенных образцов анализировали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ) тонких фольг. Микротвердость измеряли методом внедрения индентора Виккерса на приборе HVS-1000А с цифровым дисплеем, отображающим микротвердость числами

твердости HV. Нагрузка на индентор составляла 0,02 Н [2]. Фазовый состав модифицированных слоев, то есть качественные и количественные характеристики наличия в них различных фаз, их содержание, дисперсность, структуру и химический состав, помимо электронной дифракционной микроскопии определяли также методом рентгенофазового анализа

В исходном состоянии рельсов методами ПЭМ по морфологическому признаку были выделены следующие структурные составляющие рельсовой: колонии пластинчатого перлита, весьма подробно описанного в (рис. 1, а), зерна (области) феррито-карбидной смеси (рис. 1, б) и зерна структурно свободного феррита (рис. 1, в). Основным типом структуры исследуемой стали являются зерна перлита, относительное содержание которых в материале $\approx 0,7$; относительное содержание зерен феррито-карбидной смеси $\approx 0,25$; остальное – зерна структурно свободного феррита [3].

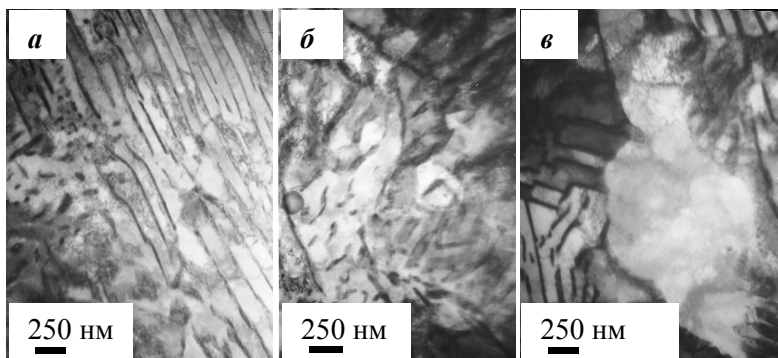


Рисунок 1 - Электронно-микроскопическое изображение структуры металла рельсовой стали

В ферритной составляющей структуры стали (в ферритных прослойках колоний перлита, областях феррито-карбидной смеси и зернах структурно-свободного феррита) наблюдается дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций или дислокационных сеток.

Анализ структуры стали методом тонких фольг позволил обнаружить присутствие изгибных контуров экстинкции, что

однозначно указывает на кривизну-кручение кристаллической решетки материала, обусловленную внутренними полями напряжений.

Эксплуатация стали сопровождается существенным изменением структуры поверхностного слоя. После пропущенного тоннажа 500 млн. тонн брутто наблюдается полное разрушение пластин цементита колоний перлита (рис. 2). В объеме колоний пластинчатого перлита выявляются частицы цементита округлой формы, размеры которых составляют (30-50) нм (рис. 2, а) и (10-15) нм (рис. 2, б). Можно предположить, что частицы большего размерного класса сформировались в результате разрушения пластин цементита; частицы меньшего размерного класса – в результате распада пересыщенного твердого раствора, сформировавшегося при пластической деформации стали.

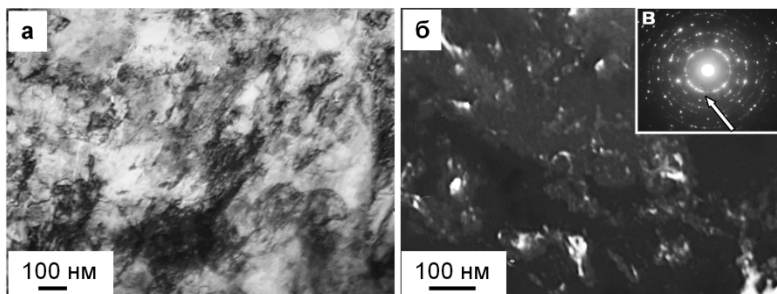


Рисунок 2 - Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя рельсовой стали; а – светлое поле; б – темное поле, полученное в рефлексе $[112] \text{Fe}_3\text{C}$; в – микроэлектронграмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле

Структурно-фазовое состояние участка рельсов, расположенного на расстоянии 10 мм от поверхности катания, по морфологическому признаку подобно исходному структурно-фазовому состоянию. А именно, выявляются зерна пластинчатого перлита, зерна феррито-карбидной смеси и зерна структурно-свободного феррита. Отличие от структуры материала исходного состояния заключается в несколько более высоком уровне

скалярной плотности дислокаций во всех указанных составляющих структуры стали.

Результаты трибологических испытаний рельсовой стали показывают, что с увеличением пропущенного тоннажа до 1000 млн. тонн брутто износостойкость поверхности катания рельсов снижается в $\approx 3,4$ раза. Отметим, что после пропущенного тоннажа ≈ 500 млн. тонн брутто износостойкость рельсов уменьшилась в ≈ 3 раза по отношению к исходному состоянию металла рельсов.

Рассмотрены механизмы упрочнения рельсов на пределе текучести [4]. Проведены теоретические оценки предела текучести металла рельсов. Для области материала, формирующего поверхность катания, установлено, что эксплуатация рельсов при пропущенном тоннаже 500 млн. тонн брутто сопровождается упрочнением (повышением твердости) поверхностного слоя. Наиболее значимыми физическими механизмами, обеспечивающими высокие прочностные свойства рельсовой стали является субструктурный, обусловленный формированием субгранц, и дислокационный. Увеличение пропущенного тоннажа до 1000 млн. тонн брутто приводит к разупрочнению (снижению твердости) поверхностного слоя металла поверхности катания рельсов.

Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда (проект №15-12-00010).

Литература

1. В. Е. Громов, А. Б. Юрьев, К. В. Морозов, Ю. Ф. Иванов. Микроструктура закаленных рельсов. Новокузнецк: ИнтерКузбасс: 2014.
2. М. М. Хрущов. Трение, износ и микротвердость материалов. Москва: Красанд: 2012.
3. Л. И. Тушинский, А. А. Батаев, Л. Б. Тихомирова. Структура перлита и конструктивная прочность стали. Новосибирск: ВО Наука: 1993.
4. Ю. Ф. Иванов, Е. В. Корнет, Э. В. Козлов, В. Е. Громов. Закаленная конструкционная сталь: Структура и механизмы упрочнения. Новокузнецк: Изд-во СибГИУ: 2010.

МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ГЕТЕРОГЕННЫХ ПЛАЗМЕННЫХ ПОТОКОВ ПРИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ВЗРЫВЕ ПРОВОДНИКОВ

Сарычев В.Д., Невский С.А., Громов В.Е.

*Россия, г. Новокузнецк, Сибирский государственный
индустриальный университет, nevskiy.sergei@yandex.ru*

Одним из перспективных импульсных методов является метод воздействия на материалы продуктами электрического взрыва проводников при коаксиально расположенных электродах. Продукты электрического взрыва проводника содержат твердые частицы и газо-плазменную составляющую – гетерогенные плазменные потоки (ГПП). В область взрыва помещается порошок, а над электродами устанавливается направляющий канал. Благодаря высоким давлениям частицы порошка имеют скорости порядка 1 км/с. Образовавшийся гетерогенный поток воздействует на поверхность обрабатываемой детали. Данный метод обработки позволяет вносить в поверхность различные порошки, и тем самым создавать соответствующую модификацию образца. При воздействии ГПП материал образца расплавляется на определенную глубину, и поэтому конденсированная составляющая проникает в поверхностные слои, производя тем самым модификацию поверхности. В определенной области параметров воздействия ГПП на материалы характеризуется как электровзрывное легирование (ЭВЛ), а в другой, когда модификация поверхности осуществляется послойно (слой на слой) – электровзрывное наплавление (ЭВН). Таким образом, метод воздействия ГПП включает процессы: электрического взрыва (электрические разряд и образование металлической плазмы, разлет плазмы под действием теплового и магнитного давлений, ускорение порошка плазмой); формирование гетерогенного плазменного потока в канале; взаимодействие гетерогенного потока с поверхностью; внедрение частиц ускоренного порошка в поверхностный слой; тепловое воздействие на материал образца; расплавление материала поверхностного слоя; гидродинамическое течение в расплавленном слое; затвердевание расплавленного сплава;

структурно – фазовые превращения в зоне термического влияния. Из представленных физических процессов наиболее важными являются процессы формирования гетерогенного плазменного потока.

В настоящей работе разработана модель для торцевого плазменного ускорителя. В ее основу положены уравнения законов изменения импульса, массы и закона Кирхгофа:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} = -\frac{\partial \rho V}{\partial z}, \quad \frac{\partial \rho V}{\partial t} = -\frac{\partial \rho V^2}{\partial z} - \frac{\partial p}{\partial z} + f_A, \quad (1)$$

$$Q/C_0 + \frac{d}{dt}(L_0 I + \Phi) + (R_0 I + R_p I_1 + U_E) = 0.$$

где V -скорость вдоль оси z , ρ -плотность плазмы, p -давление, f_A -объёмная плотность силы Ампера, Q -заряд на батарее во время разряда, I -сила тока через батарею, I_1 -сила тока через плазменную шайбу и параметры задачи: C_0 , L_0 , R_0 -ёмкость батареи, индуктивности и сопротивления батареи, Φ , R_p -магнитный поток плазменной шайбы и ее сопротивление, U_0 , U_E -напряжение на батарее, индуцированное в плазме напряжение. Усредняя первые два уравнения (1) по пространству, получим уравнения движения и изменения массы для всей шайбы как целого:

$$\frac{dP}{dt} = F_A - \rho_0 V^2 S + RT \frac{M}{l\mu}, \quad \frac{dM}{dt} = 0 \quad (2)$$

Вводя обозначения: $A_1 = 2k(1-k)A/M$, $A_2 = RT/\mu$, $\alpha = 2\rho_0 S/M$, $A = \mu_0 \cdot \ln(a/b)/2\pi$ систему уравнений (2) можно свести к системе:

$$\frac{dV}{dt} = A_1 \cdot I^2 + A_2/l - \alpha \cdot V^2, \quad \frac{dl}{dt} = V. \quad (3)$$

Закон Кирхгофа запишется в следующем виде:

$$\frac{d}{dt}(L_0 I + l \cdot A I_1) + (R_0 I + (R_p + VA)I_1) + Q/C_0 = 0, \quad \frac{dQ}{dt} = I_0 \quad (4)$$

Таким образом, уравнения (3) и (4) являются основными уравнениями модели разлета гетерогенного плазменного потока, которые решаются при следующих граничных условиях:

$$l(0)=V(0)=I(0)=0, \quad Q(0)=U_0 C_0 \quad (5)$$

Перейдем в системе уравнений (3), (4) к безразмерным переменным $x=t/t_0$, $z=l/l_0$, $y=V \cdot t_0/l_0$, $q=Q/(C_0 \cdot U_0)$. В результате получим:

$$\frac{dy}{dx} = kf_1 \cdot \left(\frac{dq}{dx}\right)^2 + f_2/z - y^2, \quad \frac{dz}{dx} = y,$$

$$(1 + kf_3z) \frac{d^2q}{dx^2} + f_3 \left(\frac{dq}{dx}\right) y + q = 0 \tag{6}$$

$$y(0) = z(0) = \frac{dq}{dx}(0) = 0, \quad q(0) = 1$$

$$f_1 = 2k(1-k)A(C_0U_0)^2 / (M \cdot l_0),$$

$$f_2 = 2RT(T_{1/2})^2 / \mu l_0, \quad f_3 = 2k(1-k)A \cdot l_0 / L_0$$

Решение (6) приведено на рисунке

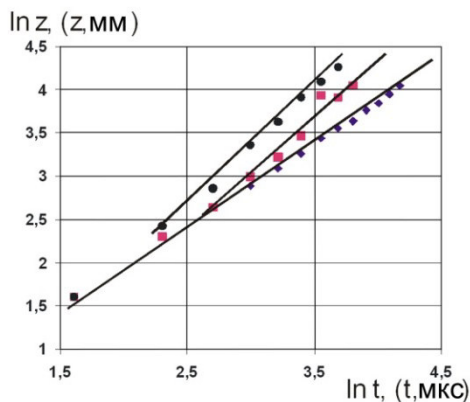


Рисунок 1. Результаты моделирования движения плазменного потока:

При \blacklozenge - $f_1=6, f_2=1$; \blacksquare - $f_1=20, f_2=1$; \times - $f_1=80, f_2=1$

Теоретическая зависимость $\ln(z)$ от $\ln(x)$ имеет участки линейной зависимости и близка к экспериментальной. Таким образом, предложенная математическая модель позволяет адекватно описать экспериментальные данные, с помощью вариации двух параметров и указать на совместное действие теплового и газодинамического давлений.

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания номер заявки 3.1283.2017/ПЧ.

ОПТИЧЕСКАЯ И СТРУКТУРНАЯ ОДНОРОДНОСТЬ КРИСТАЛЛОВ НИОБАТА ЛИТИЯ РАЗНОГО СОСТАВА

Сидоров Н.В.¹, Палатников М.Н.¹, Теплякова Н.А.¹,

Сюй А.В.², Киле Е.О.² Штарев Д.С.^{2,3}

¹Россия, Апатиты, ФГБУН Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья им. И.В. Тананаева

Кольского научного центра РАН

sidorov@chemy.kolasc.net.ru

²Россия, Хабаровск, «Дальневосточный государственный университет путей сообщений», *alsuyu271@gmail.com*

³Россия, Хабаровск, ФГБУН Институт тектоники и геофизики им. Ю.А. Косыгина Дальневосточного отделения Российской

академии наук, *shtarev@mail.ru*

Исследованы спектры поглощения, спектры комбинационного рассеяния света (КРС) и картины фотоиндуцированного рассеяния света (ФИРС) кристаллов LiNbO_3 конгруэнтного и стехиометрического составов, а также конгруэнтных кристаллов, легированных катионами: Mg^{2+} (0.35 вес. %), Zn^{2+} (2.05), B^{3+} (0.12), Gd^{3+} (0.26, 0.44, 0.51), Y^{3+} (0.46), Gd^{3+} (0.23): Mg^{2+} (0.75), Mg^{2+} (0.86): Fe^{3+} (0.0036), Ta^{5+} (1.13): Mg^{2+} (0.01), Y^{3+} (0.24): Mg^{2+} (0.63), Er^{3+} (3.1). Для исследованных кристаллов наблюдается корреляция в значениях ширины запрещенной зоны, величины фотоэлектрических полей, величин и временной зависимости параметров ФИРС и спектров КРС. Установлено, что положение и характер поведения края поглощения кристаллов ниобата лития зависит от вида легирующей примеси. По параметрам края поглощения рассчитана ширина запрещенной зоны кристаллов. Показано, что ширина запрещенной зоны зависит от состояния дефектной структуры кристаллов, определяющей величину эффекта фоторефракции. Ширина запрещенной зоны для исследованных кристаллов находится в диапазоне 3.25÷3.84 эВ. Меньшая ширина запрещенной зоны наблюдается у кристаллов $\text{LiNbO}_{3\text{стех}}$, $\text{LiNbO}_3\text{:B}$ (0.12 вес. %), $\text{LiNbO}_3\text{:Ta}$ (1.13): Mg (0.011), $\text{LiNbO}_3\text{:Y}$ (0.46), $\text{LiNbO}_3\text{:Y}$ (0.24): Mg (0.63). В этих кристаллах

присутствует фоторефрактивный отклик и происходит раскрытие индикатрисы ФИРС при облучении лазерным излучением с частотой 476.5 нм и интенсивностью излучения $I \sim 8.49 \text{ Вт/см}^2$. Причем в кристаллах $\text{LiNbO}_3_{\text{стех}}$, $\text{LiNbO}_3:\text{Y}(0.46 \text{ вес. } \%)$, $\text{LiNbO}_3:\text{Y}(0.24):\text{Mg}(0.63)$ раскрытие индикатрисы ФИРС происходит очень быстро, в течение первой секунды облучения кристалла лазерным излучением. В конгруэнтном кристалле ширина запрещенной зоны близка к максимальной (3.72 эВ). При этом электрическая проводимость конгруэнтного кристалла составляет $\approx 10^{-16}-10^{-15} \text{ (Ом}\cdot\text{см)}^{-1}$, причем проводимость в направлениях вдоль полярной оси Z существенно ниже проводимости перпендикулярно оси. Таким образом, состав кристалла ниобата лития, влияющий на особенности его вторичной структуры, существенно влияет на ширину запрещенной зоны, значения электропроводности и фотоэлектрических полей.

В спектрах КРС обнаружены изменения в области колебаний катионов, а также колебаний кислородных октаэдров $A_1(\text{TO})$ и $E(\text{TO})$ типа симметрии. Причем, наиболее сильные зависимости ширины от состава кристалла характерны для линий с частотами 630 $A_1(\text{TO})$ и 576 см^{-1} ($E(\text{TO})$), отвечающих, соответственно, полностью симметричным и дважды вырожденным колебаниям атомов кислорода октаэдров O_6 . В ширину линии с частотой $\sim 630 \text{ см}^{-1}$ вносит вклад не только эффект фоторефракции, но и зависящая от состава степень искажения кислородных октаэдров кристалла. На искажение кислородных октаэдров влияют, прежде всего, различия ионных радиусов легирующих катионов и ионов Li^+ , Nb^{5+} , характер связей, образуемых катионами с ионами кислорода, а также особенности порядка в расположении основных и легирующих катионов и вакансий вдоль полярной оси.

Работа выполнена при поддержке грантами РФФИ 15-03-03372-а и 15-02-04261-а.

ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НОМИНАЛЬНО ЧИСТЫХ КРИСТАЛЛОВ НИОБАТА ЛИТИЯ, ВЫРАЩЕННЫХ ИЗ ШИХТЫ РАЗЛИЧНОГО ГЕНЕЗИСА

Теплякова Н.А.¹, Сидоров Н.В.¹, Палатников М.Н.¹,
Сюй А.В.², Штарев Д.С.^{2,3}

¹Россия, Апатиты, ФГБУН Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья им. И.В. Тананаева Кольского научного центра РАН, tepl_na@chemy.kolasc.net.ru

²Россия, Хабаровск, «Дальневосточный государственный университет путей сообщений», alsuyu271@gmail.com

³Россия, Хабаровск, ФГБУН Институт тектоники и геофизики им. Ю.А. Косыгина Дальневосточного отделения Российской академии наук, shtarev@mail.ru

Методами фотоиндуцированного рассеяния света (ФИРС) и лазерной коноскопии проведены сравнительные исследования оптических свойств стехиометрического монокристалла $\text{LiNbO}_{3\text{стех}}$ и конгруэнтных монокристаллов. Монокристаллы конгруэнтного состава выращены из шихты, полученной с использованием в качестве экстрагента циклогексана - $\text{LiNbO}_{3\text{конг}}$ (ЦГН), а также и из шихты, полученной с использованием в качестве экстрагентов циклогексана и диметиламидов карбоновых кислот - $\text{LiNbO}_{3\text{конг}}$ (ЦГН+А). Методы лазерной коноскопии и ФИРС не дают прямой информации об особенностях внутренней структуры кристаллов и дефектах, определяющих их фоторефрактивные свойства, однако позволяют получить предварительную информацию об оптической однородности и фоторефрактивных свойствах кристаллов, что важно на этапе отработки технологии выращивания кристаллов ниобата лития.

Показано, что для кристаллов $\text{LiNbO}_{3\text{конг}}$ (ЦГН) при плотности мощности лазерного излучения до 6.29 Вт/см^2 индикатриса ФИРС не раскрывается, а наблюдается только круговое рассеяние на статических структурных дефектах. Для кристаллов $\text{LiNbO}_{3\text{конг}}$ (ЦГН+А) и $\text{LiNbO}_{3\text{стех}}$ индикатриса ФИРС полностью раскрывается в течение минуты с начала облучения лазерным излучением, угол раскрытия составляет 66° и 56° , соответственно. Исследование оптической однородности кристаллов методом лазерной коноскопии показало достаточно

высокое оптическое качество кристаллов $\text{LiNbO}_{3\text{конг}}(\text{ЦГН})$ и $\text{LiNbO}_{3\text{конг}}(\text{ЦГН+А})$. На обеих коноскопических картинах кристалла $\text{LiNbO}_{3\text{стех}}$, полученных как при малой (0.039 Вт/см^2), так и при большой (3.54 Вт/см^2) плотности мощности лазерного излучения имеются признаки аномальной оптической двуосности. Кристалл $\text{LiNbO}_{3\text{конг}}(\text{ЦГН+А})$ является более оптически однородным, чем $\text{LiNbO}_{3\text{стех}}$, но при этом обладает большим эффектом фоторефракции. Кроме того, сравнительные исследования кристаллов, выращенных из одного типа шихты - $\text{LiNbO}_{3\text{конг}}(\text{ЦГН})$ и из смеси - $\text{LiNbO}_{3\text{конг}}(\text{ЦГН+А})$, показали абсолютную визуальную бесцветность (water white) у кристаллов, выращенных из смеси шихты, синтезированной из пентаоксидов ниобия, произведенных с помощью разных экстрагентов.

Интерференционным методом определены электрооптические коэффициенты, которые для кристалла $\text{LiNbO}_{3\text{стех}}$ составили $r_{22}=6.4 \text{ пм/В}$ и $r_9 = n_0^3 r_{13} - n_e^3 r_{33} = 19.3 \text{ пм/В}$, для конгруэнтного кристалла $\text{LiNbO}_{3\text{конгр}}(\text{ЦГН+А})$ составили $r_{22}=6.5 \text{ пм/В}$ и $r_9 = n_0^3 r_{13} - n_e^3 r_{33} = 29.3 \text{ пм/В}$. По литературным данным r_9 для кристалла $\text{LiNbO}_{3\text{конгр}}(\text{ЦГН})$ составляет $17-19 \text{ пм/В}$. Таким образом, можно утверждать, что кристаллы $\text{LiNbO}_{3\text{конгр}}(\text{ЦГН+А})$ обладают существенно более высокими электрооптическими свойствами, чем кристаллы $\text{LiNbO}_{3\text{конгр}}(\text{ЦГН})$.

Работа выполнена при поддержке грантами РФФИ 15-03-03372-а и 15-02-04261-а.

СПЕКТРАЛЬНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ФОТОПРОВОДИМОСТИ КРИСТАЛЛОВ НИОБАТА ЛИТИЯ, ЛЕГИРОВАННЫХ БОРОМ И ЖЕЛЕЗОМ

¹Сюй А.В., ¹Максименко В.А., ²Сидоров Н.В.,

²Палатников М.Н., ²Габаин А.А., ²Теплякова Н.А.

¹*Россия, Хабаровск, «Дальневосточный государственный университет путей сообщения», alsyuu271@gmail.com*

²*Россия, Апатиты, ФГБУН Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья им. И.В. Тананаева Кольского научного центра РАН, tepl_na@chemy.kolasc.net.ru*

Исследована зависимость фотопроводимости кристаллов $\text{LiNbO}_3:\text{B}$ (0.008-0.12 вес. %) и $\text{LiNbO}_3:\text{Fe}$ (0.03-0.05 вес. %) от длины волны излучения в диапазоне 476.5-532.0 нм. Величина фотопроводимости определена из кинетики фотоиндуцированного рассеяния света (ФИРС). В рамках двухпучкового взаимодействия на решетках шумовых фазовых голограмм временную зависимость интенсивности акцепторного пучка I_s в случае его пренебрежимо малой начальной интенсивности можно представить в виде:

$$I_s(t) = b \cdot \exp(-t/\tau) \cdot [t/\tau - 1 + \exp(-t/\tau)], \quad (1)$$

где τ – время максвелловской релаксации; b – постоянная, определяемая величиной интенсивности накачки и набором характерных параметров среды (толщина нелинейного слоя, время релаксации и др.).

При анализе зависимостей ФИРС и аналогичных им зависимостей для $\text{LiNbO}_3:\text{Fe}$ нами определено время t^{\max} нарастания интенсивности ФИРС до максимального значения при различных интенсивностях пучка накачки I_p . Подставляя эти значения в (1), вычисляется значение времени максвелловской релаксации τ фотовозбужденных зарядов в кристалле для разных интенсивностей накачки. Так как величиной темновой проводимости σ_d в условиях эксперимента можно пренебречь, то выражение для расчета фотопроводимости принимает вид:

$$\sigma_{ph} = \varepsilon \varepsilon_0 / \tau, \quad (2)$$

где ε – диэлектрическая проницаемость кристалла; ε_0 – электрическая постоянная. Величина диэлектрической проницаемости кристалла ниобата лития для геометрии поставленного эксперимента равна 29 [1].

Нами проведена оценка величины фотопроводимости в кристаллах $\text{LiNbO}_3:\text{B}$ (0.008-0.12 вес. %) и $\text{LiNbO}_3:\text{Fe}$ (0.03-0.05 вес. %) в диапазоне интенсивностей пучка накачки $I_p = 1 \div 7 \text{ кВт/см}^2$ по рассчитанным значениям τ [2]. Так, для кристалла $\text{LiNbO}_3:\text{Fe}$ (0,03 % вес.) фотопроводимость лежит в интервале $2.8 \div 24.2 \cdot 10^{-13} \text{ (Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}\text{)}$, для $\text{LiNbO}_3:\text{Fe}$ (0,05 вес. %) $2.9 \div 35.2 \cdot 10^{-13} \text{ (Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}\text{)}$. Для кристаллов $\text{LiNbO}_3:\text{B}$ (0.008-0.12 вес. %) величина фотопроводимости колеблется в пределах $0.5 \div 4.5 \cdot 10^{-13} \text{ (Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}\text{)}$. По усредненным значениям σ_{ph} построены зависимости

величины фотопроводимости от интенсивности накачки для исследуемых кристаллов. Полученные зависимости с наибольшим коэффициентом корреляции аппроксимируются полиномом второй степени, что позволяет сделать вывод о наличии квадратичной составляющей в зависимости $\sigma_{ph}(I_p)$ при выбранных условиях эксперимента:

$$\sigma_{ph} = \sigma^1 I_p + \sigma^q I_p^2. \quad (3)$$

Полученные результаты для кристаллов $\text{LiNbO}_3:\text{В}$ и $\text{LiNbO}_3:\text{Fe}$ удовлетворительно согласуются с результатами других авторов и могут быть описаны в рамках двухцентральной модели переноса заряда, которая на сегодняшний день является наиболее распространенной при рассмотрении процессов транспорта фотоиндуцированного заряда в легированных кристаллах ниобата лития.

Литература

1. Сидоров Н.В., Волк Т.Р., Маврин Б.Н., Калинин В.Т. Ниобат лития: дефекты. Фоторефракция, колебательный спектр, поляритоны. – М.: Наука, 2003. – 255.
2. Максименко В.А. Определение фотопроводимости легированных кристаллов ниобата лития по фотоиндуцированному рассеянию света / В.А. Максименко, Е.В. Данилова, А.В. Сюй // Изв.ВУЗов. Приборостроение. – 2007. – Т. 50. – № 9. – С. 28-30.

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ: СТРУКТУРА И МЕХАНИЗМЫ

**Белов Е.Г.¹, Громов В.Е.², Костерев В.Б.³,
Гостевская А.Н.², Рубанникова Ю.А.²**

¹*Россия, Новокузнецк, ООО «Евраз – Объединенный Западно-сибирский металлургический комбинат».*

²*Россия, Новокузнецк, ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»*

³*Россия, Новокузнецк, ООО «Евраз – Объединенный Западно-сибирский металлургический комбинат», lokon1296@mail.ru*

Экспериментальные исследования структур и фазовых состояний, формирующихся в сечении изделий в результате термомеханической обработки, очень важны для понимания

физической природы превращений, поскольку позволяют целенаправленно изменять структуру и механические характеристики. Целью данной работы является выявление природы упрочнения низкоуглеродистой стали путём определения количественных характеристик структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры.

Материалом исследования являлись образцы двутавровой балки ДП 155 из стали марки 09Г2С после термомеханического упрочнения в потоке прокатных станов. Исследования структуры выполнялись методом электронно-микроскопического анализа тонких фольг, а механических свойств – путём измерения микротвёрдости. Испытания на микротвёрдость проводилось на приборе ПМТ-3 методом восстановленного отпечатка.

Установлено, что при реализации технологии ускоренного охлаждения двутавровой балки реализуются следующие механизмы $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения: 1) механизм диффузионного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, приводящий к образованию зерен структурно-свободного феррита (т.е., зерен феррита, не содержащих частицы цементита), зерен феррита, содержащих хаотически распределенные частицы цементита и зерен перлита; 2) промежуточный механизм $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, приводящий к формированию бейнитной структуры; 3) сдвиговой механизм $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, приводящий к формированию мартенситной структуры.

Основными механизмами упрочнения стали, вносящими определяющий вклад в формирование свойств проката, являются следующие:

1. Упрочнение внутрифазными границами раздела;
2. Упрочнение дислокациями;
3. Твердорастворное упрочнение – упрочнение атомами легирующих элементов.

Анализ профиля микротвердости показывает, что ускоренное охлаждение водой приводит к полуторакратному увеличению микротвёрдости поверхностного слоя по отношению к объему. Толщина упрочнённого слоя определяется режимами прокатки и охлаждения водой.

Качественное согласие в изменении величин микротвердости и предела текучести, выявленных в эксперименте и полученных в результате оценок, основанных на количественном анализе структуры стали. Следовательно, рассмотренные выше механизмы упрочнения правильно отражают происходящие в стали процессы и могут быть использованы для прогнозирования формирования свойств стали при различных режимах термомеханического воздействия.

Выявленная зависимость микротвердости балочного профиля стали 09Г2С от расстояния до поверхности охлаждения при термомеханическом упрочнении показывает, что явление повышения прочности поверхностного слоя стали является многофакторным, многокомпонентным и определяется природой $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Основными механизмами, ответственными за высокий уровень прочности поверхностного слоя стали, являются субструктурное и деформационное, обусловленные образованием кристаллов мартенсита и бейнита.

Исследование выполнено при финансовой поддержке грантов РФФИ № 16-48-420530 р_а.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СИЛУМИНА АК12 ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

Загуляев Д.В., Шляров В.В., Громов В.Е., Бессонов Д.А.

*Россия, Новокузнецк, Сибирский государственный
индустриальный университет
zagulyaev_dv@physics.sibsiu.ru*

Известно, что сплавы алюминия с кремнием (силумины) обладают низкой плотностью, что делает их достаточно легкими [1]. Благодаря этому свойству они получили широкое применение в авто-, мото- и авиастроении. Однако в современных условиях, когда значительно увеличились нагрузки на детали машин ввиду повышения их мощности и производительности, узлы, изготовленные из силуминов, работающие в условиях механических и динамических нагрузок

не всегда справляются с поставленными задачами и преждевременно выходят из строя. К сожалению и современные методы модификации силуминов не всегда обеспечивают требуемые свойства [2-4].

В данной связи, увеличение прочностных свойств силуминов, с привлечение новых методов энергетического воздействия, является актуальной задачей современного материаловедения.

Целью работы являлось исследование влияния электронно-пучковой обработки на структуру и фазовый состав силумина АК12.

В качестве материала для исследований использовали промышленный Al-Si сплав АК12 (силумин эвтектического состава) в литом состоянии производства ОАО «РУСАЛ Новокузнецк».

Электронно-пучковая обработка осуществлялась с использованием лабораторной установки «СОЛЮ» (ИСЭ СО РАН, г. Томск).

Исследования структуры и фазового состава силумина в состоянии поставки показали, что характерной особенностью является наличие большого количества кристаллитов кремния преимущественно пластинчатой. Очевидно, что материал, содержащий такое количество хрупких включений разнообразной формы и размеров, будет характеризоваться низким значением трещиностойкости.

Облучение поверхности силумина электронным пучком с плотностью энергии 15 Дж/см^2 (150 мкс; 3 имп.) привело к глобуляризации включений кремния (рисунок 1). Наряду с фрагментированными пластинами кремния в поверхностном слое облученных образцов выявляются включения кремния глобулярной формы, размеры которых изменяются в следующих пределах: продольные от 10 до 20 мкм, поперечные от 3 до 8 мкм (рисунок 3.8, а, б).

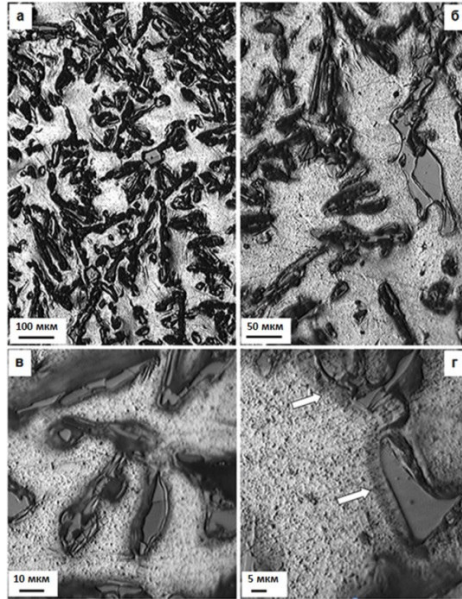


Рисунок 1 – Структура поверхности образца силумина, облученного интенсивным импульсным электронным пучком с плотностью энергии 15 Дж/см^2 (150 мкс; 3 имп.)

Стрелками на (г) указаны прослойки, формирующиеся вдоль границы раздела частицы кремния и алюминия

Второй особенностью структуры поверхности силумина, формирующейся при облучении электронным пучком с параметрами 15 Дж/см^2 ; 150 мкс; 3 имп., является формирование вдоль границы раздела пластина/матрица протяженных прослоек толщиной до 5 мкм (рисунок 1, г, прослойки указаны стрелками). Данный факт, очевидно, указывает на протекание в поверхностном слое при указанном режиме облучения наряду с механическим разрушением процесса растворения включений кремния.

Таким образом при электронно-пучковой обработке по режиму, инициирующему начальную стадию оплавления включений кремния (15 Дж/см^2 ; 150 мкс; 3 имп.), наблюдается формирование высокодефектного поверхностного слоя,

содержащего микропоры и микротрещины, ослабляющие материал.

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания номер заявки 3.1283.2017/ПЧ.

Литература

1. Алюминий. Тринадцатый элемент: энциклопедия / сост.: А. Дроздов. – М.: Библиотека РУСАЛа, 2007 – 239 с.
2. Комбинированные методы упрочняющей обработки стальных изделий / С. Г. Емельянов, А. А. Родионов, А. Н. Осинцев, Д. В. Колмыков // Известия Юго-Западного государственного университета. – 2012. – Ч. 1. – № 2 (41). – С. 65–71.
3. Change of deformation characteristics and dislocation substructure of nonferrous metals under influence of magnetic field / D. V. Zagulyaev, S. V. Konovalov, V. V. Shlyarov, E. A. Anuchina, I. A. Komissarova, V. E. Gromov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 150. - P. 1-6.
4. Structural Evolution of Silumin Treated with a High-Intensity Pulse Electron Beam and Subsequent Fatigue Loading up to Failure / V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, A. M. Glezer, S. V. Konovalov, K. V. Alsaraeva [Aksenova] // Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics. – 2015. – Vol. 79, № 9. – P. 1169–1172.

ХАРАКТЕР ИЗМЕНЕНИЯ ПРОЦЕССА ПОЛЗУЧЕСТИ В УСЛОВИЯХ ВОЗДЕЙСТВИЯ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ РАЗНОЙ ВЕЛИЧИНЫ

Бутакова К.А., Шляров В.В., Загуляев Д.В., Громов В.Е.

*Россия, Новокузнецк, Сибирский государственный
индустриальный университет, ksenia.butackowa@yandex.ru*

Взаимодействие поля с веществом - одна из фундаментальных проблем физики твердого тела. О влиянии магнитного поля (МП) на свойства „магнитных“ материалов (магнитоупорядоченных, в более строгой терминологии) известно несколько тысяч лет и сегодня оно находит последовательное объяснение в рамках квантовой теории магнетизма [1]. Не до конца установлен факт о возможности изменения макрохарактеристик „немагнитных“ твердых тел (пара- и диамагнетиков, характеризующихся разупорядоченной магнитной структурой), несмотря на

значительное число работ, в которых описываются разнообразные „магнитные“ эффекты в них. [2]

Для оценки работы теплоэнергетических установок в магнитном поле важно знать, какое влияние оно оказывает на ползучесть металлов и сплавов и как изменяются их свойства. Так, в [3] выполнено исследование поликристаллических Co, Cu, Ni и Al с анализом изменения скорости ползучести, в котором доказано, что магнитное поле ускоряет процесс ползучести. Но данные о зависимости скорости ползучести от индукции магнитного поля отсутствуют.

В связи с этим целью настоящей работы является исследование влияния слабого магнитного поля на кинетику процесса ползучести алюминия и скорость ползучести, определяемую на установившейся стадии процесса [4].

Полученные в ходе эксперимента данные по воздействию МП на ползучесть алюминия, могут быть использованы для разработки метода диагностики ресурса работоспособности изделий из алюминия, эксплуатирующихся при действии магнитных полей. Так же влияние магнитного поля учитывается при эксплуатации в режимах ползучести деталей ответственного назначения из алюминия и точных электромеханических приборов.

Полученные в ходе эксперимента кривые содержат стадии логарифмической, установившейся и ускоренной ползучести, что совпадает с общепринятыми представлениями о кинетике процесса в таких условиях [5].

При изучении влияния магнитного поля на процесс ползучести основное внимание было уделено стадии установившейся ползучести, скорость на которой постоянна. Она определяется численным дифференцированием зависимости $\varepsilon = \varepsilon_0 + \dot{\varepsilon} \cdot t$, описывающей кинетику процесса.

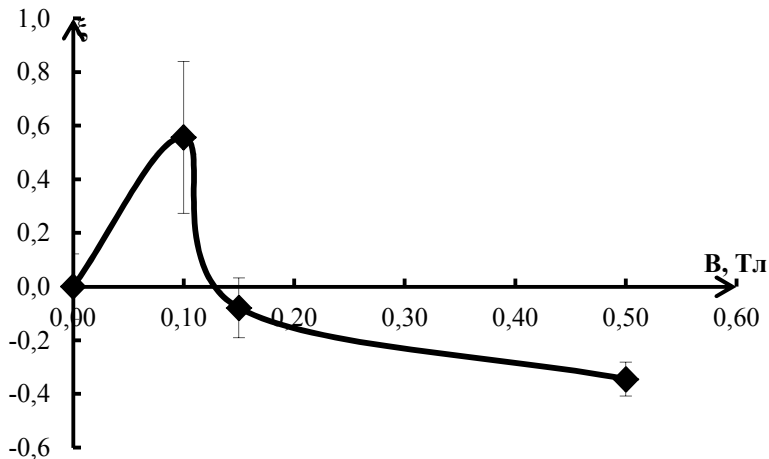


Рисунок 1 – Зависимость относительного изменения скорости ползучести ξ от индукции магнитного поля В

Для количественной оценки эффекта действия магнитного поля использован параметр относительного изменения скорости ползучести на линейной стадии. Относительное изменение

скорости ползучести $\xi = \frac{\dot{\epsilon}_{mg} - \dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}}$, где $\dot{\epsilon}_{mg}$ - усредненное

значение скорости ползучести при воздействии магнитным полем, $\dot{\epsilon}$ - без поля, соответственно. Обобщенный график зависимости относительного изменения скорости ползучести от индукции магнитного поля приведен на Рисунке 1.

Из представленной зависимости следует, что эффект влияния магнитного поля не однозначен: происходит как возрастание скорости ползучести с достижением максимального значения при $B = 0,10$ Тл, так и ее замедление с достижением минимального при $B = 0,50$ Тл.

Таким образом, была выявлена зависимость относительного изменения скорости ползучести алюминия от величины индукции магнитного поля. Установлен знакопеременный характер зависимости относительного изменения скорости ползучести алюминия ξ от индукции магнитного поля. Показано, что в

интервале значений индукции магнитного поля $B \leq 0,1$ Тл значения скорости ползучести возрастают, а в интервале $B > 0,10$ Тл происходит монотонное снижение величины ξ .

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания № 3.1283.2017/ПЧ.

Литература

1. Вонсовский, С. В. Магнетизм / С. В. Вонсовский. – М. : Наука, 1971. – 1032 с.
2. Головин, Ю. И. Магнитопластичность твердых тел / Ю. И. Головин. // Наука. – 2004. – 5. – С. 769-803.
3. Дунин-Барковский, Л. Р. Влияние постоянного магнитного поля до 15Т на эффект Портевена – Ле Шателье в кристаллах NaCl: Eu / Л. Р. Дунин-Барковский, Р. Б. Моргунов, Y. Tanimoto // Физика твердого тела. 2005. № 7. С. 1241–1246.
4. Загуляев, Д. В. Влияние малых магнитных полей на ползучесть алюминия / Д. В. Загуляев. // Вестник Адыгейского государственного университета. – 2009. – №1. – С. 50-54.
5. Kennedy A.J. Creep and fatigue in metals. М., 1965. 312 pp.

РЕЗУЛЬТАТЫ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРОЦЕССОВ НА ПОВЕРХНОСТИ ЭЛЕКТРОДОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПЛАЗМЫ ВАКУУМНОЙ ДУГИ

Кудюкин А.И.¹, Моос Е.Н.¹, Ротт А.Т.², Степанов В.А.¹

¹*Россия, Рязань, Рязанский государственный университет
имени С.А. Есенина*

²*Россия, Рязань, ООО «Вакуумные технологии»,
a.kudykin@rsu.edu.ru*

Сплавы Cu-Cr (40%) нашли широкое применение для электродов вакуумных дугогасительных камер [1-5]. 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, что позволяет лишь

делать предположения о допустимых величинах взаимосвязанных напряженностей полей, температур и плотностей токов [6].

Основной задачей представляемой работы является изучение возможных изменений указанных характеристик в условиях интенсивного и многократного воздействия плазменного разряда внутри камеры.

Для определения теплового режима электродных материалов проводился расчет распространения теплового фронта (температура T) из зоны воздействия дуги в объем электрода в соответствии с дифференциальным уравнением:

$$\Delta T - \frac{k}{c\rho} \frac{\partial T}{\partial t} = 0, \quad (1)$$

где k – коэффициент внутренней теплопроводности, c – теплоемкость вещества, ρ – плотность вещества, Δ – оператор Лапласа, t - время.

Его начальные (2) и граничные (3) условия следующие:

$$T|_{t=0} = T_0; \quad (2)$$

$$T|_{x=0} = T_0; \quad T|_{x=L} = T_L, \quad (3)$$

где x и l – координаты, T_0 и T_1 - температуры на поверхности и в объеме материала электрода.

Учитывая параметры исследуемой вакуумной камеры (напряжение равное 35 кВ и время воздействия дуги – 0,07с) и удельную теплоемкость сплава (279,73 Дж/кг*К), моделировалось распространение теплового фронта в объеме исследуемого образца, представленное на рисунке 1.

Как показали ранние исследования [6], в момент нагрева и плавления происходит «растекание» меди от центра (точки воздействия плазменной дуги) к зонам с более низкой температурой.

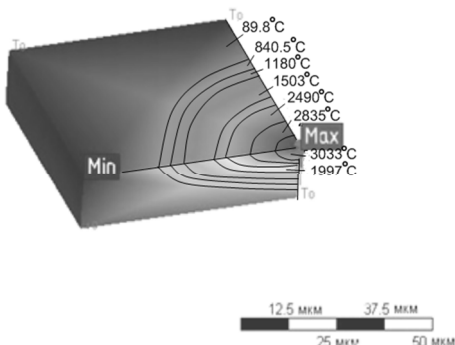


Рисунок 1. Модельное представление распространения теплового поток в электроде; на рисунке представлены изотермы

Для оценки термодинамической возможности протекания химических процессов на поверхности электродов рассчитывалось изменение их изобарно-изотермического потенциала (свободная энергия Гиббса) в окислительно-восстановительных процнсах .

В частности, взаимодействия основных компонентов матрицы электродов Cu и Cr с кислородом (обнаруженного на поверхности в работе [6]) и оксидами указывает на предпочтительность некоторых преращений в матрице электродного материала. Свободной энергии Гиббса (ΔG) определяется энтальпией (ΔH) и энтропией (ΔS) процесса.

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S, \quad (3)$$

Отрицательная величина энергия ΔG реакции определяет термодинамическую возможность и направление протекания химической процессов. Действительно, при $\Delta H < 0$ и $\Delta S > 0$, реакция термодинамически вероятна при любой температуре, в то время как при $\Delta H > 0$ и $\Delta S < 0$, реакция термодинамически невозможна. В остальных случаях направление реакции будет зависеть от соотношения ΔH и $T\Delta S$. Чем отрицательнее значение ΔG , тем больше вероятность протекания реакции.

Основными элементами электродов являются Cu и Cr, хотя в его составе обнаружены [6] и привнесенные неконтролируемые примеси (O, N, H). Рассчитав значения энтальпии и энтропии для каждой теоретически возможной реакции, в соответствии с

уравнение (3) рассчитаем ΔG для образования основных оксидов Cu и Cr при различных температурах (таблица 1).

Таблица 1. Энергия Гиббса при различных температур процессов.

№	Реакция образования	Энергия Гиббса при 298К, ΔG_{298} , кДж/моль	Энергия Гиббса при 1000К, ΔG_{1000} , кДж/моль	Энергия Гиббса при 1358К, ΔG_{1358} , кДж/моль	Энергия Гиббса при 2130К, ΔG_{2130} , кДж/моль	Энергия Гиббса при 3000К, ΔG_{3000} , кДж/моль
1	$4\text{Cu} + \text{O}_2 \rightarrow 2\text{Cu}_2\text{O}$	-245.65	-194.8	-119	-12.1	108.4
2	$2\text{Cu} + \text{O}_2 \rightarrow 2\text{CuO}$	-268.57	-71.8	54.3	180.4	432.6
3	$4\text{Cr} + 3\text{O}_2 \rightarrow 2\text{Cr}_2\text{O}_3$	-2118.19	-1692.2	-1402.7	-1116.09	-526.2
4	$3\text{Cu}_2\text{O} + 2\text{Cr} \rightarrow \text{Cr}_2\text{O}_3 + 6\text{Cu}$	-741.49	-574.9	-551.85	-528.8	-482.7
5	$3\text{CuO} + 2\text{Cr} \rightarrow \text{Cr}_2\text{O}_3 + 3\text{Cu}$	-611.24	-659.6	-661.39	-665.25	-674.6

Из таблицы 1 видно, что реакция образования №1 (оксид меди одновалентный) маловероятна при высоких температурах. Это в свою очередь снижает вероятность вытеснения хромом меди из Cu_2O (реакция №4) при больших значениях ΔG (-741,49 ÷ -482,7 кДж/моль в зависимости от температуры). Хотя ΔG для реакции №2 образования оксида меди (двухвалентного) термодинамически менее вероятно по сравнению с реакцией образования оксида хрома (реакция №3), нельзя забывать, что температура плавления Cu ниже (1085⁰С, против 1852⁰С для Cr), а концентрация O_2 в составе электродов невелика (÷5% на поверхности и менее 0,05% в массиве) [6]. В связи с этим, Cu раньше и в большей степени стремится окислиться, что объясняет сегрегацию атомов Cu из объема электрода на поверхность. Из ранней работы [6], концентрация O_2 в процессе деградации электрода снижается в 2 раза (с 5% до 2,2%). Это говорит об «удалении» O_2 из объема электрода вследствие его синтеза с Cu при начале термохимических реакций с последующей диффузией на

поверхность и разложением CuO при температуре близкой к 2000°C . Из результатов анализа следует, что кислород концентрируется в области преобладания атомов меди и ниже чувствительности метода анализа в области концентрирования атомов хрома.

Литература

1. Бучин В.А., Зерцер М.П.// Журнал технической физики. 1990. Т.60. № 4. С. 92.
2. Воронин А.В., Александров А.Е., Бер Б.Я. и др.// Журнал технической физики. 2016. Т.86. № 3. С. 51.
3. Данилов М.Е./ Сборник статей сотрудников ВЭИ им. В.И. Ленина «Вакуумные дугогасительные камеры». 2008. С. 68.
4. Репин П.Б., Егоров Н.В.// Журнал технической физики. 2015. Т.85. № 2. С. 48.
5. Селикатова С.М., Лукацкая И.А.// Сборник статей сотрудников ВЭИ им. В.И. Ленина «Вакуумные дугогасительные камеры». 2008. С. 18.
6. Kudyukin A.I., Moos E.N., Rott A.T. et al. Proceeding of 11th International Vacuum Electron Sources Conference. Korea, Seoul, 2016. p 41.

АТОМИСТИЧЕСКИЕ ОЦЕНКИ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО БАРЬЕРА ПОЛИМОРФНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СИСТЕМЕ ЖЕЛЕЗО-ХРОМ

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

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

ИНЭОС им. А.Н. Несмеянова РАН

semenov.m.yu@bmstu.ru

Симметричное обоснование полиморфных превращений в металлах как локальных трансформаций триангулированных атомных кластеров выполнено в работе [1]. При этом универсальной операцией структурного превращения таких кластеров является переброска диагонали в ромбе из двух треугольников, т.е. соседних граней двух тетраэдров (рис.1).

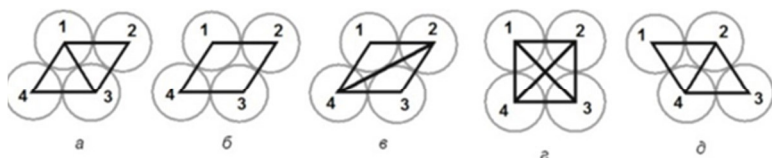


Рисунок 1. Элементарный акт полиморфного превращения в металлах выполняется взаимной заменой короткой и длинной диагоналей от (а) до (д). Атомы в точках 1 и 3 раздвигаются, а в точках (2) и (4) сближаются. В точке перевала длины диагоналей равны (г).

Данная переброска является мебиусным (дробно-линейным) преобразованием гиперболической геометрии (дилатация и поворот), не сохраняющим расстояние между двумя точками, но сохраняющим соотношение, которому удовлетворяют рассматриваемые изменения координат вершин ромба.

Расчетная оценка энергетического барьера преобразования на рис.1, рассматриваемого как элементарный акт полиморфного превращения в металлах выполнена в приближении парного потенциала, аппроксимированного экспоненциальными функциями по Морзе. Впервые схожая модель была сформулирована и использована для расчетов в чистом железе [2].

В настоящей работе рассчитывали энергетический порог акта полиморфного превращения для системы Fe-Cr в конфигурации кластера (ромб на рис.1а), в котором: а) атом Cr разместили в вершине 1 тупого угла ромба; б) атом Cr разместили в вершине 2 острого угла ромба; в) в вершины 1 и 4 поместили атомы Cr (рис.2). Остальные вершины кластера заполнили атомами Fe.

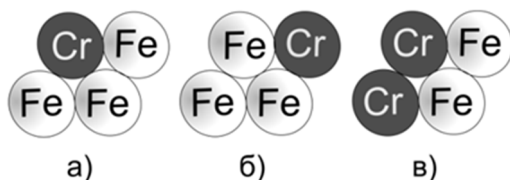


Рисунок 2. Конфигурации кластеров системы железо-хром, использовавшиеся при расчетах значений энергетического порога полиморфного превращения. Объяснения в тексте.

В рамках симметричного описания превращения полагали достаточным для описания структурных превращений геометрическое приближение шаров, атомная сжимаемость которых характеризуется эмпирическим коэффициентом S .

Тогда межатомный потенциал равен:

$$U = -A_i \exp(-Sd/2) + B_i \exp(-Sd),$$

где d - межатомное расстояние; A_i, B_i - некоторые коэффициенты, определенные для пар Fe-Fe, Cr-Cr и Fe-Cr с учетом зависимости значений модуля сдвига железа и хрома от температуры. Достоверность зависимостей подтверждается хорошим совпадением экспериментальных значений упругих констант Fe и, особенно, Cr при температурах 700-1000 °C с рассчитанными путем двукратного дифференцирования выражения межатомного потенциала по объему атомной ячейки в точке $d = d_0$, где d_0 - равновесное межатомное расстояние.

После определения коэффициентов A_i и B_i дальнейшая процедура расчета энергетического барьера полиморфного прекращения становится тривиальной, поскольку расстояние между атомами 1 (Cr) и 3 (Fe) изменяется от d_0 до $d_0\sqrt{2}$ (от конфигурации на рис. 1а до конфигурации на рис. 1г). Для атомов 2 и 4 делается аналогичный расчет от $d_0\sqrt{3}$ до $d_0\sqrt{2}$ (от конфигурации на рис. 1в до конфигурации на рис. 1г). Полученные изменения энергий суммируются с учетом разных знаков изменения потенциалов. В случае если все вершины ромба заселены атомами Fe энергетический порог оказался равным при 1193 К 150 кДж/моль. При заселении всех вершин атомами Cr порог равен 195 кДж/моль.

После этого были выполнены расчеты энергетического порога полиморфного превращения для разных вариантов заселения вершин ромба атомами железа и хрома (см. рис.2). Результаты расчета приведены в табл. 1.

Таблица 1. Расчетные значения энергетического порога при заселении разных вершин ромба атомами Cr (см. рис.2) при различных температурах. Остальные вершины заселены атомами Fe.

Вершины, заселенные атомами Cr	Энергетический порог при 1043 К, кДж/моль	Энергетический порог при 1193 К, кДж/моль
1	230	222
2	131	93
1 и 4	194	181

Таким образом, введение атома хрома в тупой угол кластера (вершина 1) увеличивает энергетический порог полиморфного превращения. Замена находящегося в остром углу атома железа на атом хрома (вершина 2) существенно понижает энергетический порог. При этом столь существенные количественные различия между энергетическими параметрами полиморфного превращения при различном расположении атома хрома объясняются тем, что при его введении в тупой угол возрастает сопротивление растягиванию более прочной атомной связи Fe-Cr, а в острый – увеличивается энергетический стимул сближения атомов железа и хрома и уменьшается, тем самым, суммарный энергетический порог превращения. Возможно соотношение этих энергий при расположении атомов хрома в тупом и остром углу ромба будет проявляться при полиморфном превращении в реальной трехмерной кристаллической структуре. В [3] приведены экспериментальные значения энергии активации превращения аустенита в феррит низкоуглеродистых легированных хромом сталей 005X9 при 1028 К и 007X9 при 1043 К, которые соответственно равны 199-212 кДж/моль и 212-231 кДж/моль. Разброс полученных авторами [3] значений зависел от принятых коэффициентов при пересчете эмпирических данных. Наши расчеты для кластера, содержащего 2 атома железа и 2 атома хрома, при температуре 1028 К дали 196 кДж/моль и при температуре 1043 К величину 194 кДж/моль.

Согласие наших расчетов с данными [3] можно признать удовлетворительным. При этом отмечаем значительный

фактический вклад хрома в энергетические параметры превращения. Величина энергетического барьера переброски диагоналей в ромбе для атомов железо-хром при 1193 К для чистых железа и хрома оказалась равной соответственно 150 и 195 кДж/моль.

Таким образом, в настоящей работе выполнена оценка энергетического барьера полиморфного превращения в двойной системе железо-хром.

Литература

1. Talis A., Kraposhin V. Finite noncrystallographic groups, 11-vertex equi-edged triangulated clusters and polymorphic transformations in metals //Foundations of Crystallography. 2014. V. 70. № 6. P. 616-625.
2. Семенов М.Ю., Крапошин В.С., Талис А.Л. Оценка энергетического порога полиморфного превращения в железе //Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2016. № 4. С. 74-80.
3. Мирзаев Д.А., Окишев К.Ю., Счастливец В.М., Мирзоев А.А., Яковлева И.Л., Карзунов С.Е. Превращение аустенита в феррит в «классическом» сплаве Fe–9% Cr. Анализ литературных данных. Собственные исследования //Известия Челябинского научного центра. 1998. № 2. С. 27-32, 33-38.

ВЛИЯНИЕ ТОКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА УСТАЛОСТЬ МЕТАЛЛА

**Новиков М.Ю.¹, Косинов Д.А.², Комиссарова И.А.²,
Коновалов С.В.¹, Громов В.Е.²**

¹Россия, Самара, Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, ksv@ssau.ru

²Россия, Новокузнецк, Сибирский государственный индустриальный университет, i.r.i.ss@yandex.ru

Большое число металлических изделий работает в режимах усталостных нагрузок, а явления, развивающиеся в материалах под действием повторно-переменных нагрузок, представляют опасность. Целью работы является изучение импульсного токового воздействия и влияние его на механические свойства металла. До сих пор существуют неясности в понимании влияния таких параметров токового воздействия как частота и плотность тока, а также длительность токового воздействия.

Токовое воздействие на определенной стадии накопления микрповреждений влияет на процесс развития микротрещин, развивающихся в металлах, работающих при усталостных нагрузках, а также приводит к изменению физико-механических свойств изделий.

При проведении усталостных испытаний образцов, обработанных током, установлено, что импульсное токовое воздействие влияет на увеличение ресурса выносливости и продление периода нормальной эксплуатации до 28%. При воздействии импульсного тока до 70 секунд наиболее ярко выражено действие механизмов электронно-пластического эффекта, а при дальнейшем увеличении времени превалирующее влияние начинает оказывать тепловой эффект, который может вызывать падение ресурса.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №16-32-60048 мол_а_дк) и государственного задания № 3.1283.2017/ПЧ.

ИЗГОТОВЛЕНИЕ СИЛЬНОНЕРАВНОВЕСНЫХ РУТЕНИРОВАННЫХ КАТОДОВ ТАНТАЛОВЫХ КОНДЕНСАТОРОВ МЕТОДОМ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ЛАЗЕРНОГО СИНТЕЗА

Харанжевский Е.В., Лебедев В.П., Степанов А.В.

Россия, г. Саранул, ОАО «Элеконд», ehudsuru@gmail.com

В последние годы внимание учёных направлено на улучшение характеристик устройств накопления энергии. Миниатюризация электронных устройств требует все большей емкости и мощности конденсаторов в меньшем пространстве. Развитие авиации и космической техники увеличивают требования к диапазону рабочих температур и стойкости к спецфакторам. Танталовые объемно-пористые конденсаторы с рутенированным катодом являются перспективным типом конденсаторов, сочетающих в себе высокую удельную емкость, низкое ESR, широкий температурный интервал и другие преимущества.

Серьезной проблемой существующих методов изготовления рутенированного катода танталового конденсатора является

низкая адгезионная прочность слоя оксида рутения, нанесенного на танталовую фольгу. В данной работе использован метод высокоскоростного лазерного синтеза оксиднорутениевого слоя на поверхности танталовой фольги. Метод позволяет формировать покрытия в сильнонеравновесном наноструктурном состоянии. Высокотемпературное воздействие короткими импульсами приводит к формированию градиентного по химическому составу состояния, характеризуемого высокой удельной поверхностью оксиднорутениевого слоя, а также наличием промежуточных слоев, обеспечивающих надежное сцепление с танталовой подложкой.

В докладе обсуждаются результаты исследования микроструктуры и свойств рутенированных катодов, полученных методом высокоскоростного лазерного синтеза, а также причины сохранения характеристик конденсаторов и долговечности метастабильных состояний катода.

ТЕРМОЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ ДЕТЕКТОРЫ ИОНИЗИРУЮЩЕГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ОСНОВЕ ОКСИДОВ КРЕМНИЯ И АЛЮМИНИЯ

Алукер Н.Л.

Россия, Кемерово, КемГУ, naluker@gmail.com

Материалы на основе оксидов кремния и алюминия относятся к наиболее радиационно стойким материалам, имеют близкие ширины запрещенной зоны (Al_2O_3 - 9,6 эВ, SiO_2 – 9 эВ). Основным механизмом создания стабильных радиационных дефектов является ударный механизм.

Тем не менее, на основе этих материалов в настоящее время изготавливаются эффективные высокочувствительные детекторы ионизирующего воздействия ТЛД-500 и ТЛД-К, основанные на регистрации термо- или фотолюминесцентного сигнала. Это означает, что ионизирующее излучение видоизменяет дефектную или примесную структуру материалов, а люминесцентная считка позволяет фиксировать эти изменения на уровне очень незначительных доз воздействия. В то же время эти материалы, особенно на основе SiO_2 показывают линейный характер

люминесцентного отклика при воздействии в очень широком диапазоне доз (ТЛД-К до 1 кГр). Чрезвычайная распространенность в природе и технике материалов на основе оксидов, фактическая почво, керамика, костно эквивалентность детекторов на их основе делает их в настоящее время очень перспективными для оценки поглощенных доз разных типов ионизирующего излучения.

Обеспечение блестящих дозиметрических характеристик материалов на основе радиационно стойких оксидов выполняется за счет специальных условий синтеза, предусматривающих создание в материалах больших концентраций устойчивых ростовых дефектов в виде кислородных вакансий. Радиационное воздействие на систему приводит к перезарядке дефектов, запасанию системой энергии, а небольшая стимуляция температурой (TL) или светом (OSL) к эффективной люминесценции. По оценке в люминесценцию при нагреве переходит до 1 % энергии воздействующей на детектор.

Однако окончательной, стройной картины механизма, обеспечивающего всю совокупность экспериментальных фактов в этих дозиметрических материалах до настоящего времени не существует.

В работе рассматриваются основные оптические характеристики непосредственно детекторов ТЛД-К (SiO_2) и ТЛД-500 (Al_2O_3): спектры оптического поглощения в широком спектральном диапазоне 190-3000 нм, спектры возбуждения, люминесценции, кинетики люминесценции при фотовозбуждении микросекундными импульсами в диапазоне 210-860 нм. Рассматривается элементный состав, изучается микроструктура материалов.

Рассматривается влияние на эти характеристики ионизирующего излучения в диапазонах доз от фоновых до 100 кГр при воздействии излучений разных типов (свет, разных длин волн, электроны, рентгеновское, гамма, протоны высоких энергий, нейтроны) и при существенно разных плотностях воздействия.

Приводятся основные дозиметрические характеристики (воспроизводимость, дозовый диапазон, фединт и т.д.).

Приводятся примеры использования данных материалов для решения различных традиционных и нетрадиционных дозиметрических задач: радиационный мониторинг, ИДК, радиационный контроль при медицинском облучении (врачи, пациенты), контроль при развитии радиационных аварий, технологический контроль (однородность и дозовые характеристики радиационных полей излучения), поисковая геология (топография радиационных аномалий), археология (термолюминесцентный метод датирования артефактов).

Делается вывод о высокой эффективности и несомненных преимуществах ТЛ детекторов на основе оксидов (особенно оксида кремния) для решения ряда важных практических дозиметрических задач.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ НЕЙТРОНСТРУКТУРНОГО АНАЛИЗА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ ТВЁРДОТЕЛЬНОЙ ЭЛЕКТРОНИКИ

Сарин В.А.

*Российская Федерация, Москва, Институт материалов
твёрдотельной электроники, МИРЭА, МТУ
vic.fet@yandex.ru*

К материалам твёрдотельной электроники обычно относят пьезо- и пироэлектрики, сегнетоэлектрики, магнетики, полупроводники. В последнее время актуальными стали материалы для голографии, оптоэлектроники, материалы со сверхпроводящими свойствами, суперионные проводники, материалы, проявляющие гигантский магниторезистивный эффект. Большая часть таких материалов используется в виде монокристаллов. Создание материалов с улучшенными свойствами или новыми свойствами осуществляется на основе знаний комплекса физико-химических свойств, причем центральное место занимают данные о кристаллической структуре. Для детального исследования строения монокристаллов этих классов соединений, где легкие атомы кислорода, фтора и водорода наряду с тяжелыми атомами щелочных, щелочноземельных и редкоземельных элементов

образуют сложную структуру дальнего и ближнего порядка необходимо применение методов нейтронной дифракции и развития на основе данных нейтронной дифракции новых представлений о структуре ближнего и дальнего порядка и её роли в формировании особых физических свойств в кристалле. В докладе представляются основные результаты исследований разными методами нейтроноструктурного анализа различных классов монокристаллов (в том числе и облученных быстрыми нейтронами ядерного реактора) на основе идеальных кристаллов кремния и алмаза, а также «дефектных» кристаллов перовскита $\text{ABO}_{3-\delta}$, флюорита $\text{MeO}_{2+\delta}$ и $\text{MeF}_{2+\delta}$, силленита $\text{Bi}_{12}\text{MeO}_{20+\delta}$, шпинели и смешанных ионных кристаллов на основе сульфидов и селенидов с упорядочивающимися молекулярными ионами.

Работа была выполнена на различных установках в нейтронных центрах филиала НИФХИ им. Л.Я. Карпова, ЛНФ ОИЯИ, Берлинском нейтронном центре BENSC, Ядерном центре Ризо (Дания), IPNS Аргонской национальной лаборатории (США), Институте Лауэ-Ланжевена ILL (Франция), PSI (Швейцария) и др. Расшифровка структур осуществлялась с помощью «прямых» статистических методов комплекса кристаллографических программ Shellx, «прямого» метода функции Паттерсона Patsee. Уточнение параметров структур было выполнено в рамках комплексов Jana2006 и WINCSD.

РАСSEЯНИЕ РЕНТГЕНОВСКИХ ЛУЧЕЙ ЛЬДОМ ВБЛИЗИ ТОЧКИ ПЛАВЛЕНИЯ

Силонов В.М., Чубаров В.В.

Россия, Москва, Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, silonov_v@mail.ru

Известно [1], что ниже 0°C вода кристаллизуется в лед с гексагональной структурой. В [2] авторами данной работы при температурах от 0°C до -20°C на рентгенограммах льда наряду с рефлексами кристаллической гексагональной фазы было выявлено интенсивное диффузное рассеяние. На одной из зависимостей диффузного рассеяния образца льда при

температуре -3°C практически отсутствовали структурные рефлексы гексагонального льда.

Целью данной работы является интерпретация диффузного рассеяния рентгеновских лучей льдом с помощью метода функций радиального распределения.

При проведении экспериментов медная кювета с объемом образца дистиллированной воды 1.4 см^3 сначала замораживалась в жидком азоте, а затем устанавливалась в вертикальном положении на рентгеновском дифрактометре типа ДРОН. Кювета охлаждалась через хладопровод в виде медного стержня, погруженного в жидкий азот. В течение эксперимента необходимая температура образца поддерживалась с точностью $\pm 0.5^{\circ}\text{C}$ с помощью расположенного на хладопроводе нагревательного элемента, внедренной в тело кюветы К-типа термопары и электронной схемы с отрицательной обратной связью. В данной работе использовалось рентгеновское излучение CuK_{α} , монохроматизированное плоским монокристаллом кремния (плоскость 111). Паразитная часть диффузного рассеяния, в которую входили космический фон, шум установки и рассеяние воздухом, вычиталась.

Значения интенсивности рассеяния приводились к электронным единицам методом сравнения с эталонным образцом [3].

На рис. 1а приведена зависимость интенсивности диффузного рассеяния образца некристаллического льда при температуре -3°C . Видно, что эта зависимость представляет собой кривую с максимумом. Слабые всплески этой кривой обусловлены остатками кристаллической фазы. По характеру это диффузное рассеяние оказалось близким к рассеянию от веществ в аморфном состоянии, например для плавленого кварца [4]. Так как изучавшийся в данной работе некристаллический лед и вода состоят из одних и тех же молекул, то представляло интерес сравнить их кривые диффузного рассеяния. На рис. 1б приведена зависимость интенсивности рассеяния водой при температуре 1.5°C [5]. В отличие ото льда, на кривой для воды имеются два сильно размытых максимума.

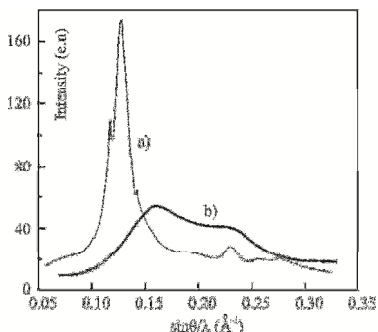


Рисунок 1. Интенсивности диффузного рассеяния рентгеновских лучей в электронных единицах: а) некристаллическим льдом при -3°C [2]; б) водой при 1.5°C [5].

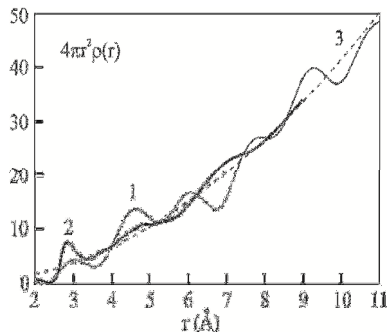


Рисунок 2. Функции радиального распределения: 1) аморфного льда при -3°C [2]; 2) воды при 1.5°C [5]; 3) $4\pi r^2 \rho_0(r)$ для воды.

При сравнении кривых диффузного рассеяния льда и воды видно, что замораживание воды приводит к существенной перестройке картины рассеяния. Вместо размытого двугорбового максимума диффузного рассеяния воды появляется более острый максимум, в три раза превышающий максимум от воды и смещенный в сторону меньших значений углов рассеяния. В то же время площади под ними оказались близкими по величине.

Для построения функции радиального распределения $4\pi r^2 \rho(r)$ для аморфного льда использовалась работа [5].

На рис. 2 приведены результаты расчета функции радиального распределения льда, проведенного с использованием диффузного рассеяния рентгеновских лучей, представленного на рис.1а. Видно, что кривая функции радиального распределения представляет собой осциллирующую кривую с максимумами. Кривая осциллирует относительно кривой $4\pi r^2 \rho_0(r)$. Также видно, что с увеличением межатомного расстояния наблюдается периодическое повторение подобных максимумов. Затухание максимумов с увеличением межатомного расстояния оказалось незначительным. Так, на расстоянии $\sim 200\text{\AA}$ значения максимумов уменьшились вдвое. На рис.2 также приведена кривая функции радиального распределения для воды (кривая 2). Видно, что с

ростом межатомного расстояния наблюдается быстрое затухание этой функции, определяемое жидким состоянием воды.

Выявленное слабое затухание функции радиального распределения льда говорит о существовании в нем дальнего действия, сходного с дальним действием твердого состояния. Подобная зависимость функции радиального распределения льда от межатомного расстояния свидетельствует о непосредственной связи диффузного рассеяния льда с его аморфной структурой.

Литература

1. E.A.Zheligovskaya, G.G.Malenkov. Russian Chemical Reviews. **75**, 57 (2006)
2. В.М.Силонов, В.В.Чубаров. Вестник Моск. Ун-та, Сер. Физика, Астрономия, **4**, 48 (2011)
3. В.И.Иверонова, А.А.Кацнельсон. Ближний порядок в твердых растворах. "Наука", М., (1977), глава 2, 109
4. В. E. Warren. J. Amer. Ceram. Soc., **17**, 249 (1934)
5. J.Morgan, В.Е.Warren. J. Chem. Phys., **6**, 666 (1938).

ИССЛЕДОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ТИПА X18N10Т ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ ДО РАЗЛИЧНЫХ ПОВРЕЖДАЮЩИХ ДОЗ В РЕАКТОРЕ БОР-60

**Шамардин В.К., Буланова Т.М., Карсаков А.А.,
Федосеев А.Е., Обухов А.В.**

Россия, г. Димитровград, АО «ГНЦ НИИАР».

Валиев Р.З., Александров И.В., Абрамова М.М., Еникеев Н.А.
Россия, г. Уфа, УГАТУ.

В докладе представлены результаты сравнительных исследований образцов аустенитной стали типа X18N9 в состоянии поставки и РКУП – состоянии [1] до и после облучения в реакторе на быстрых нейтронах БОР-60 при температуре 320 и 450 °С (максимальная повреждающая доза 15 сна).

Равноканальное угловое прессование (РКУП) было использовано для существенного снижения средней величины зерна стали от 40-50 мкм до 300-500 нм.

Проведено предварительное изучение структурных особенностей облучённой при 320 °С и необлучённой стали после проведения РКУП-прессования. Результаты указывают на смешанный фрагментарный характер структуры с большой степенью неоднородности.

Проведены исследования кратковременных механических свойств и микроструктуры стали типа X18H9 в состоянии после РКУП, облученной в реакторе на быстрых нейтронах БОР-60 при 320 °С и 450 °С до максимальной повреждающей дозы 15 сна.

Результаты [2], полученные после облучения различными повреждающими дозами при температурах 350°С и 450°С, позволяют отметить несколько фактов, важных для анализа влияния нейтронного облучения на механические свойства нержавеющей сталей в РКУП-состоянии.

Среди них:

- при заданных в настоящей работе условиях облучения экспериментально обнаруживается радиационное упрочнение стали в РКУП-состоянии, величина которого зависит от температуры облучения и испытания;

- упрочнение стали в РКУП-состоянии снижается с ростом повреждающей дозы, что отчасти обусловлено радиационной и термической релаксацией упругой деформации, заданной в процессе РКУ-прессования;

- термическая стабильность упрочнения РКУП-состояния стали X18H9 после облучения. Более высокое радиационное упрочнение на материале в РКУП-состоянии, по сравнению с состоянием поставки, сохраняется после облучения вплоть до температуры 650°С;

- инициируемое облучением образование частиц α -фазы на тройных стыках зерен со средним размером 50 нм;

- при $T_{исп}=550^{\circ}\text{C}$ после облучения установлено повышение общего относительного удлинения на стали в РКУП-состоянии при сохранении упрочнения обусловленного РКУП-обработкой.

Делается заключение о необходимости продолжения работ с учетом полученных экспериментальных результатов.

Литература

1. Р.З. Валиев, И.В. Александров Объемные наноструктурные металлические материалы, Москва ИКЦ «Академкнига» 2007 г.
2. A.A. Karsakov, V.K. Shamardin, T.M. Bulanova, Y.D. Goncharenko, I.V. Alexandrov, M.M. Abramova, M.V. Karavaeva, «Effect of neutron irradiation on microstructure and properties of austenitic steel 321, subjected to equal-channel angular pressing» Reviews on Advanced Materials Science 31 (2012) 14-34

ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ ГРАФИТА ГР-280, ОБЛУЧЁННОГО ДО ВЫСОКОГО ФЛЮЕНСА НЕЙТРОНОВ

Покровский А.С., Белан Е.П., Харьков Д.В.
Россия, Димитровград, АО «ГНЦ НИИАР»
belan.niiar@mail.ru

В работе представлены экспериментальные зависимости коэффициента теплопроводности графита ГР-280 от флюенса нейтронов в интервале $5 \div 32 \cdot 10^{25} \text{ м}^{-2}$ и температуры облучения в диапазоне $450 \div 650 \text{ }^\circ\text{C}$. Измерения коэффициента теплопроводности были выполнены методом лазерной вспышки на установке LFA 427 при температуре, равной температуре облучения.

В работе установлено, что в интервале флюенсов нейтронов $5 \div 15 \cdot 10^{25} \text{ м}^{-2}$ коэффициент теплопроводности значительно не меняется (относительное изменение коэффициента теплопроводности составляет не более 5 %), а при флюенсах выше $15 \cdot 10^{25} \text{ м}^{-2}$ – резко уменьшается с увеличением флюенса нейтронов. При увеличении температуры облучения от $450 \text{ }^\circ\text{C}$ до $650 \text{ }^\circ\text{C}$ коэффициент теплопроводности уменьшается на $6 \div 50 \text{ } \%$ в зависимости от флюенса нейтронов.

С использованием доступных экспериментальных данных создана аналитическая зависимость коэффициента теплопроводности графита ГР-280 от флюенса и температуры облучения в области флюенса нейтронов выше критического. Отмечено хорошее совпадение экспериментальных и расчетных значений коэффициента теплопроводности в интервале температур облучения $400 \div 800 \text{ }^\circ\text{C}$. Принимая во внимание, что многие марки российских и зарубежных графитов по своей

структуре и конечной термообработке аналогичны графиту ГР-280, можно полагать, что полученная аналитическая зависимость может быть полезна при оценки коэффициента их теплопроводности.

ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРОЦЕССОВ АДсорбЦИИ– ДЕсорбЦИИ ГАЗА НА ПОВЕРХНОСТИ СИСТЕМ АЛЮМИНИЙ-КАЛЬЦИЙ, АЛЮМИНИЙ-БАРИЙ

Шевченко В.Г., Киселев А.И.

*Россия, г. Екатеринбург, Институт химии твердого тела
Shevchenko@ihim.uran.ru*

Динамика ионов металлов на поверхности металлических систем, во многом, определяет условия равновесия процессов адсорбции и десорбции. Процесс изучения начальной стадии окисления алюминия показывает [1], что характеристики изобары физической адсорбции кислорода обратно пропорциональны частоте колебаний частиц на границе раздела металлическая система–газ. Поэтому изучение влияния легирования алюминия металлами различных групп Периодической системы на динамику поверхностных ионов является актуальной задачей.

При исследовании коллективных колебаний ионов в неупорядоченных металлических системах было показано [2], что поперечная составляющая спектра фононов очень быстро выходит на асимптотический предел, совпадающий с частотой собственных колебаний иона вблизи положения равновесия.

Частота собственных колебаний ω_0 алюминия при температуре 1400 К близка к значению $47 \cdot 10^{12} \text{ с}^{-1}$. В работе [3] показано, что легирование алюминия ионами кальция активизирует процессы окисления порошков этого сплава. Здесь приводятся результаты оценки изменения динамических характеристик металлических ионов на поверхности при легировании алюминия щелочноземельными металлами (Ca, Ba). Для кальция и бария частоты распределяются согласно рис.1, т.е. легирование алюминия кальцием и барием сдвигает равновесие процессов адсорбции–десорбции в сторону адсорбции. Наибольший сдвиг отмечается для сплавов с барием.

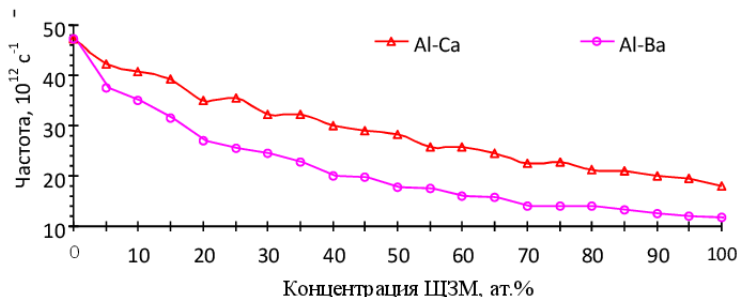


Рисунок 1. Частоты собственных колебаний ионов в сплавах алюминия со щелочноземельными металлами при 1400 К

Такое изменение условий равновесия отражается в характере изменения оценочных данных по теплоте растворения кислорода [4] этих сплавов в жидком состоянии (табл. 1).

Таблица 1. Теплота растворения кислорода в металлах

Теплота растворения кислорода в металлах ΔH , кДж/моль			
Металл	$-\Delta H$	Металл	$-\Delta H$
Al	121.80	Mg	144.10
		Ca	196.90
		Sr	228.40
		Ba	207.57

Изменение интенсивности окисления при легировании алюминия щелочноземельными металлами [5] носит более сложный характер. В области высоких концентраций щелочноземельного металла энергия активации окисления ниже всего для сплавов алюминия со стронцием. Но для низких концентраций ЦЗМ этот параметр минимален для систем с кальцием. Отсюда необходимо сделать вывод о том, что при анализе влияния динамики ионов на процессы адсорбции–десорбции в случае сплавов необходимо привлекать данные по поверхностной активности легирующего металла. Эти данные характеризуют распределение ионов легирующего металла на поверхности сплава и в объеме.

Литература

1. Киселев А.И., Мозговой А.Г., Шевченко В.Г., Конюкова А.В. // Плес, 2010.
2. Киселев А.И., Кононенко В.И. // Расплавы, 2007. № 1. С. 46.
3. Кононенко В.И., Шевченко В.Г. Физикохимия активации дисперсных систем на основе алюминия. – Екатеринбург: УрО РАН, 2006 г. – 238 с.
4. Белоусова Н.В., Денисов В.М., Истомина С.А. и др. Взаимодействие жидких металлов и сплавов с кислородом. – Екатеринбург: УрО РАН, 2004. – 285 с.
5. Ганиев И.Н., Джураева Л.Т., Эшов Б.Б. // Металлы, 1995. № 2. с. 38.

ЛАЗЕРНО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СЛОЯХ СУЛЬФИДА ЖЕЛЕЗА

Плаксин О.А.

Россия, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ

plax@mail.ru

Дихалькогениды металлов имеют перспективу в качестве замены дорогостоящих платиновых катализаторов окислительно-восстановительных реакций, например, используемых в протонно-обменных мембранных топливных элементах. В настоящей работе исследованы особенности превращений, индуцированных непрерывным излучением HeNe-лазера (длина волны 632.8 нм, интенсивность 6×10^4 Вт/см²) в слоях сульфида железа (FeS) с целью получения слоев катализатора на основе пирита (FeS₂). Проведены исследования методом комбинационного рассеяния света во время лазерного облучения, а также методами сканирующей электронной микроскопии, рентгеновского микроанализа, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии и Оже-спектроскопии до и после облучения.

Показано, что лазерное облучение на воздухе при комнатной температуре индуцирует превращение сульфида железа со структурой типа NiAs в дисульфид железа со структурой типа пирита. Комбинационное рассеяние света позволяет фиксировать превращение. Превращение начинается с образования пар S-S в кристаллической решетке FeS и приводит к появлению пиков комбинационного рассеяния, соответствующих синхронным

колебаниям связей and S-S в структуре пирита. При избытке серы в облучаемом слое структурные превращения сопровождаются полимеризацией избыточной серы.

Продолжительное лазерное воздействие (> 500 с) инициирует замещение атомов серы на атомы кислорода в облучаемом слое с последующим образованием оксидов железа. В докладе обсуждаются механизмы структурных превращений в облучаемом слое.

Рассматриваемая лазерная обработка позволяет проводить модификацию структуры на субмикронную глубину с микронным разрешением вдоль поверхности.

Также представлены следующие рекомендации по режимам проведения исследований методом комбинационного рассеяния с целью предотвратить нежелательные лазерно-индуцированные превращения и окисление в слоях получаемого катализатора: интенсивность лазерного излучения не выше 6×10^4 Вт/см² и продолжительность лазерного воздействия не более 500 с.

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ КРИТИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ НЕУСТОЙЧИВОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ КРИСТАЛЛОВ ПАРАТЕЛЛУРИТА

Скворцова Н.П.

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

Настоящая работа является продолжением серии экспериментальных исследований явления высокотемпературной суперлокализации пластической деформации впервые открытого примерно три десятилетия тому назад в Институте кристаллографии РАН на неметаллических кристаллах [1,2]. В [3] впервые обнаружены проявления локализации деформации в ковалентных кристаллах парателлурифта при температуре $T > 900$ К. Данная работа посвящена исследованию влияния кристаллографической ориентации и температуры деформирования на критическое напряжение неустойчивого пластического течения кристаллов парателлурифта.

Исследовано деформационное поведение кристаллов α -TeO₂ при одноосном сжатии вдоль кристаллографических направлений [100], [110] и [221]. Исследуемые монокристаллы парателлурита выращивались методом Чохральского. Вытягивание в процессе роста проводилось в направлении $\langle 110 \rangle$. Механические испытания образцов проводились на машине Инстрон в интервале температур $T=733\text{--}993$ К ($0.73 - 0.99$) T_m (T_m – температура плавления) на воздухе в специальном реверсе с рубиновыми пуансонами. Скорость перемещения пуансонов при сжатии была $0.83 \cdot 10^{-6}$ м/с, что соответствовало скорости деформации $1.05 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹. Получены диаграммы “напряжение – пластическая деформация” $\sigma(\epsilon)$, из которых определялись критические параметры неустойчивого пластического течения. Структура образцов после высокотемпературной деформации изучалась методами оптической и интерференционной микроскопии. Все микроструктурные наблюдения выполнены на боковых гранях деформированных образцов. Выполнен кристаллографический анализ следов скольжения в полосах локализованного сдвига (ПЛС) деформированных образцов TeO₂.

Температурная зависимость критических напряжений σ_{crit} неустойчивого пластического течения в ПЛС для образцов, ориентированных вдоль [110] и [221], в аррениусовских координатах приведена на рис. 1.

Показано, что величина σ_{crit} обнаруживает устойчивую тенденцию к снижению с повышением температуры деформирования в кристаллах с ориентацией оси сжатия вдоль [110] и [221] направлений. Величина энергии активации формирования локальных сдвигов, определенная по наклону зависимости $\ln \sigma_{crit} (1/T)$, равна ~ 0.41 и ~ 0.81 eV для образцов, ориентированных вдоль [110] и [221] соответственно. Существенное отличие в величине энергии активации образования локальных микросдвигов связано, по-видимому, с различной степенью деформационного измельчения нанозерен в ПЛС и формированием нанокристаллической структуры в локальных областях кристаллов, ориентированных вдоль кристаллографических направлений [110] и [221]. Интересно отметить, что величина критических напряжений неустойчивого

пластического течения в TeO_2 превосходит значение σ_{crit} в LiF примерно на два порядка при температуре $0.9T_m$. Физический механизм локализованной деформации основывается на представлениях о спонтанной самоорганизации дефектной структуры в ПЛС [2-4].

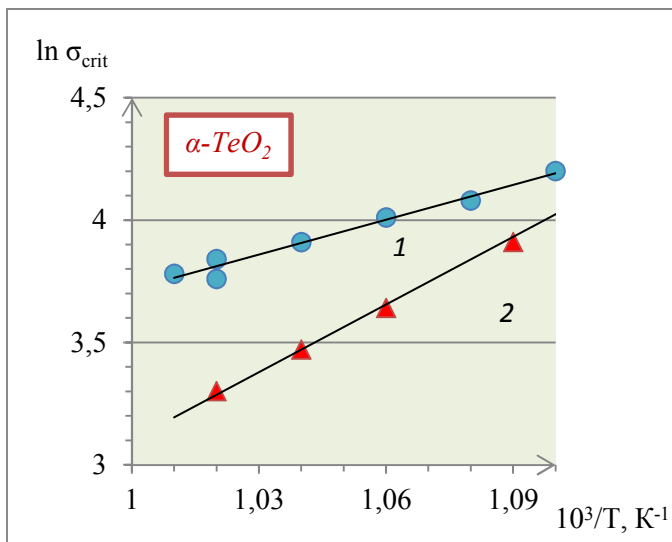


Рисунок 1. Температурная зависимость критических напряжений σ_{crit} неустойчивого пластического течения в ПЛС в образцах, ориентированных вдоль [110] (кривая 1) и [221] (кривая 2) в аррениусовских координатах

Литература

1. Бережкова Г.В., Скворцова Н.П., Регель В.Р., Перстнев П.П. // ФТТ, 1984, том 26, № 4, с. 1074-1079.
2. Скворцова Н.П. // ФТТ, 2006, том 48, № 1, с. 70-73.
3. Скворцова Н.П., Ломонов В.А., Виноградов А.В. // Кристаллография, 2011, том. 56, № 1, с. 72-76.
4. Скворцова Н.П. // Вестник Тамбовского государственного университета. Серия: Естественные и технические науки, 2016, том 21, вып.3, с. 1317-1319.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ АРГОНА В МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СИСТЕМЫ

Созонова Н.М., Дроздов А.Ю., Баянкин В.Я.

Россия, Ижевск, ФТИ УрО РАН

kingdom88@mail.ru

Ионная имплантация широко применяется в различных областях науки как метод модифицирования механических свойств поверхностного слоя твердого тела, но некоторые вопросы до сих пор остаются малоизученными. Объектами внимания, как с практической, так и с фундаментальной точек зрения, являются металлические кластеры. Существует много работ по изучению пар компонентов кластеров металлов с различной структурой. Их форма, атомная структура, композиция и сегрегационные свойства являются объектами исследования, поскольку они влияют на химическую активность и каталитические свойства. В последнее время метод классической молекулярной динамики успешно используется для моделирования процессов дефектообразования в свободных атомных кластерах, а также их распыления под действием энергетических ионов.

В настоящей работе моделирование выполнялось с использованием программного пакета LAMMPS [1] и потенциалов погруженного атома (embedded atom method potential) [2] для систем Ni + Fe и Cr + Fe. Данное семейство потенциалов позволяет в рамках классической МД точнее описывать характер взаимодействия, свойства и структуру металлов и сплавов по сравнению с парными межатомными потенциалами. При этом обеспечивается хорошее количественное согласие с широким набором экспериментальных данных и первопринципных расчетов, включая постоянную решетки для различных температур, энергии точечных дефектов, температуру плавления, энергию ОЦК-ГЦК перехода. Шаг по времени подбирался для различных энергий ионной имплантации и составлял 10^{-17} - 10^{-18} с.

В данной работе с помощью программного пакета LAMMPS создавались системы, содержащие не более 60000 атомов.

Система представляла собой прямоугольный параллелепипед с размерами $50 \times 50 \times 161 \text{ \AA}$. И состояла из контакта двух металлов с различной кристаллической структурой и параметрами решетки.

Облучение проводилось ионами Ag с энергиями облучения 10–30 кэВ. Далее проводилась стабилизация системы путем релаксации при комнатной температуре. Для анализа исследуемой структуры были построены функции радиального распределения в различные моменты времени. В результате анализа которых выявлено, что структура решетки изменяется. На границе раздела решетки Ni и решетки Fe происходит образование пор при облучении ионом Ag с энергией 10 кэВ, чего не наблюдается при облучении ионом Ag с энергиями 20 кэВ и 30 кэВ. Выявлено, что на границе двух металлов формируется переходный слой. В результате моделирования было обнаружено, что происходит образование дефектов в структуре моделируемого образца. Предложенная компьютерная модель является тестовой системой для исследования основных закономерностей формирования структурных неоднородностей в биметаллических образцах.

Литература

1. URL: LAMMPS WWW Site: <http://lammps.sandia.gov/>
2. Daw M. S., Baskes M. I. Embedded-atom method: Derivation and application to impurities, surfaces, and other defects in metals // Phys. Rev. B. 1984. V. 29. № 12. P. 6443–6453.

СВОЙСТВА И СТАБИЛЬНОСТЬ НЕСТЕХИОМЕТРИЧЕСКОГО $3\text{C-Si}_x\text{C}_y$: КВАНТОВО- ХИМИЧЕСКИЕ РАСЧЕТЫ

Шейн И.Р.

*Россия, Екатеринбург, ИХТТ УрО РАН
shein@ihim.uran.ru*

Методами первопринципной зонной теории функционала электронной плотности (DFT) с использованием градиентной аппроксимации обменно–корреляционного (GGA) и гибридного (PBE0) функционалов определены электронные структуры, фазовая стабильность, механические характеристики

(коэффициенты упругости, модули всестороннего сжатия, Юнга и анизотропии, коэффициенты Пуассона и проч.) для монокристаллических и поликристаллических (в приближении Войта-Реусса–Хилла) соединений для нестехиометрических кубических полиморфов карбида кремния - $3C-Si_xC_y$. Дана оценка энергий образования точечных дефектов по подрешеткам углерода и кремния. Установлены закономерности изменений механических и структурных характеристик при образовании нестехиометрии по подрешеткам углерода и кремния. Для выявления особенностей динамической устойчивости нестехиометрического $3C-Si_xC_y$ методом DFTR проведены расчеты фононных спектров этих соединений. Результаты обсуждаются.

Работа выполнена при финансовой поддержке Уральского отделения (грант № 15-20-3-9).

**МОДИФИКАЦИЯ СВОЙСТВ
ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА
CoCrFeMnNi СОЧЕТАНИЕМ
БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ И ОСАДКИ
Хаймович П.А., Шульгин Н.А.**

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

Использование метода разнонаправленной деформации (осадка-выдавливание) для измельчения зерна и повышения физико-механических характеристик сплавов показало очень высокую эффективность, в частности как одна из основных операций для получения ультрамелкозернистого сверхпластичного бериллия и достижения рекордно высоких значений критического тока в ниобий-титановых сверхпроводниках [1]. При этом осадка-выдавливание осуществлялась при комнатной или повышенной температурах. Представляло интерес опробовать эту технологию в совокупности с методами криодеформирования металлов, позволяющими получать дополнительное диспергирование структуры за счет понижения температуры пластического

деформирования [2]. В качестве объекта для выполнения таких экспериментов был выбран известный высокоэнтропийный сплав эквивалентного состава CoCrFeMnNi (сплав Кантора), отличающийся высокой пластичностью при криогенных температурах. Исходная заготовка сплава, подготовленного по стандартной процедуре, в виде цилиндра диаметром 10 мм и высотой 20 мм была подвергнута барокриодеформированию (БКД) при 77 К на 22 %. Полученный экструдат был проторцован для обеспечения плоскопараллельности оснований и подвергнут осадке в канале диаметром 10 мм при 77 К. Степень деформации на сжатие составила при этом также около 22 %. Полученный в результате цилиндр был повторно подвергнут БКД при 77 К по прежней схеме, а затем повторной осадке, также при 77 К. После каждой операции от цилиндра перпендикулярно его оси отрезались таблетки, на которых затем производили измерения микротвердости. Полученные результаты обнаружили возможность получения существенного прироста механических свойств сплава за счет криодеформирования.

Литература

1. I.I. Papirov, G.F. Tikhinsky. Modern investigation of the beryllium. Garinizdat Kharkov, 1998.
2. P.A. Khaimovich. Metal Nanostructuring through Cryodeformation under All-Round Compression. " Handbook of Mechanical Nanostructuring". Published 2015 by Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA. pp.435-448.

ТЕРМОДЕСТРУКЦИОННОЕ ГЕТЕРОСТРУКТУРИРОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ОКСИДНЫХ ПОКРЫТИЙ

Сахаров В.В., Мосягина И.В., Басков П.Б., Ивкина О.В.

Россия, г. Москва, АО «Ведущий научно-исследовательский институт химической технологии», АО «Наука и инновации»,

Госкорпорация «Росатом»

MIV@vniiht.ru

Проблемы эксплуатационного ресурса функциональных покрытий в условиях экстремальных внешних воздействий - высоких температур и радиационных нагрузок - остаются

приоритетными в атомной отрасли для создания новых конструкционных материалов, диагностических систем и радиаторов ионизационных камер.

Одним из направлений, обеспечивающих достижение «долговечности» тонкопленочных покрытий, является переход к квазикомпозитному формированию их структуры на наномасштабе. Возможность получения подобных структур основана на неравновесных процессах термодеструкционного синтеза аморфных и аморфно-нанокристаллических фаз при термоллизе металлоорганических соединений [1,2].

Комбинаторное «дробление» объема с образованием дефектных областей также включает физико-химические факторы гетероструктурирования с учетом возможности образования аморфных фаз и нанокристаллов разного химического состава в виде соответствующих гетеропереходов, которое обеспечивается в технологических процессах полинаслаивания (2D-структурирования) и наноуровневой кристаллизации аморфной фазы (3D-структурирование).

Экспериментальные результаты получены для тонкопленочных (до 1-2 мкм) оксидных покрытий U_3O_8 , ThO_2 , ZrO_2 , Al_2O_3 , SiO_2 , Y_2O_3 , B_2O_3 . В режиме «on-line» исследованы процессы их образования при термодеструкционном синтезе методами волоконно-оптической спектрофотометрии и ИК-спектроскопии. Выделены основные виды наноразмерного гетероструктурирования оксидных покрытий:

- 1...<2D>-структурирование. Полинаслаивание аморфных нанослоев (20-30 нм).
- 2...<3D>-структурирование. Регулируемая нанокристаллизация в пределах аморфной структуры монослоя.
- 3...<2D+3D>-структурирование. Полинаслаивание и последующая регулируемая нанокристаллизация с образованием аморфно-нанокристаллических композитов одной или нескольких фаз разного состава, включая и их чередование.

Дефектная структура может быть однородной в пределах аморфизированной фазы, имеющей плотность ниже на 5-20% в

сравнении с квазикристаллической структурой. Границы образующихся, в рамках аморфно-нанокристаллического фазового состояния, нанокристаллов, увеличивают механическую прочность и износостойкость, являясь барьером для развития (продвижения) трещин.

Другим важнейшим фактором для радиационно-стойких выгорающих покрытий (радиаторы камер деления) является возможность «быстрой» диффузии (по дефектам и границам зерен) с последующей аннигиляцией. Проведенные исследования были применены при разработке технологии полислоистых уран- и торий-оксидных радиаторов, которые обеспечили создание новых типов камер деления с улучшенными показателями по сроку эксплуатации и стойкости к внешним воздействиям.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 15-08-06298).

Литература

1. Сахаров В.В., Фролов Н.Н., Басков П.Б., Ивкина О.В., Мосягина И.В., Шарипова М.А. Химико-материаловедческие аспекты термодеструкционного синтеза ураноксидных радиаторов камер деления // Известия ВУЗов. Ядерная энергетика. 2014, №3.
2. В.В. Сахаров, О.В. Ивкина, И.В. Мосягина и др. Низкотемпературная консолидация в термодеструкционных наноразмерных аморфных слоях оксидов циркония и алюминия // Упрочняющие технологии и покрытия. - 2016.- №6 - С. 43-48.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ СЛОЁВ НА ПОВЕРХНОСТИ МЕДНО-НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ПООЧЕРЕДНОЙ ИМПЛАНТАЦИЕЙ ИОНОВ Ar^+ И O^+

**Воробьев В.Л., Гильмутдинов Ф.З., Колотов А.А.,
Быков П.В., Баянкин В.Я.А**

*Россия, г. Ижевск, ФГБУ науки Физико-технический институт
УрО РАН, vasily_1.84@mail.ru*

Формирование химического и фазового составов, атомной и локальной атомной структур поверхностных слоёв металлических материалов, в том числе наноразмерных, с улучшенными механическими и эксплуатационными свойствами

различными физическими или химическими методами, в частности ионной имплантацией, относиться к одному из направлений современной науки и техники. Несмотря на исследования в этом направлении до сих пор остаются не выясненными процессы формирования этих слоёв, структурные механизмы их реализации и природа изменения различных свойств металлов и сплавов в результате ионного облучения.

В связи с этим, цель данной работы – сравнительные исследования формирования состава и химического строения наноразмерных поверхностных слоёв медно-никелевого сплава $\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{50}$ имплантацией ионов O^+ , Ag^+ и поочерёдной имплантацией ионов Ag^+ и O^+ в импульсно-периодическом режиме. Выбор медно-никелевого сплава обусловлен тем, что данный сплав, с одной стороны, можно рассматривать как модельный сплав, а, с другой стороны, медно-никелевые сплавы находят широкое применение в различных отраслях современной промышленности, в частности, в судостроении. В качестве имплантируемых ионов выбраны элементы химической и инертной природы, соответственно.

В работе выявлено накопление атомов кислорода в наноразмерных поверхностных слоях медно-никелевого сплава после имплантации ионов O^+ , сопровождающееся одновременной сегрегацией атомов никеля и формированием оксида никеля – NiO . Имплантация ионов Ag^+ приводит к обогащению приповерхностных слоёв атомами меди и к обеднению атомами никеля. При этом как атомы меди, так и атомы никеля находятся в металлическом химически несвязанном состоянии. При поочерёдной имплантации ионов Ag^+ и O^+ показано, что сегрегированные к приповерхностным слоям атомы меди в условиях имплантации ионов Ag^+ препятствуют накоплению атомов кислорода в приповерхностных слоях при последующей имплантации ионов O^+ , что обусловлено слабой химической активностью атомов кислорода к атомам меди.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантов РФФИ № 16-43-180765 p_a, №16-07-00592 А и Программы фундаментальных исследований УрО РАН №15-17-2-50.

**ЭПИТАКСИАЛЬНЫЕ CVD - ПЛЕНКИ АЛМАЗА
С ПРИРОДНЫМ И МОДИФИЦИРОВАННЫМ
ИЗОТОПИЧЕСКИМ СОСТАВОМ:
РЕНТГЕНДИФРАКЦИОННАЯ ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ**

Прохоров И.А.^{1,2}, Романов Д.А.², Волошин А.Э.³,

Большаков А.П.⁴, Ральченко В.Г.⁴, Стрельченко С.С.²

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

*²Россия, Калуга, Московский государственный технический
университет, Калужский филиал*

*³Россия, Москва, Институт кристаллографии
им. А.В. Шубникова ФНИЦ*

«Кристаллография и фотоника» РАН

*⁴Россия, Москва, Институт общей физики РАН
igor.prokhorov@mail.ru*

Монокристаллы синтетического алмаза благодаря уникальным свойствам – высокой твердости, химической и радиационной стойкости, малому коэффициенту теплового расширения и высокой теплопроводности (особенно изотопически модифицированных кристаллов) [1] – находят все более широкое применение в различных областях науки и техники. Технологические применения алмаза возрастают не только в традиционных областях, связанных с изготовлением обрабатывающих инструментов, но и в высокотехнологичных приложениях, таких как создание электронных приборов, детекторов излучений, рентгенооптических элементов для синхротронных источников с исключительно высокими потоками излучения. В этом случае предъявляются чрезвычайно высокие требования, как к чистоте, так и структурному совершенству кристаллов. Особенно многообещающими являются кристаллы, получаемые методом осаждения из газовой фазы (chemical vapor deposition – CVD), так как этот ростовой процесс позволяет получать не только наиболее чистые кристаллы, но и прецизионно управлять содержанием примеси, что особенно важно в электронных и некоторых оптических применениях [2]. При этом целенаправленное изменение изотопического состава

позволяет улучшать уникальные свойства этого материала [3]. Однако получение совершенных по структуре CVD кристаллов алмаза по-прежнему остаётся проблемой.

Методами двухкристальной рентгеновской дифрактометрии и топографии проведены сравнительные исследования гомоэпитаксиальных пленок алмаза с природным и модифицированным изотопическим составом, выращенных осаждением из газовой фазы на подложках из алмаза группы Ib. В изотопически модифицированных пленках ^{13}C (99,96%) зарегистрировано уменьшение периода кристаллической решетки $(\Delta a/a)_{\text{relax}} \sim 1.2 \cdot 10^{-4}$. Результаты в целом согласуются с результатами прецизионных измерений периода решетки в изотопически модифицированных кристаллах алмаза группы IIa с низким содержанием азота: $(\Delta a/a)_{\text{relax}} \sim 1.5 \cdot 10^{-4}$ [4]. Наблюдаемое различие обусловлено главным образом неоднородностью подложек алмаза типа Ib. Рассчитаны критические толщины псевдоморфных пленок алмаза. Методами рентгеновской топографии выявлено значительное повышение плотности дислокаций в толстых пленках алмаза, обусловленное релаксацией упругих напряжений. Сравнительные исследования гомоэпитаксиальных структур алмаза и германия (кристаллографического аналога алмаза) выявили ряд особенностей пластической деформации в этих материалах, обусловленных спецификой распределения упругих напряжений в эпитаксиальных структурах [5]. Для повышения структурного совершенства эпитаксиальных слоев следует использовать “безазотные” подложки алмаза группы IIa.

Литература

1. Wandersande J.W. Properties and Growth of Diamond. London: INSPEC, IEE, 33 (1994).
2. Tallaire A., Achar J., Silva F. et al. Compt. Rendus Phys. **14**, 169 (2013).
3. Anthony T.R., Banholzer W.F. Diamond Relat. Mater. **1**, 717 (1992).
4. Holloway H.A., Hess R.A., Tamor M.K. et al. Phys. Rev. B. **44**. 7123 (1991).
5. Prokhorov I.A., Zakharov B.G., Man'shin V.S., Shul'pina I.L. J. Phys. D: Appl. Phys. **26**, A76 (1993).

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ ДИФОСФИДА ЦИНКА-ГЕРМАНИЯ

Прохоров И.А.^{1,2}, Маркова А.А.², Подурец К.М.³,
Каляян А.А.³, Окунев А.О.⁴, Верозубова Г.А.⁵

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

²Россия, Калуга, Московский государственный технический
университет, Калужский филиал

³Россия, Москва, Национальный исследовательский центр
«Курчатовский институт»

⁴Россия, Великий Новгород, Новгородский государственный
университет им. Ярослава Мудрого

⁵Россия, Томск, Учреждение Российской академии наук
Институт мониторинга климатических и экологических систем
igor.prokhorov@mail.ru

Монокристаллы дифосфида цинка-германия $ZnGeP_2$ (ZGP) с тетрагональной структурой типа халькопирита (класс $A^2B^4C^5_2$) являются одним из наиболее важных нелинейно-оптических материалов ИК диапазона. Они используются, в частности, при создании когерентных источников оптического излучения, перестраиваемых по частоте в широком диапазоне длин волн - 2,5-11 мкм (параметрических генераторов света). Такие источники являются важными составными частями оптических приборов и систем с новыми функциями, имеющими большое прикладное значение. Более широкое использование ZGP в нелинейной оптике в значительной мере зависит от успехов в выращивании монокристаллов ZGP высокого структурного и оптического качества.

На практике получение качественных образцов данного полупроводникового соединения ограничено рядом технологических трудностей, связанных с синтезом и процессом выращивания монокристаллов ZGP [1]. Выращенные монокристаллы содержат разнообразные структурные дефекты, которые оказывают негативное влияние на их оптические свойства. В связи с этим исследование структурного

совершенства кристаллов ZGP является важной научной задачей и представляет значительный практический интерес.

В настоящей работе особенности реальной структуры кристаллов ZGP исследованы методами рентгеновской топографии и двухкристальной дифрактометрии.

Исследования методами двухкристальной рентгеновской дифрактометрии и топографии на отражение проводили на двухкристальном рентгеновском дифрактометре в $\text{CuK}_{\alpha 1}$ излучении. Известно, что эффективность указанных методов существенно возрастает при использовании бездисперсионной (n, -n) установки кристаллов. Однако кристаллы ZGP по структурному совершенству пока существенно уступают кристаллам Ge и Si и не могут использоваться в качестве монохроматоров. В этой связи в настоящей работе для расширения пучка и формирования почти плоской волны использовали сильно асимметричное отражение 511 от монохроматора из высокосовершенного германия (угол Брэгга $\theta = 45.07^\circ$, фактор асимметрии отражения $b = 0.01$, расходимость пучка после монохроматора составляет по оценкам $\sim 0.5''$). Исследования пластин ZGP ориентации (100) проводили в отражении 424 (угол Брэгга $\theta \sim 43.86^\circ$), хорошо согласующемся с брэгговским углом монохроматора.

Топографические исследования в геометрии Лауэ (на просвет) с выявлением особенностей распределения дефектов в объеме кристаллов проводили методом аномального прохождения рентгеновских лучей с использованием лабораторного источника излучения и в белом пучке синхротронного излучения станции «МЕДИАНА» Курчатовского источника синхротронного излучения (СИ).

Выявлены основные дефекты структуры: дислокации, полосы роста, включения второй фазы. Показана существенная зависимость контраста изображения дефектов от направления вектора дифракции. Использование взаимно дополняющих методов исследования позволяет получать наиболее полную информацию о реальной структуре кристаллов и может быть полезно для оптимизации технологии роста кристаллов ZGP.

Литература

1. Verozubova G.A., Okunev A.O., Gribenyukov A.I et al. Journal of Crystal Growth. **312**. 1122 (2010).

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 03X17N14M3 ПОСЛЕ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Цветкова Е. В., Базалеева К.О.

*Россия, г. Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана
flowersova@mail.ru*

Селективное лазерное плавление (СЛП) является одной из аддитивных технологий, также известных как методы 3-d печати, позволяющих послойно формировать сложнопрофильные металлические детали. В методе СЛП на микрослой порошкового материала воздействуют высокоэнергетическим лазерным излучением, в результате чего микрообъемы порошка расплавляются. Теплоотвод при этом осуществляется в массивную подложку, что приводит к скоростям охлаждения расплава около 10^5 °/с. При плавлении соседних участков порошкового материала происходит нагрев уже перекристаллизованного порошка. Таким образом, при СЛП материал претерпевает быстрое охлаждение из жидкого состояния с последующим термоциклированием, что может приводить к формированию неравновесных структур.

В данной работе процесс СЛП проводился при следующих значениях технологических параметров: мощности лазера 50 Вт, скорости сканирования лазера по поверхности 100 мм/с, диаметре лазерного пятка 70 мкм. Использовалась «перекрестная» стратегия плавления, процесс проводился в защитной атмосфере азота, подложкой являлась массивная плита аустенитного сплава. Порошок аустенитной стали был получен методом газовой атомизации, его основная фракция имела среднюю дисперсность 25 мкм. Использование данных технологических параметров позволило сформировать объекты пористостью менее 1 % [I. Yadroitsev, A. Gusarov, I. Yadroitsava, I. Smurov. Single track

formation in selective laser melting of metal powders// Journal of Materials Processing Technology. 2010. № 210. P. 1624–1631].

После перекресталлизации структура стали аналогична той, которую наблюдают после лазерной обработки: ванны расплава разбиты на отдельные фрагменты, которые состоят из одинаково ориентированных столбчатых дендритов диаметром ~ 0.5 мкм (Рис.1, а).

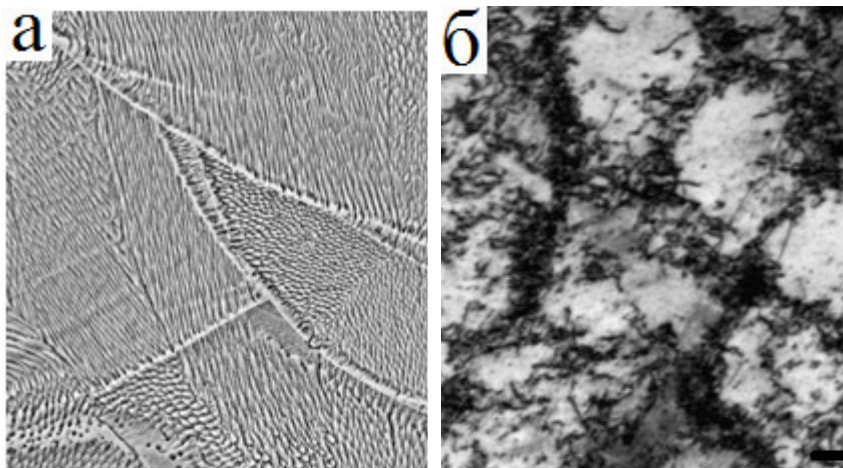


Рисунок 1. Ячеистая структура: а) растровая и б) просвечивающая электронная микроскопия

Методом просвечивающей электронной микроскопии было выявлено, что границы ячеек представляют собой объемные сплетения дислокаций, тогда как внутри ячейки плотность дислокаций существенно ниже (Рис. 1, б). Таким образом, в результате СЛП формируется дислокационная структура, подобная деформационной ячеистой. На границах ячеек кристаллизации обнаружены сегрегации легирующих элементов - Cr и Mo. Концентрации азота и кислорода в стали после СЛП составляют 0.16 и 0.10 масс. %, соответственно, что на порядок превышает допустимые значения для этой стали. Вероятно, в процессе СЛП азот из защитной атмосферы и кислород из поверхностной оксидной пленки порошинок растворяются в γ -

твердом растворе. Атомы газовых примесей и сегрегации легирующих элементов, предположительно, могут блокировать сплетения дислокаций, повышая термическую стабильность и прочностные характеристики стали. Ударная вязкость и микротвердость стали после СЛП составляют 310 Дж/см^2 и $265 \text{ HV } 0.05$, соответственно, что примерно в 1,5 раза превышает значения для стали после стандартной обработки: закалки в воду.

Данное структурное состояние сохраняет свою термическую стабильность до температуры отжига $800 \text{ }^\circ\text{C}$. Далее происходит растворение сегрегаций легирующих элементов и примесей на дислокационных сплетениях, возрастает подвижность дислокаций, что приводит к перестройке дислокационной ячеистой структуры. Высокотемпературный отжиг стали при температуре $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ привел к формированию стандартной для аустенитного сплава структуре: полиэдрических кристаллов с двойниками отжига. Однако в структуре присутствуют также оксидные частицы Mn и Si микронного размера (Рис. 2). Так как при этой температуре отжига наблюдается уменьшение периода γ -твердого раствора примерно на 0.008 \AA , было сделано предположение, что образование частиц связано с выделением атомов газовых примесей из аустенита. Механические и электрохимические свойства стали после СЛП и отжига $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ соответствуют уровню свойств после стандартной обработки: закалки в воду.

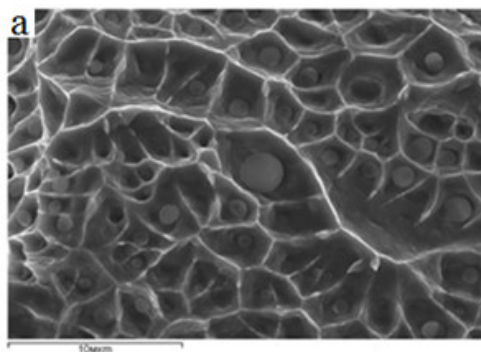


Рисунок 2. Излом стали, полученной СЛП и отжигом при 1200°C

Таким образом, в работе показана возможность формирования сложнопрофильных деталей из аустенитной стали 03X17H14M3 методом СЛП, причем, варьируя температуру отжига, можно получить целый спектр структурных состояний с различным уровнем эксплуатационных характеристик.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ С МАРТЕНСИТНОЙ И БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРАМИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ

Аксёнова К.В.¹, Громов В.Е.¹, Никитина Е.Н.¹, Иванов Ю.Ф.²

¹ *Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru*

² *Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,
yufi55@mail.ru*

Стали мартенситного и бейнитного класса в последние годы находят все более широкое применение для изготовления деталей и конструкций ответственного назначения. Повысить прочностные характеристики стали при сохранении ее пластичности и вязкости позволяет деформационное упрочнение [1]. Для целенаправленного формирования структурно-фазовых состояний и механических свойств материала необходимо знание количественных закономерностей и механизмов деформационного упрочнения сталей различных структурных классов при активной пластической деформации [2, 3].

В настоящей работе проведен сравнительный анализ на различных масштабных уровнях закономерностей эволюции фазового состава и состояния дефектной субструктуры стали с мартенситной и бейнитной структурами при активной пластической деформации до разрушения.

Материалом исследования являлись конструкционные стали марки 38ХНЗМФА и 30Х2Н2МФА. Обе стали аустенизировали при температуре 960 °С, 1,5 часа и охлаждали в воде (сталь 38ХНЗМФА) или на воздухе (сталь 30Х2Н2МФА). Деформацию сталей проводили при комнатной температуре одноосным сжатием со скоростью $\sim 7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ столбиков размерами 4x4x6 мм³ на испытательной машине типа «Инстрон-1185» при автоматической записи нагрузки и удлинения.

Выполненные электронно-микроскопические микродифракционные исследования показали, что в результате указанной выше термической обработки в стали 38ХНЗМФА была сформирована структура пакетного (реечного) мартенсита (рис. 1, а, б); в стали 30Х2Н2МФА – структура нижнего бейнита (рис. 1, в, г), сформировавшаяся по сдвиговому механизму $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. В объеме реек присутствуют частицы цементита (более крупные в стали 30Х2Н2МФА с бейнитной структурой) и дислокационная субструктура сетчатого типа с относительно высокой скалярной плотностью дислокаций, составляющей в стали с мартенситной структурой $\approx 1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$; в пластинах нижнего бейнита $\approx 0,7 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$.

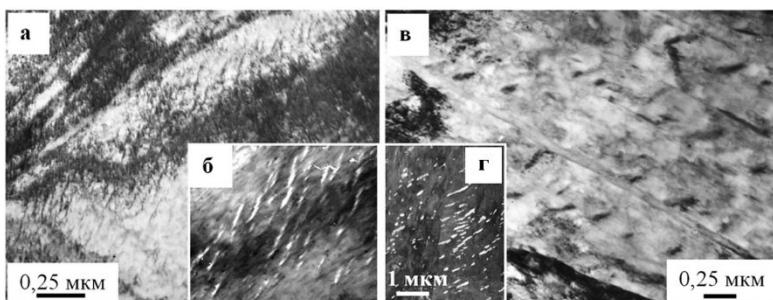


Рисунок 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали перед деформацией; а, б – сталь 38ХНЗМФА; в, г – сталь 30Х2Н2МФА; а, в – светлые поля; б, г – темные поля, полученные в рефлексах $[001]\text{Fe}_3\text{C}$ (б) и $[031]\text{Fe}_3\text{C}$ (г)

Деформация закаленной стали, вплоть до разрушения материала, не приводит к разрушению пакетной (реечной) структуры, сформировавшейся в результате сдвигового превращения. Деформация стали с бейнитной структурой сопровождается разрушением границ реек. На стадии деформирования, предшествующей разрушению образца ($\epsilon = 40\text{--}43\%$), выявляется структура «ориентационного хаоса».

Пластическая деформация стали приводит к увеличению скалярной плотности дислокаций, при этом тип дислокационной субструктуры не изменяется.

Пластическая деформация исследуемых сталей сопровождается деформационным микродвойникованием. На всем протяжении деформирования плотность микродвойников возрастает, но скорость изменения этой характеристики зависит от структуры стали. А именно, в стали с мартенситной структурой относительное содержание кристаллов с микродвойниками и интенсивность микродвойникования при сравнимых степенях деформации существенно выше, чем в стали с бейнитной структурой.

Деформация стали сопровождается существенным преобразованием карбидной подсистемы материала. Наблюдается протекание следующих процессов: (1) растворение частиц цементита, образовавшихся в процессе бейнитного превращения или самоотпуска мартенсита, (2) переход атомов углерода на дефекты кристаллической решетки стали (дислокации, субграницы и границы) и, возможно, в твердый раствор на основе α -фазы, (3) выделение в процессе «деформационного старения» частиц цементита на субграницах и элементах дислокационной субструктуры. При этом в стали со структурой нижнего бейнита процесс деформационного старения протекает более интенсивно, чем в закаленной стали.

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов (проект СП 1335.2016.1) и гранта РФФИ №15-12-00010 на выполнение научно-исследовательской работы.

Литература

1. Счастливец В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л. Структура термически обработанной стали. М.: Металлургия, 1994. 288 с.
2. Ivanov Yu.F., Kolubaeva Yu.A., Kornet E.V., Gromov V.E. Formation of the fine structure and phase composition of structural steel on quenching // Steel in translation. 2009. Vol. 39, № 4. P. 302-306.
3. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Глезер А.М., Никитина Е.Н., Аксёнова К.В. Локализация пластической деформации стали с бейнитной структурой на наноуровне // Деформация и разрушение материалов. 2016. № 8. С. 18-21.

**ФОРМИРОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА
ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНОВЫХ ФОЛЫГ, С
НАПЫЛЕННЫМ СЛОЕМ АЛЮМИНИЯ, ИОННО-
ЛУЧЕВЫМ ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ИОНАМИ АРГОНА**

**Быков П.В.¹, Тарасенков А.Н.², Воробьев В.Л.¹,
Баянкин В.Я.¹**

¹Россия, г. Ижевск, ФТИ УрО РАН

²Россия, г. Зеленоград, НПКЦ МИЭТ
less@ftiudm.ru

Методы ионно-лучевой и ионно-плазменной обработки, имея ряд принципиальных преимуществ по сравнению с традиционными методами химико-термической обработки, получили активное развитие в области модификации поверхностных слоев металлов и сплавов с целью повышения их прочностных свойств. Совмещение процесса нанесения покрытий с ионной обработкой позволяет варьировать толщину модифицированного слоя, что впоследствии позволяет изменять его физико-механические и эксплуатационные свойства в некотором диапазоне значений.

Целью данной работы являлось исследование влияния облучения ионами аргона на формирование состава и структуры поверхностных слоев, промышленного титана VT1-0 с напыленным слоем *Al*.

Исследование методом РФЭС показало, что перемешивание сопровождается формированием соединения титана с алюминием *Ti-Al*. Выявлено образование связей *Ti-C*, как после напыления пленки алюминия, так и после ионно-лучевого перемешивания. Выявлена очередность образования связей от *Al-O* к *Ti-O* по мере увеличения глубины приповерхностного слоя, как после напыления пленки алюминия, так и после ионно-лучевого перемешивания.

Работа выполнена при поддержке программы фундаментальных исследований УрО РАН, проект №15-17-2-50.

**ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА
АМОРФНЫЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИЙ СПЛАВ $\text{FeSi}_6\text{B}_{16}$
Жихарев А.В., Баянкин В.Я., Быстров С.Г., Климова И.Н.
Россия, Ижевск, ФТИ УрО РАН
less@ftiudm.ru**

В данной работе методами рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС), рентгеновской дифрактометрии, атомной силовой микроскопии и измерениями микротвердости исследовано влияние плотности мощности сфокусированного лазерного излучения и числа импульсов лазера на изменение состава, структуры и микротвердости аморфного металлического сплава $\text{FeSi}_6\text{B}_{16}$. Лазерное воздействие на образцы осуществлялось прецизионным лазерным маркером “*БетаМаркер-2010*”, работающим на базе твердотельного *Nd-YAG* лазера с ламповой системой накачки и модуляцией добротности.

В результате проведенных исследований установлено, что при выбранных режимах облучения происходит сильное термическое воздействие лазера на образцы, приводящее как к плавлению их поверхностей в зоне облучения, так и к распространению фронта тепловой волны во внутренние слои системы. Получившийся в результате этого в объеме расплав после остывания содержит кристаллические фазы. Идентифицировать фазу на дифрактограммах с малым числом отражений не представилось возможным, но предполагается, что образуется твердый раствор бора в α -Fe. В пользу этого предположения могут служить обработанные РФЭС-данные, показывающие уменьшение концентрации бора в поверхностных слоях, который в результате диффузии мог насыщать внутренние слои сплава. Наблюдаемое при этом повышение микротвердости образцов может быть напрямую связано с образовавшимся твердым раствором бора в α -Fe, который повышает прочностные свойства материалов.

РАДИОПРОЗРАЧНОЕ ТЕРМОСТОЙКОЕ ПОКРЫТИЕ НА ОСНОВЕ НЕОРГАНИЧЕСКОГО СВЯЗУЮЩЕГО

**Строева О.А., Степанов П.А., Антонов В.В.,
Атросенко И.Г., Никулина О.В., Бородай Ф.Я.,
Неповинных Л.К.**

*Россия, Калужская область, город Обнинск,
АО «ОНПП «Технология» им. А.Г.Ромашина»
info@technologiya.ru*

Лакокрасочные покрытия (ЛКП) широко используются для дополнительной защиты радиопрозрачных изделий из стеклопластиков от воздействия влаги и других атмосферных факторов, что способствует стабилизации прочностных и радиотехнических параметров изделий. В зависимости от типа радиопрозрачных изделий (РПИ) и технических требований, предъявляемых к ним, применяются различные виды ЛКП. Влагостойкость является одним из важнейших свойств стеклопластиков радиотехнического назначения, так как этот показатель во многом определяет стабильность прочностных и диэлектрических характеристик и долговечность эксплуатации РПИ. Однако органические лакокрасочные покрытия обладают ограниченной термостойкостью.

Одним из направлений разработки тепло-, влагозащитных покрытий являются различные наносимые на поверхность шликерные композиции. В последние годы разрабатываются так называемые шликеро-неорганические покрытия, состоящие из неорганического связующего и различных наполнителей.

В АО «ОНПП «Технология» им. А.Г.Ромашина» было разработано неорганическое влагозащитное покрытие на основе шликер – кремнезоль – алюмохромофосфатной системы с повышенной термостойкостью и хорошими физико-механическими показателями. Отработана технология нанесения покрытия на образцы и изделия из композиционных материалов. Проведены исследования термостойкости покрытия, показана термостойкость покрытия при температуре воздуха свыше 1200 °С. На образцах и макетах с покрытием достигнуто существенное снижение пористости и влагопоглощения

композиционного материала с сохранением диэлектрических свойств.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕОБРАЗОВАНИЙ И СЕГРЕГАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ ПРИ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ

Колотов А.А., Воробьев В.Л., Порсев В.Е., Баянкин В.Я.

Россия, Ижевск, ФТИ УрО РАН

less@ftiudm.ru

Одним из актуальных направлений прикладных и фундаментальных исследований является вопрос и термической стабильности аморфных сплавов. Здесь не маловажен анализ структуры и сегрегационных процессов особенно на ранних стадиях кристаллизации, поскольку процесс кристаллизации аморфных сплавов протекает через последовательность метастабильных состояний, при этом свойства сплава изменяются настолько, что мы можем говорить о двух различных материалах, одинакового химического состава. Отсюда возникает задача управления кристаллизацией, как метода создания новых материалов. В рамках работе исследуются закономерности эволюции структуры и состава поверхностных слоев аморфных сплавов, подвергнутых ионно-лучевой обработке. В работе показано, что структурные изменения аморфной фазы и поверхностных кристаллов аморфного сплава зависят не только от параметров облучения – дозы и энергии ионов, но и от типа имплантируемых ионов.

Показано, что в результате ионной бомбардировки происходит распад аморфной фазы с выделением набора метастабильных фаз, при этом скорость и количество новых фаз зависит как от параметров облучения, так и от типа облучаемых ионов. При этом немаловажно, что температура разогрева мишени определяется плотностью тока и энергией первичных атомов. Отмечено, что кристаллизация при ионной имплантации протекает при более низких температурах, чем в случае термической кристаллизации. Из этого можно сделать вывод, что решающую роль в процессе диффузии и фазообразования играют

микроскопические процессы развития каскадов атомно-атомных соударений.

ИССЛЕДОВАНИЯ УГЛЕРОДНЫХ ПЛЕНОК И УГЛЕРОДНО-АЗОТНЫХ ПЛЕНОК НА ПОВЕРХНОСТИ ЖЕЛЕЗА

¹Картапова Т.С., ¹Гильмутдинов Ф.З., ¹Бакиева О.Р.,
¹Воробьев В.Л., ¹Колотов А.А., ¹Ветошкин В.М.,
¹Баянкин В.Я., ²Решетников С.М., ²Борисова Е.М.

¹Россия, г. Ижевск, ФГБУ науки

Физико-технический институт УрО РАН

²Россия, г. Ижевск, ФГБОУ ВО

«Удмуртский государственный университет»

radostinka301@yandex.ru

Синтезу и исследованию углеродных пленок в различных модификациях посвящены многочисленные оригинальные работы и обзоры. Значительная их часть направлена на изучение алмазоподобных углеродных пленок, обладающих рядом уникальных свойств. Не менее важными представляются углеродно-карбонитридные пленки и покрытия нестехиометрического состава на металлических поверхностях, которые могут иметь высокие коррозионные свойства, а в силу своей нестехиометричности – высокую катодную активность. Особую роль в функциональных свойствах имеют границы пленка/металл, представляющие переходную область переменного состава Ме-С-N. Изучение их состава, межатомных сил связи и структуры представляет актуальную задачу. Для формирования тонких покрытий С-Fe и С-N-Fe могут быть использованы методы вакуумного магнетронного напыления в различных средах с последующей ионно-лучевой обработкой.

В настоящей работе методами РФЭС, Рамановской спектроскопии, рентгеноструктурного анализа и атомно-силовой микроскопии проведены сравнительные исследования химического состава, структуры и топографии С- и С-N- пленок на поверхности железа, полученных методом магнетронного напыления в среде аргона с последующим ионно-лучевым перемешиванием потоком ионов аргона и азота, а так же

аналогичных пленок, полученных магнетронным напылением углерода в смеси Ar-20%N. Проведен их сравнительный анализ совместно с данными компактного пиролитического графита, подвергнутого имплантации ионов аргона и азота в тех же режимах. РФЭС методом изучено межатомное взаимодействие в пленках и показано наличие трех неэквивалентных химических состояний атомов азота в углеродной (с имплантацией азота) и карбонитридной пленке. Проведена количественная оценка концентрации азота. В спектрах C1s основной интенсивный пик углерода соответствует связи C-C, аналогично графиту. Второй интенсивный пик этого же спектра соответствует C-C связи в разупорядоченном углероде. По данным рамановской спектроскопии, исходная магнетронная пленка разупорядочена, а последующая бомбардировка ионами аргона и азота приводят к качественно одинаковым результатам – дальнейшему разупорядочению структуры пленки. Изучены электрохимические свойства углеродных пленок, полученных магнетронным напылением с последующим перемешиванием потоком ионами аргона. Показано улучшение коррозионно-электрохимического поведения железа с углеродными покрытиями в кислых и нейтральных средах.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантов РФФИ № 16-43-180765 p_a и проекта «Умник» дог. № 9302 ГУ2015

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ БЕСПОРИСТЫХ ПОКРЫТИЙ TiC-TiAl, TiB₂-TiAl С НИЗКИМ КОЭФФИЦИЕНТОМ ТРЕНИЯ МЕТОДАМИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Романов Д.А., Гостевская А.Н., Септиков М.А., Громов В.Е.
*Россия, Новокузнецк, Сибирский государственный
индустриальный университет
romanov_da@physics.sibsiu.ru*

Целью настоящей работы являлась разработка научных основ экологически чистой технологии получения беспористых многофункциональных покрытий систем TiC-TiAl, TiB₂-TiAl с низким коэффициентом трения методами электровзрывного

напыления (ЭВН) и последующей электронно-пучковой обработки (ЭПО).

В рамках математического моделирования на основе расчета механических напряжений на границе «многослойное покрытие–подложка» с помощью матричных алгоритмов теории упругости неоднородных сред установлены значения параметров воздействия ЭВН и ЭПО, обеспечивающие максимальные значения механических напряжений. С позиций физики плазмы и электрофизики, опираясь на результаты математического моделирования, проведена оптимизация режимов работы используемых в проекте электрофизических установок, генерирующих потоки плазмы и импульсно-периодические высокоинтенсивные электронные пучки с параметрами, обеспечивающими термодинамические условия для получения композиционных покрытий с регламентированной структурой. В рамках физического материаловедения выявлены и проанализированы закономерности электровзрывного напыления и электронно-пучкового модифицирования структурно-фазового состояния покрытий систем TiC-TiAl TiB₂-TiAl, проведены исследования структурно-фазовых состояний покрытий, формирующихся в широком интервале значений параметров внешнего воздействия (длительности импульса воздействия, плотности энергии плазменных струй и пучков электронов, частоты их следования и количества импульсов воздействия). Методами металлографии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа проведены исследования фазового и элементного состава, дефектной субструктуры покрытия и переходного слоя между покрытием и подложкой. С позиций механики деформируемого твердого тела проведен комплексный анализ физико-механических и трибологических свойств композиционных покрытий (микро- и нанотвердость, модуль упругости, коэффициент трения, износостойкость в условиях сухого трения), обоснованы критерии выбора практически значимых композиций на основе карбидов, боридов металлов и оптимизированы режимы электровзрывного напыления и электронно-пучковой обработки.

Получены интерметаллидные универсальные композиционные беспористые покрытия, обладающих низким коэффициентом трения, покрытий на основе износостойких систем TiC-TiAl и TiB₂-TiAl. Их модифицирование реализовано в две стадии. На первой стадии проведено электровзрывное напыление покрытий с наполненной структурой. На второй стадии осуществлено облучение сформированных покрытий высокоинтенсивными импульсными электронными пучками с целью снижения степени шероховатости поверхности, гомогенизации состава и наноструктурирования, повышения износостойкости и твердости. Наноструктурирование покрытий толщиной в десятки микрометров до размера кристаллитов менее 100 нм осуществлено в условиях импульсно-периодического электронно-пучкового переплавления материала покрытия и последующего его высокоскоростного охлаждения путем отвода тепла в объем интегрально холодного материала подложки.

Композиционные покрытия выбранных систем TiC-TiAl и TiB₂-TiAl нанесены на штамповую оснастку из штамповых сталей X12МФ и 5ХНМ, методом электровзрывного напыления на электровзрывной установке ЭВУ 60/10 М (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк) с использованием алюминиевой фольги, а также порошков титана, диборида титана и карбида титана с размером частиц 0,1...1,0 мкм. Покрытия нанесены при тепловом воздействии, вызывающем нагрев поверхности подложки до температуры плавления.

Импульсное переплавление поверхностного слоя выполнено высокоинтенсивными электронными пучками, обеспечивающими контролируемый нагрев до температуры выше температуры плавления и самозакалку из расплава со скоростями охлаждения до 1000000 К/с (длительность импульса 50...200 мкс, плотность энергии пучка электронов до 100 Дж/см², частота следования импульсов воздействия пучка до 10 Гц, толщина расплава 20...30 мкм) Данные условия облучения позволяют формировать поверхностные сплавы с нано- и субмикроструктурной структурой, обладающие высокими физико-механическими свойствами.

В результате этого теоретически и экспериментально выявлены закономерности и вскрыта физическая природа формирования эксплуатационных свойств композиционных материалов покрытий систем TiC-TiAl и TiB₂-TiAl, нанесенных методом электровзрывного напыления с последующей электронно-пучковой обработкой. Разработаны рекомендации по практическому использованию полученных результатов. Формируемые покрытия имеют физико-механические свойства, существенно (в 3–5 раз) превышающие соответствующих свойств материала подложки и размытую границу раздела с ней. Последнее определит полную совместимость покрытия с материалом основы и обеспечит его высокую стойкость к внешнему воздействию. Залогом успешного выполнения проекта является высокий уровень профессионализма коллектива исполнителей, значительный объем положительных результатов по заявляемой теме проекта, полученных в ходе предварительных исследований, наличием современного приборного обеспечения.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол_а_дк и при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-1118.2017.2.

ТОНКИЕ ПЛЕНКИ SmS, СФОРМИРОВАННЫЕ МАГНЕТРОННЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ

**Баскаков Е.Б., Безруков А.В., Бендрышев Ю.Н.,
Косушкин В.Г., Стрелов В.И.**

*Россия, Калуга, Лаборатория Космического
материаловедения ИК РАН — филиал ФНИЦ «Кристаллография
и фотоника» РАН, baskak92@gmail.com*

В настоящее время появилась возможность создания высокоэффективного термопреобразователя на основе сульфида самария (SmS), проявляющего эффект возникновения термоЭДС без создания разности температур, что позволит разработать на его основе перспективный и эффективный промышленный образец теплоэлектрогенератора с КПД до 30% (и более).

Создание эффективных термоэлектрогенераторов на основе моносульфида самария (SmS) с использованием стандартной планарной технологии микроэлектроники является важным ввиду малых размеров ТЭГа и возможности интеграции генератора в микроэлектронное устройство. Для получения однородных тонких пленок SmS, разработан и изготовлен магнетрон с водяным охлаждением. Конструкция разработанного магнетрона позволяет получать пленки SmS необходимой толщины (≥ 1 мкм).

Исследования элементного состава и анализ изображений электронной микроскопии пленок, полученных магнетронным распылением, показали, что в случае распыления двухкомпонентного материала SmS, пленки имеют уменьшение концентрации серы и увеличение зернистости от центральной области к периферии (рис. 1 и 2).

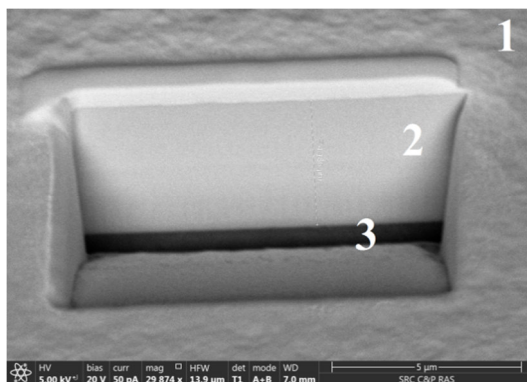


Рисунок 1 – Срез ионным пучком центральной области пленки SmS, полученной магнетронным распылением, где 1 – поверхность пленки, 2 – торцевая поверхность среза пленки, 3 – подложка сапфира, на которую производилось напыление

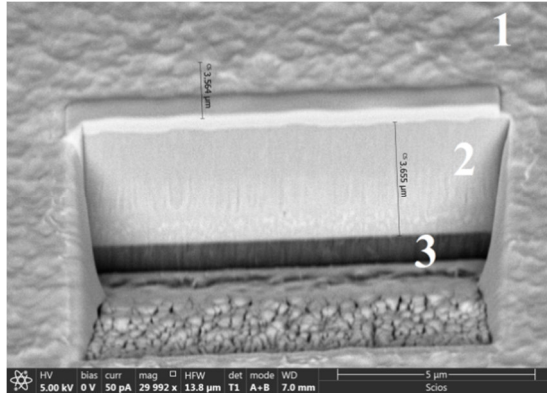


Рисунок 2 – Срез ионным пучком периферийной области пленки SmS, полученной магнетронным распылением, где 1 – поверхность пленки, 2 – торцевая поверхность среза пленки, 3 – подложка ситалла, на которую производилось напыление

В настоящее время производится оптимизация параметров магнетронного распыления с целью улучшения однородности пленок. Для тонкопленочных ТЭГ на основе SmS разработана вертикальная конструкция элемента ТЭГ, состоящая из нескольких, поочередно напылённых на подложку ситалла слоёв: нихром, Ni, SmS, Al.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ КОРУНДОВЫХ МЕЛЮЩИХ ТЕЛ ОТ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ИХ ПОЛУЧЕНИЯ

Кузьмина О.В., Куликова Г.И.

Россия, г. Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ

oksana_kuzmina94@mail.ru

Современный уровень развития техники требует создания конструкционных материалов, обеспечивающих надежную работу изделий в экстремальных условиях эксплуатации в объектах атомной энергетики, авиационной, ракетной и космической техники нового поколения [1]. Одной из проблем

современного материаловедения является разработка и создание износостойкой керамики, которая обеспечивает надёжную работу изделий в различных условиях эксплуатации, например, в качестве футеровочных элементов помольных агрегатов и мелющих тел.

Основными требованиями к мелющим телам, которые используются для измельчения керамических масс, являются низкая истираемость и высокая химическая чистота исходных компонентов.

В современной промышленной индустрии всё большее значение приобретают мелющие шары на основе оксида алюминия. Однако мелющие тела диаметром более 20 мм с высоким содержанием окиси алюминия в промышленном масштабе в России практически не производят. Шары диаметром 40 мм с содержанием оксида алюминия 93,5 % масс. производит только ОАО «Поликор» (г. Кинешма). Однако в последнее время качество мелющих тел значительно ухудшилось: увеличилось содержание примесей, сконцентрированных, преимущественно, в поверхностном слое, наблюдается существенное отклонение от геометрических размеров, увеличился износ. В связи с этим, разработка технологии получения высокочистых корундовых мелющих шаров с низкой истираемостью весьма актуальна.

В данной работе опробован метод получения корундовых мелющих тел диаметром 40 мм с применением технологии квазиизостатического прессования высокочистых порошков глинозема «СТ 3000 LS SG» фирмы «Алматис» (Германия) и шихты ТСМ-303 (АО «ОНПП «Технология» им. А.Г. Ромашина») с содержанием оксида алюминия 99,8 % масс. в первом порошке и 97,0 % масс. – во втором. Известно, что достоинства метода квазиизостатического прессования заключаются в равномерной передаче давления всему объёму прессуемого изделия посредством эластичного материала [2].

Формование мелющих тел выполнялось при различных давлениях прессования в диапазоне от 40 т до 100 т, термическая обработка проводилась при температуре 1600-1700 °С.

В ходе исследований было установлено, что значение плотности шаров, близкое к теоретическому ($\sim 3,91$ г/см³), из

глинозёма «СТ 3000 LS SG» достигается формированием заготовок при усилии пресса 80 т и температуре обжига 1600 °С, при этом открытая пористость изделий составляет 0,03 % и водопоглощение - 0,01 %. Максимальная плотность шаров из материала ТСМ-303 (до 3,67 г/см³) достигается при большей температуре обжига (1700 °С) и давлении прессования 100 т.

Сравнительный анализ микротвёрдости мелющих тел из шихты ТСМ-303 и глинозёма «СТ 3000 LS SG» выявил, что максимальные значения HV шаров из глинозёма «СТ 3000 LS SG» достигают 1600 кгс/мм², в то время как микротвёрдость шаров из материала ТСМ-303 существенно ниже - до 1200 кгс/мм². Это обусловлено отличием плотности и микроструктуры материалов: керамика из глинозёма «СТ 3000 LS SG» плотнее и имеет меньший размер структурных кристаллических элементов по сравнению с керамикой из ТСМ-303.

Литература

1. Н.А. Макаров, Е.С. Лукин, Н.А. Попова, В.А. Сидорин. Использование корундовой керамики для тонкого измельчения материалов различной породы// Стекло и керамика. № 1. с.17-18 (2005).
2. М.И. Тимохова. Некоторые особенности квазиизостатического прессования// Стекло и керамика. №1. с.20-25 (2002).

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОСТОЙКИХ КРЕМНИЙОРГАНИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ РАДИОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

**Мухаметхафизова Л.С., Атрощенко И.Г., Никулина О.В.,
Степанов П.А., Стрובה О.А.**

*Россия, г. Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ
liliana.salavatovna@mail.ru*

На сегодняшний день существует проблема обеспечения герметичности и влагопоглощения конструкций из композиционных материалов (КМ), особенно многослойных, с повышенными требованиями по радиотехническим характеристикам. Одним из эффективных способов решения этой

проблемы является использование защитных лакокрасочных покрытий [1].

Широко распространенными в области влагостойкости и термостойкости являются эмали на основе кремнийорганических полимеров. Природа кремнийорганических полимеров и их структура определяют незаменимые свойства силиконовых материалов: химическая и физическая инертность, окислительная и термическая устойчивость, тепло-, морозостойкость с рабочими температурами от -90 до $+400^{\circ}\text{C}$, гидрофобность, высокие диэлектрические характеристики [2]. Поэтому применение влагозащитных кремнийорганических покрытий на сегодняшний день является актуальным.

В работе были определены влагопоглощение, теплофизические и диэлектрические свойства кремнийорганических лаков двух марок, метил-фенильный лак КО – 85 и находящейся в процессе разработки система МССО на основе метильной смолы К-101.

В результате проведенного синхронного термического анализа были получены следующие результаты: температура начала деструкции (т.е. температура при потере 1% массы) образца МССО составляет 94°C , лака КО-85 – 107°C . Остаточная масса при температуре $599,7^{\circ}\text{C}$ для лака МССО составляет 84,7%, для лака КО-85 – 15,2%.

В работе был проведен ИК спектроскопический анализ образцов КО-85 и МССО отвержденных при различных температурах, которые определены из данных синхронного термического анализа. ИК-спектры были проанализированы на предмет обнаружения колебательных пиков, подтверждающих наличие метил-силоксановых, а также метилфенил-силоксановых групп колебаний.

Также одним из перспективных направлений исследований является повышение «непроницаемости», герметичности, средних слоев многослойных КМ, которые, как правило, выполняются из сотопласта (для этого используются специальные пасты типа ВПЗ).

Для подтверждения радиопрозрачности многослойных конструкций в работе определены диэлектрические свойства (ϵ и

tg δ) трехслойных образцов эпоксидных стеклопластиков с сотовым наполнителем. Также были определены влагозащитные характеристики (W , ρ , Π) синтактных пластиков и трехслойных образцов на их основе, торцы которых были загерметизированы пастой ВПЗ до и после нанесения лаков КО-85 и МССО.

В ходе работы, для достижения поставленных целей и задач, были рассмотрены варианты заполнения сот низкоплотными полимерными системами с низкими (минимально возможными) значениями ϵ и tg δ , например, пасты на основе эпоксидной смолы ЭД-20, отвердителя ПЭПА и различных наполнителей (микросфер, порошков электрокорунда и оксида циркония). Проведена оценка параметров водопоглощения и кажущейся плотности многослойных КМ до и после нанесения лакокрасочных покрытий.

Литература

1. И.Г. Гуртовник. Радиопрозрачные изделия из стеклопластиков. (М: Мир. 2002).
2. П.А. Стороженко. Кремнийорганические лаки, пасты и пеностабилизаторы. Все материалы. № 10. с. 40-46 (2010).

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ТЕМПЕРАТУРЫ В АЛЮМОХРОМФОСФАТНОМ СВЯЗУЮЩЕМ

**Клемазов К.В.^{1,2}, Кордо М.Н.²,
Забейайлов М.О.², Миронов Р.А.²**

¹ ИАТЭ НИЯУ МИФИ, г. Обнинск

² АО ОНПП «Технология им А.Г. Ромашина», г. Обнинск

klemazov_kirill@mail.ru

Алюмохромфосфатное связующее является перспективным материалом для создания композитов, работающих при температурах выше 1000°C [1,2]. Однако, у материалов данного класса существует проблема – резкая деградация механических свойств при нагреве начиная с 400°C. В связи с этим целью данной работы является нахождение корреляции деградации механических свойств материала со структурными и фазовыми превращениями в материале, протекающих при температуре 400 и выше. В ходе работы был проведен синхронный термический

анализ (ДСК-ТГ), ИК спектроскопия, рентгенофазовый анализ алюмохромфосфатного связующего, а также дилатометрический анализ материала на основе алюмохромфосфатного связующего.

На рисунке 1 представлены результаты синхронного термического анализа. По полученной ТГ-кривой видно, что потеря массы начинается с температуры 380-400 °С и проходит как минимум в две стадии. При этих же температурах на кривой ДСК наблюдается эндотермический пик. Согласно [2-4] в данном температурном диапазоне наблюдается структурная перестройка и образование метафосфата алюминия $Al(PO_3)_3$, а также удаление кристаллизационной воды. Для выяснения причины потери массы был проведен ИК-спектральный анализ связующего отожженного при различных температурах методом диффузного отражения (концентрация связующего в порошке КВг подбиралась максимально одинаковой для каждого из измерений и составляла порядка 5 %).

На спектрах в районе $3600-2500\text{ см}^{-1}$ наблюдается широкая полоса поглощения, которая связана с наличием $-OH$ групп. Заметно, что в ходе нагрева интенсивность полосы уменьшается, что может свидетельствовать об удалении $-OH$ групп.

По данным рентгенофазового анализа было выяснено, что алюмохромфосфатное связующее является рентгеноаморфным вплоть до температуры 900°С, а далее образуется кристаллическая фаза $AlPO_4$, что подтверждается данными ИК-спектроскопии. При температуре 1000 °С появляются 2 полосы поглощения с максимумами при 2346 и 2225 см^{-1} , а также серия полос поглощения с максимумами в области $960-1000\text{ см}^{-1}$, соответствующих $AlPO_4$.

В ходе дилатометрического анализа было выявлено, что с ростом температуры происходит значительное изменение геометрических размеров композиционного материала перпендикулярно армирующим слоям. Расширение материала начинается в той же температурной области, что и потеря массы и эндотермический пик на рисунке 1. В связи с этим можно предположить, что расширение материала, и, возможно, деградация механических свойств связаны с выходом кристаллизационной воды.

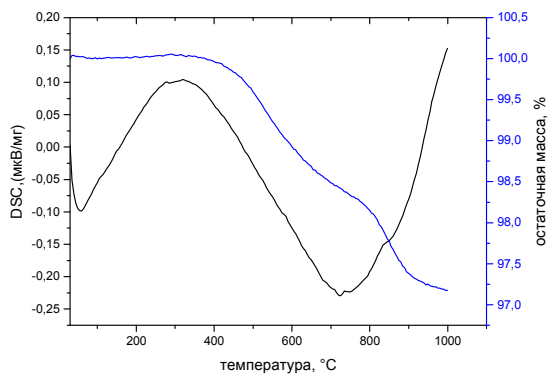


Рисунок 1. Результаты синхронного термического анализа алюмохромфосфатного связующего.

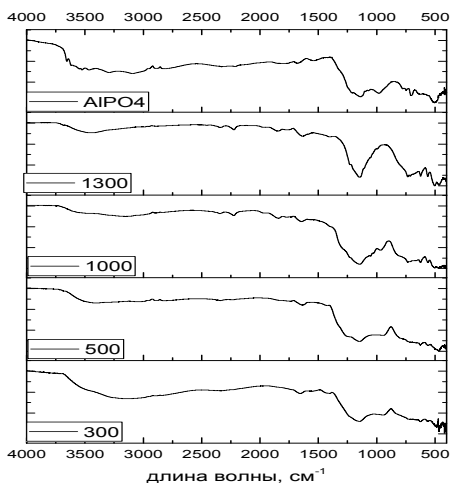


Рисунок 1. Спектры отражения алюмохромфосфатного связующего.

Литература

1. Шаяхметов У. Ш. Композиционные материалы на основе нитрида кремния и фосфатных связующих. – М. : СП Интернет Инжиниринг, 1999.

2. Ф Сычев, М.М. Неорганические клеи – 2-е издание перераб. и доп. / М.М.Сычев – Л.: «Химия», 1986.-152 с.
3. Везер, Ван. Фосфор и его соединения – под редакцией к.т.н. А.И.Шерешевского / Везер В. – М.: «ИИЛ», 1962.-686 с..
4. 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.

СТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ У8 ПОСЛЕ ДЕФОРМИРУЮЩЕГО РЕЗАНИЯ

**Дегтярёва А.Г.¹, Жигалина О.М.²,
Хмеленин Д.Н.², Симонов В.Н.¹**

¹Россия, Москва, МГТУ им.Н.Э.Баумана

²Россия, Москва, ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН

Известно, что при высокоскоростных обработках существенно изменяются структура и свойства материалов, по сравнению с традиционной термической обработкой. Целью работы является детальное исследование особенностей структуры поверхности, упрочненной деформирующим резанием.

При деформирующем резании (ДР) происходит закалка вследствие нагрева подрезаемых слоев выше критической температуры A_{C1} , а в зоне непосредственного трения резца о заготовку, выше A_{C3} и резкого отвода тепла в сердцевину материала [1]. Одновременное воздействию пластической деформации (до 300%) и закалки приводят к изменению фазового состояния, измельчению структуры, накоплению дефектов, частичному сохранению нерастворенных пластин цементита и выделению вторичного цементита. Все вышеперечисленные факты вызывают повышение твердости поверхностного слоя.

Исследования структуры проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа FEI Osiris при 200кВт. Образцы для исследования ПЭМ готовили с помощью фокусированного ионного пучка в колонне растрового электронного микроскопа FEI Scios DualBeam. Твердость

измеряли на микротвердомере EMCO•TEST DuraScan 70 (по Виккерсу) схема, представлена на рис.1.



Рисунок 1. Схема измерения микротвердости

После ДР упрочненная поверхность стали У8 представляет собой оребренную структуру без зазоров [2] с шириной ребра 50 мкм и микротвердостью $600 \text{ HV}_{0,1}$ сердцевина в процессе обработки не претерпевает каких-либо структурных и фазовых превращений и ее твердость составляет $210 \text{ HV}_{0,1}$. Микроструктура ребер неоднородна по ширине рис.2.

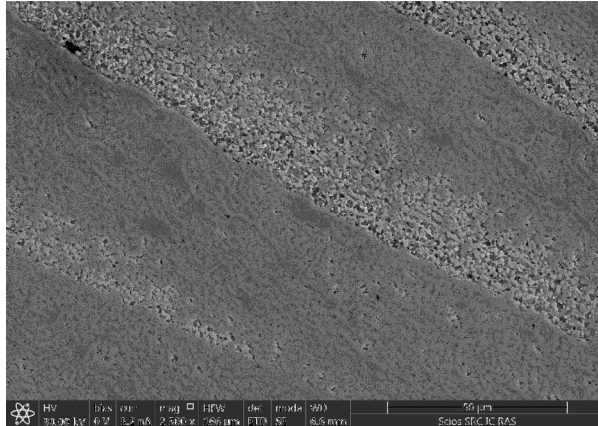


Рисунок 2. Неоднородная структура стали У8 по ширине ребра

Прирезцовая и свободная зоны имеют принципиальные отличия. Прирезцовая зона имеет мартенситоподобную структуру с пластинами цементита разных размеров рис.3, свободная зона обладает зеренной структурой без признаков наличия мартенсита или цементита.



Рисунок 3. Нанопластины цементита в прирезцовой зоне ребра.

Выводы: установлено что структура стали У8 после ДР состоит из дисперсного феррита и наноструктурного цементита. Полученные структуры обеспечивают повышение твердости поверхности.

Исследование структуры проводили на приборах ЦКП ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.

Литература

1. Пат. 2015202 (РФ). Способ упрочнения поверхности детали / Н.Н. Зубков, А.И. Овчинников, С.Г. Васильев и др. // Изобретения. – 1994. – №12. Патент на изобретение №2556897. РФ. Зубков Н.Н., Васильев С.Г., Попцов В.В. МПК С21D 8/00. Способ поверхностного закалочного упрочнения режуще-деформирующим инструментом. Заявлено 21.01.2014, опубликовано 22.07.2015. Бюл. №20.
2. Дегтярева А.Г., Попцов В.В., Симонов В.Н., Васильев С.Г., Варламова С.Б. Формирование закаленных структур в стали 35 методом деформирующего резания // Наука и Образование. М: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. №9. С. 30-44.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА КИНЕТИКУ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

**Антошина И.А.¹, Вишератин Р.К.¹,
Степанов В.А.¹, Хаймович П.А.²**

¹*Россия, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ*

²*Украина, Харьков, Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»
visher@mail.ru*

Кинетика кристаллизации металлических стекол после интенсивной пластической деформации исследована методами дифференциальной сканирующей калориметрии, рентгеновского фазового анализа и атомно-силовой микроскопии. Образцы аморфных сплавов на основе Co , полученные спиннингованием, – ленты шириной 13 мм и толщиной 30 мкм, были подвергнуты интенсивной пластической деформации двумя методами: барокриодеформацией 2,5 ГПа при температуре 77°К (всестороннее сжатие) и облучением ионами Ar^+ с энергией 30

кэВ и плотностью тока 50 мкА/см^2 до дозы $1.5 \cdot 10^{18}$ ион/см² при температуре 200°C (двуосное растяжение).

На кривых ДСК наблюдался двухступенчатый процесс структурной релаксации металлических стекол. Теплота кристаллизации образцов, подвергнутых барокриодеформации, уменьшилась на 35% по сравнению с теплотой кристаллизации исходных стекол. Теплота кристаллизации облученных металлических стекол увеличилась на 30% по сравнению с теплотой кристаллизации исходных необлученных стекол.

На рентгенограммах исходных и барокриодеформированных образцов после кратковременного отжига до 600°C на фоне аморфного гало появились линии кристаллических фаз твердого раствора кобальта и боридов CoB , Co_2B . На рентгенограммах отожженных деформированных образцов в сравнении с отожженными исходными интенсивность линий кристаллических фаз была меньше. Облучение исходных образцов ионами при температурах заведомо ниже температуры кристаллизации приводило к появлению линий кристаллических фаз твердого раствора кобальта и боридов кобальта на рентгенограммах ещё до кратковременного отжига.

Показано, что на кинетику кристаллизации аморфного сплава влияют внутренние напряжения. После интенсивного всестороннего сжатия методом барокриодеформирования возникают положительные остаточные внутренние напряжения ($\sim 10^2$ МПа), вследствие чего скорость кристаллизации уменьшается на 35%. После ионного облучения (деформации растяжения) остаточные внутренние напряжения имеют отрицательное значение, и скорость кристаллизации увеличивается на 30%.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОПТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УЛЬТРАТОНКИХ ПЛЕНОК ХРОМА, НИКЕЛЯ И СИСТЕМ НА ИХ ОСНОВЕ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 673 K

Бин С.В., Смирнова А.А.

Россия, Кемерово

Кемеровский государственный университет, binsergey@mail.ru

В настоящее время в различных областях науки и техники широкое применение находят ультратонкие металлические пленки и многослойные пленочные структуры наноразмерной толщины. Хром и его соединения активно используются в металлургии, химической, огнеупорной промышленности. Химически хром довольно инертен вследствие образования на его поверхности прочной пленки оксида. Он не окисляется на воздухе даже в присутствии влаги, а при нагревании окисление происходит только на поверхности [1, 2]. Никель широко используется в электронике в качестве токоведущих элементов и омических контактов. Тонкие пленки никеля применяют при создании датчиков магнитного поля, устройств магнитной памяти, в качестве антикоррозийного и износостойкого покрытий, для изготовления фоторегистрирующих устройств и солнечных батарей, ИК отражающих и поглощающих покрытий [3, 4].

В работе представлены результаты исследований оптических свойств наноразмерных пленок хрома (толщиной 43 нм, 52 нм, 63 нм, 89 нм, 115 нм, 137 нм), никеля (толщиной 9 нм, 12 нм, 17 нм) и систем на их основе при температуре 673 К в зависимости от времени теплового воздействия.

Наноразмерные пленки хрома, никеля получали методом термического испарения в вакууме соответствующих порошков металлов, осаждая их на стеклянные подложки, используя вакуумный универсальный пост «ВУП – 5М» при остаточном давлении газов в вакуумной камере $2 \cdot 10^{-3}$ Па. Двухслойные системы получали последовательным осаждением пленок никеля на пленки хрома (предварительно нанесенных на подложки из стекла), а также последовательным осаждением пленок хрома на пленки никеля (предварительно нанесенных на подложки из стекла). Толщину пленок хрома и никеля определяли спектрофотометрическим методом. Образцы подвергали термической обработке в муфельной печи «МИМП – 3П» при температуре 673 К. Спектры поглощения и отражения образцов регистрировали на спектрофотометре «Shimadzu UV – 1700» в диапазоне 190 – 1100 нм [2, 4].

Спектры поглощения и отражения наноразмерных систем Cr – Ni, Ni – Cr до термической обработки в значительной степени зависят от толщины каждого из слоев хрома и никеля. На рис. 1 в качестве примера приведены спектры поглощения индивидуальных наноразмерных пленок хрома, никеля и систем на их основе. Видно, что оптическая плотность систем обоих типов в большей степени определяется поглощением пленок хрома, видимо, этот факт связан со значительно большей толщиной пленки хрома по сравнению с толщиной пленки никеля в рассматриваемых системах. При этом на спектре поглощения системы Ni – Cr широкая полоса поглощения с максимумом $\lambda \approx 440$ нм, характерная для индивидуальных пленок хрома [2] более ярко выражена по сравнению с аналогичной полосой поглощения на кривой системы Cr – Ni.

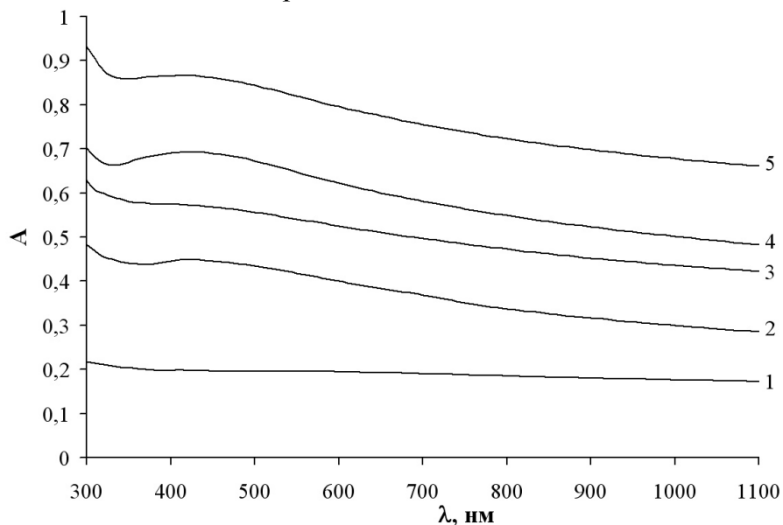


Рисунок 1. Спектры поглощения наноразмерных пленок: 1) Ni ($d = 12$ нм); 2) Cr ($d = 43$ нм); 4) Cr ($d = 63$ нм) и систем: 3) Cr – Ni; 5) Ni – Cr до термического воздействия

Установлено, что термическая обработка наноразмерных пленок хрома при температуре 673 К приводит к существенным изменениям вида спектров поглощения и отражения образцов. Так с уменьшением оптической плотности образца в

исследуемом диапазоне длин волн, формируется спектр поглощения нового вещества. Оптическая ширина запрещенной зоны образующегося вещества составляет $E \approx 4,6$ эВ, полученное значение удовлетворительно совпадает с шириной запрещенной зоны оксида хрома(III) [2].

В результате тепловой обработки (673 К) наноразмерных пленок никеля наблюдается значительное уменьшение оптической плотности и отражательной способности в исследуемом диапазоне длин волн. С уменьшением оптической плотности в интервале $\lambda = 330 \dots 1100$ нм, формируется спектр поглощения нового вещества в диапазоне $\lambda = 300 \dots 330$ нм. Оптическая ширина запрещенной зоны образующегося вещества составляет $E \approx 3,2$ эВ, что удовлетворительно совпадает с шириной запрещенной зоны оксида никеля (II) [4].

Для выяснения закономерностей протекания процесса взаимодействия пленок никеля с кислородом окружающей среды были рассчитаны и построены кинетические зависимости степени превращения $\alpha = f(\tau)$ (рис. 2). Для построения кинетических кривых в координатах $\alpha = f(\tau)$ (по результатам измерений спектров поглощения и отражения) был применен подход, предложенный в работах [2, 4].

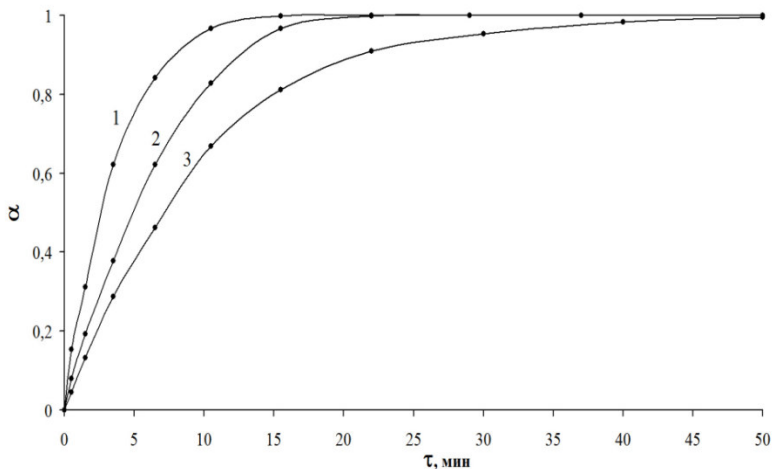


Рисунок 2. Кинетические зависимости пленок никеля разной толщины при термообработке (673 К), 1 – 9 нм, 2 – 12 нм, 3 – 17 нм

Был выбран диапазон длин волн $\lambda = 400 \dots 900$ нм, в котором пленки никеля имеют значительное поглощение, а поглощением NiO можно пренебречь. Если обозначить через α степень термического превращения пленок никеля в оксид никеля (II), то при длине волны (например, $\lambda = 800$ нм), соответствующей спектральной области, в пределах которой никель поглощает, а оксид никеля (II) практически не поглощает свет, текущие оптические плотности пленок никеля (A_{Ni}) и оксида никеля (A_{NiO}) можно представить в следующем виде:

$$A_{Ni} = A_{Ni}^1 (1 - \alpha),$$

$$A_{NiO} = A_{NiO}^1 \cdot \alpha,$$

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

В итоге получаем следующее выражение для степени термического превращения пленки никеля в оксид никеля (II) [4]:

$$A = A_{Ni}^1 (1 - \alpha) + A_{NiO}^1 \alpha,$$

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

В результате анализа кинетических кривых термостимулированного превращения пленок никеля (толщиной 9 нм, 12 нм, 17 нм) установлено, что степень термического превращения зависит от первоначальной толщины и времени термической обработки. С увеличением времени термообработки происходит возрастание степени превращения. В свою очередь, по мере уменьшения толщины пленок никеля наблюдается увеличение степени превращения.

При термической обработке наноразмерных систем Cr – Ni, Ni – Cr спектры поглощения и отражения претерпевают сильные изменения. Причем, наблюдаемые изменения спектров поглощения и отражения, а также предельные значения оптической плотности после термической обработки образцов зависят от первоначальной толщины пленок хрома и никеля, времени теплового воздействия, последовательности нанесенных слоев никеля и хрома. По мере уменьшения толщины наноразмерных пленок хрома и никеля при термообработке систем обоих типов ($T = 673$ К) наблюдается увеличение эффектов изменения оптической плотности и уменьшение времени достижения ее предельного значения. На рис. 3 для

примера приведены спектры поглощения системы Ni – Cr в процессе теплового воздействия. Видно, что по мере увеличения времени теплового воздействия оптическая плотность существенно уменьшается в интервале $\lambda = 320\dots1100$ нм и увеличивается в диапазоне $\lambda = 300\dots320$ нм.

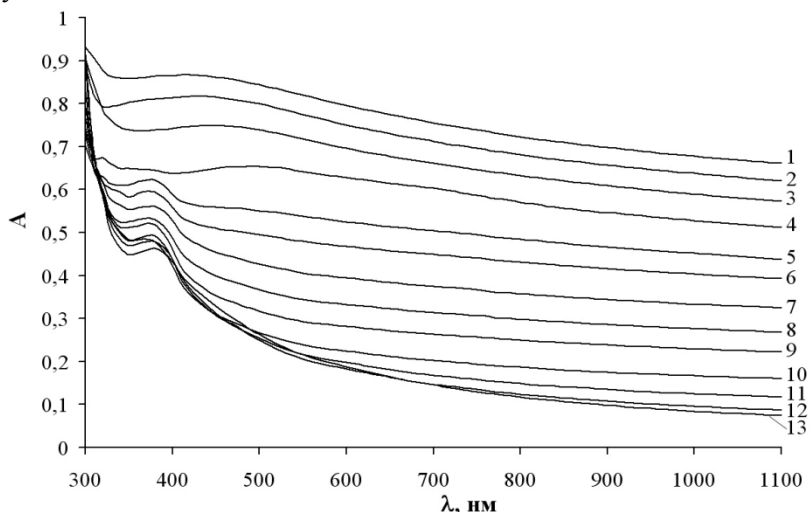


Рисунок 3. Спектры поглощения наноразмерной системы Ni – Cr ($d(\text{Ni}) = 12$ нм, $d(\text{Cr}) = 43$ нм) до (1) и после термического воздействия при 673 К: 2 – 1; 3 – 3; 4 – 5; 5 – 8; 6 – 10; 7 – 15; 8 – 25; 9 – 45; 10 – 90; 11 – 150; 12 – 240; 13 – 360 мин

При этом необходимо отметить, что по мере увеличения времени теплового воздействия начинает формироваться полоса поглощения с максимумом $\lambda \approx 390$ нм, тогда как для индивидуальных пленок хрома схожей толщины в процессе термического воздействия (673 К) наблюдается подобная полоса поглощения с максимумом $\lambda \approx 300\dots310$ нм [2].

Литература

1. Лаврухина, А.К., Юкина Л.В. Аналитическая химия хрома [Текст] / А.К. Лаврухина, Л.В. Юкина – М.: Наука, 1979. 218 с.
2. Surovoi, E.P. Zaikonnikova T. M. Kinetics of Thermal Transformations in Nanosized Chromium Films [Текст] // Russian Journal of Physical Chemistry A, 2014, V. 88, № 1, P. 112-117.

3. Gary, A. Prinz. Magnetolectronics applications [Текст] // J. of Magnetism and Magnetic Materials. 1999. Vol. 200. P. 57–68.
4. Surovoi, E.P. Bugerko L.N., Surovaya V.E., Bin S.V. Kinetic Laws of Thermal Transformations in Nickel Nanofilms [Текст] // Russian Journal of Physical Chemistry A, 2014, V. 88, № 12, P. 2172-2178.

**СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВА
ПОВЕРХНОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ,
МОДИФИЦИРОВАННОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ
НАПЛАВКОЙ**

**Кормышев В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.², Громов В.Е.¹,
Коновалов С.В.³**

*¹Россия, г. Новокузнецк, Сибирский государственный
индустриальный университет*

*²Россия, г. Томск, Институт сильноточной электроники
Сибирское отделение Российской академии наук*

*³Россия, г. Самара, Самарский национальный
исследовательский университет имени академика*

С.П. Королева

gromov@physics.sibsiu.ru

Одной из перспективных технологий, направленных на решение проблемы продления срока службы конструкций, является электродуговая наплавка порошковой проволокой, при которой восстанавливаются изношенные детали. Данная технология широко используется при ремонте деталей машин различного назначения: сельскохозяйственной техники, городского и железнодорожного транспорта, технологического оборудования и т.д. Для обоснованного выбора материала покрытий, соответствующих условиям их эксплуатации, необходимо проведение подробных исследований их свойств и структуры.

Целью настоящей работы являлся анализ фазового состава, дефектной субструктуры, механических свойств наплавленного за один и два прохода слоя на сталь марки Hardox 450 боросодержащей (4.5 вес. %) порошковой проволокой.

Методами современного физического материаловедения исследовано структурно-фазовое состояние и распределение

микротвердости по сечению покрытий, одно- и двукратно наплавленных на мартенситную низкоуглеродистую сталь марки Хардокс 450 легированной порошковой проволокой. Показано, что микротвердость двойного наплавленного слоя толщиной 10 мм превышает микротвердость металла основы более чем в три раза. Установлено, что повышенные механические свойства наплавленного слоя обусловлены формированием субмикро- и нанодисперсной мартенситной структуры, содержащей бориды железа, формирующие эвтектику пластинчатого типа. В однократно наплавленном слое в эвтектике формируются пластины бориды железа Fe_2B , а в двойном наплавленном слое FeB . Выявлено наличие изгибных экстинкционных контуров, указывающих на формирование внутренних полей напряжений на границе раздела фаз бориды $Fe-\alpha Fe$.

Одинарный или двойной наплавленные слои характеризуются подобным типом структуры. Включения бориды железа, независимо от количества проходов при формировании наплавленного слоя, не содержат в своем объеме дислокационной субструктуры, что кардинально отличает их от прилегающих слоев α -фазы. Причиной отсутствия дислокационной субструктуры в пластинах боридов железа является их сравнительно высокая твердость. Разделяющая пластины боридов железа α -фаза при однократном формировании наплавленного слоя представлена преимущественно мартенситом пакетной морфологии. Поперечные размеры пластин изменяются в пределах от 30 до 70 нм. В объеме пластин наблюдается дислокационная субструктура сетчатого типа. Судя по размерам ячеек дислокационных сеток, скалярная плотность дислокаций составляет 10^{11} см⁻². Высокая плотность дислокаций, пластинчатая морфология структуры прослоек указывают на мартенситный механизм формирования α -фазы с образованием ультрамелкой мартенситной структуры.

В наплавленном за два прохода слое структура α -фазы более разнообразна. Наряду с областями с наноразмерным мартенситом, подобным по морфологии мартенситу, формирующемуся в одинарно наплавленном слое, выявляются области с субзеренной структурой. Этот факт может

свидетельствовать об изменении скорости охлаждения материала при формировании повторного наплавленного слоя.

Исследование выполнено за счет средств Гранта Российского научного фонда (проект №15-19-00065).

ДЕГРАДАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

**Юрьев А.А.¹, Морозов К.В.¹, Глезер А.М.²,
Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.^{3,4}, Коновалов С.В.⁵**

¹*Россия, г. Новокузнецк, Сибирский государственный
индустриальный университет*

²*Россия, г. Москва Центральный научно-исследовательский
институт черной металлургии им. И.П. Бардина*

³*Россия, г. Томск, Институт сильноточной электроники
Сибирское отделение Российской академии наук*

⁴*Россия, г. Томск, Научно-исследовательский Томский
политехнический университет*

⁵*Россия, г. Самара, Самарский национальный
исследовательский университет имени академика*

С.П. Королева, gromov@physics.sibsiiu.ru

В последние годы внимание исследователей в области физического материаловедения привлекают процессы, протекающие в металлах и сплавах при гигантских степенях пластической (мегапластической) деформации, обеспечивающих формирование наноструктур. И если для научных исследований такие деформации реализуются, например, при равноканальном угловом прессовании, кручении под давлением, всесторонней изотермической ковке и т.д., то в реальных условиях эксплуатации они возникают в поверхностных слоях рельсов при длительной эксплуатации, приводя к изъятию рельсов из эксплуатации.

Целью настоящей работы являлся анализ структурно-фазовых изменений в рельсах при длительной эксплуатации на железной дороге.

В качестве материала исследования использовали рельсы Р65, произведенные на Кузнецком металлургическом комбинате, свойства и элементный состав которых регламентируются ГОСТом Р 51685 – 2000. Образцы были вырезаны из рельсов в исходном состоянии и после эксплуатации на Свердловской железной дороге после пропущенного тоннажа 500 и 1000 млн. т. брутто.

В исходном состоянии независимо от расстояния исследуемого слоя от поверхности структура рельсов представлена зернами перлита пластинчатой морфологии, зернами феррита, в объеме которых наблюдаются частицы цементита разнообразной формы и зернами структурно свободного феррита.

Подобная по морфологическому признаку структура наблюдается и после эксплуатации. Отличие заключается лишь в более развитой дислокационной субструктуре феррита и увеличении скалярной плотности дислокаций.

Методами современного физического материаловедения изучено изменение структуры и фазового состава рельсов по центральной оси и выкружке на глубину до 10 мм при длительной эксплуатации. Возрастание микротвердости в 1,4 раза при увеличении пропущенного тоннажа в 2 раза (с 500 до 1000 млн. тонн брутто) обусловлено формированием наноразмерной зеренной структуры с включениями карбидной фазы. Отмечено возможное протекание в рельсах при длительной эксплуатации процессов растворения частиц цементита исходного состояния, перехода атомов углерода на дислокации (в атмосферы Коттрелла и ядра дислокаций), переноса дислокациями атомов углерода в объем ферритных зерен или ферритных прослоек, повторного выделения атомов углерода с образованием наноразмерных частиц цементита округлой формы.

Основным типом структуры поверхностного слоя является фрагментированная субструктура с размерами фрагментов (субзерен) (250-300) нм для рельсов после пропущенного тоннажа 500 млн. т брутто и еще более мелкая, наноразмерного уровня, (100-150нм) – для рельсов после 1000 млн. т брутто. О наноразмерном состоянии структуры поверхностного слоя стали

свидетельствует и квазикольцевое строение микроэлектроннограмм.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №15-12-00010).

ВЫЯВЛЕНИЕ ДОПУСТИМЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ РЕЖИМОВ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА ПРИ СЕЛЕКТИВНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ

Ушаков И.В.^{1,2}, Батомункуев А.Ю.¹

Россия, г. Москва, НИТУ МИСиС¹

Россия, г. Тамбов, Тамбовский

государственный технический университет²

ushakoviv@mail.ru; amgalan-ngu-621@yandex.ru

Одним из методов формирования механических свойств тонких лент аморфно-нанокристаллических материалов является избирательная лазерная обработка. Для некоторых аморфно-нанокристаллических металлических сплавов удалось экспериментально подобрать такие режимы лазерной обработки, при которых излучение избирательно воздействует на дефектные области [1]. В результате селективной лазерной обработки сохраняется наноструктурное состояние материала и удается оптимизировать комплекс механических свойств.

Эффективность лазерной обработки зависит от характеристик лазерного излучения, в том числе от плотности мощности лазерного излучения, энергии импульса, частоты следования импульсов, количества импульсов и других параметров. Экспериментально установлено, что увеличение количества импульсов в серии и повышение частоты следования импульсов повышает эффективность селективной лазерной обработки. Удастся повысить вязкость микроразрушения при незначительном снижении микротвердости. Однако увеличение частоты следования импульсов и их энергии может привести к перегреву нанокристаллического материала. Вследствие перегрева инициируются процессы кристаллизации, разрушается аморфно-нанокристаллическое состояние, значительно снижается

микротвердость материала. Таким образом, необходимо определить оптимальные и допустимые режимы селективной лазерной обработки, то есть такие режимы лазерного облучения, при которых сохраняется нанокристаллическое состояние материала в целом и связанные с ним эксплуатационные свойства.

Исследования проводили на аморфном сплаве $\text{Co}_{71,66}\text{V}_{4,73}\text{Fe}_{3,38}\text{Cr}_{3,14}\text{Si}_{17,09}$. (Ашинский металлургический завод) переведенном в нанокристаллическое состояние контролируемым отжигом [1]. Образцы с линейными размерами 15×25 мм и толщиной 30 мкм подвергали воздействию лазерных импульсов с плотностью мощности от $4 \cdot 10^{12}$ Вт/м² до $9 \cdot 10^{13}$ Вт/м² с использованием лазера ELS-01, $E_{\text{имп}} - 50 - 100$ мДж, $\nu_{\text{имп}} - 1 - 50$ Гц, $\lambda = 1064$ нм, $\tau \approx 15 - 20$ нс.

Экспериментально установлены закономерности изменения микротвердости и вязкости микроразрушения аморфно-нанокристаллического металлического сплава при воздействии серии лазерных импульсов. Установлены условия обработки, при которых рост вязкости микроразрушения при селективной лазерной обработке сочетается с сохранением высокого уровня микротвердости. Показано, что факторами, определяющими вероятность перевода трещин (ориентированных параллельно поверхности) в неопасное состояние, являются углы их раскрытия, параметры лазерного импульса, а также количество и частота следования лазерных импульсов. Определен тепловой режим образцов при различной частоте обрабатываемых импульсов, а также определено эффективное количество импульсов при заданной плотности мощности лазера, при котором не происходит разрушение нанокристаллического состояния материала. Определены оптимальные режимы лазерной обработки тонких лент аморфно-нанокристаллических металлических сплавов, при которых сохраняется наноструктурное состояние материала.

Литература

1. Ушаков И.В., Батомункуев А.Ю. Моделирование процессов, инициированных лазерной плазмой в поверхностных слоях многокомпонентного аморфно-нанокристаллического

металлического сплава // Физика и химия обработки материалов.
2016 г. № 5. С. 17-22.

**УСКОРИТЕЛЬ 3MV TANDETRON (ФЭИ) ДЛЯ
ИМИТАЦИОННЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ РАДИАЦИОННОЙ
СТОЙКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

**Печенкин В.А.^{1,2}, Чернова А.Д.¹, Молодцов В.Л.¹,
Кобец У.А.¹, Порываев В.Ю.¹**

*Россия, Обнинск, ¹АО ГНЦ РФ Физико-энергетический
институт имени А.И. Лейпунского*

Россия, Обнинск, ²ИАТЭ НИЯУ МИФИ

var@ippe.ru

Ускорители широко используются для исследования радиационной стойкости конструкционных материалов перспективных реакторов деления и синтеза при высоких повреждающих дозах, а также штатных материалов действующих реакторов для обоснования продления срока службы.

В АО ГНЦ РФ – ФЭИ веден в строй ускоритель 3MV Tandetron 4130 НС, имеющий параметры (ток пучка, энергия, широкий набор ускоряемых ионов), полностью соответствующие требованиям к таким материаловедческим исследованиям. На этом ускорителе также проводятся исследования элементного состава и структуры поверхностных слоев различных материалов ядерно-физическими методами.

При анализе облученных ионами сплавов следует учитывать ряд особенностей такого облучения, включая неоднородность скорости генерации точечных дефектов (ТД), связанную с этим радиационно-индуцированную сегрегацию (РИС), и накопление внедренных ионов, особенно при высоких повреждающих дозах. Представлены результаты моделирование РИС в аустенитных и ферритно-мартенситных сталях при облучении ионами разных энергий вдоль проективного пробега с учетом указанных выше особенностей, а также интенсивности внутренних стоков ТД.

**ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК
АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА ПРИ
ИМПУЛЬСНОМ ТОКОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ**

**Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д.,
Яковлев А.В., Плужников С.Н.**

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

Исследовались ленточные аморфные металлические сплавы (АМС) на основе кобальта (содержание Со от 70 до 86%). В качестве агрессивных сред использовали растворы NACE + 100 мг/л H₂S и NACE + 400 мг/л H₂S, 20 %-ый раствор серной кислоты, 10 %-ый раствор соляной кислоты. Выдержка образцов в среде NACE составляла 24 ч, в растворах серной кислоты – 40 мин, в растворе соляной кислоты 10 минут. Одноосное растяжение образцов производили на электромеханической машине Instron-5565 при одновременном воздействии импульсного электрического тока длительностью $\tau = 5$ мс и плотностью тока $j = 10^8 \div 10^9$ А/м².

Деформация аморфных сплавов с одновременным пропуском импульсного электрического тока на диаграммах нагружения сопровождается явлением, подобным электропластическому эффекту. В момент прохождения импульса тока на диаграммах σ – ε наблюдается кратковременный (примерно 1,1 с) сброс механического напряжения $\Delta\sigma$ с последующим полным восстановлением хода зависимости напряжение – деформация.

Экспериментально установлено, что характер деформации образцов АМС, выдержанных в растворах NACE, не отличается от характера деформации образцов в исходном состоянии. При этом отмечено, что после комбинированного воздействия растворов NACE и импульсов электрического тока изменяется предел прочности материалов. Так, например, после воздействия растворов NACE и четырех импульсов электрического тока плотностью 10^9 А/м² модуль Юнга всех исследуемых сплавов

практически не изменяется, а предел прочности уменьшается примерно на 40 %.

Коррозионные среды (NaCl , H_2SO_4 , HCl) изменяют механические свойства исследуемых образцов при электроимпульсном воздействии. Изменение свойств обусловлено изменением химического состава поверхностных слоев исследуемых сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №15-41-03166).

УСТАЛОСТНЫЕ ИСПЫТАНИЯ ЛЕНТОЧНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ Co

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

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

Материалом для проведения исследования были выбраны ленты аморфных металлических сплавов на основе кобальта ($\text{Co}_{85,5}\text{Fe}_{2,27}\text{Si}_{5,15}\text{Mn}_{4,07}\text{B}_2\text{Cr}_1$).

Усталостные испытания на растяжение проводили нагрузкой, изменяющейся от некоторого \max значения до \min во времени, в знакопостоянном цикле с частотой 2 Гц. Максимальное напряжение при котором образцы не разрушаются при числе циклов $\sim 6 \times 10^5$ составляет 428 МПа. Исследования поверхности разрушения показали, что в области зарождения трещины имеет место вязкое разрушение с образованием плотнорасположенных микроутяжек размером $\sim 0,5-1,5$ мкм. При переходе к зоне усталостного роста на фоне вязкого разрушения появляются участки роста трещин, похожие на скол. Основная зона роста усталостной трещины развивается подобно сколу с образованием «венного узора».

Усталостные испытания на изгиб проводили на специально разработанном устройстве Частота нагружения образца составляла 12 Гц. Максимальная нагрузка, при которой образцы не разрушаются при числе циклов $\sim 6 \times 10^5$ составляет 0,95 ГПа.

На поверхности разрушения выявлены три зоны: 1 – зона образования трещины; 2 – зона усталостного роста; 3-зона роста с развитием грубых пластических сдвигов. По характеру формирования деформационного рельефа при разрушении можно предположить зарождение интрузий и экструзий.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 15-01-04553_a, № 16-31-00432)

**ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ПЛЕНКИ SiO₂,
ПОЛУЧЕННОЙ ПРИ ТРАВЛЕНИИ
МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА**

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

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

В работе установлено, что при химическом травлении некоторых многокомпонентных аморфных металлических сплавов, содержащих кремний, образуются жаропрочные прозрачные пленки. Внешний вид поверхности имеет сходство с рельефом пленки на основе диоксида кремния. Результаты элементного анализа позволяют сделать заключение о том, что синтезированные образцы являются пленками оксида кремния. Нейтронографические исследования свидетельствуют о наличии аморфной структуры у синтезированных образцов. Накопление заряда на образцах, находящихся в колонне электронного микроскопа, косвенно указывает на присутствие диэлектрических свойств у полученного материала. Дополнительное исследование диэлектрических характеристик четырехточечным методом при постоянном и переменном токе также свидетельствует о наличии у пленки высокого электрического сопротивления.

Предложен возможный механизм образования исследуемой пленки в ходе реакции травления. В процессе химической обработки на поверхности аморфных образцов протекает окислительная реакция кремния, завершающаяся по мере полного удаления остальных компонентов сплава. По завершению

реакции образуется устойчивое соединение SiO_x , имеющее в макро масштабе вид исходной основы – ленты аморфного сплава.

Установлено, что отжиг пленки при температуре 1273 К приводит к ее кристаллизации и переходу в соединение $\beta\text{-SiO}_2$, что отображается на рентгенограмме дифракционным пиком в значении угла $2\theta = 22,5^\circ$.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ грант №15-41-03166, № 16-31-00432

**РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ ОБЪЕМНЫХ
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ,
ФОРМИРУЕМЫЙ ПРИ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ**

**Федоров В.А., Шлыкова А.А., Яковлев А.В.,
Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Васильева С.В.**

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

В работе проведены исследования поверхности объемных металлических стекол (МС) на основе циркония различного состава при воздействии миллисекундного лазерного излучения. На поверхности МС в результате воздействия миллисекундного лазерного импульса формируется кратер, в котором выделяются несколько зон, имеющих свои морфологические особенности. В первой зоне в центре кратера наблюдается рост кристаллов из расплава. За границей расплава во второй зоне наблюдается радиальный рост более мелких кристаллов, это зона термического влияния, где величина нагрева меньше температуры плавления, но больше температуры кристаллизации. Также выделяется третья зона, в которой наблюдается рост мелких кристаллов с размерами приблизительно 10 мкм. В этой зоне нагрев также превышает величину температуры кристаллизации, но не только за счет нагрева лазерным излучением. Добавочное тепло получается за счет роста кристаллов во второй зоне. В центре кратера наблюдается ультра

мелкозернистая структура. В сплаве, содержащем 20% Al, в зернах наблюдается дендритная кристаллизация. Вид зоны воздействия сплава, содержащего 8% Al, существенно отличается от вида зоны других сплавов. В зоне расплавления нет явных признаков кристаллизации. В зоне термического влияния кристаллы не образуются. В центре кратера наблюдается зарождение нанокристаллов на фоне аморфной матрицы. В области воздействия в сплавах с добавками титана и никеля явно выделяются две зоны. Третья зона практически не образуется. Она присутствует в зародышевом состоянии лишь в сплаве с добавлением титана. В сплаве, содержащем никель, этой зоны нет.

Таким образом, при воздействии миллисекундным лазерным импульсом на поверхность объемных МС на основе циркония формируется кратер, содержащий несколько зон кристаллизации. Их количество связано с элементным составом, от которого зависят тепловые свойства сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №15-42-03206)

ПОВЕДЕНИЕ МАГНИТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЛЕНТОЧНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ ПРИ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

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

*Россия, Тамбов, Тамбовский государственный
университет им. Г.Р. Державина
feodorov@tsu.tmb.ru*

В работе проведены исследования магнитных характеристик аморфных металлических сплавов на основе Co, полученных методом спиннингования с различным содержанием основы и набором составляющих. В первой серии экспериментов образцы подвергались 10-ти минутному изохронному отжигу при

температурах 443, 593, 743, 893 К. Во второй серии образцы подвергались комбинированному действию отжига и нагружения. После указанных воздействий исследовали магнитные характеристики на вибрационном магнитометре фирмы LakeShore. Для всех образцов исследованных сплавов были построены графики зависимости коэрцитивной силы и намагниченности насыщения от температуры отжига. Из полученной зависимости коэрцитивной силы от времени отжига наблюдается тенденция к росту коэрцитивной силы при температуре отжига близкой к температуре Кюри, что может быть связано с резкой переменой магнитных характеристик, обусловленных атомными перестройками. У сплава АМАГ-180 наблюдается тенденция к росту намагниченности насыщения, что может быть связано с тем, у данного сплава не достигнута температура Кюри. Кобальт относится к группе железа, являющегося ферромагнетиком, что может являться причиной изменения магнитных характеристик исследуемых сплавов. При одинаковом, постоянном времени отжига 10 минут в диапазоне температур от 443 до 893 К наблюдалось изменение коэрцитивной силы, а также изменение намагниченности насыщения. При температуре близкой к температуре Кюри происходит резкий скачок магнитных характеристик, что обусловлено сменой магнитных свойств. При комбинированном действии отжига и нагружения наблюдается увеличение коэрцитивной силы и намагниченности насыщения у исследуемых сплавов, что обусловлено дополнительным воздействием деформации на магнитные характеристики.

Таким образом, отжиг и комбинированное действие отжига и нагружения приводят к изменению магнитных характеристик исследуемых сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №15-41-03166)

ИЗУЧЕНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ МАГНИТНОГО ПОТОКА В ФЕРРОМАГНИТНОМ СВЕРХПРОВОДНИКЕ



Вещунов И.С.^{1,2}, Столяров В.С.², Головчанский И.²,
Баранов Д.С.², Гребенчук С.Ю.², Винников Л.Я.³, Чжоу Н.⁴,
Пен С.¹, Сун У.¹, Тамегай Т.¹, Голубов А.А.^{2,5}

¹Япония, Токио, Токийский университет,
кафедра прикладной физики

²Россия, Долгопрудный, Московский
физико-технический институт

³Россия, Черноголовка, Институт физики твердого тела РАН

⁴Китай, Ханчжоу, Ханчжоуский педагогический университет,
кафедра физики

⁵Нидерланды, Энсхеде, Университет Твенте, факультет науки и
технологий и MESA + институт нанотехнологий

Ранее было предпринято несколько попыток наблюдать так называемую спонтанную вихревую фазу (SVP - spontaneous vortex phase) в слабом ферромагнитном (WFM) состоянии с $T_{\text{WFM}} = 2,3$ К и $T_{\text{SC}} = 10,5$ К монокристаллов $\text{ErNi}_2\text{B}_2\text{C}$ (см. [1,2,3]), но результаты были незначительными, а их толкование - спорным. Несмотря на большое количество теоретических работ, существует лишь несколько намеков на возможность образования спонтанной решётки линий потока нулевого поля в $\text{ErNi}_2\text{B}_2\text{C}$. Возможность формирования и визуализации SVP в FM/SC фазе $\text{EuFe}_2(\text{As}_{1-x}\text{P}_x)_2$ сверхпроводника с магнитным упорядочением подрешетки Eu^{+2} ниже $T_{\text{FM}} \sim 18$ К < $T_{\text{SC}} \sim 25$ К (оптимально легированного) до сих пор остается открытой проблемой (см. [4, 5]). В данной работе с помощью метода декорирования Биттера и съемки на магнитном силовом микроскопе изучено сосуществование сверхпроводимости и ферромагнетизма в пространственно однородных объемных кристаллах $\text{EuFe}_2(\text{As}_{1-x}\text{P}_x)_2$ с разными уровнями легирования (x) путем отображения локального распределения магнитного поля. Объединив возможности этих двух методов можно получить данные о форме и динамике структур магнитного потока в изучаемых сверхпроводниках в широком диапазоне магнитных

полей и температур, что важно как с теоретической, так и с практической точек зрения.

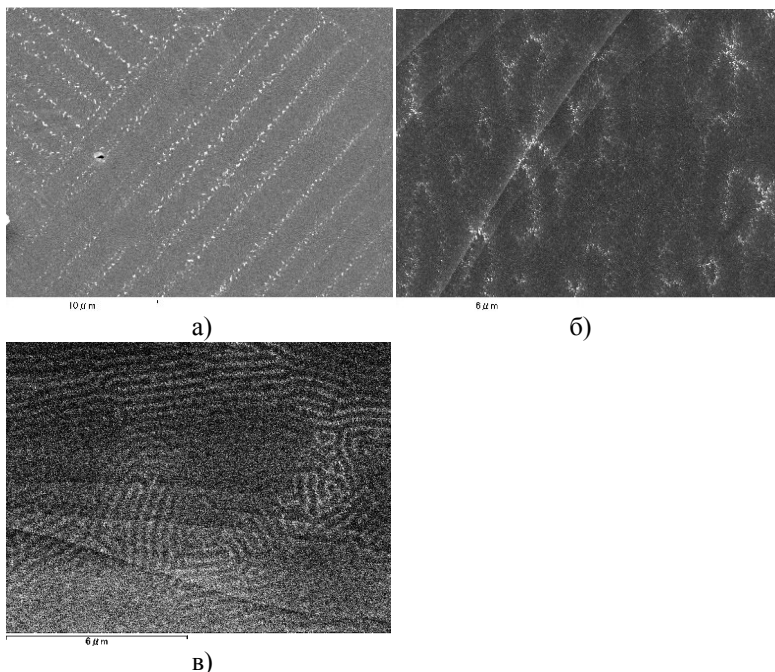


Рисунок 1. Структуры магнитного потока монокристаллов $\text{EuFe}_2(\text{As}_{1-x}\text{P}_x)_2$ при 6 К в плоскости (001) полученные методом декорирования:
а) слабо легированных ($x = 0.13$);
б) оптимально легированных ($x = 0.2$);
в) сильно легированных ($x = 0.25$)

Литература

1. H. Kawano-Furukawa, *et al.*, Physica C **470**, 716 - 718 (2010).
2. I. S. Veschunov, *et al.*, Phys. Rev. B **76**, 174506 (2007).
3. E. M. Chia, *et al.*, Europhys. Lett., **73** (5), 772 - 778 (2006).
4. H. S. Jeevan, *et al.*, Phys. Rev. B **83**, 054511 (2011).
5. S. Nandi, *et al.*, Phys. Rev. B **89** 014512 (2014).

ВЛИЯНИЕ УДЕЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТИ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА $\text{BiFe}_{0,93}\text{Mn}_{0,07}\text{O}_3$.

Владимирова Е.В., Дмитриев А.В.,

Кандауров М.Е., Барыкина Ю.А.

Россия, Екатеринбург, Институт химии твердого тела

УрО РАН, ihm1@mail.ru

На сегодняшний день феррит висмута BiFeO_3 является самым известным некомпозитным мультиферроиком с перспективой использования в магнитоэлектронике, катализе и др. Свойства феррита висмута зависят от метода синтеза, одна из возможных причин связана с изменением удельной поверхности. Цель настоящей работы – установить влияние текстуры поверхности частиц на магнитные свойства феррита висмута.

Феррит висмута состава $\text{BiFe}_{0,93}\text{Mn}_{0,07}\text{O}_3$ синтезирован тремя способами: классическим методом Печини (I), золь-гель методом с применением винной кислоты (II) и методом ультразвукового спрей-пиролиза (III). Всеми тремя способами получен однофазный продукт со структурой перовскита (пр. гр. $R3c$). По данным растровой электронной микроскопии, ферриты (I) и (II) состоят из плотных частиц размером около 0,5 мк и имеют удельную поверхность 0,62 и 0,79 м²/г соответственно. Частицы, полученные методом спрей-пиролиза, представляют собой пористые агломераты сферической формы со средним диаметром также 0,5 мк и с удельной поверхностью 3,10 м²/г. Магнитные характеристики пористых образцов значительно превосходят показатели ферритов, полученных золь-гель методами. Значения намагниченности насыщения для образцов I и II, составили соответственно 0,016 и 0,025 эми/г, а для образца, полученного спрей-пиролизом – 1,38 эми/г. Нами установлено, что увеличение остаточной намагниченности связано с увеличением удельной поверхности полученных образцов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ грант № 17-08-00893.

СТРУКТУРИРОВАНИЕ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОСПИННИНГА

Мезенин Е.И.

Россия, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ

spw.rch@gmail.com,

Целью работы является теоретическое и практическое освоение электроспиннинга растворов полимеров для последующего создания и применения структурированных полимерных покрытий в качестве прекурсора прозрачных электропроводящих покрытий, композиционных и диэлектрических материалов, применимых в солнечной энергетике, создании конденсаторов и ионисторов, экранов ЭМ-излучения, функциональных электропроводящих покрытий различного назначения. Ожидается значительная экономическая выгода данной технологии (управляемость процесса, доступное сырьё, низкие энергетические затраты).

Было проведено математическое моделирование и проверка результатов математической модели на практике, полученной автором [1] на основании обобщения результатов распространения условия возникновения стационарной струи раствора полимера, полученного Бураевым Т.К. и Верещагиным И.П. [2], на случай с конечным объемным расходом жидкости.

Параметры получаемых диэлектрических плёнок, такие как пористость, толщина, материал, структурные особенности, остаточный электрический заряд, можно широко варьировать.

Был получен и исследован ряд образцов из поливинилового спирта, в качестве красителя для пропитки использовался раствор бриллиантового зелёного (оксалата тетраэтил-4,4-диаминотрифенилметана) в изопропанол. Электроспиннинг проводился статически (плоскостной электрод) и динамически (вращающийся электрод-вал). Оптическая микроскопия неокрашенной и окрашенной плёнки, полученной электроформованием по статической схеме, приведена на рисунке 1.

Динамическим методом были получены плёнки толщиной порядка 10 мкм (рис. 2), обладающие меньшими размерами пор и

большей сплошностью структуры (многие поры запаиваются раствором полимера на стадии получения плёнки, либо формируют сложные сети каналов). Большая толщина плёнки обеспечивает большие скорости распределения раствора красителя и большой объём впитывания.

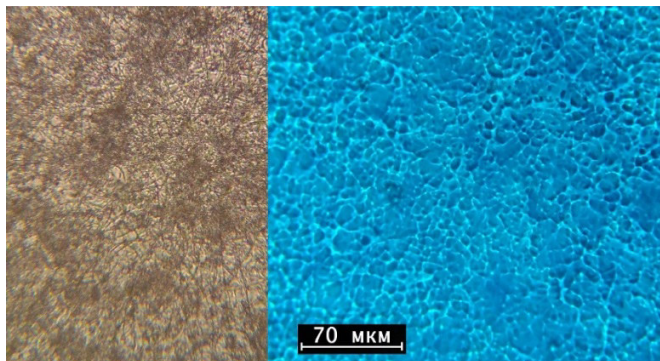


Рисунок 1. Окрашенная пористая плёнка поливинилового спирта, полученная методом статического электроспиннинга

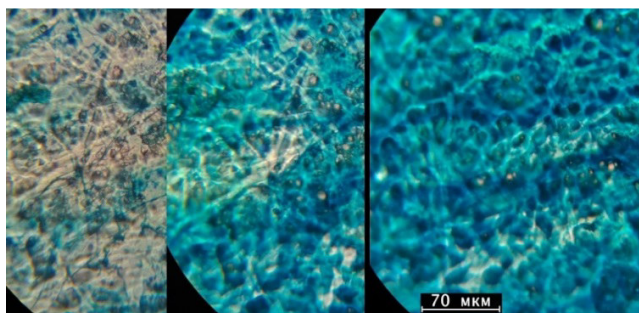


Рисунок 2. Последовательное окрашивание плёнки электроформованного поливинилового спирта, полученной методом динамического электроспиннинга с вращающимся электродом-валом

Литература

1. Ю.Н.Филатов, Электроформование волокнистых материалов (ЭФВ-процесс). (М. 2001)

2. Т.К. Бураев, И.П.Верещагин, Исследование динамики процесса распыления жидкостей в электрическом поле. Электричество. N1. Стр. 64-69 (1973).

**СИЛЫ СТОКА И ПРЕФЕРЕНСЫ ЭЛЕМЕНТОВ
МИКРОСТРУКТУРЫ ДЛЯ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ
В ОЦК МЕТАЛЛАХ Fe И V**

Сивак А.Б., Сивак П.А.

Россия, Москва, НИЦ «Курчатовский институт»

sivak_ab@nrcki.ru

При исследованиях радиационных свойств металлов и создании их феноменологических моделей возникает необходимость знания сил стоков и преференсов (относительной разности силы стока для СМА и вакансий) элементов микроструктуры разного типа для собственных радиационных дефектов (РД – собственные межузельные атомы (СМА), вакансии).

Для ОЦК металлов Fe и V в температурном диапазоне 293 – 1000 К определены силы стока и преференсы различных элементов микроструктуры для РД (малоугловые границы наклона (МГН) – дислокационные стенки, состоящие из прямолинейных краевых дислокаций в системах скольжения $\langle 111 \rangle \{110\}$ и $\langle 111 \rangle \{112\}$, квадратные межузельные дислокационные петли (ДП) с вектором Бюргерса $\langle 100 \rangle$, сферические вакансионные поры (ВП)).

Силы стока рассчитывались в рамках многоуровневого подхода с использованием методов кинетического Монте-Карло (КМК), анизотропной линейной теории упругости (АЛТУ) и молекулярной статики (МС). Диффузия РД в модельных кристаллах, содержащих элементы микроструктуры, моделировалась КМК-методом. Учет упругого взаимодействия между РД (упругими диполями) и упругими полями элементов микроструктуры (МГН, ДП, ВП) производился в рамках АЛТУ. Упругие поля МГН рассчитывались в рамках АЛТУ, а ДП и ВП – с помощью МС-метода.

Рассмотрены некоторые радиационные свойства металлов и их феноменологические модели с учетом полученных результатов.

ВЫБОР СПОСОБА ВОСПОЛНЕНИЯ ВАНАДИЕВОГО СЫРЬЯ

Кравченко К. Н.

*Россия, г. Кемерово, Кузбасский государственный
технический университет им. Т. Ф. Горбачева
daimon1605@mail.ru*

Серная кислота является одним из основных продуктов химической промышленности и широко применяется в различных отраслях народного хозяйства. По разнообразию областей применения занимает первое место среди важнейших продуктов химической промышленности. Производством серной кислоты отражается экономическое развитие страны. Непрерывное наращивание выпуска серной кислоты наблюдается во всех развитых и развивающихся странах.

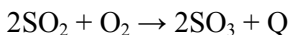
Серную кислоту используют для получения солей различных металлов. Оба иона водорода молекулы H_2SO_4 легко обмениваются на ион металла. При взаимодействии металлов или их окислов с серной кислотой получаются соли, называемые сульфатами: $CaSO_4$ – сульфат кальция, Na_2SO_4 – сульфат натрия, $Al_2(SO_4)_3$ – сульфат алюминия, $CuSO_4 \cdot 5H_2O$ – пятиводный сульфат меди (медный купорос), $ZnSO_4$ – сульфат цинка (цинковый купорос), $FeSO_4 \cdot 7H_2O$ – семиводный сульфат железа (железный купорос).

Являясь сильной двухосновной кислотой, серная кислота способна вытеснять более слабые кислоты из их солей. На этом ее свойстве основано получение фосфорной, соляной, борной, плавиковой (фтористоводородной) и других кислот. Так, для получения соляной кислоты нагревают смесь хлорида натрия $NaCl$ с концентрированной серной кислотой. Выделяющийся при этом хлористый водород HCl растворяют в воде и получают соляную кислоту. В качестве побочного продукта образуется сульфат натрия. Для производства фосфорной кислоты H_3PO_4 трикальцийфосфат обрабатывают раствором серной кислоты. При этом кроме фосфорной кислоты получается еще гипс.

Важным свойством серной кислоты является ее гигроскопичность – способность хорошо поглощать воду. Это

используют в промышленности для сушки газа, а также для концентрирования азотной кислоты. При концентрировании азотной кислоты ее смешивают с концентрированной серной кислотой. Серная кислота отнимает воду, разбавляясь при этом до содержания H_2SO_4 70–75%, а азотная кислота концентрируется. Разделяют кислоты отгонкой азотной кислоты при нагревании.

Сущность контактного способа[1] состоит в том, что сернистый ангидрид окисляется до серного в присутствии катализатора при высокой температуре (440–550°C). Реакция идет с выделением тепла:



Поэтому для поддержания в контактном аппарате нужной температуры не требуется затрачивать топлива, т. е. процесс окисления на катализаторе сернистого ангидрида до серного автотермичен.

Образующийся серный ангидрид приводится в соприкосновение с 98,3%-ной серной кислотой. При этом серный ангидрид взаимодействует с водой, содержащейся в кислоте, и концентрация кислоты повышается. Для поддержания концентрации поглощающей кислоты на уровне 98,3% в систему добавляют воду. Если подачу воды ограничить, то увеличение концентрации кислоты будет продолжаться и превысит 100%. В этом случае серная кислота содержит, как принято говорить, свободный серный ангидрид. Такая кислота называется олеумом (или «дымящей» серной кислотой). Состав олеума можно записать формулой $\text{H}_2\text{SO}_4 \cdot n\text{SO}_3$. Коэффициент n указывает количество серного ангидрида, растворенного в серной кислоте, и определяется обычно в массовых долях, выраженных в процентах. В промышленности выпускают олеум с содержанием свободного серного ангидрида 18,5–20,0%. Добавляя к олеуму воду, можно получить кислоту любой концентрации. Это особенно ценно при необходимости перевозить серную кислоту на далекие расстояния.

В качестве катализатора сейчас используют ванадиевый, заменивший применявшийся ранее платиновый. Ванадиевый катализатор (ванадиевая контактная масса) более стоек по

отношению к ядам, содержащимся в газах и отравляющим контактную массу, а кроме того, он намного дешевле платинового.

Увеличение выпуска серной кислоты сопровождается совершенствованием ее технологии, аппаратного оформления всех стадий производственного процесса, внедрением принципиально новых схем и оригинальных инженерных решений. Одним из основных направлений развития сернокислотного производства является совершенствование существующих [2,3] и создание новых [4] катализаторов.

Основываясь на этом можно проводить исследования, одновременно модифицируя химический состав катализатора и оптимизируя пористую структуру катализатора, которая наряду с химическим составом является важным фактором, определяющим активность контактной массы.

Состав катализатора включает в себя основные части, такие как подложка (силикагель, диатомит и пр.), пентаоксид ванадия и примеси металлов разных модификаций.

Изменяя основные части сернокислотных катализаторов возможно составлять новые виды данного продукта.

Введение рубидия и цезия [5] в качестве промотирующей добавки, в состав активного компонента, позволит создать широкотемпературный катализатор, что позволит повысить активность.

Помимо этого в состав ванадиевого катализатора возможно вводить промоторы в виде соединений более легких щелочных металлов (литий, натрий) или щелочноземельных (бериллий, магний).

Проведенные расчеты [6] показали, что при приготовлении суспензии, в состав которой входит рубидий и цезий в качестве промоторов, растет молярная доля вещества в зависимости от увеличения температуры и давления(рис. 1).

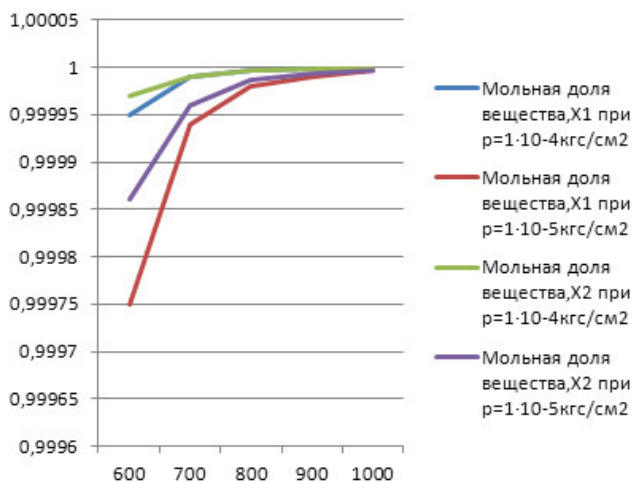


Рисунок 1 - Изменение мольной доли рубидия и цезия в зависимости от температуры и давления

Еще один способ изменения состава ванадиевого катализатора - изменение подложки. Использование микрокремнезема вместо диатомита позволит решить проблему сырьевого запаса и некоторые экологические задачи связанные с утилизацией отходов. Одним из преимуществ микрокремнезема является постоянство его химического состава, тогда как диатомит может меняться даже в пределах одного месторождения, что приводит к некоторому расхождению значений активности [7] катализаторов от партии к партии.

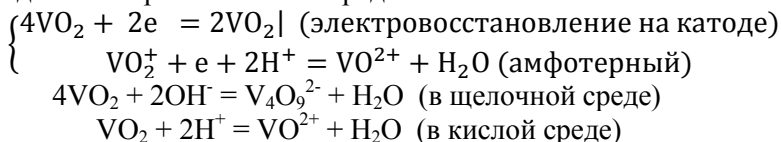
Природа носителя влияет на такие важные характеристики как пористая структура и прочность катализатора.

Помимо изменений и модификаций состава ванадиевого катализатора, для сохранения и восполнения запасов данного сырья, рекомендуется также проводить получение катализаторов данного типа из отработанного катализатора.

Получать ванадиевые катализаторы возможно гидрохимическими, электрохимическими или пирометаллургическими способами.

Электрохимический способ предусматривает стадию выщелачивания, электролиза, фильтрования, повторную стадию выщелачивания, промывку и кристаллизацию.

Условно, для приведенных ранее марок [2,3] катализаторов, стадию электролиза можно представить:



Выход продукта зависит от количества отработанного ванадиевого катализатора и рассчитывается на среднесуточную норму образования отходов. Для действующего сернокислотного производства использующего катализаторы типа СВД (КД), СВД (К-Д-К), составляет 7,85 кг/ч или 26,4 м³/ч.

Литература

1. Новик Д.М. Технология серной кислоты: тексты лекций по одноименному курсу для студентов очной и заочной форм обучения специальности 1-48 01 01 «Химическая технология неорганических веществ, материалов и изделий» специализации 1-48 01 01 01 «Технология минеральных удобрений, солей и щелочей» / Д. М. Новик. – Минск: БГТУ, 2013. – 74 с.
2. Продукция компании: Акционерное общество «ТЕХМЕТАЛЛ-2002» 624140 г. Кировград Свердловской области, ул. Свободы, 11.
3. Продукция компании: Haldor Topsøe. Haldor Topsøes Allé 1.2800 Kgs. Lyngby. Phone: +45 4527 2000. Fax: +45 4527 2999. e-mail: topsoe@topsoe.dk
4. Симонова Л.Г., Бальжинимаяев Б.С., Кильдяшев С.П., Макаренко М.Г., Чумаченко В.А., Меняйлов Н.Н., Барелко В.В., Быков Л.А., Колосов В.В., Ракчеева Л.В., Ваткеева Е.Н. Катализатор для окисления диоксида серы в триоксид серы. Патент РФ 2158633. Институт катализа им. Г. К. Борескова. 10.11.2000 г.
5. Томишко М.М., Масленников Б.М., Илларионов В.В. Определение плотности и поверхностного натяжения расплавов активного компонента ванадиевого сернокислотного катализатора // Пром. мин. удобр. и серн. кислоты.- 1975.-№5.- С .3-8.
6. Н. Б. Варгафтик. Справочник по теплофизическим свойствам газов и жидкостей. Москва. Изд. Наука. 1972. 720с.

7. Лаврищева С. С. Модифицированные ванадиевые катализаторы для окисления диоксида серы. Автореферат диссертации. Санкт-Петербург.2001.

ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ ОКСИДА МАРГАНЦА (II) НА ПОВЕРХНОСТИ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПЛЕНОК МАРГАНЦА

¹Суровая В.Э., ²Бугерко Л.Н., ²Суровой Э.П.

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

*Россия, г. Кемерово, ²Кемеровский государственный
университет, sur.vik@mail.ru*

В результате термической обработки ($T=673$ К) пленок марганца ($d = 4 - 108$ нм) в течение ($\tau = 0,05 - 120$ мин) образуется оксид марганца (II). В зависимости от толщины образцов кинетические кривые степени превращения описываются в рамках линейного, обратного логарифмического, кубического и логарифмического законов.

Образцы для исследований готовили методом термического испарения в вакууме ($2 \cdot 10^{-3}$ Па) путем нанесения тонких ($4 - 108$ нм) пленок марганца на подложки из стекла (ГОСТ 9284-59), используя вакуумный универсальный пост «ВУП-5М» [1 - 4]. Толщину пленок марганца и оксида марганца (II) определяли спектрофотометрическим (спектрофотометр «Shimadzu UV-1700») и гравиметрическим (кварцевый резонатор) методами. Образцы помещали на разогретую до соответствующей температуры ($T=673$ К) фарфоровую пластину и подвергали термической обработке в течение $\tau = 0,05 - 120$ минут в муфельной печи «Тулячка-3П». Регистрацию эффектов до и после термической обработки образцов осуществляли гравиметрическим и спектрофотометрическим методами. Измерения фото-ЭДС (U_{Φ}) проводили в вакууме ($1 \cdot 10^{-5}$ Па) на установке [3]. Контактную разность потенциалов (КРП) между образцами марганца, оксида марганца (II) и электродом сравнения из платины измеряли до и после термической обработки образцов при температуре $T=673$ К используя

модифицированный метод Кельвина [4].

В результате термической обработки пленок марганца разной толщины при $T = 673 \text{ K}$ в атмосферных условиях спектры поглощения, отражения и масса образцов претерпевают существенные изменения. Установлено, что наряду с уменьшением значений оптической плотности образца формируется спектр поглощения нового вещества. Оцененная по длинноволновому порогу поглощения, который находится при $\lambda \approx 480 \text{ нм}$, оптическая ширина запрещенной зоны образующегося вещества составляет $E \approx 2,57 \text{ эВ}$. Полученное значение ширины запрещенной зоны вещества удовлетворительно совпадает с шириной запрещенной зоны оксида марганца (II). Поэтому, было сделано предположение, что при термической обработке пленок марганца основным продуктом взаимодействия их с кислородом окружающей среды является оксид марганца (II).

Для выяснения закономерностей процесса взаимодействия пленок марганца с кислородом окружающей среды были рассчитаны и построены кинетические зависимости степени превращения ($\alpha = f(\tau)$).

Установлено, что степени термического превращения ($T=673 \text{ K}$) с уменьшением толщины пленок марганца увеличивается (рис. 1).

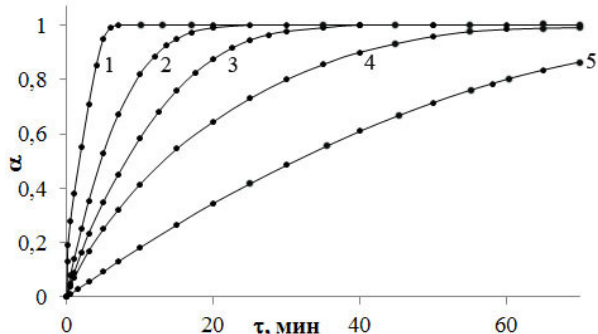


Рисунок 1. Зависимость степени превращения от толщины пленок Mn при $T = 673 \text{ K}$: 1 – 11 нм, 2 – 20 нм, 3 – 26 нм, 4 – 31 нм, 5 – 43 нм

Кинетические кривые степени термического превращения пленок марганца 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 марганца (II), A и B – постоянные интегрирования, τ – время взаимодействия. По мере увеличения толщины пленок марганца наблюдается увеличение продолжительности участков кинетических кривых степени превращения.

Для выяснения причин, вызывающих наблюдаемые изменения спектров поглощения и отражения, а также кинетических кривых степени превращения пленок марганца в процессе термообработки были измерены U_{Φ} систем $Mn - MnO$ и КРП для пленок Mn, MnO .

Из анализа результатов измерений КРП было установлено, что в области контакта $Mn - MnO$ (из-за несоответствия между работами выхода из контактирующих партнеров) возникает запирающий электрический слой. Напряженность электрического поля на границе контакта $Mn - MnO$ (для пленок марганца различной толщины) составляет $\sim 10^6$ В/см. Диаграмма энергетических зон системы $Mn - MnO$ представлена на рисунке 2.

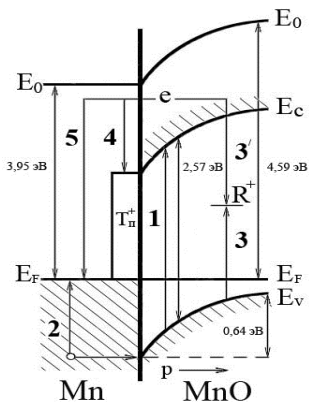


Рисунок 2. Диаграмма энергетических зон гетеросистемы $Mn - MnO$. E_V – уровень потолка валентной зоны, E_C – уровень дна зоны проводимости,

E_F – уровень Ферми, E_0 – уровень вакуума,
 T_n^+ – уровни поверхностных электронных состояний.

Литература

1. 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.
2. 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.
3. Суrowой Э.П., Бугерко Л.Н. Термостимулированное газовыделение из систем азид серебра – металл. // Химическая физика. 2002. Т. 21. № 7. – С. 74–78.
4. 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.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА РАДИАЦИОННО-МОДИФИЦИРОВАННОГО ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА

Самохин М.С., Сотников М.О., Шелухов И.П.

Россия, г. Обнинск, АО «НИФХИ им. Л.Я. Карпова»

fci@karpoviprc.ru

Политетрафторэтилен (ПТФЭ) обладает рядом уникальных свойств: высокой термо-, хемо- и биостойкостью, прекрасными диэлектрическими, антифрикционными и антиадгезионными свойствами. Однако низкая износостойкость, высокая ползучесть и низкая радиационная стойкость ПТФЭ существенно ограничивают области его использования.

Для улучшения физико-механических свойств ПТФЭ применяется два основных подхода: физический и химический.

Физический способ модифицирования фторопласта основан на создании композитов, химический основан на создании сополимеров тетрафторэтилена.

Радиационно-химический способ модифицирования, разработанный в НИФХИ им. Л.Я.Карпова, является новым способом улучшения физико-механических свойств ПТФЭ.

Способ основан на модифицировании химической структуры полимерной цепи на стадии облучения полимера в расплаве и

последующем изменении надмолекулярной структуры, происходящей при охлаждении полимера до комнатной температуры после прекращения облучения.

Радиационно-химический способ модифицирования позволил получить структурно-модифицированный ПТФЭ, который превосходит по комплексу свойств как исходный материал, так и все его композиции.

Проведение обработки в вышеописанном режиме позволило на порядок величины снизить ползучесть и более чем на три порядка увеличить износостойкость изделий из ПТФЭ при сохранении коэффициента трения и других характеристик на уровне, характерном для чистого немодифицированного ПТФЭ.

КРИСТАЛЛОХИМИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ ОБРАЗОВАНИЯ НЕАВТОНОМНОЙ ФАЗЫ ПРИ ОТРИЦАТЕЛЬНОМ ТЕРМИЧЕСКОМ РАСШИРЕНИИ ГЕТЕРОДЕСМИЧЕСКИХ СТРУКТУР

**Ротермель М.В.¹, Красненко Т.И.¹, Петрова С.А.²,
Титова С.Г.², Николаенко И.В.¹, Самигуллина Р.Ф.¹,
Сунцов А.Ю.¹, Ведмидь Л.Б.²**

¹*Россия, Екатеринбург, Институт химии твёрдого тела УрО
РАН*

²*Россия, Екатеринбург, Институт металлургии УрО РАН
Rotermel@ihim.uran.ru*

Прецизионным рентгенографированием *in situ* установлены наличие и область существования неавтономной фазы (НФ) в моноклинных твердых растворах β - $Zn_{2-2x}Cd_{2x}V_2O_7$ в области температур от комнатной до 800°C. Показано, что при термическом расширении моноклинных твердых растворов α - $Cu_{2-2x}Zn_{2x}V_2O_7$ в интервале температур от -180° до 400°C НФ не образуется. Сравнительный кристаллохимический анализ термического поведения моноклинных твёрдых растворов β - $Zn_{2-2x}Cd_{2x}V_2O_7$, α - $Cu_{2-2x}Zn_{2x}V_2O_7$ и α - $Zn_{2-2x}Cd_{2x}V_2O_7$ показал, что генерация неавтономной фазы происходит в области интенсивного изменения угла моноклинности при сдвиговых деформациях элементарных ячеек. На основе

спектроскопических исследований образцов, содержащих НФ, установлено присутствие СТС ЭПР спектров и дополнительных линий на ИК-спектрах в коротковолновой области. Полученные данные свидетельствуют о наличии эффективного заряда V^{4+} в количестве, не превышающем 1 – 2%, при искажении VO_4 -тетраэдров. Комплексный кристаллохимический и спектроскопический анализ показал, что адаптация исходных моноклинных структур к изменениям температуры и химического состава происходит в области интенсивного изменения угла моноклинности за счет появления НФ с искаженными полиэдрическими составляющими структуры.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 15-03-00901-а).

ВЫБОР СТАТИСТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ДЛЯ ОЦЕНКИ ВЕРОЯТНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Ковалева Ю.Ю., Кирюшина В.В.,

Коваленко П.В., Степанов П.А.

*Россия, г. Обнинск, АО «ОНИИП «Технология» им. А.Г.Ромашина»
fenich@inbox.ru*

Для изготовления элементов летательных аппаратов (ЛА) широко используются конструкционные керамические и композиционные материалы (КМ) [1]. Всё более жёсткие требования предъявляемые к таким конструкциям, связанные с экстремальными условиями эксплуатации, требуют оценки надёжной и безотказной работы как отдельных элементов, так и ЛА в целом.

Однако, ввиду существенного разброса физико-механических характеристик КМ, который определяется неоднородностью структуры, концентраторами напряжений, технологической предысторией, масштабного эффекта прочности, прогнозирование поведения изделий из КМ под нагрузкой невозможно без учета статистических аспектов.

В работе рассмотрены особенности и условия применения физико-статистических моделей разрушения КМ применительно

к оценке вероятности разрушения элементов ЛА из эпоксидных стеклопластиков. В качестве экспериментального материала использованы результаты испытаний образцов стеклопластиков на 3-х и 4-х точечный изгиб. Численное моделирование напряженного деформированного состояния проводили на базе метода конечных элементов, реализованного в среде ANSYS.

Отмечено, что модель Вейбулла, хорошо зарекомендовавшая себя в оценке прочностной надежности элементов ЛА из керамических материалов [2], не всегда является достаточно корректной и обоснованной, в том числе в силу сложного упруго-пластичного характера разрушения композитов.

Модель разрушения по механизму накопления повреждений Розена [3] дает верхнюю оценку прочности КМ, которая зачастую не достигается из-за реализации других механизмов разрушения. При этом вероятностные модели, разработанные в развитии подхода Розена и основанные на использовании сдвигового анализа с рядом допущений, отличаются лишь заданием закона перераспределения нагрузки в случае разрушения волокна.

Модель «пучка волокон» Даниэлса [4], учитывающая вязкий характер разрушения, зачастую приводит к оптимистичным выводам о прочностной надежности изделия, особенно в области 99,9% и выше.

Перспективным является объединение подходов Вейбулла и Даниэлса, позволяющее построить модель большей гибкости и достоверности. При надлежащем выборе параметров данная физико-статистическая модель хорошо согласуется с результатами испытаний.

Литература

1. Русин М.Ю., Василенко В.В., Ромашин В.Г., Степанов П.А., Атрощенко И.Г., Шуткина О.В. Композиционные материалы для радиопрозрачных обтекателей летательных аппаратов // Новые огнеупоры, 2014. – № 10. – С. 19-23.
2. Баринов С. М., Шевченко В. Я. Прочность технической керамики. – М.: Наука, 1996. – 159 с.
3. Rosen, B. W. Tensile failure of fibrous composites / B. W. Rosen // AIAA J., 1968. – № 2. – P. 1985-1994.

4. Композиционные материалы: Справочник / В.В. Васильев, В.Д. Протасов, В.В. Болотин и др.; Под общ. ред. В.В. Васильева, Ю.М. Тарнопольского. – М.: Машиностроение, – 1990. – 512 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОТЫДЕЛЕНИЯ И ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ШЛИФОВАНИИ

Емалетдинов А.К.

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

emaletd@mail.ru

В данной работе проведено моделирование тепловыделения и эволюции дислокационной структуры в процессе шлифования с целью управления качеством поверхности. Рассмотрена постановка микроскопической задачи описания тепловых полей, создаваемых упруго-пластической деформацией металла приповерхностной зоны. Источниками повышения температуры являются: пластическая деформация контактного трения и адиабатический разогрев материала. Система включает уравнения: движения среды, состояния, совместности, сплошности, кинетики дислокаций. Тепловые поля от движущихся дислокаций описываются уравнениями связанной термоупругости. Проведено моделирование тепловой задачи для локального повышения температуры плоского микровыступа. Скорость деформации микровыступа определяется потоком дислокаций, зарождающихся с объемной плотностью и двигающихся под действием локальных напряжений, возникающих в микровыступе. Для оценки напряженного состояния используется решение задачи о вдавлении штампа в полуплоскость. Получены численные решения и значения максимальных температурных полей. Проведено моделирование температурного поля для поверхности шлифования как имеющей заданное распределение на поверхности микровыступов. Проведен анализ влияния величины температуры и скорости охлаждения торцевой поверхности на плотность дислокаций и микротрещин, зародившихся в пластине. Проведено численное моделирование полей внутренних напряжений, создаваемых

дислокационной структурой. Полученные результаты можно использовать для оптимизации шлифования и управления качеством.

ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ И ТЕПЛОВЫДЕЛЕНИЕ ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ

Емалетдинов А.К.

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

Взаимодействие поверхностей при сварке трением приводит к характерным изменениям микроструктуры приповерхностных областей. С позиций неравновесной термодинамики и синергетики, образующиеся дислокационные субструктуры, являются диссипативными структурами, а их образование связано с появлением коллективных мод движения в кинетике дислокаций. Их зарождение и самоорганизация происходит при превышении критических значений напряжений, плотности дислокаций. Были сформулированы уравнения кинетики дислокаций, описывающие основные дислокационные процессы: размножение, иммобилизацию, диффузию, аннигиляцию. Проведено исследование двухпараметрической системы уравнений кинетики дислокаций при пластической деформации в зоне трения в пространстве напряжений и температуры. В численном моделировании были получены основные типы решений системы уравнений и сопоставлены с диаграммой дислокационных субструктур, образующихся в приповерхностной зоне материала при сварке трением. Знание температурных полей контактных поверхностей и приповерхностной зоны трения имеет важное научное и прикладное значение для повышения физико-механических характеристик материалов контактной зоны, оптимизации сварки трением и проектирования оптимальных режимов сварки. Рассмотрена постановка микроскопической задачи описания тепловых полей, создаваемых пластической деформацией металла приповерхностной зоны сварки трением. Тепловые поля

от движущихся дислокаций описываются уравнениями связанной термоупругости. Проведен расчет локальных микроскопических температурных полей при сварке трением.

НЕЛИНЕЙНАЯ КИНЕТИКА ФОНОНОВ КАК МИКРОМЕХАНИЗМ ЗАРОЖДЕНИЯ МИКРОТРЕЩИН

Емалетдинов А.К.

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

Рассмотрена квантово-механическая модель зарождения микротрещины в деформируемой решетке. При приложении внешних воздействий (напряжений, температуры и др.) фононная система переходит в неравновесное состояние. Неравновесная система фононов обладает избыточной энергией, благодаря которой могут, например, образовываться неравновесные N - солитоны (микротрещины). Показано, что образование микротрещины представляет собой процесс самоорганизации неравновесной фононной системы деформируемого кристалла и возникновение коллективных мод движения в кинетике фононной системы. Процесс зарождения протекает по типу кинетического перехода и может быть описан в рамках формализма Гинзбурга - Ландау. Образование таких критических мод представляет зарождение микротрещины. Неустойчивые моды заключены в узкой полосе значений волновых векторов, т.е. неустойчивой становится одна или несколько мод. Показано, что для зарождения дефекта необходимо превысить критическую величину неравновесности фононной системы. Время зарождения определяется временем накопления упругой энергии в критической фононном пакете до величины собственной упругой энергии микротрещины. Сформулированы силовые и энергетические условия гомогенного зарождения микротрещины. Полученные выражения для времени зарождения, силовых и энергетических условий образования микротрещины обобщают

имеющиеся микроскопические оценочные выражения. Проведено сравнение с экспериментальными данными.

ВЛИЯНИЕ НЕСООТВЕТСТВИЯ РЕШЕТОК НА КРИТИЧЕСКИЙ РАЗМЕР ЗАРОЖДЕНИЯ ПОР В НАНОСТРУКТУРНОМ СПЛАВЕ

Емалетдинов А.К., Галактионова А.В.

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

Проведено моделирование изменения критического размера образования поры под действием различных факторов. Записано термодинамическое условие гетерогенного зарождения поры с использованием свободной энергии системы, включающей вклад поверхностного натяжения свободной поверхности и межфазной границы, упругой энергии сетки дислокаций несоответствия, действия внутренних и внешних термоупругих напряжений, концентрации неравновесных вакансий, включений в границах, возникновения диффузионных потоков химических компонентов сплава. Выполнена термодинамическая оценка условий образования поры критического размера. Проведен анализ термодинамических условий образования поры критического размера с учетом влияния различных параметров. Проведен анализ критического размера пор с учетом влияния упругой энергии межфазной границы, дислокаций несоответствия, концентрации напряжений в никеле, температурных напряжений циклических напряжений. Показано, что критический размер поры существенно уменьшается при учете перечисленных выше энергетических воздействий. Выполнены численные расчеты критического размера поры при действии различных факторов. Проведен анализ критического размера пор с учетом влияния межфазной границы, сетки дислокаций несоответствия, концентрации напряжений в никеле, температурных напряжений и др. Показано, что критический размер поры существенно уменьшается при учете перечисленных выше энергетических

воздействий. Выполнены численные расчеты критического размера поры при действии различных факторов.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИФФУЗИОННОГО РОСТА ПОР С УЧЕТОМ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕСТВИЯ В ЖАРОПРОЧНОМ СПЛАВЕ

Емалетдинов А.К., Галактионова А.В.

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

Проведены численные расчеты неоднородной концентрации вакансий в зернах интерметаллидов и никелевой прослойке при действии термомеханической нагрузки и различных значениях параметров. Сделаны оценки возникающих дополнительных потоков вакансий, определяемых уменьшением энергии зарождения благодаря уменьшению модулей упругости и межатомной энергии связи при высоких температурных полях, собственной энергии дислокаций, границ зерен и концентрации напряжений. Рассмотрены распределение и оценки циклических термоупругих напряжений в зерне и прослойке и связанные с этим дополнительные потоки вакансий. Проведены численные расчеты неоднородной концентрации вакансий в зернах интерметаллидов и никелевой прослойке с учетом дислокаций несоответствия. Рассмотрено нестационарное уравнение для химического потенциала и концентрации вакансий. Потоки неравновесной концентрации вакансий приводят к росту пор. Выполнены численные расчеты кинетики избыточной концентрации вакансий и потоков вакансий на поверхность поры с учетом при действии различных стоков и критического размера поры под действием термомеханических нагрузжений. Рассмотрена кинетика роста поры при поглощении избыточной неравновесной концентрации вакансий с учетом температурной зависимости коэффициента диффузии вакансий и упругих полей дислокаций несоответствия. Рассмотрено влияние зернограницной диффузии и поглощения дислокационной сетки на скорость роста поры, проведены численные расчеты.

МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ И СИНЕРГЕТИКИ ТРЕЩИН ПРИ УСТАЛОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Емалетдинов А.К., Галактионова А.В.

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

Рассмотрена кинетика усталостного деформирования и разрушения материала, когда развивается дислокационное скольжение, а также образуются микротрещины и макротрещина. Сформулирована полная система уравнений, включающая уравнение кинетики дислокаций, кинетики развития микротрещин и их слияния в магистральную усталостную критическую трещину определяют кривую усталости и предел выносливости. Общее термодинамическое соотношение, позволяющее вычислить кривую усталости, показывает, что разрушение наступает, когда скорость производства энтропии благодаря слиянию микротрещин превысит скорость производства энтропии от других диссипативных деформационных процессов (вакансионных, дислокационных, дисклинационных и др.). Сформулирована система уравнений кинетики микротрещин, описывающей основные процессы: зарождение микротрещин, залечивание, слияние в макротрещину. При достижении критической плотности дислокаций, дисклинаций происходит зарождение субмикротрещин. Проведено численное исследование решений кинетических уравнений при критических значениях параметров: напряжений, плотности дефектов, микротрещин, температуры. Превышение критической плотности микротрещин описывает зарождение макротрещины, определяет кривую усталости. Предел выносливости определяется существованием стационарного решения для плотности микротрещин. Проведено численное исследование двухпараметрической системы уравнений кинетики дислокаций, трещин при усталостной деформации в пространстве напряжений и температуры.

САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕЙСЯ ОТЖИГ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ КАК СЛЕДСТВИЕ ТЕРМО- КОНЦЕНТРАЦИОННОЙ НЕУСТОЙЧИВОСТИ

Селищев П.А.¹, Боков П.М.²

¹ ЮАР, Претория, Университет Претории
selyshchev@gmail.com

² ЮАР, Претория, Корпорация Ядерной Энергии (Necsa)
pavel.bokov@necsa.co.za

Облучение высокоэнергетичными частицами приводит материал в существенно неравновесное, метастабильное состояния, которое может сохраняться и после прекращения облучения. Причина этого - большие времена жизни ряда радиационно-индуцированных дефектов. Энергия материала складывается из термической энергии и атермической, т.е. энергии запасенной дефектами, поскольку для образования дефектов требуется значительная энергия, которая обеспечивается облучением. Например, при образовании одного междоузельного атома энергия кристалла повышается на несколько электрон-вольт, при последующем формировании междоузельных петель и пор возрастание энергии кристалла составляет уже сотни и тысячи электрон-вольт на каждую петлю или пору [1]. Дальнейшее развитие радиационных повреждений ведет к еще большему росту атермической энергии кристалла, вызванной образованием дефектов.

При отжиге дефектов, например при рекомбинации вакансии с междоузельным атомом, запасенная ими атермическая энергия переходит в термическую, температуры материала повышается. Поскольку отжиг является термически активируемым процессом, его скорость растет с повышением температуры. Поэтому тепловыделение сопровождающее отжиг будет приводить к ускорению отжига, что вызывает дальнейшее повышение температуры. Таким образом устанавливается обратная связь между скоростью отжига и температурой материала. При определенных условиях благодаря ей развивается самоподдерживающийся отжиг дефектов, который может существенно изменять кинетику отжига в целом. Если отжиг

происходит при облучении, которое постоянно генерирует все новые и новые дефекты, данная нелинейная связь может приводить к автоколебаниям температуры и плотности дефектов. В случае же отжига после окончания облучения эта же нелинейная связь благодаря теплопроводности может вызвать «автоволну» отжига [2].

В работе развита теория пространственного распространения отжига, которая реализуется вследствие термо-концентрационной связи и описывается уравнениями для концентраций дефектов (n) и термической энергии (температуры T) с соответствующими граничными и начальными условиями. В простейшем случае они имеют вид

$$\frac{dn}{dt} = -\frac{n}{\tau(T)}$$

$$c\rho \frac{dT}{dt} = \kappa \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \theta \frac{n}{\tau(T)}$$

где $c\rho$ – теплоемкость единичного объема кристалла, κ – его теплопроводность, θ – энергия, которая переходит в тепло при отжиге одного дефекта. $\tau = \tau_0 \exp(E/kT)$ – характерное время жизни дефектов, E – энергия активации перехода из метастабильного в равновесное состояние.

Получена аналитическая оценка скорости распространения отжига и показано, что она зависит от величины запасенной дефектами энергии и интегрального тепловыделения и, таким образом, связана с энергией активации и другими кинетическими характеристиками кристалла с дефектами. Величина скорости распространения отжига лежит, в зависимости от состояния и свойств материала, в интервале от одного до нескольких дециметров в секунду. С помощью численного моделирования установлено, что отжиг дефектов происходит в узкой области фронта волны. Величина пробега волны до ее затухания растет с уменьшением начальной температуры материала (для комнатной она может достигать нескольких дециметров) и с увеличением энергии активации отжига.

Показано, что возможна реализация двух режимов распространяющегося отжига. Профили волн плотности дефектов

и температуры образца первого режима имеют вид «ступенек», которые распространяются с постоянной скоростью. Второй режим распространяется с осциллирующей скоростью; при этом температура испытывает несколько осцилляций в зоне отжига и может превышать свое установившееся значение; форма волнового профиля распределения дефектов практически не меняется. Переход от первого режима ко второму вызван бифуркацией типа Хопфа и объясняется неустойчивостью, связанной с прогревом еще неотожженной области материала. Если отжиг распространяется с постоянной скоростью, то глубина прогреваемого слоя должна быть постоянна. Однако, если в результате флуктуации отожжется больше дефектов, то выделится больше энергии и прогреется большая область, что ведет к дальнейшему нарастанию числа отожженных дефектов и потере устойчивости равномерного распространения отжига.

Благодаря теплоотводу энергии температура после отжига спадает до температуры окружающей среды. Профиль волны приобретает форму пика с крутым подъемом и более пологим спуском, вызванным теплоотводом. Таким образом, материал будет находиться при повышенной температуре в узкой пространственной области и небольшое время, что в какой-то мере может предотвратить термо-индуцированные фазово-структурные превращения материала и, следовательно, изменения его свойств в процессе отжига.

Литература

1. Бакаев А.В., Журкин Е.Е. Характеристики радиационных дефектов в аустенитных сплавах // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Физико-математические науки № 2 (194), 2014.
2. Селищев П.А. Распространение самоподдерживающегося отжига радиационных дефектов // Труды XXIV Международной конференции «Радиационная физика твёрдого тела» (Севастополь, 7 – 12 июля 2014 г.), 2014 г., 595 с. С. 589-594.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ДЕФОРМИРОВАННЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВАХ

Морозова Н.А., Антошина И.А.

Россия, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ

Nadezhda.morozova.9595@yandex.ru

Интенсивная пластическая деформация является одним из основных способов воздействия на структуру аморфных сплавов. Деформация оказывает влияние на кинетику кристаллизации и может приводить к изменению фазового состава сплава при образовании нанокристаллических фаз.

В настоящей работе проведено исследование структуры аморфного сплава ($Co-Fe_{4.9}-Si_{14.9}-B_{10}$ – 84КСР) после барокриодеформации при 77К методами рентгенофазового анализа, оптической и атомно-силовой микроскопии. Аморфная металлическая лента шириной 13мм и толщиной 30мкм была получена традиционным методом спиннингования.

На рентгенограммах исходных и барокриодеформированных образцов после кратковременного отжига до 600°C на фоне аморфного гало появились линии кристаллических фаз твердого раствора кобальта и боридов CoB , Co_2B . На рентгенограммах отожженных деформированных образцов в сравнении с отожженными исходными интенсивность линий кристаллических фаз была меньше.

Микроструктура деформированных образцов характеризуется наличием пересекающихся, V-образных полос сдвига, расстояние между которыми составляет 10 – 15 мкм и «венообразных» микротрещин.

Методом атомно-силовой микроскопии было установлено, что сдвиговые полосы представляют собой ступеньки высотой 400 нм. Вдоль полос сдвига наблюдаются нанокристаллические включения, размер которых порядка 100 нм.

УСТАНОВЛЕНИЕ СТАЦИОНАРНОГО СОСТОЯНИЯ В ПРОЦЕССЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

¹Метлов Л.С., ²Глезер А.М.

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

²*Россия, Москва, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»*

lsmet@donfti.ru

В работах Хаймовича П.А. было установлено, что при деформации в области криогенных температур можно достигнуть более мелкого зерна обычными методами обработки, не прибегая к методам мегапластической деформации (МПД), то есть при меньших деформациях [1]. Последующая обработка методом МПД этого же материала уже при комнатной температуре приводила не к измельчению зерна, а, наоборот, к его укрупнению..

Численное моделирование этой закономерности можно осуществить в рамках теории неравновесной эволюционной термодинамики [2]. Плотность эффективной внутренней энергии в рамках двухдефектной модели является функцией плотностей таких дефектов, как дислокации h_D и границы зерен h_g [2].

$$u = u_0 + \sum_{l=D,g} (\varphi_{0l} h_l - \varphi_{1l} h_l^2 + \varphi_{2l} h_l^3 - \varphi_{3l} h_l^4) + \varphi_{Dg} h_D h_g \quad (1)$$

где φ_{il} , φ_{Dg} – коэффициенты представления. Слагаемые со знаком «+» описывают процессы генерации дефектов (для зерен – это процесс измельчения), со знаком «-» – аннигиляции дефектов (для зерен – это процесс рекристаллизации). Для границ зерен имеется тенденция к формированию двухмодовых распределений по размерам зерен [3], поэтому для описания их кинетики нужно учитывать высокие степени по плотностям h_g , вплоть до 4-й. Для дислокаций достаточно ограничиться второй степенью $\varphi_{2D} = \varphi_{3D} = 0$.

Исходя из принципа максимума неравновесного термодинамического потенциала можно перейти к системе эволюционных уравнений по плотности каждого вида дефекта [2]. В результате эволюции системы из произвольного неравновесного состояния система приходит к некоторому стационарному состоянию, когда дальнейшая обработка материала методом МПД уже не меняет достигнутых значений плотностей дефектов. Значения плотностей этих дефектов являются функциями коэффициентов в представлении термодинамического потенциала.

Далее по аналогии с теорией фазовых переходов Ландау можно предположить сильную зависимость от температуры T коэффициентов в термодинамическом потенциале. Наиболее логично такую зависимость задать для коэффициента φ_{3g} ,

который отвечает за рекристаллизацию зерен на стадии их сильного измельчения в виде

$$\varphi_{3g} = \alpha T \quad (2)$$

Расчет для значений параметров из статьи [2] и для значения $\alpha = 10^{-22}$ Дж·м/К приведен на рис. 1.

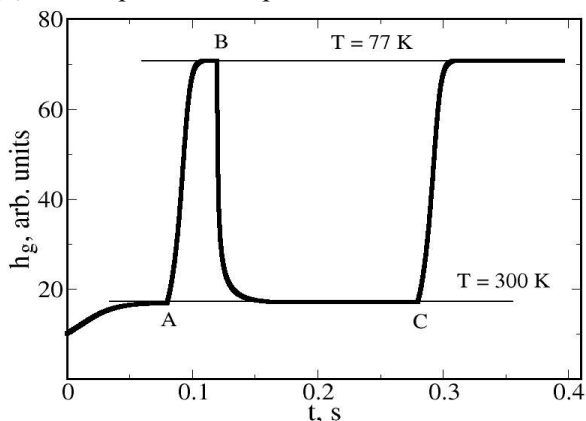


Рисунок 1. Эволюция плотности границ зерен при смене температуры режима обработки в моменты времени А, В и С

Вначале моделируется обработка при комнатной температуре 300 К (левее точки А). Система из произвольного состояния выходит на асимптотический (стационарный) уровень. В точке А деформация материала осуществляется уже при температуре 77 К, и система выходит на более высокий асимптотический уровень, соответствующий более высокой плотности дефектов и более мелкому зерну, характерному для более низкой температуры (средний размер зерна d и плотность дефектов связаны взаимнообратной зависимостью $d \sim 1/h_g$). В точке В обработка вновь осуществляется при комнатной температуре, и система возвращается на прежний асимптотический уровень. В точке С обработка второй раз осуществляется при криогенной температуре, и система выходит на асимптотический уровень, характерный для данной температуры.

Аналогичный эффект наблюдался также на аморфных сплавах $\text{Fe}_{83-x}\text{Ni}_x\text{B}_{17}$ ($x = 25, 29, 33$), полученного закалкой из

расплава [4]. В качестве меры отклонения от равновесного состояния (параметр порядка) здесь можно выбрать значение координационного числа атомов железа или никеля. При обработке МПД при комнатной температуре 300 К происходит снижение координационного числа, что означает частичное упорядочение, обработка при 77 К приводит к его росту, что эквивалентно росту неупорядоченности сплава. Аналог первого процесса при 300 К в случае поликристаллических металлов ниспадающая ветвь ВС, при 77 К – восходящая ветвь АВ на рис. 1.

Таким образом, введение сильной зависимости коэффициентов термодинамического потенциала от температуры позволяет качественно, а в будущем и количественно, описать наблюдаемые экспериментально закономерности в области обычных и криогенных температур.

Литература

1. П.А. Хаймович, ВАНТ № 4 (2006)
2. L.S. Metlov, Phys. Rev. E **90**,022124 (2014)
3. И.Г. Бродова, И.Г. Ширинкина, А.Н. Петрова и др. ФММ **111**, № 6, 659 (2011).
4. R.V. Sundeev, A.M. Glezer, A.P. Menushenkov et al. Acta Materialia послана в печать (2017).

УВМЕТОД 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
kmikran@mail.ru*

Кристаллизация биоматериалов в настоящее время применяется для нужд биологии и медицины с целью определения пространственных структур органических молекул кристаллографическими методами, что в дальнейшем позволяет проводить как синтез новых веществ с требуемыми свойствами, так и решать фундаментальные вопросы функционирования живых систем в целом. Одним из важнейших факторов, определяющих успех этих исследований, являются процессы

роста кристаллов белков. Эти кристаллы используются для установления пространственной структуры биомакромолекул методами рентгеноструктурного (синхротронного) анализа. Для решения прикладных задач геной инженерии и структурной биологии, а также для разработки новых лекарственных препаратов необходимость в получении высокосовершенных кристаллов белков ощущается особенно остро.

Актуальной и важной задачей при этом является разработка новых эффективных методов, аппаратуры и технологий получения совершенных кристаллов биомакромолекул, в особенности тех, в которых можно минимизировать влияние внешних воздействий, оптимизировать процессы роста и конструкцию ростовой аппаратуры.

Предлагаемый авторами подход заключается в реализации (впервые в отечественной практике) метода температурно-управляемой кристаллизации, обеспечивающего раздельное управление процессом кристаллизации белков на этапе зародышеобразования и в процессе дальнейшего роста. Управление температурой влияет на растворимость белков и скорость роста кристаллов, оставляя концентрацию неизменной; позволяет для определенных типов белков оперативно перемещаться по фазовой диаграмме. При этом появляется возможность регулировать количество зародышей и скорость роста кристаллов. Такой способ управления процессами кристаллизации белков – температурный – является значительно более технологичным и более эффективным для выращивания высокосовершенных кристаллов по сравнению с традиционными методами.

Типичные негативные внешние воздействия при этом сводятся к минимуму: исключается конвекция в растворе, а также практически устраняется влияние вибраций на процессы кристаллизации, и таким образом в земных условиях обеспечивается максимально возможное приближение к диффузионным условиям тепломассопереноса в растворе белка, а в космических условиях – диффузионный режим, т.е. наилучшие условия для самоорганизации макромолекул белка при встраивании их в кристаллическую решётку. При этом процесс

кристаллизации биомакромолекул является управляемым и воспроизводимым

На основе проведенных исследований и экспериментов разработана простая по конструкции маломассогабаритная установка для активного температурного управления процессами зародышеобразования («нуклеации») и роста кристаллов белков из растворов, способная автономно функционировать в т.ч. и на борту космических аппаратов, что позволяет оптимизировать весь процесс выращивания биокристаллов.

На разработанном ростовом оборудовании был осуществлен ряд экспериментов с оптимизированным температурным управлением процессом кристаллизации. Проведение уже наземных экспериментов позволило получить кристаллы белков модельного протеина лизоцима с достаточно высоким пространственным разрешением (до $1,7 \text{ \AA}$). На автоматическом космическом аппарате «Фотон-М4» (июль–сентябрь 2014 г.) были проведены успешные летные испытания аппаратуры при выращивании в условиях микрогравитации высокосовершенных кристаллов белка лизоцима. Высокое качество полученных кристаллов – все они характеризовались уровнем дифракционного разрешения не хуже $1,54 \text{ \AA}$ – свидетельствует, по мнению авторов, о перспективности использования данного метода и аппаратуры.

В докладе отражаются результаты экспериментов по выращиванию кристаллов белков в рамках наземных экспериментов, полетного эксперимента на борту АКА «Фотон-М4», а также особенности сконструированной аппаратуры и перспективы дальнейшего использования данного метода.

ИЗУЧЕНИЕ АВТОРАДИОЛИЗА ЙОДСОДЕРЖАЩИХ РАДИОФАРМПРЕПАРАТОВ

**Буряк А.А., Бойко В.М., Ермаков В.С.,
Корулин А.В., Поздеев В.В.**

*Россия, Обнинск, АО «НИФХИ им. Л.Я. Карпова»
andreevich93@yandex.ru*

В учреждениях Калужской области (АО «НИФХИ им. Л.Я. Карпова», АО «ГНЦ РФ – ФЭИ», МРНЦ им. А.Ф. Цыба - филиал ФГБУ «НМИРЦ» Минздрава России, ГБУЗ КО "Калужский областной онкологический диспансер") активно разрабатываются, производятся и применяются для диагностики и терапии онкозаболеваний радиофармпрепараты.

Радиофармпрепараты, меченные йодом-131, достаточно быстро утрачивают качество за счет автордиолиза под воздействием гамма и бета излучения изотопа ^{131}I с выделением свободного радиойода. Наличие свободного радиойода, особенно в терапевтических радиофармпрепаратах, крайне нежелательно из-за его способности накапливаться в щитовидной железе, разрушая здоровые ткани. В Европейской фармакопее допустимое содержание свободного йода-131 в терапевтических радиофармпрепаратах не должно превышать 8% от общей активности. На практике необходимо стремиться к минимальному содержанию свободного радиойода в момент введения препарата больному, особенно при лечении нейроblastомы у детей.

В докладе представлены результаты исследований факторов, оказывающих влияние на кинетику автордиолиза йодсодержащего радиофармпрепарата мета-йодбензилгуанидин (МИБГ- ^{131}I), знание которых позволяет определить условия хранения и транспортировки препаратов от производителя к потребителю, обеспечивающих продолжительное сохранение высокого качества препарата.

Изучено влияние таких факторов на радиационную стойкость радиофармпрепаратов как уровень активности, фазовое состояние, температура хранения, атмосфера хранения, присутствие веществ-антирадов, структура молекулы йодсодержащего препарата.

Сравнение скорости и степени деградации йодсодержащих радиофармпрепаратов с течением времени в виде водного раствора и в виде сухого остатка позволило подтвердить гипотезу о преимущественно косвенном механизме автордиолиза РФП за счет продуктов радиолиза воды, таких как радикалы, сольватированный электрон, ионы.

Изменение атмосферы хранения радиофармпрепарата с воздуха на инертный газ, такой как азот или аргон так же повышает радиационную стойкость, что свидетельствует об участии кислородных радикалов в процессах автордиолиза радиофармпрепаратов.

Представлены результаты изучения влияния на скорость автордиолиза йодсодержащих радиофармпрепаратов различных добавок-антирадов, таких как ацетон, этанол, бензиловый спирт.

При сравнении кинетики автордиолиза радиофармпрепарата МИБГ-¹³¹I с мечеными модельными йодсодержащими соединениями установлено слабое влияние структуры йодсодержащей молекулы на кинетику автордиолиза.

Количественный анализ продуктов радиолитического распада, содержащих радиоiod, проводился методами тонкослойной и высокоэффективной жидкостной хроматографии с детектором ионизирующего излучения.

На основании полученных результатов сделаны предположения о механизме автордиолиза, созданы рекомендации по увеличению срока годности препаратов.

ОБРАБОТКА ОКСИДНЫХ ПОРОШКОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭНЕРГИИ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАЗМЫ

Лисафин А.Б., Богданов Н.Ю.

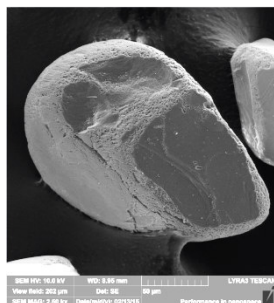
Россия, г. Обнинск, ООО «Технокерамика»

a.lisafin@technokeramika.ru

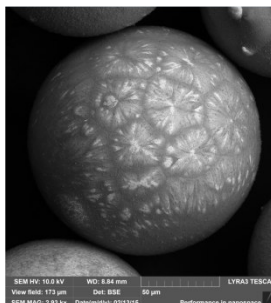
Высокочастотная индукционная (далее ВЧИ) плазменная техника (в зарубежной литературе – radio frequency induction plasma) является объектом пристального внимания в течение последних 20 лет. Причинами этого являются как достоинство данной технологии, так и потребность новых секторов экономики в получении уникальных материалов с заданными свойствами. Основной конкурент ВЧИ плазме – дуговая плазма. Однако, ее недостатки – это невозможность длительной непрерывной работы при мощности свыше 300 кВт, значительная эрозия

электродов, использование аргона в качестве плазмообразующего газа.

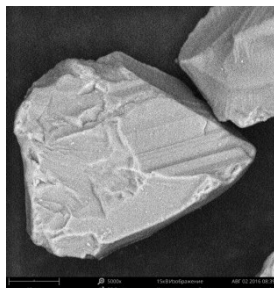
ВЧИ плазматрон позволяет получать плазменный разряд большого объёма, т.е. обрабатывать в промышленном масштабе порошковые материалы; обеспечивает низкую скорость



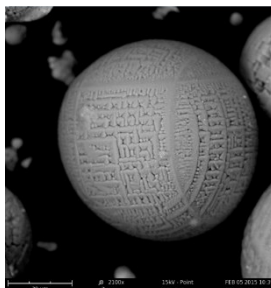
а) Циркон



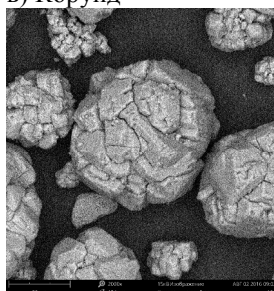
б) Обработанный циркон



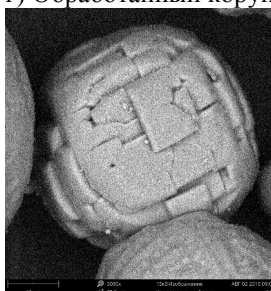
в) Корунд



г) Обработанный корунд



д) Глинозем



е) Обработанный глинозем

Рисунок 1. Материалы до (а, в, д) и после обработки в ВЧИ плазме (б, г, е)

истечения плазмы (не более 150 м/с). Также он позволяет создавать высокие среднемаховые температуры (до 6000°C), достаточные для расплавления и испарения любого материала; характеризуется чистотой плазмы, что актуально при получении особо чистых и ультрадисперсных порошковых материалов.

Нами были проведены опыты по обработке циркона (силиката циркония) и оксида алюминия (корунда и кальцинированного глинозёма) в плазме высокочастотного индукционного разряда. Опыты проводились при следующих режимах: мощность в плазме 400 кВт, расход центрального плазмообразующего газа 50 м³/ч, расход защитного плазмообразующего газа 80 м³/ч, размер частиц циркона – 100-160 микрон, размер частиц оксида алюминия – 50-150 микрон. В результате были получены частицы сферической формы (Рис.1). Частицы обработанного циркона представляют собой кристаллы моноклинного оксида циркония, пространство между которыми заполнено аморфным оксидом кремния. Частицы обработанного оксида алюминия представляют собой корундовые сферы с полостью или без, в зависимости от исходной пористости обрабатываемого материала.

ИНТЕРПРЕТАЦИЯ И АНАЛИЗ ПРОФИЛЯ РЕНТГЕНОВСКИХ ЛИНИЙ ГРАФИТОПОДОБНЫХ СТРУКТУР НА ПРИМЕРЕ ГРАФИТА И НИТРИДА БОРА С УЧЕТОМ РАЗНОМОДУЛЬНОСТИ

Исаев Е. И., Степанов В. А.

Россия, г. Обнинск, ОИАТЭ НИЯУ МИФИ

e.isaev87@gmail.com

Разномодульность связана с отличием упругих модулей при растяжении и сжатии. Причиной разномодульности является наличие в слоистых структурах плоских пустот, когда распределение нагрузки на сжатие и растяжение происходит по отличающимся эффективным площадям. Различие деформаций на растяжение и сжатие при одинаковых по абсолютной величине напряжениях (условие равновесия) должно приводить к смещению рентгеновской линии. Особенно сильно это смещение

проявляется в текстурованных материалах, полученных, например, *CVD* методом. Пиролитический *BN* является текстурованным нанокристаллитным материалом с характерной структурной иерархией: агрегаты размером до 2 мкм состоят из зерен размером ~ 100 нм, которые в свою очередь состоят из слабо разориентированных кристаллитов размером 30–60 нм.

В данной работе показано, что форма рентгеновской линии (002) отражает распределение микродеформаций в кристаллитах, составляющих особую иерархическую нано- и микроструктуру пиролитического *BN* и графита. В силу сильной разномодульности возникают преимущественно положительные деформации, которые стабилизируются вакансионными дисками. Поэтому рентгеновские линии (00 l) можно аппроксимировать

пуассоновским распределением $I(k) = e^{-W} \frac{W^k}{k!}$, в котором k

имеет смысл попадающих в ОКР рентгеновского излучения независимых друг от друга деформаций $k = \varepsilon / \Delta\varepsilon$. Параметр распределения W определяет величину и разброс положительных деформаций в разномодульных графитоподобных структурах.

НЕЙТРОНОГРАФИЯ ВЫСОКОГО РАЗРЕШЕНИЯ И МАЛОУГЛОВОЕ РАССЕЯНИЕ В ПЕРСПЕКТИВНЫХ СТАЛЯХ

Сумин В.В., Васин Р.Н., Папушкин И.В.

*Россия, Лаборатория Нейтронной Физики
им. И.М. Франка ОИЯИ*

В докладе обсуждается применение метода нейтронографии высокого разрешения (НВР) и малоуглового рассеяния нейтронов (МУРН) в прикладных задачах материаловедения. Прежде всего это уникальный и, пожалуй, единственный неразрушающий метод измерения остаточных напряжений первого рода во всем объеме детали и единственный способ создания эталонов для индикаторных методов, используемых в настоящее время. Показаны первые эталоны такого рода для изделий из стали и сплавов алюминия.

НВР может быть успешно использоваться для определения микронапряжений (напряжений III рода) и областей когерентности (ОК) в наноматериалах, как это было показано ранее в работах Уоррена, А.Н. Иванова и др. Анализ формы дифракционного отражения позволяет получить функции микронапряжений и ОК на примере дисперсионно-упрочненной стали с добавками наночастиц из окиси иттрия и распада ферритно-мартенситной стали. Данные НВР сопоставлены с данными МУРН.