



Федеральное государственное бюджетное  
образовательное учреждение высшего образования  
«Уральский государственный горный университет»

**XX УРАЛЬСКАЯ ГОРНОПРОМЫШЛЕННАЯ ДЕКАДА**

## **СБОРНИК ТЕЗИСОВ**

**LXIV Международной конференции  
«Актуальные проблемы прочности»  
4 - 8 апреля, 2022 года  
Екатеринбург, Россия**



# СООРГАНИЗАТОРЫ КОНФЕРЕНЦИИ



Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»



Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук



Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук



Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии Уральского отделения Российской академии наук



Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт геологии и геохимии им. академика А.Н. Заварицкого Уральского отделения Российской академии наук



Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Пермский федеральный исследовательский центр Уральского отделения Российской академии наук



Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Уральский государственный медицинский университет» Министерства здравоохранения Российской Федерации

## СПОНСОРЫ



Материаловедение Аналитика Испытания

[www.melytec.ru](http://www.melytec.ru)

[infoural@melytec.ru](mailto:infoural@melytec.ru)

+7 (343) 287-12-85  
620075, г. Екатеринбург,  
ул. Тургенева д. 18, офис 701



Автоматизация микроструктурных исследований

Компания SIAMS (ООО «СИАМС»)

[info@siams.com](mailto:info@siams.com) [siams.com](http://siams.com)

+7 (343) 379 00 34

Екатеринбург, Коминтерна, 16,  
офис 604





Федеральное государственное бюджетное  
образовательное учреждение высшего образования  
«Уральский государственный горный университет»

**XX УРАЛЬСКАЯ ГОРНОПРОМЫШЛЕННАЯ ДЕКАДА**

## **СБОРНИК ТЕЗИСОВ**

LXIV Международной конференции  
«Актуальные проблемы прочности»  
4 – 8 апреля, 2022 года  
Екатеринбург, Россия

Екатеринбург 2022

УДК 539.4

Ответственный редактор:

Зайцев Дмитрий Викторович, д.ф.-м.н., зав. кафедрой физики УГГУ

Печатается по решению Учебно-методического совета  
Уральского государственного горного университета.

Актуальные вопросы прочности: Сборник тезисов LXIV Международной конференции (г. Екатеринбург, 4 апреля 2022 г.) / отв. редактор Д.В. Зайцев. – Екатеринбург: Изд-во УГГУ, 2022. – 401 с.

ISBN

В сборнике тезисов представлены результаты исследований, представленные на LXIV Международной конференции специалистами в области прочности и пластичности из России и ближнего зарубежья, посвященные вопросам физики и механики прочности, пластичности и разрушения материалов и конструкций; связи прочности со структурой металлов, аморфных, керамических, композиционных, полимерных, материалов природного происхождения и других перспективных материалов. Предназначен для специалистов в области металлофизики, материаловедения, прочности и разрушения материалов, а также для студентов и аспирантов соответствующих специальностей. Статьи опубликованы в авторской редакции. Оргкомитет не несет ответственности за содержание опубликованных материалов.

ISBN

© Уральский государственный  
горный университет, 2022

© Авторы, постатейно, 2022

## **ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ**

### **Председатель**

Душин А.В., д.э.н. (ректор УГГУ, г. Екатеринбург).

### **Заместитель председателя**

Зайцев Д.В., д.ф.-м.н. (УГГУ, г. Екатеринбург).

### **Состав**

Барях А.А., д.т.н., академик РАН (ПФИЦ УрО РАН, г. Пермь); Глезер А.М., д.ф.-м.н. (ЦНИИ ЧерМет, г. Москва; МКС); Зедгенизов Д.А., д.г.-м.н. (ИГГ УрО РАН, г. Екатеринбург); Ковтун О.П., д.м.н., чл.-корр. РАН. (УГМУ, г. Екатеринбург); Кокшаров В.А., к.и.н. (УрФУ, г. Екатеринбург); Мушников Н.В., д.ф.-м.н., академик РАН (ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург); Ремпель А.А., д.ф.м.н., академик РАН (ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург); Смирнов С.В., д.т.н. (ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург); Счастливцев В.М., д.т.н., академик РАН (ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург).

### **Учёный секретарь**

Черняева Е.В., к.т.н. (СПбГУ, г. Санкт-Петербург; МКС)

## **ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ**

### **Председатель**

Панфилов П.Е., д.ф.-м.н. (УрФУ, г. Екатеринбург)

### **Состав**

Астафурова Е.Г., д.ф.-м.н. (ИФПМ СО РАН, г. Томск); Гладковский С.В., д.т.н. (ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург); Горностырев Ю.Н., д.ф.-м.н. (ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург); Григорьев С.С., д.м.н. (УГМУ, г. Екатеринбург); Жабко А.В., д.т.н. (УГГУ, г. Екатеринбург); Мандра Ю.В., д.м.н. (УГМУ, г. Екатеринбург); Пантелеев И.А., к.ф.-м.н. (ПФИЦ УрО РАН, г. Пермь); Пилюгин В.П., к.ф.-м.н. (ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург); Пушин В.Г., д.ф.-м.н. (ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург); Соловьева Ю.В., д.ф.-м.н. (ТГАСУ, г. Томск); Финкельштейн А.Б., д.т.н. (УрФУ, г. Екатеринбург); Zhang Z.L., PhD. (ESI, Leoben, Austria).

## **ЛОКАЛЬНЫЙ КОМИТЕТ**

### **Председатель**

Апакашев Р.А., д.х.н. (проректор УГГУ, г. Екатеринбург)

### **Заместитель председателя**

Дубинин Н.Э., к.ф.-м.н. (ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург)

### **Учёный секретарь**

Ведмидь Л.Б., к.х.н. (ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург)

### **Состав**

Волкович В.А., к.х.н. (УрФУ); Куклина А.А., к.т.н. (УГГУ); Половов И.Б., к.х.н. (УрФУ); Симисинов Д.И., к.т.н. (УГГУ).

## СОДЕРЖАНИЕ

<b>Секция 1 «Физика прочности и пластичности»</b>	21
<i>Д.Н. Абдуллина, И.В. Хомская, С.В. Разоренов, Л.А. Елишина, Е.В. Шорохов</i> Динамическая прочность сплавов на основе меди с субмикроструктурной структурой.....	21
<i>Е.Г. Астафурова, И.А. Тумбусова, М.Ю. Панченко, К.А. Реунова, С.В. Астафуров, Е.В. Мельников</i> Температурная зависимость деформационного поведения и разрушения гетерофазных сплавов системы FeMnCrNiCo(N,C).....	22
<i>А.Н. Балахнин, С.В. Уваров, А.Н. Вишневков, А.Е. Прохоров, О.Б. Наймарк</i> Влияние динамического нагружения, инициированного лазером, на внутреннюю структуру металла мишеней.....	24
<i>М.С. Головин, М.В. Банников, Ю.В. Баяндин, О.Б. Наймарк</i> Численное моделирование эффективных упругих свойств композиционного материала с учетом накопления повреждений.....	25
<i>П.А. Безбородова, В.С. Красников, А.Е. Майер, В.В. Погорелко</i> Многомасштабное моделирование сдвиговой прочности Al-Cu сплавов с гибридными и негибридными $\theta'$ -фазами.....	27
<i>Р.З. Валиев</i> Объемные наноструктурные материалы с многофункциональными свойствами для применения в экстремальных средах.....	28
<i>А. Ю. Волков, А.В. Глухов, О.В. Антонова, А.А. Ливинец</i> Изменение структуры и свойств золото-медных сплавов, упорядоченных в условиях внешних сжимающих или растягивающих напряжений.....	29
<i>И.Г. Бродова, И.Г. Ширинкина, Д.Ю. Распосиенко, А.Н. Петрова, Л.А. Елишина, С.В. Разоренов</i> Структура и свойства алюмоматричных композитов, армированных графеном.....	30
<i>А.В. Выродова, И.В. Киреева, Ю.И. Чумляков</i> Ориентационная зависимость механического поведения монокристаллов высокоэнтропийного сплава CoCrFeNi при твердорастворном упрочнении атомами Mo.....	32
<i>Н.А. Грачёва, Е.В. Фомин, А.Е. Майер</i> Применение машинного обучения в исследовании поведения сплавов Al-Cu при деформировании.....	33
<i>В.А. Чернышев, М.В. Григорьев, Л.А. Соловьев, А.В. Русейкина</i> Структура и свойства соединения SrLaCuS <sub>3</sub> .....	33
<i>Ж.В. Гудкина, М.Ю. Гуткин, С.А. Красницкий</i> Дилатационное включение в виде бесконечного цилиндра с поперечным сечением в форме кольцевого сектора в упругом клине.....	34
<i>М.Ю. Гуткин</i> Микромеханика дислокаций несоответствия в нанопроволоках типа «ядро-оболочка».....	36
<i>Д.В. Дедова, М.И. Мартиросов, А.В. Хомченко</i> Численное моделирование деформирования и разрушения многослойных композитных пластин с внутренними дефектами под действием динамических нагрузок различного характера.....	38

<b>А.А. Дмитриевский, Д.Г. Жигачева, Н.Ю. Ефремова, В.М. Васюков, П.Н. Овчинников</b>	
Влияние добавки диоксида кремния на деформационное поведение циркониевой керамики, упрочненной оксидом алюминия.....	40
<b>Добровольский А.Р., Чумаевский А.В., Никонов С.Ю., Зыкова А.П., Тарасов С.Ю.</b>	
Особенности формирования структуры композиционного материала на основе алюминиево-кремниевого сплава АК5, полученного методом электронно-лучевого аддитивного производства с введением проволоки жаропрочного никелевого сплава UDIMET 500.....	42
<b>М.А. Желтов, А.А. Денисов, А.Е. Золотов, А.А. Шибков, Т.Н. Плужникова, А.Г. Матвеева</b>	
Эффект портевена-ле шателье и динамика деформационных полос в алюминиевых пластинах с отверстиями.....	43
<b>Ю.В. Осинская, А.В. Покоев, С.Г. Магамедова, К.А. Иванов, Е.А. Субботина</b>	
Влияние величины напряженности постоянного магнитного поля на микротвердость и фазообразование в состаренном алюминиевом сплаве АК9.....	45
<b>Л.Б. Зуев</b>	
Автоволновая концепция пластического течения.....	47
<b>С.К. Каримов</b>	
Влияние скорости нагружения на прочность композитных пленок на основе полимера и жидкого кристалла.....	49
<b>Е.А. Ланцев, А.В. Нохрин, В.Н. Чувильдеев, К.Е. Сметанина, А.А. Мурашов</b>	
Особенности высокотемпературной деформации керамик на основе карбида вольфрама.....	51
<b>Ф.Т. Латыпов, А.Е. Майер, Е.В. Фомин, В.С. Красников</b>	
Моделирование сжатия пористых металлов при высокоскоростной деформации...	53
<b>А.М. Лексовский, Б.Л. Баскин, П.Н. Якушев, В.Р. Ржевкин, Г.В. Ваганов, Ш.Ш. Азимов</b>	
Динамика микроструктурных повреждений при деформировании однородного твердого тела на примере низкоуглеродистой стали по данным линейной локации и спектра мощности акустической эмиссии.....	54
<b>Н.О. Ливанова, Г.А. Филиппов</b>	
Структурообразование при плазменной обработке высокоуглеродистой стали и склонность к замедленному разрушению.....	56
<b>В. В. Малащенко, Т.И. Малащенко</b>	
Нарушение соотношения Тейлора при высокоскоростной деформации состаренных сплавов.....	58
<b>Д.С. Михеев, М.Ю. Гуткин, А.Л. Колесникова, А.Е. Романов</b>	
Круговые призматические петли дислокаций несоответствия в сферической композитной наночастице с ядром в форме усеченного шара.....	60
<b>А.А. Мурашов, Н.Н. Берендеев, А.В. Нохрин</b>	
Исследование влияния отжигов на коррозионно-усталостную прочность ультрамелкозернистого псевдо- $\alpha$ титанового сплава.....	61
<b>М.В. Надежкин, С.А. Баранникова, А.С. Лучин</b>	
Макролокализация пластической деформации в алюминии при ползучести.....	62
<b>В.В. Назаров</b>	
Обзор по результатам механических испытаний металлических материалов для ползучести и длительной прочности за последние 17 лет.....	63

<b>В.В. Назаров</b> Выбор аппроксимации для описания процессов установившейся ползучести и длительной прочности.....	65
<b>А.А. Нейман, Ф.А. Дьяченко, Л.Л. Мейснер, В.В. Лобань</b> Влияние поверхностного сплава Ti-Ni-Ta-Si на неупругое поведение никелида титана при циклическом нагружении кручением.....	67
<b>М.Г. Остапенко, В.О. Семин, Л.Л. Мейснер</b> Влияние электронно-пучковых обработок на эволюцию структурно-фазовых состояний в системе «поверхностный Ti-Ni-Nb-Si сплав/TiNi-подложка».....	68
<b>К.А. Осинцев, В.Е. Громов, С.В. Воробьев, Ю. Ф. Иванов, И.А. Панченко, С.В. Коновалов</b> Влияние электронно-пучковой обработки на дислокационную субструктуру высокоэнтропийного сплава Co-Cr-Fe-Mn-Ni.....	70
<b>А.Ю. Изюмова, А.Н. Вишневков, И.А. Пантелеев, В.А. Мубассарова, О.А. Плехов, Д.И. Давыдов</b> Комплексная диагностика структурных, тепловых и акустико-эмиссионных характеристик металла в процесс роста усталостной трещины.....	71
<b>С.В. Колосов, П.В. Исхакова, С.А. Баранникова</b> Влияние температуры на механические свойства и параметры локализации пластической деформации алюминиевого сплава.....	73
<b>А.Л. Колесникова, М.Ю. Гуткин, А.П. Чернаков, А.Е. Романов</b> Призматическая дислокационная петля в гибридной нанопроволоке с поперечной гетерограницей.....	74
<b>В.П. Коржов, В.М. Кийко, Д.В. Прохоров, Т.С. Строганова, И.С. Желтякова</b> Слоистые композиты на основе ниобия и молибдена.....	76
<b>В.П. Коржов, В.М. Кийко, Д.В. Прохоров, Т.С. Строганова, И.С. Желтякова</b> Твёрдофазные карбидные покрытия на металлических лентах.....	77
<b>В.С. Красников, А.Е. Майер, Е.В. Фомин, В.В. Погорелко, П.А. Безбородова, Ф.Т. Латыпов, А.А. Эбель</b> Многомасштабное моделирование высокоскоростной пластичности сплавов алюминия с медью и магнием.....	78
<b>С.А. Красницкий, А.Л. Колесникова, М.Ю. Гуткин, А.Е. Романов</b> Образование полости в малых декаэдрических частицах как механизм релаксации остаточных напряжений.....	79
<b>М.А. Кретова, А.С. Макаров, В.А. Хоник</b> Релаксация сдвиговой упругости металлического стекла $Zr_{46}Cu_{45}Al_7Ti_2$ в исходном и деформированном состоянии.....	81
<b>А.С. Ефтифеева, Е.Ю. Панченко, Ю. И. Чумляков</b> Функциональная усталость монокристаллов $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ в условиях сверхэластичности.....	83
<b>А.В. Кудря, Э.А. Соколовская</b> Прогноз разрушения материалов с неоднородной структурой.....	85
<b>И.Д. Курлевская, А.Б. Тохметова, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков</b> Проявление двустороннего эффекта памяти формы в гетерофазных монокристаллах ферромагнитного сплава $Ni_{48}Fe_{19}Ga_{27}Co_6$ посредством старения в мартенсите под нагрузкой.....	86
<b>К.А. Курмоярцева, Н.В. Котельникова</b> Многоуровневая модель неупругого деформирования металлов: описание поврежденности с использованием дислокационного подхода.....	88



<b>А.И. Кустов, И.О. Бакланов, А.А. Смородинова, М.А. Кулаков</b> Расчет физических параметров твердотельных материалов АМД-методами.....	90
<b>О.А. Куц, Ю.В. Соловьева, В.А. Старенченко, В.П. Пилюгин, Т.П. Толмачев, А.И. Анчаров</b> Исследования структуры монокристаллов сплавов Ni <sub>3</sub> Al и Ni <sub>3</sub> Fe после интенсивной пластической деформации.....	92
<b>А.А. Ливинец, Т.П. Толмачев, А.Ю. Волков</b> Механическое сплавление Al и Pt опилок методом кручения под высоким давлением.....	93
<b>Ю.П. Миронов, М.С. Сыртанов, В.Н. Гришков, Д.Ю. Жапова, А.А. Гусаренко, О.Н. Кашина, А.И. Лотков</b> Влияние величины АВС-деформации при 300°С на характеристики кристаллической структуры b2 фазы сплава Ti <sub>49.8</sub> Ni <sub>50.2</sub> .....	94
<b>Л.Л. Мейснер, С.Н. Мейснер, А.А. Нейман, Ф.А. Дьяченко</b> Влияние поверхностных электронно-пучковых обработок на усталостные характеристики никелида титана.....	96
<b>В.М. Мишин, Д.В. Щитов, В.В. Мишин, М.В. Волоконский</b> Влияние размеров исходных аустенитных зерен на локальные характеристики замедленного разрушения мартенситной стали при наводороживании.....	97
<b>А.В. Мясоедов, М.Ю. Гуткин, И.С. Павлов, Р.О. Черчиев, Л.М. Сорокин, Е.Н. Мохов</b> Взаимодействие «блуждающей» дислокации a-типа с малоугловой границей в объёмном кристалле AlN.....	99
<b>М.В. Нарыкова, А.Г. Кадомцев, В.И. Бетехтин, V. Sklenicka, Dvorak</b> Долговечность титана VT1-0 в различных структурных состояниях.....	101
<b>Е.В. Осинников, В.В. Попов</b> Применение сканирующей туннельной микроскопии для оценки степени неравновесности границ зерен в никеле, полученном кручением под высоким давлением.....	102
<b>А.В. Панин, А.И. Дмитриев, О.Б. Перевалова, М.С. Казаченок, Л.А. Казанцева, А.В. Бакулин, С.А. Мартынов</b> Фазовые превращения в титановом сплаве Ti-6Al-4V при ультразвуковой обработке и последующем одноосом растяжении.....	104
<b>М.Ю. Панченко, Е.Г. Астафурова, Е.В. Мельников, К.А. Реунова, С.В. Астафуров, В.А. Москвина, А.С. Нифонтов, Д.Ю. Гуртова</b> Влияние азота на закономерности водородного охрупчивания высокоэнтропийного сплава FeMnCrNiCo(N).....	105
<b>А.Г. Пилипенко, М.С. Ткачев, А.И. Бодякова</b> Физико-механические свойства низколегированного медного сплава после интенсивной пластической деформации.....	106
<b>В.П. Пилюгин, К.А. Постовалова, А.В. Пашеев, Т.П. Толмачёв, А.М. Пацелов, А.В. Плотников</b> Комплекс методик деформации материалов сдвигом (кручения) под давлением в диапазоне температур 20- 800 К.....	107
<b>Ю.Г. Пронина</b> О расчете несущей способности пластин с градиентом прочностных свойств по толщине.....	109
<b>Д.Е. Kaputkin, А.В. Arabey, N.A. Kaputkina, D.I. Preferansov</b> Two types of the running fracture stopping during full-scale pneumatic tests.....	110

<b>А.А. Попов, М.С. Болдин, В.Н. Чувильдеев</b> Исследование влияния режимов электроимпульсного плазменного спекания керамик на основе оксида алюминия на изгибную прочность в условиях сложного напряженного состояния.....	112
<b>А.Е. Прохоров, А.Н. Вишивков, Е.А. Гачегова, О.А. Плехов</b> Повышение усталостной долговечности металлов методом лазерного ударного упрочнения.....	114
<b>К.А. Реунова, Е.Г. Астафурова, С.В. Астафуров, Е.В. Мельников, М.Ю. Панченко, В.А. Москвина, Д.О. Астапов, А.С. Нифонтов</b> Влияние азота на температурную зависимость деформационного упрочнения и механизмов деформации высокоэнтропийного сплава FeMnCrNiCo.....	116
<b>С.О. Рогачев, Д.В. Приуполин</b> Структура и механические свойства стали 20ГЛ после различных видов термического упрочнения.....	118
<b>С.О. Рогачев, Е.А. Наумова, А.А. Комиссаров, М.А. Васина, М.Д. Павлов</b> Аномальное упрочнение эвтектического алюминиевого сплава Al-8%Са после лазерного воздействия.....	119
<b>А.А. Сараява, И.В. Киреева, Ю.И. Чумляков</b> Механическое поведение монокристаллов ГЦК (CoCrFeNi) <sub>96</sub> Mo <sub>4</sub> высокоэнтропийного сплава в высокопрочном состоянии.....	121
<b>Н.В. Скиба</b> Предел текучести бимодальных композитов металл-графен с нанодвойниковой структурой.....	122
<b>Д.И. Садыков, Т.С. Орлова</b> Эффект пластификации в умз сплаве Al-Cu-Zr.....	123
<b>М.А. Соковиков, М.Ю. Симонов, В.В. Чудинов, В.А. Оборин, С.В. Уваров, О.Б. Наймарк</b> Исследование механизмов локализации пластической деформации при различных видах нагружения.....	125
<b>Ю.В. Соловьева, В.А. Старенченко, М.В. Геттингер, А.И. Данильсон, А.С. Пляскин</b> V стадия деформационного упрочнения монокристаллов сплава Cu-8 ат. % Al.....	127
<b>Ю.В. Соловьева, Н.А. Попова, Е.Л. Никоненко</b> Внутренние напряжения в технически чистом никеле после равноканального углового прессования.....	129
<b>Б.Б. Страумал</b> Фазовые превращения, вызванные кручением под высоким давлением.....	130
<b>В.В. Straumal, A.S. Gornakova, M.V. Kiselevskiy, N.Yu. Anisimova, A.N. Nekrasov, R. Strug, E. Rabkin</b> Optimal surface roughness of Ti6Al4V alloy for the adhesion of HEK293 human cells	131
<b>Т.С. Строганова, М.И. Карнов, В.П. Коржов</b> Высокотемпературная ползучесть сплавов ниобия с силицидным упрочнением...	131
<b>Л.А. Теплякова, А.Д. Кашин, Т.С. Куницына</b> Эволюция картины сдвигов и поворотов с деформацией в ОЦК стали.....	133
<b>Т.П. Толмачев, В.П. Пилюгин, А.М. Пацелов</b> Влияние температуры и давления при деформации кручением порошковой смеси Au и Co на in situ напряжение сдвига.....	134

<i>Л.И. Тришкина, Т.В. Черкасова, А.Н. Соловьев, С.С. Суховейко, Н.В. Черкасов</i> Изменение параметров дислокационной субструктуры от концентрации и температуры испытания в Cu-Al и Cu-Mn сплавах.....	136
<i>Л.И. Тришкина, Т.В. Черкасова, А.Н. Соловьев, С.С. Суховейко, Н.В. Черкасов</i> Влияние температуры и размера зерна на компоненты сетчатой дислокационной субструктуры в Cu-Al сплавах.....	138
<i>Л.И. Тришкина, Т.В. Черкасова, А.Н. Соловьев, С.С. Суховейко, Н.В. Черкасов</i> Влияние концентрации, размера зерна и температуры испытания на параметры дислокационной субструктуры в Cu-Mn сплавах.....	140
<i>Ю.Д. Фомин, Е.Н. Циок, В.Н. Рыжов, В.В. Бражкин, К. Траченко</i> Между твердым телом и газом: насколько «твердой» может быть жидкость?.....	142
<i>Р.В. Сундеев, А.В. Шалимова, А.В. Криворучко, А.М. Глезер, А.А. Велигжанин, В.А. Хоник</i> Механизмы и кинетика кристаллизации аморфного сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ , полученного закалкой из расплава и деформацией в камере Бриджмена.....	143
<i>М.А. Токарев, Д.А. Комкова, О.В. Антонова</i> Влияние деформации методом обратного выдавливания при комнатной температуре на структуру литого магния.....	144
<i>А.Б. Тохметова, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков</i> Исследование циклической стабильности ферроэластичности в состаренных в мартенсите под нагрузкой монокристаллах сплава $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ .....	145
<i>Ю.А. Хон, Л.Б. Зуев</i> Паттерны макроскопической деформации на различных стадиях пластического течения.....	146
<i>А.С. Макаров, М.А. Кретова, Г.В. Афонин, А.М. Глезер, Н.П. Кобелев, В.А. Хоник</i> Избыточная внутренняя энергия и энтропия металлических стекол.....	147
<i>М.М. Хрущов, М.И. Петржик, О.С. Антонова, М.Д. Рэйляну</i> Нанокompозитная структура, трибологическое и микромеханическое поведение хромуглеродных алмазоподобных покрытий.....	149
<i>Ю.В. Осинская, А.В. Покоев, С.Г. Магамедова, А.А. Четверкин</i> Температурная зависимость фазообразования в алюминиевом сплаве АК9, состаренном в постоянном магнитном поле.....	151
<i>А.О. Chirkov, M.O. Eremin, A. Pazhin</i> Investigation of the dependence of the Lüders band front slope on the parameters of up-down-up equation.....	152
<i>Н.В. Чиркунова, М.В. Дорогов</i> Допирование диоксида титана для применения в экологии и энергетике.....	154
<i>И.Г. Ширинкина, И.Г. Бродова, А.В. Коваль, Е.В. Шорохов, В.В. Астафьев, Т.И. Яблонских, Е.Б. Смирнов</i> Влияние термической обработки и условий нагружения на структуру оболочки из сплава Al-Zn-Mg-Cu.....	156
<i>Д.Н. Черепанов, Ю.В. Соловьёва, М.В. Геттингер, В.А. Старенченко</i> Моделирование начальной стадии деформационного упрочнения гцк-сплавов с низкой энергией дефекта упаковки.....	158
<i>И.А. Черепанов, А.С. Савиных, С.В. Разоренов, Г.В. Гаркушин</i> Прочностные свойства поликарбоната при различных начальных температурах в слабых ударных волнах.....	160

<b>А.Г. Шейнерман</b>	
Моделирование трещиностойкости керамических композитов с графеном.....	162
<b>В.В. Шляров, К.В. Аксенова, Д.В. Загуляев</b>	
Многоцикловое усталостное разрушение технически чистого титана в постоянном магнитном поле 0,4 Тл.....	164
<b>Ю.А. Шлярова, Д.В. Загуляев, В.В. Шляров, В.Е. Громов</b>	
Изменения параметра кристаллической решетки сплава Al-20%Si.....	166
<b>Н.А. Шурыгина, А. М. Глезер, Д.Л. Дьяконов, Р.В. Сундеев</b>	
Структура и свойства низколегированного титана после деформации в камере Бриджмена при криогенной температуре.....	168
<b>Э.И. Янушоните, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков</b>	
Влияние старения в аустените на сверхэластичность и эластокалорический эффект в монокристаллах сплава NiFeGa.....	169
<b>В.В. Рубаник, Ю.В. Царенко, J.T. Wang, Y.W. Liu</b>	
Механические свойства наноструктурных металлов после ультразвуковой обработки.....	170
<b>О.А. Петрова-Буркина, К.О. Ермалович, Р.А. Голубев, Ю.Г. Пашкевич, В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл.</b>	
Влияние ультразвука на синтез и анионно-обменные свойства железо- и кобальтсодержащих слоистых двойных гидроксидов.....	172
<b>О.А. Петрова-Буркина, В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл.</b>	
Способ задания локальным участкам протяженного TiNi образца термокинетической ЭДС.....	173
<b>Секция 2 «Строение и прочность горных пород и минералов»</b>	175
<b>А.Г. Фазлитдинова, В.А. Тюменцев</b>	
Структурные изменения углеродного материала в процессе механического диспергирования.....	175
<b>В.И. Гроховский</b>	
Прочность метеоритов и проблемы астероидной безопасности.....	177
<b>Н.Н. Ефремовцев, Г.П. Панфилов, Д.В. Зайцев, П.Е. Панфилов</b>	
Особенности морфологии трещин, возникающих в горных породах при взрыве...	178
<b>А.В. Жабко</b>	
Механизм и закономерности пластического деформирования и разрушения горных пород и массивов при объемном сжатии.....	180
<b>Г.Г. Кочарян</b>	
Влияние структуры и свойств зоны скольжения на закономерности деформирования разломной зоны.....	182
<b>А.И. Malkin, D.A. Popov</b>	
The Rehbinder effect in fracture of rocks and metals (a review).....	183
<b>Г.А. Мамедова, Г.Ф. Насирли</b>	
Влияние минерализатора на процесс кристаллизации цеолитов на основе минерального сырья Нахчывана.....	184
<b>И.А. Пантелеев, А.В. Зайцев, Н.И. Шевцов, В.И. Карев, Ю.Ф. Коваленко, К.Б. Устинов, В.А. Мубассарова</b>	
Эффект кайзера в песчанике при циклическом трехосном нагружении с вращением эллипсоида приложенных напряжений.....	185
<b>И.А. Пантелеев, В.А. Ляховский</b>	
Ориентация трещиноватости в хрупком твердом теле при традиционном трехосном сжатии.....	187

<b>А.Г. Талалай, И.С. Неймышев, И.В. Мирошниченко</b> Ядернофизический анализ в системе рационального природопользования.....	188
<b>А.Н. Кочанов, И.Ж. Бунин, О.Н. Малинникова</b> Особенности формирования микротрещин в горных породах при воздействии высоковольтных наносекундных импульсов.....	191
<b>И.Н. Худорожко, М.М. Немирович-Данченко</b> Численное моделирование сдвигового деформирования разлома в ближней зоне шероховатости.....	193
<b>В.А. Трофимов, И.Е. Шиповский</b> Триггерный характер потери прочности и разрушения кровли выработки в горном массиве при изменении свойств породы.....	195
<b>Секция 3 «Физическое металловедение»</b>	197
<b>Т.А. Сивкова, А.О. Гусев, Р.М. Кадушников, С.В. Сомина, Е.Ю. Нурканов</b> Использование нейронных сетей для цифровой обработки структуры материалов в программном обеспечении SIAMS.....	197
<b>Ю.Н. Горностырев</b> Ab initio based modelling of phase transformation and microstructure formation in advanced materials.....	199
<b>К.В. Аксёнова, Е.С. Ващук, В.Е. Громов</b> Механические свойства рельсовой стали при деформации сжатием.....	199
<b>Р.Н. Асфандияров, Г.И. Рааб, Д.А. Аксенов, С.Д. Гундерова</b> Исследование напряженно-деформированного состояния заготовки из УМЗ Т1 GRADE 4, подвергнутой ультразвуковой финишной обработке.....	201
<b>А.П. Баранова, С.М. Дубинский, С.Д. Прокошкин, Г.В. Маркова, В. Браиловский</b> Нетипичное эливарное поведение $\beta$ -сплава Ti-22Nb-6Zr.....	203
<b>Т.М. Видюк, Д.В. Дудина, В.С. Шикалов, И.С. Батраев, В.Ф. Косарев</b> Фазовые и структурные превращения при обработке покрытий, полученных холодным газодинамическим напылением композиционных порошков Ti-C-Cu, пропусканием электрического тока.....	205
<b>Гирсова С.Л., Полетика Т.М., Биттер С.М., Лотков А.И.</b> Влияние структуры на мультстадийность мартенситных превращений в стареющем нанокристаллическом сплаве TiNi.....	207
<b>А.С. Горнакова, Б.Б. Страумал, Н.С. Афоникова, Е.Ю. Постнова, А.Н. Некрасов</b> Структура и морфология Ti-Cr сплавов отожженных в двухфазной области ( $\alpha+\beta$ ) и твердость $\alpha$ и $\beta$ фаз.....	208
<b>Г.С. Давдян, Б.Б. Страумал, А.С. Горнакова</b> Влияние предварительного отжига на образование омега фазы в сплавах Ti-2W-0.5%V после КВД.....	209
<b>V.E. Gromov, R.V. Kuznetsov, Yu.F. Ivanov, V.E. Kormyshev, Yu.A. Shliarova, A.A. Yuriev</b> Structure, phase composition, properties and strengthening mechanisms of rails in ultra long-term operation.....	211
<b>А.А. Гусаренко, А.И. Лотков, В.Н. Гришков, Н.В. Гирсова, Д.Ю. Жапова, Ю.П. Миронов, К.В. Круковский, О.Н. Кашина</b> Изменение микроструктуры и температур мартенситных превращений в двойном сплаве на основе TiNi при abc прессовании.....	212
<b>В.А. Плотников, А.В. Гусева, А.С. Грязнов</b> Исследование реактивных напряжений в сплаве на основе никелида титана.....	214

<b>О.И. Данейко, Т.А. Ковалевская</b> Моделирование температурной зависимости эволюции дефектной подсистемы дисперсно-упрочненных материалов с ГЦК-матрицей.....	216
<b>О.И. Данейко, Т.А. Ковалевская</b> Математическое моделирование пластической деформации кристаллических гцк-материалов с нанодисперсной упрочняющей фазой.....	218
<b>Е. Подлеснов, Н.В. Чиркунова, М.В. Дорогов</b> Применение наночастиц оксидов металлов в литий-ионных аккумуляторах.....	220
<b>А.В. Дружинин, Л.П.Х. Йоргенс, К. Канчеллэри, Б.Б. Страумал</b> Влияние упругой деформации на твердофазное смачивание в многослойных структурах системы Cu/W.....	221
<b>Г.Р. Закирова, Г.Р. Халикова, В.Г. Трифонов</b> Структура и микротвердость биметаллического соединения из алюминиевых сплавов АК4-1 И АК12Д, изготовленного обработкой трением с перемешиванием.....	221
<b>Ю.В. Калетина, Е.Г. Герасимов, А.Ю. Калетин, В.А. Казанцев</b> Структурно-фазовые переходы при легировании кобальтом системы Ni-Mn-In.....	222
<b>Л.У. Киеккужина, Ю.В. Логачев, В.Н. Даниленко</b> Образование интерметаллидных соединений при сварке трением с перемешиванием алюминия и меди.....	223
<b>Т.А. Ковалевская, О.И. Данейко</b> Напряжение пластического сдвига кристаллических алюмоматричных гетерофазных сплавов при варьировании размеров некогерентных упрочняющих частиц.....	225
<b>Ю.П. Миронов, В.Н. Гришков, А.И. Лотков</b> Фазовый состав поверхностных зон образцов сплава Ti49.4Ni50.6 после наводороживания в физиологическом растворе и последующем длительном старении при комнатной температуре.....	227
<b>А.В. Никоненко, Н.А., Попова, Е.Л. Никоненко</b> Влияние структурно-фазового состояния на предел текучести сплава ВТ1-0 имплантированного ионами алюминия.....	229
<b>А.В. Нохрин, Я.С. Шадрина, К.В. Лихницкий, А.А. Бобров, В.И. Копылов, В.Н. Чувильдеев, Н.Ю. Табачкова</b> Исследование сверхпластичности мелкозернистых проводниковых алюминиевых сплавов Al-0.5%Mg-Sc.....	231
<b>М.В. Петрик, И.К. Разумов, И.А. Насчетникова, Ю.Н. Горностырев</b> Роль колебательной энтропии в фазовом равновесии и формировании микроструктуры в сплавах Ti-(ALZR).....	233
<b>Г.П. Грабовецкая, Е.Н. Степанова, И.П. Мишин, Р.С. Лантев</b> Дефектная структура и механические свойства сплава системы Zr-Nb-H, облученного импульсным электронным пучком.....	234
<b>А.Д. Гусев</b> Прогнозирование температурных зависимостей модулей упругости при помощи нейронных сетей.....	236
<b>К. Ю. Карамышев, М.В. Дегтярев, Т.И. Чашухина, Л.М. Воронова</b> Структура никеля, деформированного при повышенной температуре сдвигом под давлением.....	238
<b>Е.О. Княжев, Т.А. Калашикова, А.В. Чумаевский</b> Структура и свойства алюминиевого сплава 01570 при модификации порошком по методу фрикционной перемешивающей обработки.....	240

<b>Т.А. Ковалевская, О.И. Данейко</b> Влияние температуры деформации на формирование дефектной структуры и прочностных свойств дисперсно-упрочнённых материалов с некогерентными наноразмерными частицами.....	241
<b>А.Е. Костина, О.С. Новикова, А.Ю. Волков</b> Формирование упорядоченной L12 фазы в сплаве Cu–5,9 ат.%Pd в результате длительного низкотемпературного отжига.....	243
<b>М.В. Майсурадзе, А.А. Куклина, Е.В. Антаков, В.А. Коротаева</b> Дилатометрическое исследование сталей 25Х2ГСМА и 30Х3МФА зарубежного производства.....	244
<b>М.В. Майсурадзе, А.А. Куклина, Е.В. Антаков, Д.И. Лебедев, Ю.В. Юдин</b> Влияние скорости охлаждения при термообработке на прочность и ударную вязкость легированных сталей.....	246
<b>М.В. Майсурадзе, А.А. Куклина, Е.В. Антаков, Д.И. Лебедев, В.В. Назарова</b> Формирование микроструктуры в стали 18Х2Н4МА при непрерывном охлаждении от температуры аустенитизации.....	247
<b>С.В. Макаров, В.А. Плотников</b> Акустическая активация пластической деформации в алюминии в условиях термомеханического нагружения.....	249
<b>С.В. Дивинский, С.Г. Магамедова, А.В. Покоев, С.Р. Макеев</b> Рентгенографическое исследование фазовых образований в высокоэнтропийных сплавах CoCrFeNi и CoCrFeMnNi в постоянном магнитном поле.....	252
<b>Н.С. Матвеева, Т.А. Боргардт, А.М. Грызунов, Н.Н. Грызунова</b> Влияние неорганических добавок в составе электролитов на морфологию поверхности электролитических покрытий.....	254
<b>Е.В. Мельников, С.В. Астафуров, К.А. Реунова, М.Ю. Панченко, В.А. Москвина, Е.Г. Астафурова</b> Влияние термомеханических обработок на микроструктуру и механические свойства многокомпонентного сплава Fe <sub>20</sub> Cr <sub>20</sub> Mn <sub>20</sub> Ni <sub>20</sub> Co <sub>15</sub> C <sub>5</sub> .....	256
<b>И.П. Мишин, Е.В. Найденкин, О.В. Забудченко, Д.И. Бобров, А.И. Манишева, Э.К. Александровский</b> Эволюция структуры и механических свойств псевдо β титанового сплава в процессе получения проволоки.....	257
<b>Г.С. Нагичева, А.В. Нохрин, Н.В. Мелехин, Н.Н. Берендеев, А.М. Брагов, В.В. Баландин</b> Исследование влияния скорости деформации на склонность углеродистой стали У8 к деформационному старению.....	259
<b>А.В. Николаева, А.В. Чумаевский, А.П. Зыкова</b> Влияние Cu на формирование зеренной структуры и механических свойств полиметалла ВТ6/Cu.....	261
<b>А.В. Никоненко, Н.А. Попова, Е.Л. Никоненко</b> Влияние химического состава на фазовый состав жаропрочного сплава после ползучести.....	263
<b>Д.А. Осипов, И.В. Смирнов, К.В. Гриняев, И.А. Дитенберг</b> Особенности релаксации микроструктуры Ni <sub>3</sub> Al, синтезированного методом искрового плазменного спекания.....	265
<b>А.Г. Пенкин, И.О. Банных, Н.А. Минина, А.О. Теплов</b> Влияние состояния поверхностного слоя на физико-механические характеристики тонко-листовой аустенитно-мартенситной трип-стали при статических и усталостных испытаниях.....	267

<b>И.Е. Пермякова, А.А. Иванов</b> Морфологические изменения поверхности лент аморфных сплавов при воздействии УФ-лазера.....	269
<b>К.А. Полякова, В.С. Комаров</b> Влияние температуры и времени старения на фазовые превращения и механические свойства сплава Ti-50,7 ат.%Ni, полученного радиально- сдвиговой прокаткой.....	271
<b>А.А. Чернобаева, Д.Ю. Ерак, Р.О. Полякова, К.И. Медведев, Д.А. Журко, Н.В. Степанов, Д.А. Мальцев, С.А. Бубякин, М.А. Скундин</b> Особенности металла зоны термического влияния Cr-Mo-Ni-V стали.....	272
<b>Н.Б. Пугачева, Т.М. Быкова, Ю.В. Николин</b> Структура и свойства монолитных свс-композитов с медной матрицей.....	274
<b>Б.Б. Страумал, Д. Г. Каграманян, Е. П. Константинова, А. Н. Некрасов, И. Ю. Коняшин, Л. Н. Щур</b> Компьютерный анализ микроструктуры твёрдых сплавов WC-Co.....	276
<b>А.В. Судариков, А.В. Чумаевский, В.А. Белобородов, А.П. Зыкова, Е.А. Колубаев</b> Исследование макроструктуры и механических характеристик сплава AMg5 с введением мелкодисперсного порошка вольфрамата циркония $ZrW_2O_3$ .....	277
<b>О.Д. Чеботарёв, А.А. Чернобаева, Д.Ю. Ерак, Р.О. Полякова, К.И. Медведев</b> Исследование структуры сварного соединения в области близкой к линии сплавления.....	278
<b>А.А. Чуракова, Э.М. Каюмова</b> Исследование поверхности сплава TiNi после электрохимических испытаний.....	280
<b>Е.П. Рыклина, К.А. Полякова, Н.Н. Реснина</b> О роли структурной наследственности в управлении фазовыми превращениями стареющего никелида титана.....	282
<b>Ю.Н. Симонов</b> Структура и прочность конструкционных сталей, подвергнутых холодной радиальной ковке.....	284
<b>В.Г. Сурсаева</b> Сравнение движения свободных от дефектов и отягощенных дефектами индивидуальных границ зёрен.....	286
<b>В.Г. Сурсаева</b> Торможение индивидуальных границ зёрен фасетками и рёбрами.....	288
<b>И.Д. Фаткуллин, А.С. Ефтифеева, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков</b> Исследование влияния оксидного поверхностного слоя на функциональные свойства в монокристаллах сплава $Ni_{50,6}Ti_{49,4}$ .....	290
<b>Г.Р. Халикова, А.И. Фархутдинов, Г.Р. Закирова, Э.У. Шарипова, В.Г. Трифонов</b> Влияние обработки трением с перемешиванием на структуру и микротвёрдость алюминиевого сплава АК12Д.....	292
<b>И. В. Хомская, В. И. Зельдович, Д. Н. Абдуллина, С.В. Разоренов, Е.В. Шорохов, Н. Ю. Фролова, А. Э. Хейфец</b> Эволюция структуры и свойств сплавов меди при ударно-волновых воздействиях	293
<b>А.М. Черемнов, А.В. Чумаевский, Т.А. Калашникова</b> Закономерности формирования структуры при фрикционной перемешивающей обработке медного сплава БрАМц9-2 с добавлением в поверхностный слой порошка вольфрама.....	295



<b>А.В. Нохрин, Я.С. Шадрина, В.Н. Чувильдеев, В.И. Копылов, А.А. Бобров, Н.Н. Берендеев, Н.Ю. Табачкова</b>	
Исследование термической стабильности структуры и свойств биметаллических проводов из алюминиевых сплавов Al-0.25%Zr-0.1%(Sc, Hf).....	296
<b>В.С. Шикалов, В.Ф. Косарев, Т.М. Видюк, С.В. Клинков, И.С. Батраев, Д.М. Лемехов</b>	
Композиционные нейтронозащитные ХГН-покрытия Al-B4C.....	298
<b>D. A. Vasilyev</b>	
Quantum-mechanical calculations of elastic and thermal properties of the Fe <sub>7</sub> Mo <sub>6</sub> μ-phase.....	300
<b>Д.Ф. Акрамов, Н.В. Селезнева, Е.М. Шерокалова</b>	
Влияние внутренних микронапряжений на магнитные свойства пирротина Fe <sub>7</sub> X <sub>8</sub> ..	301
<b>С.Н. Мозговых, В.А. Казанцев, Н.В. Селезнева, Н.В. Баранов</b>	
Влияние магнитного упорядочения на тепловое расширение пирротиноподобного соединения Fe <sub>7</sub> Se <sub>8</sub> .....	302
<b>Е.В. Кислов, Н.В. Селезнева, Н.В. Баранов</b>	
Роль неоднородностей в формировании сверхпроводящего состояния теллурида железа.....	304
<b>Секция 4 «Физическая механика материалов»</b>	306
<b>М.В. Банников, Ю.В. Баяндин, Н.А. Саженков, С.В. Уваров, А.С. Никитюк, О.Б. Наймарк</b>	
Стадийность поврежденности и двухпараметрические критерии разрушения композиционных материалов.....	306
<b>Д.Д. Гатиятуллина, А.В. Землянов, Р.Р. Балохонов</b>	
Локализация пластической деформации и формирование остаточных напряжений в металлокерамических композиционных материалах. Численный анализ.....	306
<b>П.М. Григорьева, В.А. Полянский, Е.Н. Вильчевская</b>	
Влияние напряженно-деформированного состояния металла на транспорт водорода из внешней среды.....	307
<b>Е.М. Дымнич, В.А. Романова, Р.Р. Балохонов, М.С. Мохэбби, В. Плошихин</b>	
Численный анализ деформационного поведения аддитивного алюминиевого сплава в рамках микромеханического подхода.....	309
<b>Е.С. Емельянова, М.А. Писарев, В.А. Романова</b>	
О зависимости мезомасштабного деформационного рельефа от локальных деформаций в технически чистом титане.....	310
<b>Е.С. Зизганова</b>	
Исследование влияния трещин разрушения в образце при локальном энергетическом воздействии.....	311
<b>А.С. Куркин, А.С. Киселев</b>	
Построение и идентификация Модели вязкоупругости полиметилметакрилата.....	312
<b>Я.Д. Липатникова, Ю.В. Соловьева, Н.Н. Белов, Л.А. Валуйская, В.А. Старенченко</b>	
3D моделирование «бегающей» шейки.....	314
<b>Д.М. Лобачева</b>	
Аналитические методы моделирования процессов теплопроводности с последующим изучением напряженно-деформированного состояния в образце....	316
<b>О.Б. Наймарк</b>	
Эффекты триггерности в сейсмичности и механизмы переноса импульса и разрушения в условиях множественных метастабильных GMS-состояний, индуцированных дефектами.....	318

<b>А.В. Нохрин, Л.С. Алексеева, М.С. Болдин, К.О. Каразанов, А.И. Орлова</b> Исследование механических свойств и стойкости к термоудару мелкозернистых керамик со структурой минерала граната.....	319
<b>А.Н. Вишневков, А.Ю. Изюмова, И.А. Пантелеев, О.А. Плехов</b> Экспериментальное исследование деформации в области вершины усталостной трещины.....	321
<b>А.С. Глинка</b> Закономерности трансформации структурно-фазового состояния металла поверхностного слоя после механической обработки стали 35ХГС.....	323
<b>И.А. Залетова, Н.Н. Ситников</b> Самозалечивающиеся слоистые композиционные материалы с полимерным вязкотекучим наполнителем на основе соединений боросилоксана с различными функциональными добавками.....	325
<b>А.Г. Кесарев, А.М. Власова</b> Перколяционная модель расчета предела текучести поликристаллических металлов с гпу-решеткой на примере магния.....	327
<b>С.В. Короткевич</b> Принцип энергетической выгоды и наименьшего действия в материаловедении.....	329
<b>Д.Р. Ледон, М.В. Банников, Ю.В. Баяндин, О.Б. Наймарк</b> Усталостная долговечность сплава ВТ6 при различных частотах нагружения в широком диапазоне циклов до разрушения.....	331
<b>В.А. Оборин, М.В. Банников, М.А. Соковиков, Д.Р. Ледон, О.Б. Наймарк</b> Количественный анализ морфологии поверхности разрушения сплавов АМГ6 и ВТ6 при последовательном динамическом и гигацикловом нагружении.....	333
<b>В.С. Шахиджанов, В. А. Романова, Р.Р. Балохонов, О.А. Нехорошева</b> Экспериментальное и численное исследование эволюции мезоскопического деформационного рельефа в поликристаллическом алюминии в условиях одноосного растяжения.....	334
<b>М.А. Писарев, Е.С. Емельянова, В.А. Романова</b> Моделирование деформационного поведения при одноосном нагружении и определение представительного объема поликристаллического $\alpha$ -титана на мезоуровне.....	336
<b>В.А. Полянский, А.К. Беляев, Ю.С. Седова, Ю.А. Яковлев</b> Механика поверхностных явлений при развитии водородной хрупкости.....	337
<b>Н.Н. Ситников, И.А. Залетова, А.В. Шеляков, С.В. Грешнякова</b> Влияние изотермической и электроимпульсной термомеханической обработки на эффект обратной памяти формы в быстрозакалённых аморфно-кристаллических сплавах $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ .....	338
<b>А.Ю. Смолин, Г.М. Еремина, И.П. Мартышина</b> Верификация численных 3D моделей трения бронз, полученных аддитивным методом.....	340
<b>Д.Н. Иванов, П.А. Кузнецов, В.П. Третьяков</b> Технология выдавливания пресс-форм для роторных машин со спеченными сменными вкладышами.....	342
<b>П.А. Кузнецов, Р.В. Кузнецов, А.О. Просторова, В.П. Третьяков</b> Особенности формования биметаллических материалов и изделий со спеченными вкладышами.....	344

<b>Г.Д. Федоровский</b>	
Эндохронное прогнозирование длительных термовязковязкоупругих и прочностных функциональных свойств ПММА.....	346
<b>М.Х. Эгамов, У.Дж. Рахимова</b>	
Влияния молекулярной массы и степени гидратации капсулированных полимером жидкокристаллические пленки на его физико-химические характеристики.....	348
<b>Секция 5 «Металлургия и химия материалов»</b>	350
<b>А.В. Вараксин, Н.Н. Соболева, А.В. Макаров, А.А. Ремпель</b>	
Синтез наноразмерного карбида тантала, влияние его введения на износостойкость модифицированной поверхности.....	350
<b>Л.Б. Ведмидь, О.М. Федорова</b>	
Влияние концентрации стронция на структурные свойства твердых растворов $Sm_{1-x}Sr_xMnO_3$ ( $x=0; 0.15; 0.25$ ).....	351
<b>Л.Б. Ведмидь, О.М. Федорова</b>	
Термическая стабильность перовскитов $RMnO_{3+\delta}$ ( $R=La, Pr, Nd, Sm-Dy$ ).....	352
<b>М.Н. Верецагин, В.Г. Шепелевич, О.М. Остриков</b>	
Структурные исследования быстрозакаленных многокомпонентных сплавов на основе железа.....	353
<b>М.Н. Верецагин, В.Г. Шепелевич, О.М. Остриков</b>	
Физические свойства аморфных сплавов на основе железа, имеющих сложный состав.....	355
<b>Е.Г. Волкова, А.Ю. Волков</b>	
Синтез порошка интерметаллида $Al_2Au$ , легирование си, практическое применение.....	356
<b>П.Д. Дрожилкин, П.В. Андреев, Л.С. Алексева, М.С. Болдин, К.О. Каразанов, А.А. Мурашов, Г.В. Щербак</b>	
Получение керамик $Si_2N_2O$ на основе наноразмерного порошка $Si_3N_4$ с оксидной добавкой $Y_2O_3 - Al_2O_3$ методом электроимпульсного плазменного спекания.....	357
<b>П.В. Андреев, П.Д. Дрожилкин, К.Е. Сметанина, Л.С. Алексева, М.С. Болдин, М.М. Востоков, К.О. Каразанов, А.А. Мурашов</b>	
Послойный рентгеновский фазовый анализ керамики на основе $Si_3N_4$ , изготовленной методом электроимпульсного плазменного спекания.....	358
<b>Н.Э. Дубинин, Р.Е. Рыльцев</b>	
Равновесные и динамические структурные характеристики Au в жидком состоянии.....	360
<b>N.E. Dubinin</b>	
Partial pair interactions in liquid binary alloys of noble metals.....	360
<b>В.М. Кийко, В.П. Коржов</b>	
Слоистый композит на основе молибдена.....	361
<b>В.М. Кийко, В.П. Коржов, В.Н. Курлов</b>	
Взаимодействие волокон сапфира и титановой матрицы в композите.....	362
<b>А.Г. Крашенинин</b>	
Извлечение марганца из кека от переработки ванадийсодержащего конвертерного шлака.....	363
<b>Д.В. Лузгин</b>	
Пластическая деформация объемных аморфных сплавов/металлических стекол и сопровождающие ее структурные изменения.....	365

<b>В.О. Остриков, О.М. Остриков</b>	
Компенсационные силы на границах раздела аустенит/мартенсит единичной мартенситной прослойки в ферромагнитном монокристалле с эффектом памяти формы, находящемся в магнитном поле в жесткой заделке.....	366
<b>П.Е. Панфилов, Ю.Н. Горностырев</b>	
О плохой обрабатываемости рения.....	367
<b>К.Е. Сметанина, П.В. Андреев, Е.А. Ланцев, М.М. Востоков</b>	
Исследование однородности фазового состава по глубине керамик, полученных электроимпульсным плазменным спеканием порошков карбида вольфрама.....	368
<b>В.А. Федоров, Д.В. Балыбин, Т.Н. Плужникова, М.В. Бойцова, Д.Ю. Федотов, А.Д. Березнер</b>	
Коррозионное поведение аморфного сплава на основе железа.....	369
<b>В.А. Федоров, Д.В. Балыбин, А.В. Яковлев, Т.Н. Плужникова, Д.Ю. Федотов, А.Д. Березнер, А.А. Шлыкова</b>	
Особенности процессов электрохимической коррозии в объемных аморфных металлических сплавах на основе циркония.....	371
<b>Н.Ю. Черкасова, К.А. Антропова, А. В. Фелюфьянова, Н.Ю. Бурхинова</b>	
Формирование гексаалюмината кальция в алюмооксидной матрице.....	373
<b>Секция 6 «Материаловедение биологических тканей и биоматериалов»</b>	376
<b>Д.В. Зайцев, Н.В. Изможерова, В.М. Бахтин</b>	
Влияние фторхинолонов на механическую прочность соединительнотканых структур лабораторных кроликов при одноосном растяжении.....	376
<b>С.С. Григорьев., П.Е. Панфилов., Д.В. Зайцев</b>	
Обоснование сохранения корня зуба у больных с синдромом Шегрена.....	378
<b>М.А. Деркач, В.А. Шереметьев, А.А. Чуракова, Д.В. Гундеров, Г.И. Рааб, С.Д. Прокошкин</b>	
Исследование структуры, механических и сверхупругих свойств сплава Ti-18Zr-15Nb с памятью формы, подвергнутого ркуп и термической обработке.....	380
<b>Г.М. Еремина, А.Ю. Смолин</b>	
Разработка трехмерной модели поясничного сегмента позвоночника.....	382
<b>А.В. Кабанова, М.А. Шевченко, Л.П. Кисельникова, П.Е. Панфилов</b>	
Иерархия структуры дентина зубов человека. Применение методов материаловедения в стоматологии.....	384
<b>Г.В. Клевцов, Р.З. Валиев, Н.А. Клевцова, М.В. Фесенюк, О.А. Фролова, М.Н. Тюрков, А.А. Матчин, Е.В. Носов</b>	
Прочность медицинских изделий для костного остеосинтеза из УМЗ титана Grade4.....	385
<b>Н.А. Кругликов, А.Ю. Беляев, Е.А. Шарова</b>	
Влияние гидростатического давления и одноосного сжатия на прорастание семян лекарственных растений.....	387
<b>Т.А. Картвелишвили, М.А. Кулюсов, И.О. Смирнов, М.В. Юмашев</b>	
Разработка модели взаимодействия лазерного излучения с биологическими тканями.....	389
<b>К.Е. Лукашевич, В.А. Шереметьев, С.П. Галкин, В.А. Андреев, С.Д. Прокошкин</b>	
Влияние старения на механические свойства метастабильного бета-сплава Ti-18Zr-15Nb (ат. %) медицинского назначения.....	391
<b>Ю.В. Мандра, С.С. Григорьев, А.С. Ивашов, М.Д. Цокур</b>	
Материаловедческие особенности и перспективы в эндодонтии.....	393

<b><i>М.Е. Mezhenov, А.У. Kabanova, D.У. Zaytsev, P.Е. Panfilov</i></b> On the features of fracture of rocks and biominerals.....	395
<b><i>Д.Л. Мерсон, Е.Д. Мерсон</i></b> Биорезорбируемые магниевые сплавы для временных металлических конструкций.....	397
<b><i>В.В. Черкасов, Р.Д. Карелин, В.С. Юсупов, С.Д. Прокошкин, В.С. Комаров</i></b> Влияние процессов динамического деформационного старения на структуру и свойства заэквиатомного по никелю сплава TiNi.....	398
<b><i>В.А. Шереметьев, М.С. Цатуряни, В.Д. Лезин, С.Д. Прокошкин, В. Браиловский</i></b> Исследование структуры и свойств сплава Ti-Zr-Nb с памятью формы медицинского назначения, полученного методом селективного лазерного плавления.....	399
<b><i>Д.В. Зайцев, Г.П. Панфилов, М.А. Чебоксарцева, К.И. Перескокова</i></b> Особенности микроструктуры дентина человека у пациентов пожилого возраста..	400

### ДИНАМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Д.Н. Абдуллина<sup>1</sup>, И.В. Хомская<sup>1</sup>, С.В. Разоренов<sup>2</sup>, Л.А. Елшина<sup>3</sup>, Е.В. Шорохов<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург

<sup>2</sup> Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка

<sup>3</sup>Институт высокотемпературной электрохимии УрО РАН, Екатеринбург

<sup>4</sup>Российский Федеральный ядерный центр–ВНИИ технической физики, Снежинск

Email: [abdullina@imp.uran.ru](mailto:abdullina@imp.uran.ru)

Изучены механические свойства сплавов на основе меди, легированных микродобавками (0.02-0.1) мас.% циркония, хрома и графена с субмикроструктурной (СМК) структурой, полученной методом динамического канально-углового прессования (ДКУП). Испытания проводились в условиях ударного сжатия интенсивностью 5.6–7.0 ГПа и скоростью деформации  $(0.9–2.0) \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$ . Регистрация волновых процессов в образцах осуществлялась с помощью лазерного Доплеровского измерителя скорости VISAR, имеющего временное разрешение  $\sim 1 \text{ нс}$ . При ДКУП материалы деформируются со скоростями  $10^4\text{-}10^5 \text{ с}^{-1}$ , т.е. на пять-шесть порядков выше, чем при известном квазистатическом методе РКУП. На результирующую структуру при ДКУП оказывают влияние высокоскоростная деформации сдвига, ударно-волновая деформация сжатия и температура. Формирование при ДКУП неравновесной СМК структуры в сплавах меди, легированных хромом и цирконием, происходит в результате процессов фрагментации и частичного деформационного старения с выделением наночастиц вторых фаз.

Анализ эволюции свойств: динамического предела упругости  $-\sigma_{HE}$ , динамического предела текучести  $-\dot{\gamma}$ , динамической (откольной) прочности  $-\sigma_{sp}$  сплавов до и после ДКУП по различным режимам позволил оценить влияние дисперсности СМК структуры на ее сопротивление высокоскоростному деформированию и разрушению. Показано, что ДКУП ( $n=1-3$ ) сплавов Cu-0.03 мас.% Zr и Cu-0.1 мас.% Cr, приводящее к измельчению кристаллитов от 200-400 мкм до 0.2-1.0 мкм, увеличивает динамические характеристики  $\sigma_{HE}$  и  $\dot{\gamma}$  в 1.9-3.7 и 1.8-2.6 раза по сравнению с исходным крупнокристаллическим (КК) состоянием. Установлено, что ДКУП ( $n=1$ ) композита на основе меди с микродобавкой графена (Cu-0.02 мас.% Gp) приводит к увеличению  $\sigma_{HE}$  и  $\dot{\gamma}$  в 4.0-5.6 раз. Увеличение характеристик упруго-пластического перехода связано с образованием в сплавах при ДКУП неравновесной дефектной СМК структуры. Диспергирование структуры сплавов Cu-0.1 мас.% Cr и Cu-0.02 мас.% Gp до СМК состояния увеличивает в 1.4 и 1.5-1.8 раза откольную прочность ( $\sigma_{sp}$ ), по сравнению с исходным КК состоянием. Полученные экспериментальные данные о характере откольного разрушения сплавов на основе меди с СМК структурой и оценка влияния дисперсности и дефектности структуры на сопротивление высокоскоростному деформированию при субмикросекундных длительностях нагрузки позволяют прогнозировать поведение СМК материалов в экстремальных условиях их эксплуатации.

Д.Н. Абдуллина благодарит Институт физики металлов имени М.Н. Михеева за поддержку работы по государственному заданию Минобрнауки России по теме «Структура» №АААА-А18-118020190116-6, выполненной в рамках молодежного проекта ИФМ УрО РАН № м 24-21.

# ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ГЕТЕРОФАЗНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ FeMnCrNiCo(N,C)

Е.Г. Астафурова<sup>1</sup>, И.А. Тумбусова<sup>1,2</sup>, М.Ю. Панченко<sup>1</sup>, К.А. Реунова<sup>1</sup>,  
С.В. Астафуров<sup>1</sup>, Е.В. Мельников<sup>1</sup>

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

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

Email: [elena.g.astafurova@ispms.ru](mailto:elena.g.astafurova@ispms.ru)

С использованием методов просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и рентгеноструктурного анализа (РСА) проведено исследование закономерностей и механизмов дисперсионного твердения при старении сплавов Fe<sub>20</sub>Mn<sub>20</sub>Cr<sub>20</sub>Ni<sub>20</sub>Co<sub>20</sub> (сплав Кантора), Fe<sub>20</sub>Mn<sub>20</sub>Cr<sub>20</sub>Ni<sub>20</sub>Co<sub>19,2</sub>N<sub>0,8</sub>, Fe<sub>20</sub>Mn<sub>20</sub>Cr<sub>20</sub>Ni<sub>20</sub>Co<sub>18,6</sub>N<sub>1,4</sub>, Fe<sub>20</sub>Mn<sub>20</sub>Cr<sub>20</sub>Ni<sub>20</sub>Co<sub>19</sub>C<sub>1</sub> в интервале температур (600-1000)°С (1-50 ч.), а также изучены их механические свойства и механизмы разрушения при растяжении в интервале температур (-196 – 23)°С в зависимости от режима старения.

Методом РСА экспериментально установлено, что при старении по выбранным режимам все сплавы сохраняют преимущественно аустенитную структуру. В предварительно гомогенизированном крупнозернистом сплаве Кантора методом ПЭМ выявлено формирование обогащенной хромом интерметаллидной σ-фазы после старения в интервале температур 700-900°С. Незначительное количество зернограничной фазы формируется в виде пластин или округлых частиц, вызывая частичное смачивание границ. Размер частиц и ширина пластин возрастает при увеличении температуры старения и продолжительности выдержки (от 80 до 150-160 нм при увеличении температуры старения от 700°С (1ч) до 900°С (1ч) или при увеличении продолжительности выдержки от 1 до 50 часов при T=700°С). При увеличении продолжительности старения происходит рост частиц σ-фазы от границ в тело зерен и зарождение единичных когерентных матрице частиц в теле зерен. Предварительная пластическая деформация сплава Кантора способствует гомогенному зарождению и росту частиц σ-фазы в теле зерен при последующем старении так, что распределение частиц становится однородным по объему состаренного материала.

В отличие от сплава Кантора, основной вторичной фазой в азотистых сплавах является нитрид хрома Cr<sub>2</sub>N, а σ-фаза выявляется только после старения при высоких температурах и большой продолжительности выдержки (900 и 1000°С). Температурный интервал выделения вторичных фаз зависит от концентрации азота в составе сплава: 700-900°С для сплава с 0,8 ат. %N и 700-1000°С для сплава с 1,4 ат. %N. При этом, предварительная пластическая деформация, так же, как и в сплаве Кантора, способствует изменению механизма выделения частиц от гетерогенного у границ зерен при старении гомогенизированных крупнозернистых образцов к гомогенному при старении прокатанных материалов.

После старения сплава Fe<sub>20</sub>Mn<sub>20</sub>Cr<sub>20</sub>Ni<sub>20</sub>Co<sub>19</sub>C<sub>1</sub> в интервале температур 700-1000°С происходит гомогенное зарождение и рост дисперсных частиц (5-7%), однородно распределенных в структуре и когерентных аустенитной матрице. Дифракционный анализ показал, что основная вторичная фаза – это карбид хрома типа M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> и режим старения не влияет на тип формируемых дисперсных частиц. Предшествующая старению пластическая деформация не влияет на тип и характер распределения карбидов, но изменяет их морфологию – частицы становятся округлыми и теряют

когерентность с аустенитной фазой. Эти данные демонстрируют роль типа твердого раствора внедрения (азотистый и углеродистый аустенит) на механизмы фазовых превращений при старении – легирование углеродом и азотом изменяет тип дисперсной фазы, формируемой в сплаве системы FeMnNiCoCr-X (X=C, N), кинетика старения сплава Кантора и азотистых сплавов более вялая, чем в углеродистом сплаве. При близких концентрациях атомов внедрения в сплавах  $Fe_{20}Mn_{20}Cr_{20}Ni_{20}Co_{19}C_1$  и  $Fe_{20}Mn_{20}Cr_{20}Ni_{20}Co_{19,2}N_{0,8}$  наблюдаются разные закономерности дисперсионного твердения. Старение гомогенизированных сплавов (без предшествующей деформации) сопровождается гетерогенным зарождением и ростом зернограничной фазы нитрида хрома в сплаве с азотом, в то время как в углеродистом сплаве происходит гомогенное формирование фазы карбида хрома однородно по всему образцу. Интервалы температур, при котором происходит дисперсионное твердение сплавов  $Fe_{20}Mn_{20}Cr_{20}Ni_{20}Co_{19}C_1$  и  $Fe_{20}Mn_{20}Cr_{20}Ni_{20}Co_{19,2}N_{0,8}$  разные, он шире для углеродистого сплава.

Для исследуемых сплавов старение, сопровождающееся выделением зернограничных фаз ( $\sigma$ -фаза по границам зерен в сплаве  $Fe_{20}Mn_{20}Cr_{20}Ni_{20}Co_{20}$ , нитриды хрома  $Cr_2N$  по границам зерен в сплавах  $Fe_{20}Mn_{20}Cr_{20}Ni_{20}Co_{19,2}N_{0,8}$ ,  $Fe_{20}Mn_{20}Cr_{20}Ni_{20}Co_{18,6}N_{1,4}$ , карбиды хрома  $Cr_{23}C_6$  по границам и в теле зерен в сплаве  $Fe_{20}Mn_{20}Cr_{20}Ni_{20}Co_{19}C_1$ , крупнозернистые образцы), слабо влияет на закономерности пластического течения в исследуемом интервале температур (-196 – 23)°C: форма кривых течения, стадийность, деформационное упрочнение, величина предела текучести – все эти параметры не изменяются при старении. Температурная зависимость условного предела текучести состаренных образцов полностью повторяет данные для однофазных материалов. Во всех случаях потеря пластичности (удлинения) наблюдается только при температуре деформации 77К, но, несмотря на это, все сплавы имеют по-прежнему удовлетворительные величины удлинения, то есть полного охрупчивания материала не происходит. С понижением температуры испытания зернограничная фаза способствует формированию хрупких трещин вдоль границ зерен, содержащих вторичные фазы.

Гомогенное формирование внутризеренных частиц существенно влияет на прочностные свойства сплавов, но их удлинение при этом остается достаточно высоким и разрушаются они транскристаллитно вязко в исследуемом интервале температур деформации. Для сплава Кантора и азотистых сплавов, в которых в результате дисперсионного твердения и рекристаллизации происходит формирование мелкозернистой структуры с частицами  $\sigma$ -фазы ( $Fe_{20}Mn_{20}Cr_{20}Ni_{20}Co_{20}$ ) и нитрида хрома ( $Fe_{20}Mn_{20}Cr_{20}Ni_{20}Co_{19,2}N_{0,8}$ ,  $Fe_{20}Mn_{20}Cr_{20}Ni_{20}Co_{18,6}N_{1,4}$ ), механические свойства в исследуемом интервале температур повышаются значительно, а величина предела текучести возрастает в 1,5-2 раза. Форма кривых течения становится близкой к параболической, характерной для дисперсно-упрочненных сплавов с крупными некогерентными включениями. Присутствие таких частиц в структуре сплава вызывает изменение типа дислокационной структуры состаренных образцов по сравнению с исходными однофазными материалами – частицы не деформируются, но тормозят движение дислокаций и стимулируют «волнистое» скольжение. Таким образом, формирование дисперсных частиц в теле зерен и мелкого размера зерна способствуют значительному упрочнению сплавов  $Fe_{20}Mn_{20}Cr_{20}Ni_{20}Co_{20}$ ,  $Fe_{20}Mn_{20}Cr_{20}Ni_{20}Co_{19,2}N_{0,8}$ ,  $Fe_{20}Mn_{20}Cr_{20}Ni_{20}Co_{18,6}N_{1,4}$  и  $Fe_{20}Mn_{20}Cr_{20}Ni_{20}Co_{19}C_1$  и сохранению сильной температурной зависимости их свойств за счет комплексного эффекта упрочнения (зернограничного, дисперсионного, твердорастворного), компенсирующего разупрочнение из-за обеднения твердого раствора атомами внедрения и замещения относительно однофазных состояний.

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (№ 20-19-00261).*



## **ВЛИЯНИЕ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ, ИНИЦИИРОВАННОГО ЛАЗЕРОМ, НА ВНУТРЕННЮЮ СТРУКТУРУ МЕТАЛЛА МИШЕНЕЙ**

**А.Н. Балахнин, С.В. Уваров, А.Н. Вшивков, А.Е. Прохоров, О.Б. Наймарк**

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт механики сплошных сред УрО РАН, Россия

Email: [balakhnin.a@icmm.ru](mailto:balakhnin.a@icmm.ru)

Проведено экспериментальное исследование влияния динамического воздействия на внутреннюю структуру металлических мишеней. В качестве мишеней использовались диски из титана и ванадия диаметром 10 – 13 мм толщиной 0,8 – 1,0 мм. Динамическое воздействие осуществлялось с использованием высокоэнергетического наносекундного импульсного лазера Beamtech SGR-Extra-10 типа Nd:YAG, имеющего следующие параметры: длина волны излучения 1064 нм; длительность импульса 10 нс, энергия импульса – до 10 Дж. Лазерный пучок фокусировался на поверхности мишени в квадратное пятно размером от 1 до 3 мм в разных экспериментах. На поверхность мишени наклеивалась жертвенная алюминиевая фольга, фактически выполняющая роль ударника для мишени. Воздействие лазером осуществлялось через тонкую водную завесу.

Проведение эксперимента по данной схеме позволяет изучить поведение материала при интенсивности воздействия, характерного как для технологии упрочнения лицевой поверхности материала воздействием ударно-волнового импульса, так и для случая случайного соударения лопаток вентиляторов авиационных двигателей с посторонними предметами. При проведении испытаний ударная волна, инициированная лазерным импульсом и формирующая сжимающие напряжения, проходит через материал образца и отражается от тыльной поверхности. В результате интерференции падающей и отраженных волн внутри материала образца создаются растягивающие напряжения, величина которых может быть достаточна для развития поврежденности материала или даже для формирования околной пластины.

Анализ внутренней структуры материала мишеней в направлении распространения ударно-волнового импульса, инициированного лазерным воздействием, установил возможность реализации двух режимов: режима ударно-волновой проковки лицевой поверхности мишеней и формирования областей поврежденности, соответствующих разрушению «адиабатическим сдвигом» в объеме мишеней. Образование «адиабатическим сдвигом» областей поврежденности в объеме материала может вызывать резкое снижение усталостного ресурса элементов авиационного двигателя. Понимание закономерностей процессов изменения структуры материалов, подвергнутых ударно-волновому воздействию (в том числе проковке, инициированной лазером) позволит, с одной стороны, оптимизировать промышленные технологии поверхностного упрочнения металлов, с другой стороны – повысить надёжность и усталостный ресурс высокоответственных элементов конструкций.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 21-79-30041).

# ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНЫХ УПРУГИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА С УЧЕТОМ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ

<sup>1,2</sup> Головин М.С., <sup>1</sup>Банников М.В., <sup>1,2</sup>Баяндин Ю.В., <sup>1,2</sup>Наймарк О.Б.

<sup>1</sup> Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

<sup>2</sup> Пермский Национальный Исследовательский Политехнический Университет, Пермь

Email: buv@icmm.ru

Работа посвящена определению эффективных упругих свойств ортотропного композиционного материала в условиях квазистатического нагружения с учетом эволюции поврежденности внутренней структуры [1]. Целью настоящей работы является разработка математической модели деформирования и разрушения представительного объема (ячейки периодичности) слоистого композиционного материала, учитывающей развитие дефектов в упругой матрице и разрушение волокон.

Для определения эффективных упругих свойств материала с поврежденностью используется подход, предложенный Кэролом в 2001 году [2]. В основе данного подхода лежит определение компонент тензора упругих свойств четвертого ранга с учетом анизотропии поврежденности. Дополнительно вводится тензор поврежденности, обусловленный накоплением повреждений в композиционном материале на макроуровне

$$\mathbf{E}^{eff} = \boldsymbol{\alpha}^{-1} : \mathbf{E} : \boldsymbol{\alpha}^{-1}, \quad (1)$$

где  $\mathbf{E}$  – тензор упругих свойств четвертого ранга,  $\mathbf{E}^{eff}$  – тензор эффективных упругих свойств,  $\boldsymbol{\alpha}$  – тензор четвертого ранга, отвечающий за поврежденность.

Рассматривается задача определения эффективных упругих модулей ячейки периодичности [3], представляющей собой заданную послойную укладку волокон в упругой матрице. Математическая постановка задачи, включающей уравнение равновесия, определяющие соотношения упругой среды в скоростной форме с введенным параметром поврежденности в виде тензора второго ранга  $\mathbf{p}$  и характеризующего деформационный вклад накопленных повреждений, имеет следующий вид

$$\nabla \cdot \boldsymbol{\sigma} = \mathbf{0}, \quad (2)$$

$$\boldsymbol{\sigma}^R = \mathbf{E} : (\mathbf{D} - \mathbf{p}), \quad (3)$$

$$\dot{\mathbf{p}} = \boldsymbol{\Gamma} : (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{f}(\mathbf{p})), \quad (4)$$

где  $\boldsymbol{\sigma}$  – тензор напряжений Коши;  $\boldsymbol{\sigma}^R$  – объективная производная Грина–Нагхди;  $\mathbf{D}$  – тензор деформации скорости;  $\mathbf{p}$  – тензор неупругих деформаций;  $\mathbf{E}$  – тензор упругих свойств,  $\boldsymbol{\Gamma}$  – кинетический коэффициент и  $\mathbf{f}(\mathbf{p})$  – нелинейная реакция материала, обусловленная накоплением повреждений [1], подбираемые из задачи идентификации.

Краевая задача (2)-(4) решалась методом конечным элементов с периодическими граничными условиями двух видов: растяжение/сжатие и сдвиг. Результат численного моделирования представлен на рисунке 1. Решение задачи по нагружению ячейки периодичности композиционного материала позволило определить эффективные упругие модули в зависимости от накопленных повреждений, обусловленных зарождением и развитием дефектов в процессе деформации. Полученные эффективные упругие свойства композита хорошо согласуются с известными экспериментальными данными для стекло- и углепластиков.

На рисунке 2 приведена зависимость продольных средних напряжений в ячейке периодичности (для случая растяжения) от накопленных неупругих деформаций, обусловленных накопленными интегральными повреждениями.

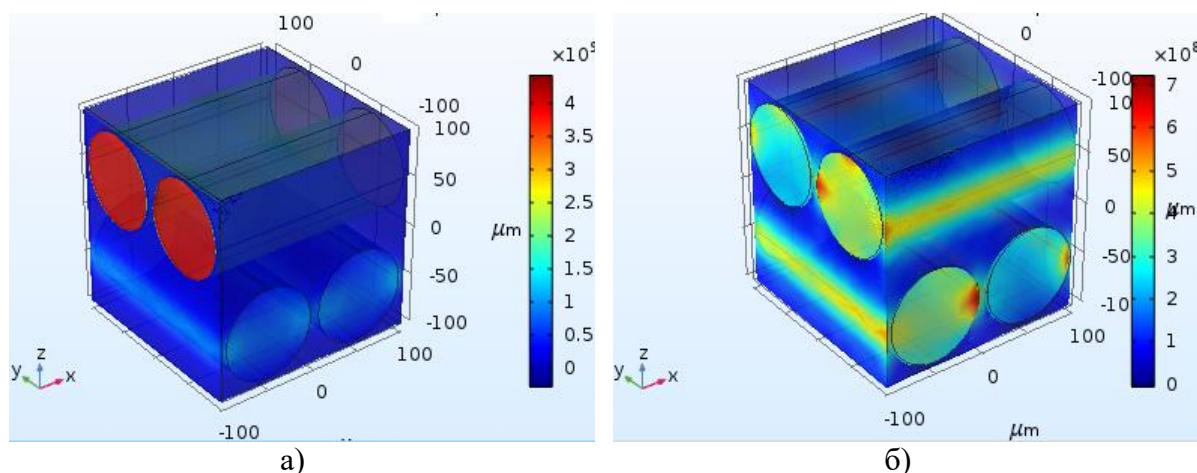


Рис.1. Распределение напряжений для характерной ячейки периодичности:  
 а) случай растяжения (приведена продольная компонента тензора напряжений)  
 б) случай сдвига (приведена сдвиговая составляющая тензора напряжений)

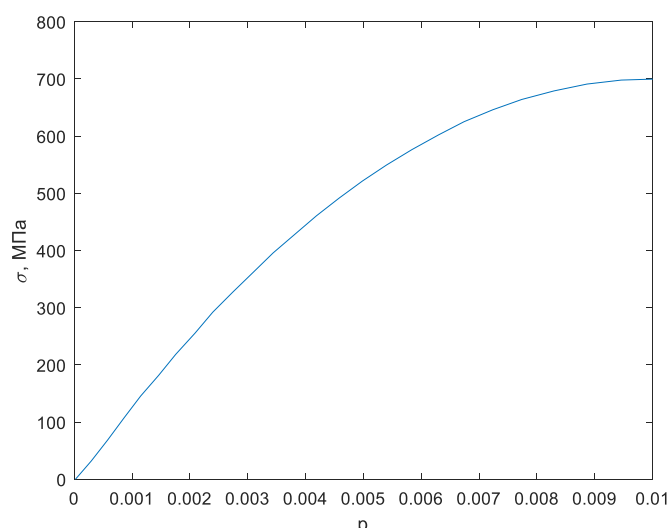


Рис.2. Зависимость текущих (средних) напряжений от накопленных повреждений для высокомодульного углепластика.

Модель представительного объема (ячейки периодичности) позволяет определять эффективные упругие свойства, которые согласуются с известными моделями осреднения [3], в том числе с учетом накопления повреждений. Предложен подход к описанию эффективных упругих свойств композиционного материала на основе введения параметра поврежденности в виде тензора четвертого ранга. Разработанная математическая модель также предсказывает значения критических напряжений, при которых происходит разрушение композиционного материала. Значение предельного напряжения при растяжении  $\sim 700$  МПа хорошо согласуется с данными для высокомодульного волокнистого композиционного материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (проект № 21-79-30041).

1. Yu.Bayandin, I.Panteleev, K.Zhitnikova, O.Naimark *AIP Conference Proceedings* **1785**, № 1, P. 040007 (2016).

2. I.Carol, E.Rizzi, K.Willam *International Journal of Solids and Structures* **38**(4), PP. 491–546 (2001).
3. М.С.Головин, Ю.В.Баяндин, М.В.Банников, Наймарк О.Б. [Математическое моделирование в естественных науках: тезисы XXIX Всероссийской школы-конференции \(7-10 октября 2020 г.\)](#) С. 152 (2020).

## **МНОГОМАСШТАБНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СДВИГОВОЙ ПРОЧНОСТИ AL-CU СПЛАВОВ С ГИБРИДНЫМИ И НЕ ГИБРИДНЫМИ $\theta'$ -ФАЗАМИ**

**П.А. Безбородова, В.С. Красников, А.Е. Майер, В.В. Погорелко**

Челябинский Государственный Университет

Email: [ibragimova-polin@mail.ru](mailto:ibragimova-polin@mail.ru)

Современные коммерческие сплавы алюминия являются основным конструкционным материалом в различных областях промышленности. По своей природе Al-Cu сплавы многофазны – в процессе термической обработки миграция растворенных атомов приводит к зарождению интерметаллических фаз. В процессе старения происходит последовательное выделение упрочняющих фаз по известной схеме: пересыщенный твердый раствор  $\rightarrow$  ГП-1  $\rightarrow$  ГП-2  $\rightarrow$   $\theta''$   $\rightarrow$   $\theta'$   $\rightarrow$   $\theta$ . Известно, что реальные металлы и сплавы содержат дефекты кристаллической решетки – дислокации, движение которых определяют процесс пластической деформации.

Проведено молекулярно-динамическое исследование движения дислокаций в алюминии, содержащем упрочняющие фазы в системе Al-Cu. В работе рассматривается взаимодействие дислокации с двумя типами упрочняющих включений, структура которых была зафиксирована методом электронной микроскопии. Первый тип – это однофазная структура (s). Второй тип (h) имеет сэндвич-структуру с тетрагональной  $\theta'$  решеткой в сердцевине и ГП-подобными структурами вдоль широких межфазных границ.

Включения  $\theta'$ -фазы создавались с помощью программы AtomsK. Рассматривались цилиндрические включения диаметром 20 нм и шириной в 9 атомных слоев, основания которых параллельны плоскости (100) алюминиевой решетки. Движение дислокации и взаимодействие с  $\theta'$ -фазами исследуются по схеме, предложенной для системы скольжения  $[-110](111)$ . Дислокация создается в расчетной области путем добавления дополнительной атомной полуплоскости. Молекулярно-динамические (МД) расчеты выполнялись с помощью программного пакета LAMMPS. Взаимодействие атомов описывается потенциалом ADP. Анализ и визуализация полученных атомных распределений осуществляется с помощью пакета OVITO.

Результаты МД показывают, что система, содержащая s- $\theta'$ , демонстрирует средний уровень сдвиговых напряжений примерно 320 МПа. В случае h- $\theta'$  эта величина составляет 400 МПа. Локальные сдвиговые напряжения, действующие на атомы включения на плоскости скольжения дислокации, достигают максимального значения 2,5 ГПа для s- $\theta'$  и 5 ГПа для h- $\theta'$ . При последовательных взаимодействиях дислокации и включения происходит накопление локальных сдвиговых напряжений, которые приводят к перерезанию  $\theta'$ -фазы. Установлена зависимость напряжения перерезания s- $\theta'$  от ее толщины с коэффициентом пропорциональности 1.94 ГПа/нм. Для гибридной  $\theta'$  фазы напряжение перерезания увеличивается примерно в два раза.

Результаты МД используются для калибровки континуальной модели взаимодействия дислокаций с упрочняющими фазами, основанной на формировании

петли Орована вокруг включения. Определена энергия дислокационных сегментов, прилегающих к упрочняющим фазам. Эта энергия примерно на 40% выше в случае гибридных фаз, что связано с их более высоким сопротивлением сдвигу.

Для перехода на мезоскопический масштабный уровень применялся метод дискретной дислокационной динамики (ДДД), в котором рассматривается расчетная область, содержащая большое число дислокаций и упрочняющих включений. Взаимодействие дислокаций и упрочняющих включений описывается с помощью континуальной модели. Размеры включений распределены в соответствии с логнормальным законом, наблюдаемым в реальных сплавах.

Результаты ДДД демонстрируют, что при одинаковой объемной доле включений сплав с  $h-\theta'$  демонстрирует значительно более высокое напряжение течения, которое превышает значение напряжения для  $s-\theta'$  примерно на 35%. Однако, поскольку концентрация  $Cu$  в  $h-\theta'$  зависит от толщины включения, так как количество атомов меди на ГП-подобных границах раздела выше по сравнению с объемом  $\theta'$ , то при сравнении сдвиговой прочности сплавов с одинаковым массовым содержанием меди разница становится не столь заметной. Значительная разница в напряжениях текучести сплавов проявляется при концентрации, превышающей 2 мас.%, и достигает примерно 20%.

Работа поддержана РФФИ в рамках проекта № 18-71-10038-П

## **ОБЪЕМНЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ С МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ СРЕДАХ**

**Р.З. Валиев**

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия

Email: [ruslan.valiev@ugatu.su](mailto:ruslan.valiev@ugatu.su)

К настоящему времени разработан целый ряд методов получения объемных наноструктурных материалов, но особый интерес представляет использование интенсивной пластической деформации (ИПД), сочетающей обработку материалов сверхбольшими деформациями в условиях высоких приложенных давлений [1,2].

В работе рассмотрены принципы наноструктурирования различных металлических материалов при обработке методами ИПД, связанные с образованием ультрамелких зерен и развитием необычных фазовых превращений, приводящих к образованию зернограницных сегрегаций и наноразмерных выделений вторичных фаз. Недавние комплексные исследования свидетельствуют о том, что морфология и плотность этих наноструктурных особенностей определяются режимами ИПД обработки (температурой, условиями деформации, величиной приложенного давления). Это позволяет создавать наноматериалы с перспективными многофункциональными свойствами, сочетающими высокие механические (очень высокая прочность и пластичность, сверхпластичность) и функциональные свойства (коррозионная и радиационная стойкость, электропроводность и т.д.) [3-5]. Особое внимание уделяется физической природе и использованию многофункциональных наноматериалов для их инновационных применений в медицине и технике, в частности в условиях агрессивных сред в ГТД, где материалы подвергаются одновременно большим нагрузкам, коррозии и абразивному износу.

1. R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev and I. V. Alexandrov, Bulk Nanostructured Materials from Severe Plastic Deformation, *Progress in Materials Science* **45**, pp 103-189 (2000)
2. R.Z. Valiev, A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon, *Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications* (John Wiley & Sons, Inc., 2014)
3. I. Sabirov, N.A. Enikeev, M.Y. Murashkin, R.Z. Valiev, *Bulk nanostructured materials with multifunctional properties* (Series: SpringerBriefs in Materials, Springer, 2015)
4. I.A. Ovid'ko, R.Z. Valiev, Y.T. Zhu, Review on superior strength and enhanced ductility of metallic nanomaterials, *Progress in Materials Science* **94**, pp. 462-540 (2018)
5. Nguyen Q. Chinh, Maxim Yu Murashkin, Elena V. Bobruk, János L. Lábár, Jenő Gubicza, Zsolt Kovács, Anwar Q. Ahmed, Verena Maier-Kiener & Ruslan Z. Valiev, Ultralow-temperature superplasticity and its novel mechanism in ultrafine-grained Al alloys, *Materials Research Letters* **9**, pp. 475-482 (2021)

## ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЗОЛОТО-МЕДНЫХ СПЛАВОВ, УПОРЯДОЧЕННЫХ В УСЛОВИЯХ ВНЕШНИХ СЖИМАЮЩИХ ИЛИ РАСТЯГИВАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ

А. Ю. Волков, А.В. Глухов, О.В. Антонова, А.А. Ливинец

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург 620108, Россия

E-mail: [volkov@imp.uran.ru](mailto:volkov@imp.uran.ru)

При охлаждении золото-медных сплавов вблизи экваторного состава ниже 400°C, в них происходит фазовое превращение беспорядок-порядок, в ходе которого разупорядоченная (A1) фаза перестраивается в упорядоченную по типу L1<sub>0</sub> структуру. Упорядоченная фаза имеет ГЦТ кристаллическую решетку со степенью тетрагональности  $c/a \approx 0,92$ . Поскольку объем кристаллической решетки упорядоченной фазы несколько меньше, это фазовое превращение сопровождается небольшим изменением объема образцов (на ~1%). Ранее было показано [1], что атомное упорядочение по типу L1<sub>0</sub> в поле внешних напряжений позволяет эффективно управлять направлением роста *c*-доменов. Приложение сжимающих напряжений разворачивает тетрагональные *c*-домены вдоль направления нагрузки. В свою очередь, растягивающие напряжения разворачивают *c*-домены поперек направления приложенной силы [2]. Анализ литературных источников показал, что формирование упорядоченной структуры в поле внешних сил изучено достаточно подробно. В то же время, остается неизвестным, как изменяются при этом механические свойства образцов.

Для исследований были взяты два золото-медных сплава: экваторный Cu-50Au и нестехиометрический сплав Cu-56Au. Эксперименты проводились на проволочных образцах диаметром 1,5 мм и длиной 50 мм, которые в ходе упорядочения растягивались или сжимались с использованием специальных приспособлений. Максимальная нагрузка на образцы в ходе отжига составляла 50 МПа. Эксперименты проводились как на закаленных, так и на исходно деформированных образцах. Упорядочение экваторного сплава Cu-50Au проводилось отжигами в течение 6 часов при температуре максимальной скорости превращения (~350°C). Упорядоченная структура в сплаве Cu-56Au формировалась медленным охлаждением образцов из высокотемпературной области. Установлено, что в ходе атомного упорядочения изменяется длина образцов. Этот эффект усиливается приложением нагрузки, что подтверждает разворот тетрагональных *c*-доменов в том или ином направлении. Показано, что упорядочение в поле растягивающих внешних сил несколько повышает предел текучести (на ~15%) и в

2 раза увеличивает удлинение образцов до разрушения. Выяснено, что обнаруженный эффект сильно зависит от исходного состояния образцов.

Результаты исследования могут быть использованы на практике.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (проект №21-13-00135).

1. Ohta M., Shiraishi T., Ouchida R., Nakagawa M., Matsuya S., *J. Alloys and Compounds*, **265**, p.240-248 (1998).
2. Волков А.Ю., Казанцев В.А., *ФММ*, 113, с.66-76 (2012).

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ, АРМИРОВАННЫХ ГРАФЕНОМ

**И.Г. Бродова<sup>1</sup>, И.Г. Ширинкина<sup>1</sup>, Д.Ю. Распосиенко<sup>1</sup>, А.Н. Петрова<sup>1</sup>,  
Л.А. Елшина<sup>2</sup>, С.В. Разоренов<sup>3</sup>**

<sup>1</sup> *Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург*

<sup>2</sup> *Институт высокотемпературной электрохимии УрО РАН, г. Екатеринбург*

<sup>3</sup> *Институт проблем химической физики РАН, г. Черноголовка*

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

Металломатричные композиты, армированные углеродсодержащими добавками (графеном, нанотрубками, фуллеренами и т.д.), являются конструкционными и функциональными материалами нового поколения и востребованы для применения в различных отраслях промышленности, включая такие как авиа- и автомобилестроение, электроника, энергетика и т.д. Целью данного исследования являлось экспериментальными методами изучить структуру и механические свойства алюмоматричных композитов, полученных по оригинальной методике путем синтеза «in-situ» под слоем солевого расплава, и оценить роль графена в качестве армирующей добавки. Объектами исследования служили слитки и прутки из алюминия и его сплавов АМц (Al-Mn) и АМг3 (Al-Mg), а также алюмоматричные композиты на их основе, содержащие до 0,4 мас. % графена. Для проверки фазового состава и идентификации углеродсодержащей составляющей композитов применялся метод спектроскопии комбинационного рассеяния света. Согласно анализу рамановских спектров, при синтезе композитов образуется 2-х или 3-х - слойный графен разной степени дефектности. Установлено влияние графена на условия и характер кристаллизации композитов. Доказано, что микролегирование Al графеном не оказывает инокулирующего действия, т.е. не измельчает литую крупнокристаллическую (КК) структуру Al матрицы композитов. Нанопластины графена равномерно располагаются по объему отливки и их протяженность достигает несколько микрометров. Изучена эволюция структурообразования композитов при интенсивной пластической деформации путем динамического сжатия (ДС, скорость деформации  $\dot{\epsilon}=10^3 \text{ c}^{-1}$ ) и динамического канально-углового прессования (ДКУП,  $\dot{\epsilon}=10^5 \text{ c}^{-1}$ ), и определены оптимальные условия формирования композитов с субмикроструктурной (СМК) структурой. Оценена морфология и размер структурных составляющих в литых и деформированных композитах на разном масштабном уровне. Показано, что при динамическом сжатии формируется мелкокристаллическая (МК) полосовая ячеистая структура размером 100-120 мкм. Форма и размеры нанопластинок графена при ДС не изменяются. Установлено, что в процессе 2-4 циклов ДКУП образуется СМК смешанная структура, состоящая из фрагментированных зерен-субзерен и динамически рекристаллизованных зерен со значительной долей (0,54) большеугловых границ. Средний размер зерен – субзерен не

превышает 1 мкм. Под действием высокоскоростной деформации нанопластины графена, располагаясь внутри и по границам зерен-субзерен, фрагментируются (2 цикла ДКУП, рис.1) и изгибаются (4 цикла ДКУП).

Проведён анализ дюрометрических характеристик литых и деформированных композитов в зависимости от содержания графена и их сравнение с результатами для неармированных материалов. Анализ изменения твердости литых и деформированных композитов с разным типом структуры в сравнении с твердостью неармированного Al (рис. 2) показал, что в КК состоянии микродобавка графена слабо влияет на твердость материала (~10%). Упрочняющая роль графена возрастает с измельчением структуры матрицы. Так формирование СМК структуры композитов дает прирост твердости на 28% относительно СМК Al и в 1,5 раза относительно твердости КК композита.

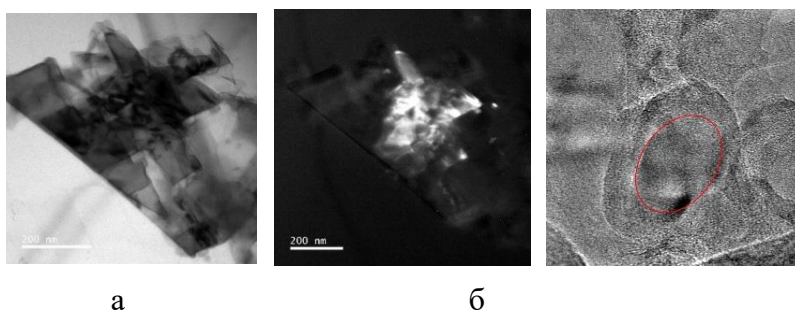


Рис.1 Фрагмент нанопластины графена в деформированном композите AlGr: а-светлопольное изображение; б-темнопольное изображение в рефлексе (100) графена : в-прямое разрешение кристаллической решётки графена (обратное Фурье преобразование изображения  $d=0.31785$ )

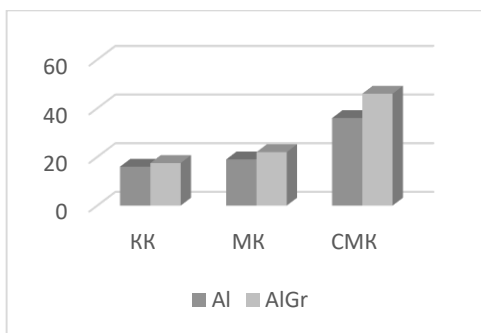


Рис. 2 Твёрдость в единицах НВ

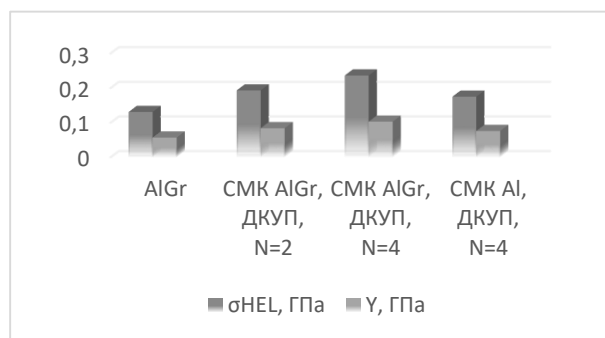


Рис. 3 Динамические свойства

Измерены динамические свойства композитов с разным типом структуры и проведено их сравнение со свойствами неармированных материалов. Эксперимент по нагружению композитов с  $\dot{\epsilon}=10^3 \text{ c}^{-1}$  показал, что добавка Gr не меняет свойства МК Al и его сплавов. Увеличение скорости деформации до  $\dot{\epsilon}=10^5 \text{ c}^{-1}$  при нагружении композитов плоской ударной волной привело к значительному повышению динамических свойств композитов по сравнению с неармированными материалами (рис. 3). Из результатов эксперимента следует, что переход из КК в СМК состояние приводит к росту упругопластических характеристик – предела Гюгонио и динамического предела текучести в 1,8-2,0 раза, но снижает откольную прочность на 25-30%. Сравнение свойств СМК композитов и СМК неармированных Al и сплавов показало, что микродобавка графена упрочняет материал и повышает динамические свойства на 35-40%. Предложена гипотеза о двойной роли графена в упрочнении композитов - в качестве барьера для движения дислокаций аналогично дисперсным упрочняющим фазам и как источника



дислокаций несоответствия вследствие различий кристаллических решеток G<sub>r</sub> и A1 матрицы.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» Г.р.№ АААА-А18-118020190116-6.

## **ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CoCrFeNi ПРИ ТВЕРДОРАСТВОРНОМ УПРОЧНЕНИИ АТОМАМИ Mo**

**Выродова А.В., Киреева И.В., Чумляков Ю.И.**

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

E-mail: *wirodowa@mail.ru*

На  $[\bar{1}11]$ -,  $[001]$ - и  $[144]$ -монокристаллах ГЦК эквиатомного CoCrFeNi (ат.%) высокоэнтропийного сплава (ВЭС) исследовано влияние легирования атомами Mo концентрацией 4 ат.% на температурную зависимость критических скалывающих напряжений  $\tau_{кр}$ , стадийность кривых течения, дислокационную структуру, механизм деформации – скольжение/двойникование и разрушение при деформации растяжением при температуре 296 К. Легирование атомами Mo до 4 ат.% проводили за счет уменьшения каждого элемента системы CoCrFeNi в равных атомных долях. Полученный Co<sub>24</sub>Cr<sub>24</sub>Fe<sub>24</sub>Ni<sub>24</sub>Mo<sub>4</sub> (ат.%) ВЭС характеризовался величиной энергии упаковки  $\gamma_0$  равной 0.030 Дж/м<sup>2</sup>.

Показано, что при T=296 К начало пластического течения во всех ориентациях связано со скольжением. Критические скалывающие напряжения  $\tau_{кр}$  ( $\tau_{кр}([\bar{1}11])=78$  МПа,  $\tau_{кр}([001])=85$  МПа,  $\tau_{кр}([144])=76$  МПа) оказываются близкими и ориентационная зависимость  $\tau_{кр}$  не наблюдается, что характерно для ГЦК металлов и сплавов замещения при деформации скольжением.

При легировании атомами Mo в кристаллах при T=296 К развивается планарная структура с плоскими скоплениями дислокаций и дислокационными сетками. Развитие планарной структуры связано с затруднением процессов поперечного скольжения дислокаций из-за низких значений энергии дефекта упаковки  $\gamma_0$  и высокого сопротивления движению дислокаций со стороны атомов замещения.

Несмотря на отсутствие ориентационной зависимости  $\tau_{кр}$ , установлено, что вид кривых течения, коэффициент деформационного упрочнения и пластичность зависят от ориентации кристалла, что определяется числом действующих систем скольжения. В  $[\bar{1}11]$ -,  $[001]$ -кристаллах, ориентированных для сдвига в нескольких системах, пластическое течение развивается преимущественно в одну линейную стадию. Исследования дислокационной структуры и исследования металлографической поверхности показывают, что скольжение является основным механизмом деформации во всех ориентациях, который определяет коэффициент деформационного упрочнения  $\Theta=d\sigma/d\epsilon$  и пластичность  $\delta$ . В  $[\bar{1}11]$ - кристаллах  $\Theta=d\sigma/d\epsilon$  равен 1870 МПа, а  $\delta=55$  %, которые оказываются выше, чем в  $[001]$ -кристаллах, где  $\Theta=d\sigma/d\epsilon$  равен 1320 МПа, и  $\delta=47$  %. Это различие в  $\Theta=d\sigma/d\epsilon$  и  $\delta$  связано с развитием деформации двойникованием после предшествующей деформации скольжением 15–20 % в  $[\bar{1}11]$ - кристаллах и его отсутствием в  $[001]$ -кристаллах.

В [144]-кристаллах, ориентированных для одиночного сдвига, на  $\sigma(\epsilon)$ -кривой наблюдается три стадии пластической деформации, характерных для сдвига в одной системе скольжения. Исследования прецессии оси кристалла показывают, что в этих кристаллах скольжение является основным механизмом деформации, который определяет величину  $\Theta=1020$  МПа и  $\delta=75\%$ . В [144]-кристаллах  $\Theta$  оказывается меньше, а  $\delta$ , напротив, больше, чем в  $[\bar{1}11]$ -, [001]-кристаллах из-за развития деформации преимущественно в одной системе скольжения.

При  $T=296$  К во всех ориентациях характер разрушения вязкий.

*Исследование выполнено при поддержке Программы развития Томского государственного университета (Приоритет-2030).*

## ПРИМЕНЕНИЕ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ В ИССЛЕДОВАНИИ ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВОВ Al-Cu ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Н.А. Грачёва<sup>1</sup>, Е.В. Фомин<sup>1</sup>, А.Е. Майер<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия

E-mail: [nagra45da@gmail.com](mailto:nagra45da@gmail.com)

Одним из актуальных научных направлений является применение машинного обучения в теоретическом исследовании поведения материалов под нагрузками. В данной работе мы используем комплексный подход к моделированию деформирования алюминий-медных сплавов при нагружении с высокой скоростью деформации. Две искусственные нейронные сети с прямой связью (ИНС) использовались для определения констант упругости и расчета давления для различных концентраций алюминия в кристалле меди. Набор обучающих данных для ИНС получен путем моделирования одноосного и гидростатического сжатия и растяжения кристаллов методом молекулярной динамики. Моделирование производилось для широкого диапазона температур. Пластическая деформация рассчитывается по модифицированной модели Максвелла [1] с зарождением дислокаций [2]. Байесовский метод используется для выбора параметров модели. Модель реализуется для исследования структуры ударной волны в Al-Cu сплаве в зависимости от концентрации элементов.

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, проект № 20-11-20153.*

1. T.V. Popova, A.E. Mayer, K.V. Khishchenko, *J. Appl. Phys.* **123** (2018).
2. F.T. Latypov, A.E. Mayer, V.S. Krasnikov, *Int. J. Solids Struct.* **202**, сс. 418-433 (2020).

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЯ SrLaCuS<sub>3</sub>

В.А. Чернышев<sup>1</sup>, М.В. Григорьев<sup>2</sup>, Л.А. Соловьев<sup>3</sup>, А.В. Русейкина<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Уральский федеральный университет

<sup>2</sup>Тюменский государственный университет

<sup>3</sup>Институт химии и химической технологии СО РАН

Email: [vchern@inbox.ru](mailto:vchern@inbox.ru)

В рамках единого *ab initio* подхода исследован комплекс свойств SrLaCuS<sub>3</sub> (пр. гр. *Rnma*,  $Z=4$ , структурный тип Ba<sub>2</sub>MnS<sub>3</sub>). Проведен DFT расчет с гибридным функционалом B3LYP, учитывающим вклад нелокального обмена в формализме Харти-

Фока. Для расчета использована программа CRYSTAL17. Результаты расчета кристаллической структуры ( $a = 8.07457 \text{ \AA}$ ,  $b = 4.10793 \text{ \AA}$ ,  $c = 15.99813 \text{ \AA}$ ,  $V = 530.654 \text{ \AA}^3$ ) хорошо согласуются с экспериментом: ( $a = 8.1746(3) \text{ \AA}$ ,  $b = 4.0727(2) \text{ \AA}$ ,  $c = 16.0473(8) \text{ \AA}$ ,  $V = 534.26(4) \text{ \AA}^3$ ). Согласно расчетам, ширина запрещенной зоны (ШЗЗ) у кристалла  $\text{SrLaCuS}_3$  (оценка «НОМО-LUMO»)  $\sim 2.8 \text{ Эв}$  (рис. 1). Показано, что потолок валентной зоны образован состояниями Cu и серы, дно зоны проводимости – состояниями лантана. Исследован фононный спектр, из *ab initio* расчета определены частоты и типы фундаментальных колебаний, интенсивность ИК и КР мод. На рис. 1 показаны смещения ионов в наиболее интенсивной ИК моде. Рассчитан тензор упругих постоянных, упругие модули.

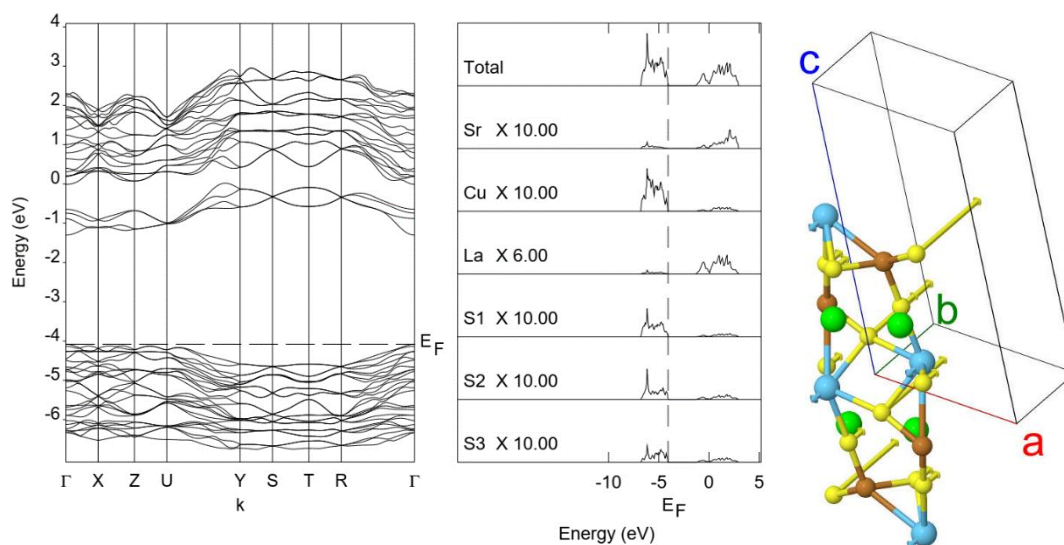


Рисунок 1. Зонная структура, плотность электронных состояний, смещения ионов в наиболее интенсивной ИК моде  $B_{2u}$  ( $\sim 215 \text{ см}^{-1}$ ) в  $\text{SrLaCuS}_3$ . Голубой круг – La, коричневый – Cu, зеленый – Sr, желтый – S.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ (проект № FEUZ-2020-0054).

## ДИЛАТАЦИОННОЕ ВКЛЮЧЕНИЕ В ВИДЕ БЕСКОНЕЧНОГО ЦИЛИНДРА С ПОПЕРЕЧНЫМ СЕЧЕНИЕМ В ФОРМЕ КОЛЬЦЕВОГО СЕКТОРА В УПРУГОМ КЛИНЕ

Ж.В. Гудкина<sup>1, 2</sup>, М.Ю. Гуткин<sup>2, 3, 4</sup>, С.А. Красницкий<sup>2, 3, 4</sup>

<sup>1</sup>ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург

<sup>2</sup>Университет ИТМО, Санкт-Петербург

<sup>3</sup>СПБПУ им. Петра Великого, Санкт-Петербург

<sup>4</sup>Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург

E-mail: gudkinazhanna@mail.ru

Исследование деформаций и напряжений несоответствия, связанных с полупроводниковыми наногетероструктурами сложной архитектуры, является важной проблемой материаловедения и наномеханики. Эти деформации и напряжения определяются различиями параметров решетки и коэффициентов теплового расширения контактирующих материалов, а также их химическими неоднородностями. Снижение напряжений несоответствия за счет образования различных дефектов часто

сопровождается ухудшением функциональных свойств гетероструктур и их последующим разрушением. Поэтому тщательный анализ напряжений несоответствия в гетероструктурах с учетом их реальной формы огранки имеет большое значение для создания бездефектных полупроводниковых устройств с повышенными характеристиками. С этой целью мы нашли аналитическое решение краевой задачи в классической теории упругости для клиновидного тела, содержащего включение в виде бесконечного цилиндра с поперечным сечением в форме кольцевого сектора (Ц-КС), подверженную трехмерному растяжению собственной деформации, которая является так называемой «дилатационной нитью».

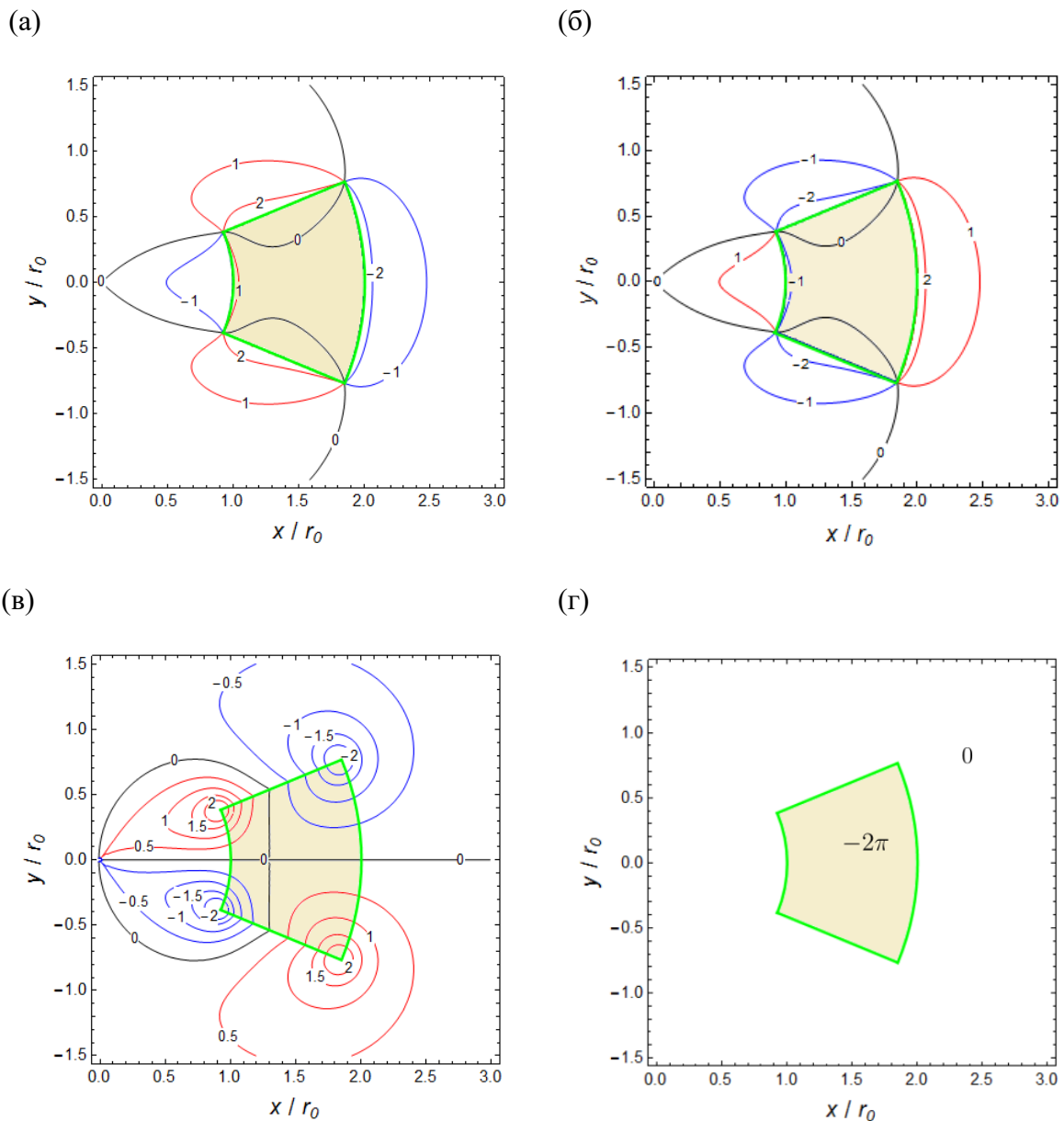


Рис. 1. Карты напряжений дилатационного включения в виде Ц-КС в бесконечной упругой среде без свободных поверхностей. (а)  $\sigma_{rr}$ , (б)  $\sigma_{\varphi\varphi}$ , (в)  $\sigma_{r\varphi}$ , (г)  $\sigma_{zz}$ . Напряжения даны в единицах  $\alpha$ . Зеленой фигурой отмечено положение включения.

Для определения поля напряжений этого дефекта введем функцию напряжений Эри в виде суммы  $\psi = \psi^{el} + \psi^{pl}$ , где  $\psi^{el}$  - аналитическое решение бигармонического уравнения в упругой задаче для клина, а  $\psi^{pl}$  - частное решение, которое соответствует дилатационному включению в виде Ц-КС. Интегральное преобразование Меллина используется для вывода системы уравнений для функции напряжения Эри [1]. В результате желаемые компоненты напряжения находятся в интегральной форме с помощью обратного преобразования Лапласа-Меллина. Анализ полученного решения проводился численно с использованием графиков и карт полей напряжений. На рис. 1 представлены карты напряжений дилатационного включения в виде бесконечного цилиндра с поперечным сечением в форме кольцевого сектора в бесконечной упругой среде без свободных поверхностей. Карты показывают, в частности, что осевая компонента напряжений тождественно равна нулю вне включения.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 19-29-12041.

1. Gutkin M. Yu., Romanov A. E., Aifantis E. C. Screw dislocation near a triple junction of phases with different elastic moduli. I. General solution // *Physica Status Solidi A*. **153**(1), p. 65-75 (1996)

## МИКРОМЕХАНИКА ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ В НАНОПРОВОЛОКАХ ТИПА «ЯДРО-ОБОЛОЧКА»

Гуткин М.Ю.<sup>1-3</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем машиноведения РАН, 199178, Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup>Университет ИТМО, 197101 Санкт-Петербург, Россия

<sup>3</sup>Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, 195251, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: [m.y.gutkin@gmail.com](mailto:m.y.gutkin@gmail.com)

Рассмотрены недавние теоретические модели релаксации напряжений несоответствия в композитных нанопроволоках типа «ядро-оболочка» [1-3]. В первой части доклада представлено новое решение граничной задачи теории упругости о круговой призматической дислокационной петле в упругом цилиндре, даны выражения для ее упругой энергии и энергии парного взаимодействия между такими петлями [1]. Определены критические условия, необходимые для образования такой петли на границе раздела в нанопроволоке типа «ядро-оболочка», и найдена равновесная плотность бесконечного периодического ряда таких петель. Показано, что в случае нанопроволоки, состоящей из ядра InAs и оболочки GaAs, расчетное значение равновесного периода такого ряда 8.35–9.05 нм [1] соответствует экспериментальному значению 7.0–8.5 нм [4]. Относительный выигрыш в энергии в результате такой релаксации напряжений несоответствия составил примерно 31%.

Во второй части доклада рассмотрены разные механизмы образования прямолинейных дислокаций несоответствия (ДН) на границе раздела в композитной нанопроволоке с ядром в виде прямой призмы квадратного сечения [2]: скольжение частичных и полных дислокаций, переползание полных дислокаций со свободной поверхности оболочки и испускание ребром ядра скользящих диполей частичных и полных дислокаций. Найдены энергетические барьеры для срабатывания этих механизмов (рис. 1).

Из сравнения этих барьеров между собой определены наиболее вероятные сценарии образования дислокаций. Показано, что в модельной системе Au-Pd

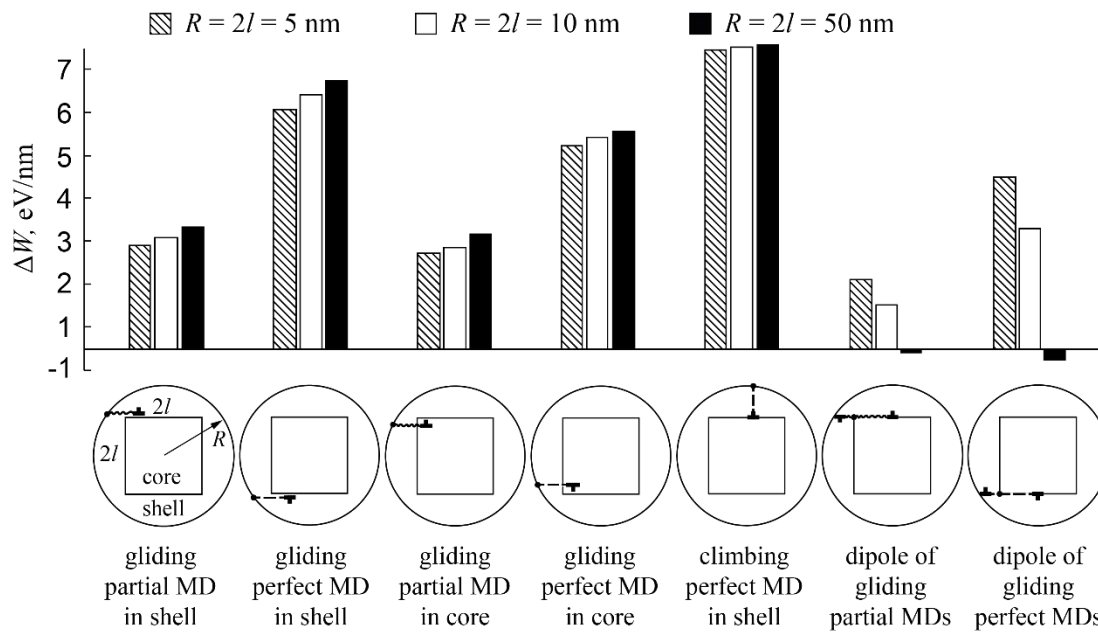


Рисунок 1. Энергетические барьеры для разных механизмов зарождения дислокаций в модельной нанопроволоке Au-Pd радиусом 5, 10 и 50 нм (по данным работы [2]).

испускание ребром ядра диполей дислокаций энергетически более предпочтительно, чем зарождение отдельных дислокаций со свободной поверхностью оболочки. В относительно тонких нанопроволоках более предпочтительно испускание диполей частичных дислокаций, а в относительно толстых нанопроволоках – наоборот, испускание диполей полных дислокаций. Найдены и изучены оптимальные (равновесные) положения ДН на границе ядра и оболочки. Показано, что оптимальное положение полной ДН не зависит от геометрических параметров нанопроволоки – если ДН образуется, то всегда должна залегать в центре границы. Напротив, оптимальное положение частичной ДН зависит как от энергии дефекта упаковки, так и от геометрических параметров нанопроволоки. В модельной системе Au-Pd частичная ДН всегда должна залегать ближе к центру границы, но никогда не сможет его достичь. Чем толще нанопроволока и оболочка, тем ближе к центру границы должна быть частичная ДН.

1. A.P. Chernakov, A.L. Kolesnikova, M.Yu. Gutkin, A.E. Romanov, *Intern. J. Eng. Sci.*, **156**, pp. 103367(1)–103367(22) (2020).
2. A.M. Smirnov, S.A. Krasnitckii, M.Yu. Gutkin, *Acta Mater.*, **186**, pp. 494–510 (2020).
3. A.M. Smirnov, S.A. Krasnitckii, S.S. Rochas, M.Yu. Gutkin, *Rev. Adv. Mater. Technol.*, **2**, 3, pp. 19–43 (2020).
4. R. Popovitz-Biro, A. Kretinin, P. Von Huth, H. Shtrikman, *Cryst. Growth Des.*, **11**, pp. 3858–3865 (2011).

# ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТНЫХ ПЛАСТИН С ВНУТРЕННИМИ ДЕФЕКТАМИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗОК РАЗЛИЧНОГО ХАРАКТЕРА

Д.В. Дедова<sup>1</sup>, М.И. Мартиросов<sup>2</sup>, А.В. Хомченко<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ПАО «Корпорация «Иркут», Москва, Россия

<sup>2</sup>Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), Москва, Россия

Email: [darina.dedova98@gmail.com](mailto:darina.dedova98@gmail.com)

Среди конструкционных материалов, используемых в настоящее время в авиационной технике (АТ), большое распространение приобретают полимерные композиционные материалы (ПКМ), которые обладают определенным комплексом преимуществ по сравнению с традиционными металлическими материалами. Среди таких преимуществ следует выделить высокую удельную прочность и жёсткость, высокую износостойкость и термостойкость, сопротивление усталости, химическую и радиационную стойкость, низкие коэффициенты трения и термического расширения.

Действующими Авиационными Правилами (АП-25) установлены требования к прочности и деформациям АТ для всех режимов эксплуатации, которые не зависят от используемого конструкционного материала (металл или ПКМ):

- конструкция должна выдерживать эксплуатационные нагрузки без появления опасных остаточных деформаций;
- конструкция должна выдерживать расчетные нагрузки без разрушения в течение трех секунд (не менее).

Традиционные конструкционные металлические материалы за счет стабильных характеристик, продолжительности периода сохранения механических и технологических свойств обеспечивают заданные прочностные характеристики конструкции АТ.

Уровень безопасности АТ, созданной на основе новых материалов (и новых технологий), должен быть не ниже уровня безопасности существующей АТ, изготовленной из традиционных конструкционных материалов (и по традиционным технологиям). Следует отметить, что целью разработки новых ПКМ является объединение различных компонентов для создания материалов с новыми заданными характеристиками, отличными от характеристик исходных компонентов.

Говоря о недостатках ПКМ можно отметить, что при производстве и эксплуатации элементов конструкций из таких материалов могут возникать различные дефекты (повреждения), которые оказывают серьезное влияние на остаточную прочность. На практике в элементах конструкций из ПКМ встречаются следующие основные дефекты:

- непрочлей – нарушение адгезионной связи между монослоями, образующими композитный пакет (КП), (например, после автоклавного формования);
- недостаточная пропитка связующим – нарушение адгезионной связи между слоями наполнителя в КП или отсутствие связующего в слое (слоях) наполнителя (производственный или технологический дефект);
- расслоение – нарушение адгезионной связи между слоями наполнителя в КП, вызванное механическими воздействиями ударного характера при эксплуатации или

внутренними повреждениями в КП после формования или после проведения сборочно-монтажных работ;

– пористость – любая полость, содержащая воздух в структуре КП, вызывающая изменение его акустических характеристик (затухание ультразвука в ПКМ).

Такие дефекты относятся к внутренним, так как охватывают внутренние слои КП.

В работе рассматривается пластина прямоугольной формы заданной геометрии из ПКМ при наличии системы расслоений различной формы и размеров. Исследуются расслоения эллиптической формы с различным соотношением осей, круговой формы различного радиуса и прямоугольной формы с различным соотношением линейных размеров. Число таких дефектов может быть произвольным, располагаются они между монослоями КП также произвольным образом. В качестве внешних нагрузок рассматриваются распространенные на практике законы действия динамических нагрузок различного характера.

Пластина выполнена в виде многослойной конструкции с симметричной укладкой монослоёв:  $[+45^\circ/-45^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/0^\circ/+45^\circ/-45^\circ/-45^\circ/+45^\circ/0^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/-45^\circ/+45^\circ]$ . Всего в КП 16 монослоёв. Материал пластины – однонаправленный углепластик на основе препрега HexPly M21/34%/UD194/IMA-12K (углеродная лента IMA на основе высокопрочного волокна HexTowIMA – 12K и эпоксидное модифицированное связующее M21) производства фирмы Hexcel Composites (США). Технология изготовления – автоклавная. В гражданской авиации из этого препрега могут производиться, например, следующие детали: панели, лонжероны и нервюры центроплана; панели, лонжероны и нервюры консоли крыла; обшивки, лонжероны и нервюры стабилизатора и киля; балки пола и т.д. Физико-механические характеристики монослоя известны. Эти характеристики являются паспортными и получены производителем препрега экспериментально по европейским стандартам EN и американским стандартам ASTM для режима RTD (Room Temperature Dry).

Пластина моделируется объёмными элементами типа Solid Laminate в программном комплексе Simcenter Femap, затем модель импортируется в программный комплекс конечно-элементного анализа LS-DYNA (Lawrence Livermore National Laboratory), где задаются свойства материала, нагрузки и граничные условия. Все слои жёстко сцеплены клеевым контактом за исключением областей с дефектами, в которых учитывается контактное взаимодействие. Граничные условия соответствуют жёсткому заземлению по всем сторонам пластины или шарнирному опиранию ее длинных сторон при свободных коротких. Используется явная схема интегрирования полной системы уравнений метода конечных элементов (МКЭ).

Определяется поле напряжений и деформаций в каждом слое пластины. На основе полей напряжений вычисляются индексы разрушения монослоя (разрушение наступает, когда этот индекс становится равным 1) в различные моменты времени при наличии и отсутствии дефектов. Рассматриваются следующие критерии разрушения для ПКМ: Puck, Hashin, Chang-Chang, LaRC (Langley Research Center). Проводится сравнение результатов, полученных по этим критериям.

Предложенная методика численного моделирования напряженно-деформированного состояния многослойных композитных пластин с учётом произвольно расположенных множественных межслоевых дефектов различной формы и размеров под действием рассматриваемых нагрузок может быть использована при проектировании элементов конструкций из ПКМ для современной АТ.



# ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ ДИОКСИДА КРЕМНИЯ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ЦИРКОНИЕВОЙ КЕРАМИКИ, УПРОЧНЕННОЙ ОКСИДОМ АЛЮМИНИЯ

А.А. Дмитриевский<sup>1</sup>, Д.Г. Жигачева<sup>1</sup>, Н.Ю. Ефремова<sup>1</sup>, В.М. Васюков<sup>1</sup>,  
П.Н. Овчинников<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина

E-mail: aadmitr@yandex.ru

Поликристаллические циркониевые керамики, стабилизированные в тетрагональной фазе и упрочненные оксидом алюминия (АТЗ), в силу уникальности комплекса механических свойств, химической, термической и радиационной стойкости, а также биоинертности, находят широкое практическое применение от машиностроения до медицины [1]. Сочетание трансформационного и дисперсионного механизмов упрочнения обеспечивают АТЗ керамикам одновременно высокие значения твердости и вязкости разрушения [2,3]. Одним из наиболее существенных недостатков АТЗ керамик является их хрупкость (при температурах < 500 °С) [4]. Согласно [4] использование альтернативных стабилизаторов тетрагональной фазы и введение дополнительных добавок способствует проявлению признаков пластичности циркониевых керамик при комнатных температурах. В связи с этим, целью работы являлось исследование влияния концентрации диоксида кремния в составе АТЗ+SiO<sub>2</sub> керамики на ее деформационное поведение (диаграмму нагружения) при комнатных температурах.

Для повышения стойкости АТЗ керамики к низкотемпературной деградации, вместо Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> - традиционного стабилизатора тетрагональной фазы *t*-ZrO<sub>2</sub>, был использован СаО. Соотношение основных компонентов выдерживали неизменным: ZrO<sub>2</sub>:СаО:Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> = 6,2:88:5,8. Концентрацию SiO<sub>2</sub> варьировали от 0 до 6 mol.%.

Показано (Рис. 1), что  $\sigma$ - $\varepsilon$ -диаграмма, зарегистрированная при деформировании бескремниевой АТЗ керамики, может быть описана линейной зависимостью, то есть является характерной для хрупких материалов. Обнаружено, что введение диоксида кремния в концентрации от 2 до 5 mol.% вызывает качественное изменение  $\sigma$ - $\varepsilon$ -диаграмм – появление стадии текучести. То есть, АТЗ керамика приобретает пластичность при комнатной температуре. Наиболее ярко выраженную стадию текучести имеет АТЗ+SiO<sub>2</sub> керамика с содержанием диоксида кремния 4 mol.%. Зависимости предела прочности  $\sigma_c$  и относительной деформации  $\varepsilon$  от концентрации SiO<sub>2</sub> имеют максимумы (Рис. 1). Наиболее высокие значения  $\sigma_c$  и  $\varepsilon$  достигают при 2-процентном содержании SiO<sub>2</sub>. Увеличение концентрации диоксида кремния до 6 mol.% приводит к охрупчиванию и резкому падению предела прочности.

Методами многоциклового наноиндентирования, рамановской спектроскопии и рентгеновской дифрактометрии показано, что введение добавки SiO<sub>2</sub> в АТЗ керамику (*t*-ZrO<sub>2</sub> фаза стабилизирована оксидом кальция) вызывает повышение механоиндуцированной трансформируемости тетрагональной фазы диоксида циркония. Это может являться результатом уменьшения энергетического барьера для *t* → *m* превращения и причиной повышения роли трансформационного механизма упрочнения и, как следствие, появления запаса пластичности за счет роста вязкости разрушения. Действительно, полученные нами ранее результаты [3] свидетельствуют о почти 75-процентном увеличении вязкости разрушения АТЗ керамики при введении в нее 5 % диоксида кремния.

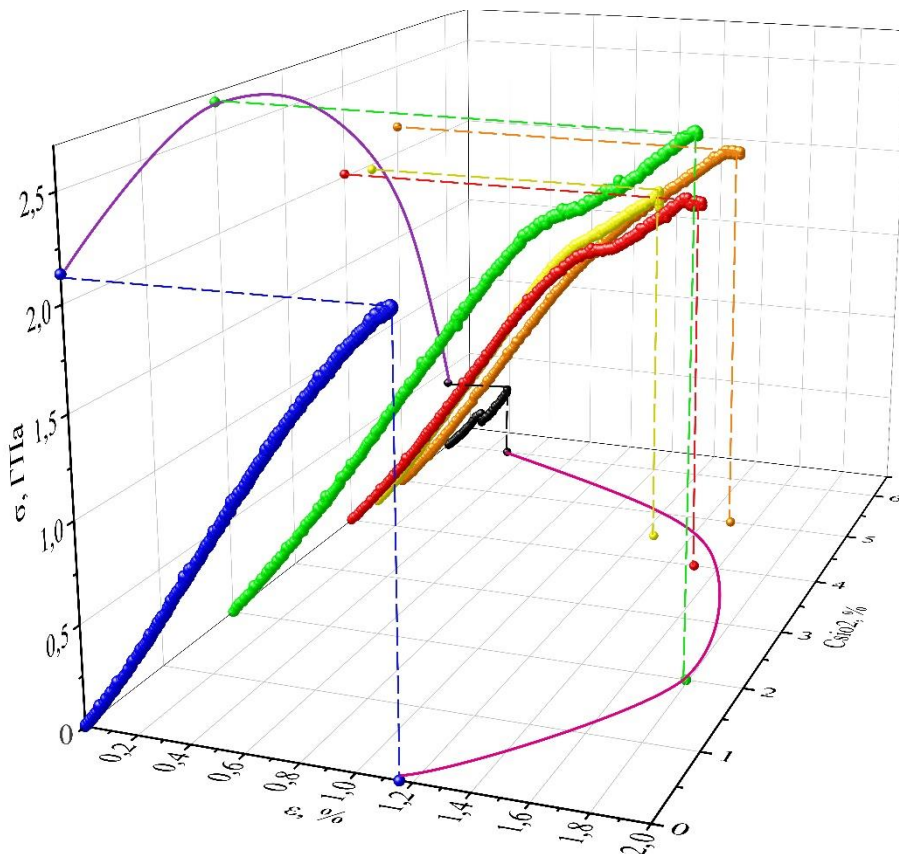


Рисунок 1.  $\sigma$ - $\varepsilon$ -диаграммы, зарегистрированные в процессе одноосного сжатия при комнатной температуре образцов ATZ керамики с содержанием  $\text{SiO}_2$ : 0; 2; 4; 4,5; 5 и 6 mol.%

В заключение отметим, что использование CaO в качестве стабилизатора  $t\text{-ZrO}_2$  фазы обеспечивает повышение стойкости ATZ и ATZ+ $\text{SiO}_2$  керамик к низкотемпературной деградации по сравнению с аналогами, традиционно стабилизированными оксидом иттрия [5]. С учетом этого, полученные результаты открывают новые перспективы для использования ATZ+ $\text{SiO}_2$  керамики в качестве изделий, вынужденных испытывать незначительные деформации в процессе эксплуатации, в том числе, во влажной атмосфере.

Результаты получены с использованием оснащения Центра коллективного пользования научным оборудованием ТГУ имени Г.Р. Державина. Работа поддержана Министерством науки и высшего образования Российской Федерации в рамках проекта по соглашению № 075-15-2021-709 (уникальный идентификатор проекта RF----2296.61321X0037).

1. M.H. Ghaemi, S. Reichert, A. Krupa, A. Zykhova, K. Lobach, S. Sayenko, Y. Svitlychnyi, *Ceram. Int.* **43**, pp. 9746–9752 (2017).
2. S.E. Porozova, V.B. Kulmetyeva, *Inorganic Materials: Applied Research*, **5**, pp. 420–426 (2014).
3. А.А. Дмитриевский, А.О. Жигачев, Д.Г. Жигачева, В.В. Родаев, *Журнал технической физики*, **90**, сс. 2108–2117 (2020).
4. J. Chevalier, A. Liens, H. Reveron, F. Zhang, P. Reynaud, T. Douillard, L. Preiss, V. Sergo, V. Lughì, M. Swain, N. Courtois, *J. Am. Ceram. Soc.*, **103**, pp. 1482–1513 (2020).
5. А.А. Дмитриевский, Д.Г. Жигачева, Н.Ю. Ефремова, А.В. Умрихин, *Российские нанотехнологии*, **14**, сс. 39–45 (2019).

# **ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВО-КРЕМНИЕВОГО СПЛАВА АК5, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА С ВВЕДЕНИЕМ ПРОВОЛОКИ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА UDIMET 500**

**А.Р. Добровольский<sup>1</sup>, А.В. Чумаевский<sup>1</sup>, С.Ю. Никонов<sup>1</sup>, А.П. Зыкова<sup>1</sup>,  
С.Ю. Тарасов<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634055, г. Томск, пр. Академический, 2/4.

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

Аддитивные технологии – это быстроразвивающаяся область современных исследований. Интерес к аддитивным технологиям вызван не только снижением затрат ресурсов при производстве изделий из уже освоенных материалов [1], но и возможностью проектирования и применения новых, ранее не используемых материалов и их сочетаний [2]. Электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП) является перспективным методом изготовления новых материалов. Данная технология заключается в локальном плавлении подаваемых зону печати проволочных филаментов и позволяет получать изделия с использованием одной и более проволок в зависимости от конструкции установки аддитивного производства [3]. С использованием двухпроволочной подачи филаментов в ванну расплава при электронно-лучевой 3D-печати возможно получение широкого спектра композиционных материалов с металлической матрицей.

Целью настоящей работы является исследование формирования структуры при получении композиционного материала на основе сплава АК5 с введением при печати никелевого сплава Udimet 500. Для проведения исследований были подготовлены образцы из сплава АК5 методом ЭЛАП с введением сварочной проволоки из жаропрочного никелевого сплава Udimet 500 в соотношении 10% об. Диаметры проволок составляли 1,2мм, в качестве подложки использовался алюминиевый лист АМг5 толщиной 5 мм. Образцы имеют формы тонких вертикальных стенок толщиной 8–10 мм. Структура образцов представлена неоднородным распределением крупных фрагментов никелевого сплава и интерметаллидными дендритными кристаллами в алюминиевой матрице (рисунок 1). Большое количество фрагментов никелевого сплава, непрореагировавшими с алюминиевым сплавом обусловлено их быстрым застыванием за счет относительно высокой температуры плавления.

Результаты испытаний на сжатие показывают увеличение предела прочности до 500 МПа у состава АК5+10% Udimet 500 при пределе текучести 498 МПа. Пластичность образцов снижается практически до нулевых значений. Разрушение происходит хрупко по достижении предела прочности.

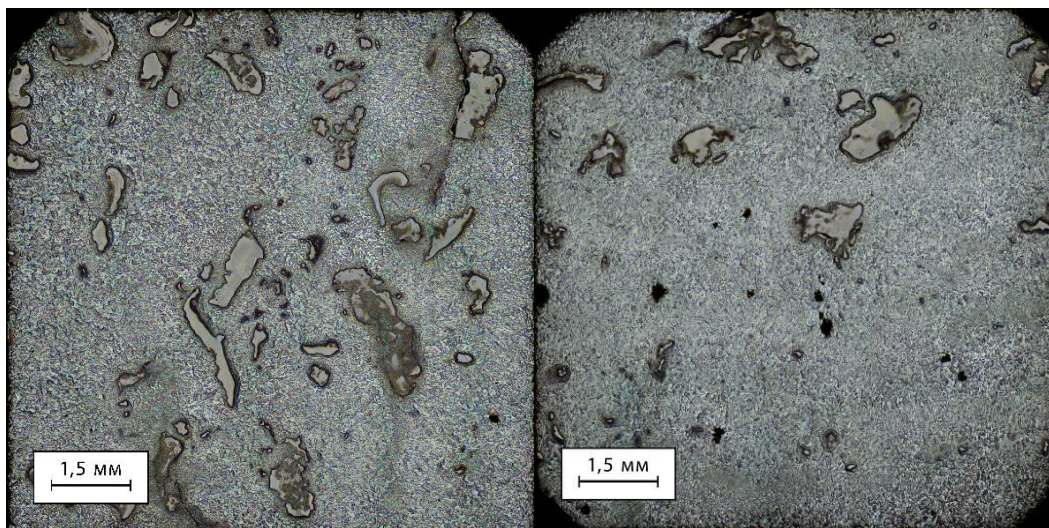


Рисунок 1. Структура образцов АК5+10% Udimet 500, полученных методом ЭЛАП

Таким образом, введение проволоки из никелевого сплава Udimet 500 в качестве упрочняющего компонента алюминиево-кремниевого сплава АК5 во время ЭЛАП приводит к формированию многофазной структуры. Часть никелевого сплава практически не реагирует с материалом матрицы и агломерируется, образуя крупные включения глобулярной и вытянутой форм за счет быстрой скорости застывания. Полученный материал обладает повышенными прочностными характеристиками, но склонен к хрупкому разрушению. Такая структура потенциально может способствовать существенному росту износостойкости материала, что будет определено в дальнейших исследованиях.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0012.

1. Зыкова А.П., Никонов С.Ю., Утяганова В.Р., Колубаев Е.А., *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*, 22, сс. 63–75 (2020)
2. Filippov, A.; Utyaganova, V.; Shamarin, N.; Vorontsov, A.; Savchenko, N.; Gurianov, D.; Chumaevskii, A.; Rubtsov, V.; Kolubaev, E.; Tarasov, S., *Materials* 14, 6931 (2021)
3. L.E. Murr, S.M. Gaytan, D.A. Ramirez, E. Martinez, J. Hernandez, K.N. Amato, P.W. Shindo, F.R. Medina and R.B. Wicker, *J. Mater. Sci. Technol.* 28(1), pp. 1–14 (2012)

## **ЭФФЕКТ ПОРТЕВЕНА-ЛЕ ШАТЕЛЬЕ И ДИНАМИКА ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛОС В АЛЮМИНИЕВЫХ ПЛАСТИНАХ С ОТВЕРСТИЯМИ**

**М.А. Желтов, А.А. Денисов, А.Е. Золотов, А.А. Шибков,  
Т.Н. Плужникова, А.Г. Матвеева**

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина

E-mail: zheltov\_tef@inbox.ru

Проблема снижения удельного веса конструкций и агрегатов наиболее актуальна для авиационно-космической отрасли, судостроения, автомобильной промышленности. Помимо создания новых «легких» материалов эта проблема может быть решена путем замены сплошных конструкций перфорированными. Введение отверстий, с одной

стороны, приводит к значительной экономии материала и снижению удельного веса конструкции, а с другой – нарушает структурную целостность и непрерывность листового материала и образованию сложных полей напряжений и деформации вблизи отверстий, что отрицательно сказывается на надежности и безопасности изделий.

При исследовании образцов с группами «плотно упакованных» отверстий механизм эволюции полей напряжений и деформации усложняется проявлением так называемого интерференционного эффекта, приводящего к перераспределению локальной деформации и напряжений вокруг отверстий и в итоге – к преждевременной деградации механических свойств и ресурса изделий. Результат влияния феномена «интерференции» состоит в возникновении трещин вне активных зон. Как правило, образцы без отверстий разрушаются в результате коалесценции микропор, в то время, как образцы с отверстиями разрушаются вследствие быстрого распространения трещин между отверстиями. Механизмы зарождения и распространения трещин в перфорированных пластинах из сплавов, демонстрирующих прерывистую деформацию и полособразование остаются малоизученными.

Взаимодействия между отверстиями влияют на поведение поликристаллических материалов при локализации пластической деформации. Локализация, как результат неустойчивого деформационного поведения, рассматриваемая в рамках эффекта Портевена-Ле Шателье (ПЛШ), обычно наблюдается в алюминиевых, медных сплавах и пр. Характеристики эффекта ПЛШ могут зависеть от формы и размера деформированного образца, в том числе и от присутствия макроскопических неоднородностей различного плана (царапины, надрезы, отверстия), которые играют существенную роль в появлении и взаимодействии локализованных полос деформации и преждевременном разрушении материала. Отверстия в материале создают своим присутствием на фронте полосы деформации новую боковую поверхность, тем самым провоцируя образование новых полос деформации.

В работах [1-4] на алюминиевых сплавах показано, что разрушение материала происходит в областях, наиболее интенсивно обработанных полосами деформации, а отверстия в материале или иные повреждения, например, локальное воздействие лазера, играют роль концентратора полос в области между отверстиями, создавая тем самым значительный градиент неоднородности деформации, что и может приводить к преждевременному разрушению. В этих работах предложен комплексный подход на базе одновременного изучения силового и деформационного откликов, эмиссионных сигналов (акустического, электромагнитного, электрохимического, теплового) и высокоскоростной видеосъемки поверхности деформируемого образца.

Эта методология использована для исследования нелинейного поведения полос деформации в плоских образцах сплава АМгб с регулярными отверстиями пластинах с целью изучения взаимосвязи между эволюцией пластических зон и режимом зарождения трещин при испытаниях на одноосное растяжение в условиях эффекта ПЛШ. В образцах в виде двухсторонних лопаток с размерами рабочей части  $7 \times 5 \times 0.5$  мм высверливались 16 отверстий диаметром 0.5 мм с шагом 0.6 мм в виде квадратной сетки. Таким образом, достигалось условие «плотной упаковки» отверстий, при которой размер отверстий соизмерим с расстояниями между ними, что позволяет оценить эффекты взаимодействия между отверстиями.

Исследование деформационных кривых для образцов с отверстиями и контрольных (без отверстий) образцов показало, что для образца с отверстиями величина первой критической деформации (деформация начала первого скачка разгрузки) снижается, количество скачков увеличивается, а их амплитуда уменьшается. Видеофильмирование

поверхности деформируемого образца на скорости 1000 кадр/с показывает более сложную динамику деформационных полос по сравнению с контрольным образцом. Во-первых, наблюдается эффект одновременного множественного зарождения полос деформации в областях между отверстиями, тогда как в контрольном случае зарождается лишь одна полоса деформации, и пока она не остановится, другая полоса не может зародиться. Во-вторых, переизлучение полос деформации происходит спонтанным образом от отверстия к отверстию. И, наконец, по мере деформирования между отверстиями формируется картина взаимодействующих полос провоцирующих образование «ложных шеек», не локализующих разрушение. Распространение магистральной трещины происходит по траектории не совпадающей с ними. Поскольку магистральная трещина распространяется по пути наибольшего градиента внутренних напряжений, то такая картина указывает на преобладающую роль интерференционных эффектов в формировании поля напряжений и деформации.

Для исследования интерференционного механизма необходимо изучить влияние ориентационных и геометрических факторов (взаимное расположение отверстий, и ориентация групп отверстий по отношению к направлению растяжения) на характер движения и взаимодействия деформационных полос и вероятность предсказания траектории магистральной трещины и морфологии разрушения.

Работа поддержана частично Министерством науки и высшего образования Российской Федерации в рамках проекта по соглашению № 075-15-2021-709 (уникальный идентификатор проекта RF---2296.61321X0037) и частично проектом РФ № 22-22-00692.

1. А.А. Шибков, А.Е. Золотов, М.А. Желтов, и др., *ФТТ* **53**, сс. 1873-1878 (2011).
2. А.А. Шибков, А.Е. Золотов, М.А. Желтов и др., *ЖТФ* **86**, сс. 68-76 (2016).
3. А.А. Шибков, А.Е. Золотов, М.Ф. Гасанов и др., *ФТТ* **60**, сс. 2240-2246 (2018).
4. А.А. Шибков, М.Ф. Гасанов, А.Е. Золотов и др., *ФТТ* **61**, сс. 1414-1422 (2019).

## **ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ НАПРЯЖЕННОСТИ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ И ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В СОСТАРЕННОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ АК9**

**Ю.В. Осинская<sup>1</sup>, А.В. Покоев<sup>1</sup>, С.Г. Магамедова<sup>1</sup>, К.А. Иванов<sup>1</sup>,  
Е.А. Субботина<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С. П. Королева»

Email: [ojv76@mail.ru](mailto:ojv76@mail.ru)

Известно [1], что микротвердость закаленных алюминиевых сплавов, типа Д1, Д16 и В95пч, искусственно состаренных в постоянных и импульсных магнитных полях, заметно изменяется по сравнению со случаем старения без магнитного поля. Наблюдается, так называемый, магнитоэластический эффект (МПЭ) [2-3] заключающийся в изменении пластических свойств сплава в результате наложения магнитных полей. Таким образом, целесообразным является использование постоянного магнитного поля (ПМП) для улучшения физико-механических свойств алюминиевого сплава АК9, что позволит, в случае достижения их высоких значений, предложить усовершенствованную технологию обработки алюминиевых сплавов.

В настоящее время в существовании магнитоэластического эффекта сомневаться не приходится [2, 4-5]. Однако, до сих пор остается ряд вопросов, касающихся его физической природы. В данный момент можно предположить, что несколько физических механизмов [2-5] определяют закономерности влияния магнитного поля на свойства и структуру материалов.

Целью данной работы является экспериментальное исследование влияния значения напряженности ПМП на параметры МПЭ и процесс фазообразования в состаренном алюминиевого сплава АК9.

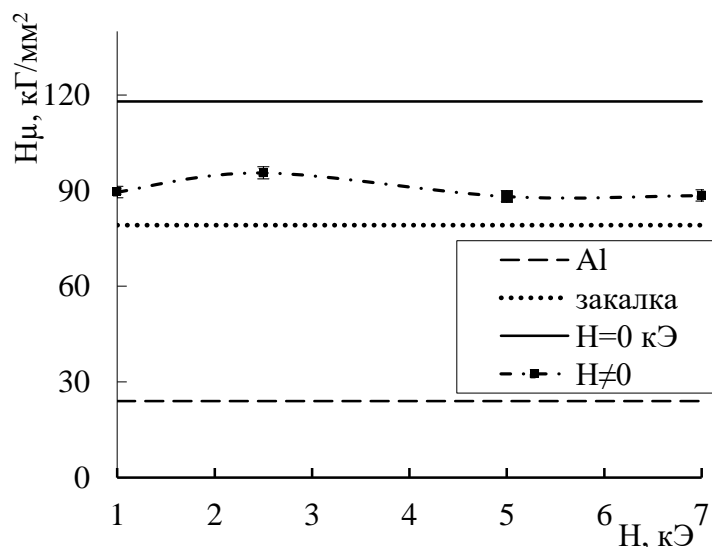


Рисунок 1. Зависимость микротвердости алюминиевого сплава АК9 от напряженности ПМП

Образцы из алюминиевого сплава АК9 после выдержки 2 ч и последующей закалки от 535 °С в воду отжигали при температуре 175 °С длительностью 4 ч в ПМП напряженностью от 1 до 7 кЭ. Температуру и время старения выбирали на основе литературных данных [7] и результатов ранее проведенных предварительных опытов [1, 6].

Анализ экспериментальных данных позволяет сделать следующие выводы:

1. Наложение ПМП напряженностью от 1 до 7 кЭ на старение алюминиевого сплава АК9 приводит к уменьшению микротвердости до 25 %, при этом пластические свойства сплава возрастают, что имеет большое практическое значение. Наблюдается положительный МПЭ [5]. Однако, стоит отметить, что с увеличением величины напряженности ПМП значения микротвердости практически не изменяются.

2. Анализ данных, полученных рентгенографическим методом, свидетельствует о том, что наложение ПМП на старение алюминиевого сплава АК9 не приводит к существенному изменению параметра решетки сплава по сравнению со старением без поля, с увеличением напряженности ПМП значения параметра решетки практически не изменяются.

3. Методом рентгенофазового анализа обнаружено, что наложение ПМП напряженностью от 1 до 7 кЭ приводит к увеличению интенсивности всех наблюдаемых линий ( $\alpha$ -твердого раствора на основе алюминия, фазы  $Mg_2Si$  и чистого кремния с элементами эвтектики) до 16 раз по сравнению с отжигом без поля и уменьшению их

полуширины до  $0,2^\circ$ , что свидетельствует о формировании более совершенной и однородной структуры сплава. Практически всегда наблюдается смещение линий  $\alpha$ -твердого раствора на основе алюминия в сторону больших углов до  $0,42^\circ$ .

1. Покоев А.В., Осинская Ю.В., Шахбанова С.Г., Ямщикова К.С. *Известия РАН. Серия физическая*, Т. 82, №7, сс. 961–964 (2018).
2. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В., Петржик Е.А. *Кристаллография*. Т. 48, № 5, сс. 838–867 (2003).
3. Р.Б. Моргунов, *УФН*, Т. 174, № 2, сс. 131 (2004).
4. Головин Ю. И. *Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки*. №4, сс. 615–620 (2003).
5. Молоцкий М.И. *Физика твердого тела*, Т. 33, сс. 3112–3114 (1991).
6. Ю.В. Осинская, А.В. Покоев, С.Г. Магамедова, *Известия РАН. Серия физическая*, Т. 85, № 7, сс. 1018–1023 (2021).
7. Н.А. Белов, С.В. Савченко, А.В. Хван, *Справочное издание*, сс. 283 (2008).

## АВТОВОЛНОВАЯ КОНЦЕПЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ

Л. Б. Зуев

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН. Томск, 634055, Россия

Email: [lbz@ispms.tsc.ru](mailto:lbz@ispms.tsc.ru)

Автоволновая концепция кинетики процесса пластического течения в материалах [1] основана на гипотезе об универсальности явления локализации макромасштабной деформации. Справедливость этой гипотезы была доказана в экспериментах, проведенных на более чем пятидесяти разных материалах. Как установлено, в ходе пластического течения области локализованной деформации образуют на поверхности образца характерный *паттерн*, наблюдая за эволюцией которого, можно получать количественную информацию о пространственно-временных характеристиках периодических процессов, связанных с пластическим течением, то есть, автоволн локализованного пластического течения, развивающихся в объеме деформируемой среды. Существенно, что типы автоволновых мод локализованного пластического течения однозначно связаны со стадиями деформационного упрочнения, характерными для пластической деформации, *Правилом соответствия*, согласно которому:

- стадии площадки текучести отвечает *автоволна переключения*,
- на стадии линейного деформационного упрочнения формируется *фазовая автоволна*,
- при параболическом упрочнении возникает *стационарная диссипативная структура*,
- на стадии предразрушения наблюдается *коллапс* автоволны локализованного течения.

Таким образом, процесс пластического течения может быть представлен как закономерная смена автоволновых мод, каждая из которых контролируется действием конкретных микроскопических (дислокационных) механизмов деформации, обеспечивающих выполнение характерного для данной стадии процесса пластического течения закона деформационного упрочнения [2]. *Правило соответствия* определяет предсказательную возможность развиваемой автоволновой модели пластичности материалов. Как показал экспериментальный анализ эволюции паттерна локализованной пластичности, это правило выполняется на всех стадиях деформационного процесса, причем оно справедливо как для металлов и сплавов, так и для неметаллических материалов, а также горных пород. Это придает автоволновому подходу к описанию



феномена пластичности универсальность, делая его пригодным для объяснения динамики формоизменения материалов независимо от их природы и структуры.

Проведенные для проверки этого положения количественные исследования процессов деформации множества разных материалов, находящихся в разных структурных состояниях, имеющих разную кристаллическую решетку и деформирующихся с помощью разных микроскопических механизмов, показали, что на стадии линейного деформационного упрочнения, а также на установившейся стадии ползучести характеристики деформационных процессов, протекающих в среде, связаны соотношением

$$\left\langle \frac{\lambda V_{aw}}{\chi V_t} \right\rangle \equiv \hat{Z} \approx \frac{1}{2}, \quad (1)$$

названным [1] *Упругопластическим инвариантом деформации*. В этом соотношении  $\lambda$  – длина автоволны локализованного пластического течения,  $V_{aw}$  – скорость ее распространения,  $\chi$  – межплоскостное расстояние, а  $V_t$  – скорость распространения поперечных упругих волн в деформируемой среде. Очевидно, соотношение (1) связывает характеристики локализованной пластической деформации ( $\lambda V_{aw}$ ) с характеристиками распространения упругих волн ( $\chi V_t$ ), перераспределяющих упругие напряжения в материале. Иными словами, инвариант (1) служит явным указанием на взаимообусловленность упругих и пластических эффектов в деформируемой среде в целом.

Природа *Упругопластического инварианта деформации* была объяснена на основании анализа природы связи упругих и пластических смещений в деформируемой среде при действии внешней нагрузки. Было также показано, что количественная форма инварианта (1) определяется условием уменьшения энтропии деформируемой среды в процессе генерации автоволн локализованного пластического течения. Как известно [3, 4], такое уменьшение является обязательным признаком процесса самоорганизации.

Установленная взаимосвязь позволила развить модель автоволновой пластичности, основанную на самопроизвольном расслоении деформируемой среды на динамическую (дислокационную) и информационную (фононную) подсистемы, учет взаимодействия которых дает правильную оценку длины автоволны локализации и скорости ее распространения. Для этой модели инвариант (1) играет роль основного уравнения, а деформационные акты в среде развиваются по следующему сценарию. Дислокационные сдвиги, ответственные за пластическое формоизменение, инициируются импульсами акустической эмиссии, которые, в свою очередь, генерируются другими сдвигами. Это позволяет объяснить возникновение макроскопического масштаба  $\lambda \approx 10^{-2}$  м при пластическом течении, осуществляемом дислокациями с характерным масштабом  $b \approx \chi \approx 10^{-10}$  м, где  $b$  – вектор Бюргерса. Использование предложенной автоволновой модели локализованного пластического течения позволяет в достаточной мере точно описать основные закономерности пластического формоизменения твердых тел различной физической природы.

Таким образом, формирование автоволнового процесса при пластическом течении твердых тел можно рассматривать как самоорганизацию сплошной среды в ходе ее пластической деформации. Такая самоорганизация принимает форму автоволнового процесса локализованной пластичности [1], а предложенная на основе этого представления модель развития локализованного пластического течения использует в качестве основного уравнения *Упругопластический инвариант деформации* (1). Анализ

показывает, что следствия из инварианта описывают все основные закономерности автоволнового процесса, в частности, скорость его распространения, дисперсию автоволн, зависимость длины автоволны от размера зерна, а также соотношение Холла-Петча, зависимость плотности дислокаций от деформации, масштабный эффект и другие закономерности процесса пластической деформации в материалах разной природы.

Собственно процесс генерации автоволн локализованной пластичности объясняется тем обстоятельством, что скорость пластической деформации за счет движения дислокаций определяется в рамках теории дислокаций соотношением Тейлора-Орована [2]

$$\dot{\epsilon} = b\rho_{md}V_{dist}, \quad (2)$$

где  $\rho_{md}$  - плотность подвижных дислокаций, а  $V_{dist}$  - их скорость. При возможном уменьшении этих величин с ростом деформации условие  $\dot{\epsilon} = const$ , задаваемое испытательной машиной, может быть выполнено только за счет активации новых очагов локализованной деформации на расстоянии  $\sim \lambda$  от исходного, то есть, при генерации автоволновой моды локализованной пластичности в соответствии с *Правилом соответствия* [5].

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 21-19-00075.

1. Л.Б. Зуев, *Автоволновая пластичность. Локализация и коллективные моды* (Физматлит, М., 2018).
2. A. Argon, *Strengthening Mechanism of Crystal Plasticity* (University Press, Oxford, 2008).
3. Ю.Л. Климонтович, *Введение в физику открытых систем* (Янус-К, М., 2002).
4. M. Zaiser, *Adv. Phys.* **5**, pp. 185-245 (2006).
5. L.V. Zuev. *Metals.* **11**, pp.1270-1282 (2021).

## **ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРУЖЕНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИТНЫХ ПЛЕНОК НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕРА И ЖИДКОГО КРИСТАЛЛА**

**С.К. Каримов**

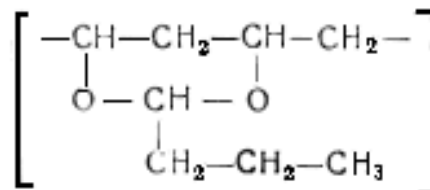
*Худжандский научный Центр НАНТ*

Email: [sorbon\\_25@mail.ru](mailto:sorbon_25@mail.ru)

Известно, что большое влияние на проявление свойств композитных материалов (КМ) оказывают скорость механического нагружения и других факторов [1]. В зависимости от указанных обстоятельств механические свойства материалов проявляются по-разному. Механические характеристики КМ, полученные на разных установках при разных видах нагружения, могут отличаться значительно. Данная проблема более актуальна для композиционных систем с содержанием дисперсных сред, проявляющих свойства анизотропии [2, 3]. К таким системам относятся капсулированные полимерами жидкие кристаллы (КПЖК), применяемые в последнее время в качестве основного сырья для оптоэлектроники, микроэлектроники и индикаторной техники. Относительно светопропускания КПЖК пленок в электрическом и магнитном полях с последующим переориентацией поле директора нематика имеются неограниченное количество работ [2-4]. Однако, вопрос относительно механических свойств в вышеуказанных полях с учетом формирования новых модификаций конфигурации находится в стадии всесторонней изучения. В данной работе рассматривается именно такое направление исследования.

Исследуемым жидкокристаллическим компонентом служила известный нематик 4-н-гептил-4'-цианобифенил (7СВ), имеющий температуры переходов кристалл 28<sup>0</sup>С нематик 42,5<sup>0</sup>С изотроп. Показатели преломления исследуемого 7СВ:  $n_{\perp} = n_0 = 1.534$  при температуре  $T=25^{\circ}\text{C}$  и длин волн  $\lambda=0,633$  мкм. Полимерным связующим материалом был поливинилбутираль (ПВБ) с  $n_p=1,492$ . ПВБ обеспечивает тангенциальное сцепление с молекулами производных алкилцианобифенилов.

Структура и свойства этих соединений представлены в рис. 1

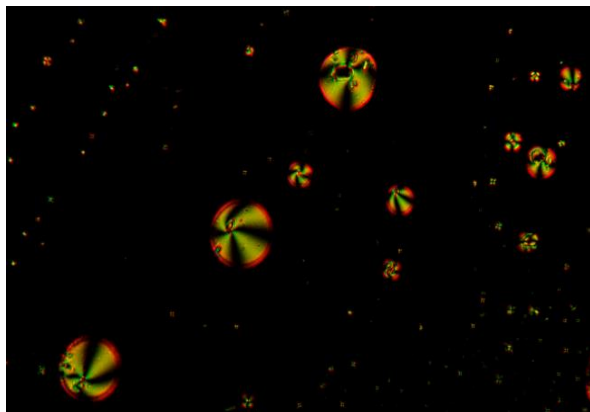


**Рис. 1. Нематический жидкий кристалл**

**4-н-гептил-4'-цианобифенил**

**Поливинилбутираль (ПВБ)**

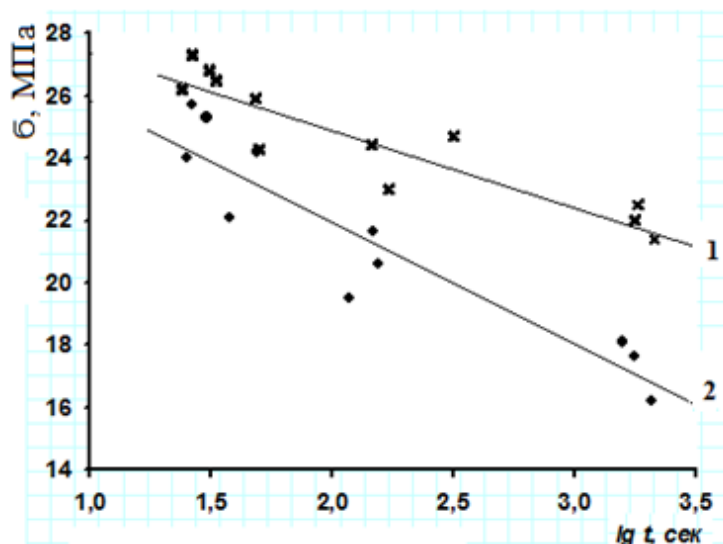
Визуальные наблюдения текстуры капель ЖК проводились с использованием поляризационного микроскопа Полар-2. Фрагмент микрофотографии такой пленки, исследуемой в скрещенных поляризаторах микроскопа, представлен на рис. 2.



**Рис. 2. Фрагмент пленки ПВБ с диспергированным нематиком 7СВ.**

Как видно, в случае геометрии скрещённых поляризаторов наблюдается формирование капли микронного размера с различной структурой. Наблюдаемый эффект строго зависит от режима приготовления смеси композита. Сюда в первую очередь относится время перемешивания компонентов полимера и жидкого кристалла.

Результаты эксперименты в виде графика зависимости  $\sigma=f(t)$  в полулогарифмической координате иллюстрированы на рис. 3. Как видно, для обе серии компонентов (15 и 25%) эти зависимости имеют линейный характер. Для образцов с 15% компонентой НЖК (прямая 1) разрывной прочности  $\sigma$  при высокой скорости деформирования имеет значения  $\sigma=26,4$  МПа, а для медленной скорости нагружения равна  $\sigma=23,8$  МПа.



**Рис. 3. Зависимость разрывной прочности от скорость нагружения для КПЖК пленок для 15%-ного (а) и 2- 25%-ного (б) компоненты НЖК**

Следовательно, потеря прочности в данном режиме испытаний составляет примерно 9,84%. Сопоставительный анализ потери прочности для двух серии компонентов НЖК в составе ПВБ показал, что во втором случае потеря в три раза больше. Обнаруженный факт показывает, что из-за увеличения компоненты НЖК в составе полимерной связующей количество капель нематика как на поверхности, так и в объеме матрицы приводит к падению прочности. Равномерное распределение капель нематика способствует разрыву макромолекулы ПВБ и естественно, уменьшению прочности.

Таким образом, изучено характер изменения прочности полимерной матрицы из ПВБ при добавлении нематического жидкого кристалла в качестве ингибитора. Показали, что в зависимости от динамического режима деформирования композитных пленок наблюдается падения разрывной прочности, причем, чем больше процентное соотношение компоненты НЖК, тем быстрее уменьшение прочности. К обнаруженному эффекту влияет размер и формы капель нематика.

1. J.I. Dimitrienko / *Mehanika kompozicionnyh materialov pri vysokih temperaturah* [Mechanics of composite materials at high temperatures], Mashinostroenie, Kiev, Ukraine. (1997), p. 368
2. В.Я. Зырянов, М.Н.Крахалев, О.О.Прищеп, В.А. Шабанов / Ориентационно структурные превращения в каплях нематиков, обусловленные ионной модификацией межфазной границы под действием электрического поля. Письма в ЖЭТФ 2007, том 86, вып. 6, 440-445.
3. М.Х Эгамов. Анизотропия светорассеяния полимерно-жидкокристаллических композиционных систем при одноосном растяжении // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. Барнаул, 2012, том. 9, вып. 4-2, с. 675-680
4. Г.М.Жаркова, А.С. Сонин / *Жидкокристаллические композиты*. – Новосибирск, Наука. 1994. – 214 с.

## **ОСОБЕННОСТИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА**

**Е.А. Ланцев, А.В. Нохрин, В.Н. Чувильдеев, К.Е. Сметанина, А.А. Мурашов**

ФГАОУ ВО Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского

Email: [elancev@nifti.unn.ru](mailto:elancev@nifti.unn.ru)

Целью работы является исследование высокотемпературного деформационного поведения спеченных керамик из карбида вольфрама с различным размером зерна.

В качестве объектов исследования выступали порошки монокарбида вольфрама  $\alpha$ -WC с различным начальным размером частиц: нанопорошок №1 с начальным размером частиц  $\sim 95$  нм, а также порошки №2 и №3 промышленного производства Кировоградского завода твердых сплавов с начальным размером частиц по Фишеру 0.8 мкм и 3 мкм, соответственно. Нанопорошок №1 был получен методом плазмохимического синтеза с последующим восстановительным отжигом в водороде при температуре 1050°C (3 ч).

Компактирование цилиндрических образцов диаметром 12 мм и высотой  $h = 12$  мм проводилось методом ЭИПС при помощи установки Dr. Sinter model SPS-625. Образцы спекались из порошковых прессовок массой 22.5 г в режиме непрерывного нагрева с заданной скоростью 50°C/мин до температуры спекания  $T_s$  с последующим охлаждением в свободном режиме. Выдержка при температуре  $T_s$  отсутствовала. Спекание проводилось в условиях одноосного давления 70 МПа, которое прикладывалось к образцам одновременно с началом нагрева.

Высокотемпературная деформация спеченных образцов производилась с помощью установки Dr. Sinter model SPS-625. Для испытаний на ползучесть образцы помещались в графитовую пресс-форму с внутренним диаметром 20 мм, который был больше, чем диаметр спеченных керамических образцов.

Испытания на ползучесть проводились в двух режимах. Образцы серии №1 нагревались со скоростью 25°C/мин до температур  $T_{h1} = 1300 - 1375$ °C с шагом 25°C с постоянным временем выдержки 30 мин при каждой температуре  $T_{h1}$  и постоянным приложенным одноосным давлением 70 МПа (метод «изотермической выдержки»). В процессе изотермической выдержки фиксировалась зависимость эффективной усадки  $L_{eff}$  от времени изотермической выдержки при различных температурах.

Вторая серия образцов нагревалась в режиме изотермической выдержки до температуры  $T_{h2} = 1325$ °C, при которой варьировалась величина приложенного напряжения (метод «скачков напряжений»). В процессе эксперимента мы повышали величину одноосного напряжения, прикладываемого к образцу (50, 70, 90 МПа) и далее образец выдерживался при данном напряжении в течение 15 мин. В процессе эксперимента фиксировалась зависимость эффективной усадки и скорости усадки от величины приложенного напряжения.

Для учета вклада термического расширения пресс-формы производился эксперимент по нагреву пустых пресс-форм. Истинная величина усадки ( $L$ ) определялась путем вычитания теплового расширения пресс-формы из экспериментально измеренной «эффективной» величины  $L_{eff}(T, t)$ .

Показано, что величина энергии активации ползучести в ультрамелкозернистом (УМЗ) карбиде вольфрама с размером зерна  $\sim 0.15$  мкм, спеченном из плазмохимических нанопорошков, составляет  $\sim 31$  кТ<sub>м</sub>. Эта величина в 1.5-2 раза превышает энергию активации ползучести в мелкозернистых образцах карбида вольфрама, полученных методом ЭИПС из субмикронных ( $\sim 0.8$  мкм) и микронных ( $\sim 3$  мкм) промышленных порошков. Установлено, что величина коэффициента  $n$  варьируется от 2.4 до 3.1, что соответствует случаю движения решеточных дислокаций в поле равномерно расположенных точечных препятствий. Высказано предположение, что одной из причин повышения энергии активации ползучести при испытании УМЗ образцов карбида вольфрама является повышенная объемная доля частиц низшего карбида  $W_2C$ ,

образующегося при высокоскоростном спекании плазмохимических нанопорошков  $\alpha$ -WC с повышенной концентрацией адсорбированного кислорода.

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

## **МОДЕЛИРОВАНИЕ СЖАТИЯ ПОРИСТЫХ МЕТАЛЛОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ**

**Ф.Т. Латыпов<sup>1</sup>, А.Е. Майер<sup>1</sup>, Е.В. Фомин<sup>1</sup>, В.С. Красников<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Челябинский Государственный Университет, Челябинск, Россия

Email: [latypovfanil@gmail.com](mailto:latypovfanil@gmail.com)

Мы применили двухуровневый подход к изучению механического поведения пористых металлов при динамической деформации. На микроскопическом уровне с помощью метода молекулярной динамики (МД) изучено влияние высокоскоростной деформации сжатия на пористые металлы. Кривые напряжение-деформация, пористость-деформация и плотность дислокаций-деформация рассчитываются в диапазоне температур от 300 до 900 К для различных размеров пор.

На макроскопическом уровне мы сравнили два подхода, основанных на машинном обучении, искусственную нейронную сеть (ИНС) [1] и микромеханическую модель описанную в [2] с автоматической байесовской идентификацией параметров модели в применении к имитации деформационного поведения нанопористого алюминия, извлеченного из моделирования молекулярной динамики (МД). Данные для сравнения получены путем МД-моделирования как для гидростатического, так и одноосного сжатия представительных объемных элементов монокристалла алюминия с нанопорами сферической, кубической и цилиндрической формы.

Оба подхода, основанные на машинном обучении, позволяют построить определяющие уравнения нанопористого алюминия, которые могут применяться при макроскопическом моделировании процессов динамического уплотнения и ударно-волновых процессов в этом материале.

*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (Проекты № 20-38-90209 и 20-08-00350) и Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Государственное задание на проведение научных исследований ЧелГУ № 075-00992-21-00).*

### **Список литературы:**

1. N.A. Gracheva, M.V. Lekanov, A.E. Mayer, E.V. Fomin, *Mech. Solids* **56**, pp. 326–342 (2021).
2. A.E. Mayer, *Int. J. Plast.* **147**, 103102 (2021).

# ДИНАМИКА МИКРОСТРУКТУРНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ ОДНОРОДНОГО ТВЕРДОГО ТЕЛА НА ПРИМЕРЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПО ДАННЫМ ЛИНЕЙНОЙ ЛОКАЦИИ И СПЕКТРА МОЩНОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

А.М. Лексовский<sup>1</sup>, Б.Л. Баскин<sup>1</sup>, П.Н. Якушев<sup>1</sup>,  
В.Р. Ржевкин<sup>2</sup>, Г.В. Ваганов<sup>3</sup>, Ш.Ш. Азимов<sup>4</sup>

<sup>1</sup> ФТИ им. А.Ф. Иоффе

<sup>2</sup> ООО «ДИАПАК»

<sup>3</sup> ИВС РАН

<sup>4</sup> ФТИ НТАН

Email: [a.leks2007@mail.ru](mailto:a.leks2007@mail.ru)

Вопрос отслеживания микроструктурных изменений / повреждений в твердом теле под нагрузкой и управление этим процессом является одним из важнейших. Не только в чисто академическом плане, но также и в прикладном, представляется интересным проследить как именно твердое тело под воздействием неодолимой внешней силы последовательно организует диссипативную структуру [1] посильного торможения фрагментарного распада. В широкой литературе нам такие исследования не известны.

В качестве объекта исследования использовалась низкоуглеродистая сталь ст 3 в состоянии поставки. Образцы из листового материала с размером зерна 30-50  $\mu\text{m}$  были в виде двусторонней лопатки с рабочей частью (170 x 4 x 12.5 ) mm. Одноосное растяжение образцов производилось на испытательной машине 1231-Y10 с постоянной скоростью перемещения захватов 2.5 mm/min. Регистрация и обработка сигналов АЭ осуществлялась прибором DISP PAC (Mistras Group). Использовались широкополосные активные датчики ISPК301 со встроенным усилителем и постоянным коэффициентом усиления 40 dB. В экспериментах с линейной локацией по длине образца (рис.1) использовалась одна пара датчиков (расстояние между датчиками 170 mm), порог регистрации 34 dB. При исследовании спектральных характеристик АЭ использовался один датчик, порог регистрации не устанавливался.

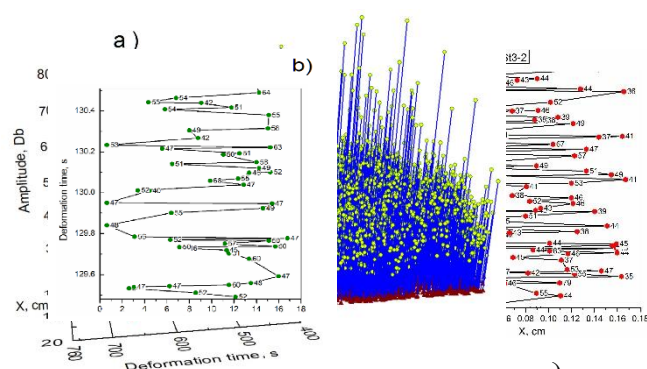


Рис.1. АПП2022. а) - общая 3D диаграмма распределения всех 22 000 АЭ событий “амплитуда – координата – время деформирования” с акцентом на последние 300 s; б) – последовательное во времени изменение координат событий в двух односекундных окнах в “центре событий” на 130-й и 250-й секундах времени деформирования .

Многосложность структурных перестроений по данным линейной локации представлена на рис. 2. На рис. 3 представлены данные изменения энергочастотных характеристик, которые позволяют выявить ряд особенностей деформационного процесса на нескольких масштабных уровнях микроструктурных изменений.

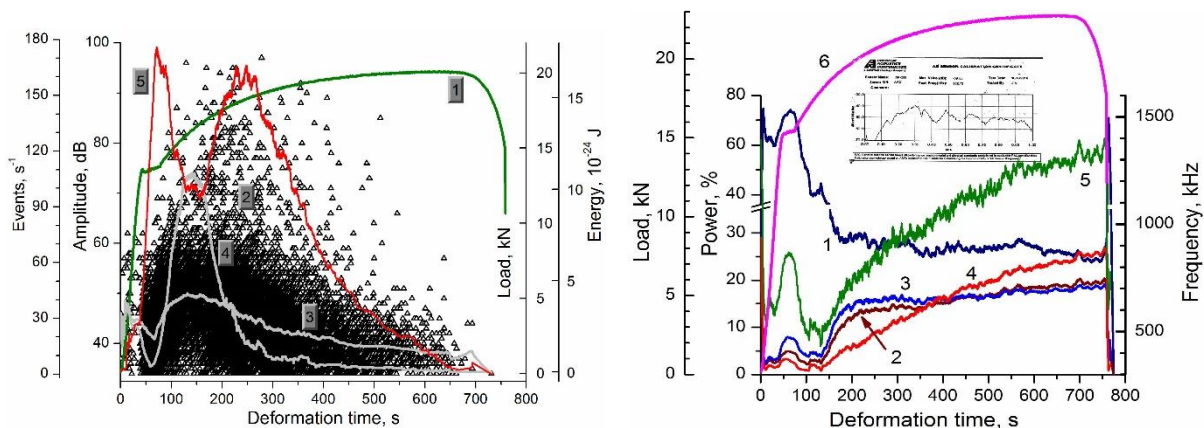


Рис. 2. АПП2022. Итоговое распределение по времени деформирования : 2 - амплитуд всех 22000 событий, dB; 3 - средней амплитуды, dB; 4- энергии сигналов,  $10^{24}$  J; 5 - активности,  $s^{-1}$ ; 1 - изменение нагрузки.

Рис. 3. АПП2022. Изменение по времени деформирования : пика мощности АЭ в полосах частот (kHz) : 1- (195.313 ÷ 400.391); 2 – (400.391 ÷ 595.703); 3 – (595.703 ÷ 800.781); 4 - (800.781 ÷ 996.094); 5 - медианная частота, kHz

Первый пик кривой активности (75 s) (рис.2) совпадает с наблюдаемым максимумом спектральной мощности (рис.3) во всех 4-х полосах и совпадает с положением площадки текучести. На этом этапе деформирования идет быстротечный, но интенсивный низкоэнергетический процесс, связанный, в том числе, с образованием и развитием полос Чернова-Людерса по сдвиговому механизму. Синхронный подъем спектральной мощности во всех частотных полосах свидетельствует о разном масштабе возникающих сдвиговых полос и других дефектов. На отметку ~150 s (рис. 2) приходится максимум энерговыделения (4) и средней амплитуды (3). В этой области происходит наложение на процесс низкоэнергетического первого пика активности нарастающего высокоэнергетического процесса второго пика.

В условиях совместности деформирования первыми принимают нагрузку на себя высокомодульные структурные элементы. Как только их количество уменьшается, термодинамика неравновесных систем включает в работу другие, чуть меньшие по модулю, но с большей скоростью и в большем количестве. Это можно увидеть по односекундным окнам на отметках 130 и 250 s по разные стороны пиков 4 и 3 (рис.1b). Ближайшее по времени событие очень часто не является соседним по локации и нередко отстоящим на многие см на другом конце образца. Как можно видеть, примерно с 300 s деформирования (см. рис. 2 и 3) несмотря на присутствие отдельных событий с высокой энергией, основной вклад в энергетику микроструктурных изменений определяют низкоразмерные, высокочастотные дислокационные элементы (кр. 4, 5 рис. 3) вплоть до дислокационных колебаний масштаба внутреннего трения [2]. Этот процесс течения тем не менее прерывается, согласно теории [3] вследствие возможной флуктуации плотности ( см. 2, 5 рис. 2).

В заключение можно отметить, что для материалов с более сложной структурной организацией, чем простейшая ст 3, согласно парадигме [1] можно ожидать проявление дополнительных особенностей в процессе самоорганизации диссипативной структуры.

1. Г. Николис, И. Пригожин, *Самоорганизация в неравновесных системах*, М.: Мир, 512 с., (1979).
2. А.Б. Лебедев, *ФТТ*, **35**, с.с. 2305-2338), (1993).
3. И.С. Ясников, А.Ю. Виноградов, Ю.З. Эстрин. *XXI Петербургские чтения по проблемам прочности* СПб.: Соло, (2014).



# СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ И СКЛОННОСТЬ К ЗАМЕДЛЕННОМУ РАЗРУШЕНИЮ

Ливанова Н.О., Филиппов Г.А.

ФГУП «ЦНИИчермет им.И.П. Бардина»

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

В настоящее время внедрение поверхностного плазменного упрочнения для пар трения в узлах, работающих при значительных нагрузках и скоростях (упрочнение цилиндрических наружных поверхностей из закаливаемых сталей, например, роликов рольганга, валков, осей, колес) [1]. В частности широко применяется технология упрочнения поверхности гребня и бандажей железнодорожных колес низкотемпературной азотистой плазмой, т.к. данный вид упрочнения обеспечивает значительное повышение эксплуатационного ресурса и межремонтных сроков за счет формирования на поверхности слоя со структурой отпущенного мартенсита глубиной более 1 мм.

Технология упрочнения с использованием азота в качестве плазмообразующего газа имеет ряд преимуществ [2].

Однако при длительной эксплуатации в полученном на поверхности мартенситном слое возникает опасность развития процесса замедленного хрупкого разрушения (ЗХР).

Проблема развития процессов замедленного хрупкого разрушения потребовала научного обоснования выбора режима воздействия на материалы, который обеспечивал бы высокий ресурс изделий в сложных условиях эксплуатации.

На примере высокоуглеродистой стали марки «2» по ГОСТ 10791 было проведено исследование влияния структурного состояния плазменноупрочненной высокоуглеродистой стали на основные эксплуатационные характеристики, такие как твердость и износостойкость при учете склонности к ЗХР.

Плазменное модифицирование поверхности проводили с использованием специально модернизированного плазмотрона с расширяющимся каналом выходного электрода и преобразователем потока, обеспечивающим формирование цилиндрической струи плазмы, вытекающей из анода плазмотрона, в плоскую струю на некотором расстоянии от поверхности изделия [2].

Для обеспечения легирования поверхностного слоя при обработке детали в качестве плазмообразующего газа использовали азот.

Для плазменной обработки поверхности были предложены режимы обработки с варьированием мощности дуги и скорости обработки.

Исследования распределения микроструктуры по глубине плазменно-упрочненного слоя осуществляли методом оптической микроскопии на микроскопе Nikon MA200 при увеличениях до 500 крат. Травление проводили в 3% спиртовом растворе азотной кислоты. Микротвердость определяли по ГОСТ 9450 на ПМТ-3 при нагрузке 100 г.

Износостойкость в условиях сухого трения определяли на трибологическом комплексе ТК-1 [4]. В качестве измерительных средств использовали многооборотный индикатор типа 1 МИГ ГОСТ 9696 и инфракрасный датчик перемещений. Контртелом служил диск из сплава ВК-8 диаметром 22 мм и толщиной 2 мм, закрепленный на оси

синхронного электродвигателя. Скорость вращения диска - 600 с-1, нагрузка на ось диска – 25 Н.

Для моделирования процессов ЗХР плазменнотупрочненных поверхностей предварительно определяли параметры сопротивления разрушению стали в соответствии с ГОСТ 14019 при испытании на сосредоточенный изгиб на универсальной испытательной машине «ИНСТРОН» со скоростью движения траверсы 0,2 см/мин. Надрез глубиной 1 мм наносили со стороны, перпендикулярной поверхности плазменного упрочнения. Определяли разрушающее напряжение  $\sigma_p$ , напряжение общей текучести  $\sigma_{от}$ , стрелу пластического прогиба  $f_{пл}$  и составляющие работы разрушения  $A_{\Sigma}$  – работу зарождения  $A_z$  и распространения  $A_p$  трещины.

Испытания на замедленное разрушение проводились при изгибе образцов без надреза в 0,1 N растворе серной кислоты. Напряжение составляло 0,8-0,6  $\sigma_p$ . Насыщение водородом осуществляли катодной поляризацией при плотности тока 1 мА/см<sup>2</sup>. При испытании фиксировали время до зарождения трещины – инкубационный период  $\Delta t_n$  и среднюю скорость распространения стабильной трещины  $V_p$ . По результатам испытаний были построены кривые замедленного разрушения при пороговом времени до разрушения 1800 мин.

Фрактографические исследования проводили на электронном сканирующем микроскопе JEOL JSM-6610 LV при увеличениях до 2000 крат.

В результате проведенных исследований установлены закономерности изменения механизма разрушения различных структур плазменнотупрочненного слоя высокоуглеродистой стали при ЗХР в присутствии водорода:

- поверхностный слой со структурой низкоотпущенного мартенсита разрушается исключительно по межзеренному механизму, даже если в условиях статического изгиба разрушение происходило преимущественно по хрупкому транскристаллическому механизму;

- переходный слой со структурой отпущенного мартенсита, троостомартенсита и сорбита в условиях статического изгиба разрушается по механизму хрупкого скола, а при ЗХР разрушение преимущественно происходит по межзеренному механизму несмотря на очень мелкое зерно ~5 мкм;

- неупрочненный металл с перлитно-ферритной структурой в условиях статического изгиба в области зарождения трещины разрушается по вязкому чашечному механизму, в области распространения трещины – по хрупкому транскристаллическому механизму. В процессе ЗХР разрушение происходит по хрупкому транскристаллическому механизму с фрагментами фрагменты межзеренного. В изломе присутствуют блистеры и множественные вторичные трещины, характерные для водородного охрупчивания.

Определены технологические параметры плазменного упрочнения высокоуглеродистой стали ( $V=300$  мм/мин,  $N=28$  кВт,  $F=1,6$  г/с), позволяющие получить оптимальное сочетание сопротивления ЗХР, высокой микротвердости на глубине 0,05 мм - 1100 HV, повышенной относительно исходного состояния в 1,8 раза абразивной износостойкости и на 27% износостойкости в условиях сухого трения.

1. Исакаев Э.Х., Ильичев М.В., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. Особенности структурообразования и формирования свойств при плазменной обработке углеродистой стали.- Материаловедение, 2003, № 2, С. 52-55.

2. Тюфтяев А.С. Технология плазменного упрочнения колесных пар.- Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. №1. -с.70-78.

3. Саррак В. И., Филиппов Г.А. О природе явления задержанного разрушения закаленной стали. - *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1976, №12, С. 36-41.

4. А.С.Тюфтяев, В.Б. Мордынский, Е.А. Желобцов. Оценка износостойкости высокоуглеродистых сталей условиях сухого трения и абразивного изнашивания - *Сталь*, 2015, №10, С.55-60.

## **НАРУШЕНИЕ СООТНОШЕНИЯ ТЕЙЛОРА ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ СОСТАРЕННЫХ СПЛАВОВ**

**В. В. Малашенко<sup>1,2</sup>, Т.И. Малашенко<sup>3,4</sup>**

<sup>1</sup> *Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк*

<sup>2</sup> *Донецкий национальный университет, Донецк*

<sup>3</sup> *Донецкий национальный технический университет, Донецк*

<sup>4</sup> *Донецкий национальный университет экономики и торговли, Донецк*

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

Бинарные сплавы получили широкое применение в качестве конструкционного материала в авиастроении, судостроении, ракетной технике и строительстве. Зависимость механических свойств бинарных сплавов от плотности дислокаций при квазистатической деформации изучена достаточно детально и удовлетворительно описывается соотношением Тейлора, согласно которому, в частности, предел текучести металлов и сплавов пропорционален квадратному корню из плотности дислокаций. Это соотношение является довольно универсальным. Авторы [1] наблюдали его выполнение при высокоскоростной деформации меди и стали. Однако в случае высокоскоростной деформации состаренных бинарных сплавов, содержащих зоны Гинье-Престона, ситуация является более сложной. Высокоскоростная деформация имеет место при высокоэнергетическом воздействии на функциональные материалы. Она реализуется в таких технологически важных приложениях, как высокоскоростная обработка и формовка материалов, создание ударостойких материалов, пробивание защитных оболочек, ударное повреждение авиационных и космических летательных аппаратов и конструкций, при использовании сварки взрывом, при воздействии на материалы лазерными импульсами высокой мощности, при использовании метода динамического канально-углового прессования [2-5]. В ходе перечисленных процессов скорость пластической деформации достигает значений  $10^3 - 10^9 \text{ с}^{-1}$ , а дислокации совершают надбарьерное скольжение, перемещаясь со скоростями  $v \geq 10^{-2} c$ , где  $c$  – скорость распространения поперечных звуковых волн в кристалле, и преодолевая структурные дефекты на своем пути динамическим образом. При этом механизм диссипации дислокационной энергии заключается в необратимом переходе кинетической энергии поступательного движения дислокации в энергию ее изгибных колебаний в плоскости скольжения, которые возникают при взаимодействии дислокаций с другими дефектами структуры. Как следует из теории динамического взаимодействия дислокаций со структурными дефектами [6-9], динамика дислокаций при таком механизме диссипации зависит от вида спектра дислокационных колебаний, в первую очередь от наличия щели в дислокационном спектре. При высокоскоростной деформации плотность дислокаций значительно возрастает и может достигать значений  $\rho = 10^{15} \text{ м}^{-2}$ . Благодаря этому именно взаимодействие дислокаций между собой вносит главный вклад в формирование щели в спектре дислокационных колебаний. Наличие такой щели означает, что дислокация совершает колебания в параболической потенциальной яме, перемещающейся по кристаллу вместе с ней. Увеличение плотности дислокаций

приводит к увеличению щели, т.е. углублению потенциальной ямы, которая ограничивает амплитуду дислокационных колебаний, а, следовательно, снижает эффективность динамического торможения. При высокой концентрации в сплаве зон Гинье-Престона именно они вносят главный вклад в динамическое торможение дислокаций. Поскольку с ростом плотности дислокаций величина этого торможения снижается, возникает отклонение зависимости предела текучести от соотношения Тейлора.

Зоны Гинье-Престона оказывают весьма существенное влияние на механические свойства сплавов, изучению этого влияния посвящено значительное количество работ, однако зависимость механических свойств состаренных сплавов от плотности дислокаций при высокоскоростной деформации ранее не изучалась.

Динамический предел текучести бинарного сплава определяется выражением

$$\tau = \tau_T + \tau_G + \tau_d + \tau_f \quad (1)$$

Здесь  $\tau_T$  – слагаемое, определяемое соотношением Тейлора

$$\tau_T = \alpha \mu b \sqrt{\rho}, \quad (2)$$

где  $\mu$  – модуль сдвига,  $\rho$  – плотность дислокаций,  $\alpha$  – безразмерный коэффициент порядка единицы,  $\tau_G$  – вклад силы динамического торможения дислокации зонами Гинье-Престона,  $\tau_d$  – вклад силы торможения точечными дефектами (атомами второго компонента). Нас интересует случай, когда главный вклад в формирование спектральной щели вносит коллективное взаимодействие дислокаций, а главный вклад в динамическое торможение дислокаций вносит их взаимодействие с зонами Гинье-Престона. Такая ситуация реализуется в случае больших значений плотности дислокаций и концентраций зон Гинье-Престона:  $\rho = 10^{15} - 10^{16} \text{ м}^{-2}$ ,  $n_G = 10^{23} - 10^{24} \text{ м}^{-3}$ .

При таких значениях параметров основной вклад в торможение ансамбля движущихся дислокаций вносят торможение зонами Гинье-Престона и торможение дислокациями, определяемое соотношением Тейлора. Зависимость динамического предела текучести бинарного сплава от плотности дислокаций в этом случае становится немонотонной: корневой рост сменяется спадом. Максимум соответствует значению плотности, при которой дислокации начинают вносить главный вклад в формирование дислокационного спектра.

Учет описанного выше эффекта может играть существенную роль при анализе высокоскоростной деформации бинарных сплавов.

1. С.В. Разоренов, Г.В. Гаркушин, Е.Г. Астафурова, В.А. Москвина, О.Н. Игнатова, А.Н. Малышев, М.И. Ткаченко, *Физическая мезомеханика* **20**, сс. 43-51 (2017).
2. D. Batani, *EPL* **114**, 6500 (2016).
3. S.V. Razorenov, *Matter and Radiation at Extremes* **3**, pp.145-158 (2018).
4. С.А. Атрошенко, А.Ю. Григорьев, Г.Г. Савенков, *ФТТ* **61**, сс.1738-1742 (2019).
5. Г.И. Канель, В.Е. Фортов, С.В. Разоренов. *УФН* **177**, сс. 809-830 (2007).
6. В.В. Малашенко. *Письма в ЖТФ* **45**, сс. 6-8 (2019).
7. В.В. Малашенко. *ФТТ*. **61**, сс. 1845-1848 (2019).
8. В.Н. Варюхин, В.В. Малашенко, *Известия РАН. Серия физическая* **82**, сс. 37– 42. (2018).
9. V.V. Malashenko, *Physica B: Phys. Cond. Mat.* **404**, pp. 3890-3893. (2009).

# КРУГОВЫЕ ПРИЗМАТИЧЕСКИЕ ПЕТЛИ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ В СФЕРИЧЕСКОЙ КОМПОЗИТНОЙ НАНОЧАСТИЦЕ С ЯДРОМ В ФОРМЕ УСЕЧЕННОГО ШАРА

Д.С. Михеев<sup>1</sup>, М.Ю. Гуткин<sup>1,2,3</sup>, А.Л. Колесникова<sup>2,3</sup>, А.Е. Романов<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, 195251, Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup> Институт проблем машиноведения РАН, 199178, Санкт-Петербург, Россия

<sup>3</sup> Университет ИТМО, 197101 Санкт-Петербург, Россия

Email: [ds.mikheev@mail.ru](mailto:ds.mikheev@mail.ru)

Разработка, исследование и применение композитных наночастиц образуют обширные области на переднем крае развития современных нанотехнологий. В частности, особый интерес представляют композитные наночастицы типа «ядро-оболочка» [1-3]. Неоднородность фазового состава таких частиц приводит к появлению остаточных упругих деформаций и напряжений, вызванных несоответствием решетки и разными коэффициентами теплового расширения компонентов. Механизмы релаксации напряжений несоответствия включают образование дислокаций несоответствия вокруг ядра, призматических и скользящих петель дислокаций в оболочке, трещин в ядре или в оболочке, отслоение ядра от оболочки и смещение ядра из центра частицы [4, 5]. Приближенные расчеты [5] показали, что образование на границе раздела ядра и оболочки круговой призматической дислокационной петли энергетически более выгодно, чем другие способы релаксации напряжений. В последние годы был предложен ряд теоретических моделей для расчета критических условий возникновения таких петель [5-8]. Однако все эти расчеты были выполнены для сферических частиц с центрированными сферическими ядрами, хотя на практике частицы «ядро-оболочка» могут принимать и другие формы [1-3]. В работе [9] была решена граничная задача теории упругости для усеченного сферического включения, находящегося в осесимметричном положении в упругом шаре с теми же изотропными упругими постоянными. Релаксация остаточного напряжения осуществлялась за счет образования призматической петли на границе ядра и оболочки. В настоящей работе исследована возможность образования не одной, а нескольких взаимодействующих друг с другом дислокационных петель. Полученные результаты показывают, что с ростом несоответствия энергетически выгодно образование все большего количества петель. При этом наиболее неустойчивыми к образованию петель дислокаций несоответствия оказываются наночастицы, в которых радиус ядра составляет 0.75 от внешнего радиуса наночастицы.

## Список литературы:

- [1] De Mello Donega C., *Chem. Soc. Rev.* **40**, pp. 1512-1546 (2020).
- [2] Zhang N., Liu S., Xu Y.J., *Nanoscale* **4**, pp. 2227-2238 (2012).
- [3] Liu X., Iocozzia J., Wang Y., *Energy Environ. Sci.* **10**, pp. 402-434 (2017).
- [4] Trusov L.I., Tanakov M.Yu., Gryaznov V. G., et al., *J. Cryst. Growth* **114**, pp. 133-140 (1991).
- [5] Gutkin M.Yu., *Int. J. Eng. Sci.* **61** pp. 59-74 (2012).
- [6] Gutkin M.Yu., Kolesnikova A.L., Krasnitckii S.A., et al., *Phys. Solid State* **56** pp. 723-730 (2014).
- [7] Gutkin M.Yu., Smirnov M.A., *Phys. Solid State* **58** pp.1611-1621 (2016).
- [8] Gutkin M.Yu., Krasnitckii S.A., Smirnov M.A., et al., *Phys. Solid State* **57** pp.1177-1182 (2015).
- [9] Gutkin M.Yu., Kolesnikova A.L., Mikheev D.S., et al., *Eur J Mech A Solids* **85** a.103967 (2020).

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОТЖИГОВ НА КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ПСЕВДО- $\alpha$ ТИТАНОВОГО СПЛАВА

А.А. Мурашов, Н.Н. Берендеев, А.В. Нохрин

*Нижегородский государственный университет имени Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия*

Email: [aamurashov@nifti.unn.ru](mailto:aamurashov@nifti.unn.ru)

В настоящее время титановые сплавы являются одним из основных материалов атомного машиностроения и ядерной энергетики. В частности, современные титановые  $\alpha$ - и псевдо- $\alpha$  сплавы активно используются в атомном машиностроении и ядерной энергетике и т.д. Одним из наиболее опасных разрушающих процессов титановых сплавов в атомном машиностроении является коррозионно-усталостное разрушение, которое происходит в условиях воздействия повышенных температур, горячей солевой коррозии и водородного охрупчивания. Особенно опасной является межкристаллитная горячая солевая коррозия, которая приводит к появлению тонких протяженных концентраторов [1]. Механизмы коррозионно-усталостного разрушения мелкозернистых титановых сплавов остаются плохо изученными.

В качестве объекта исследования выступает промышленный псевдо- $\alpha$  титановый сплав ПТ-3В (Ti-4.73вес.%Al-1.88вес.%V). Ультрамелкозернистая (УМЗ) структура в сплаве формировалась методом ротационнойковки (РК). Ротационнаяковка проводилась с помощью ротационно-ковочной машины фирмы R5-4-21 НР «Heinrich Muller Maschinfabrik» при комнатной температуре до степени деформации 70%. Испытания на усталость проводились на цилиндрических образцах по схеме «изгиб с вращением» в 3%-ном водном растворе NaCl. Частота нагружения составляла 50 Гц. Для отжига титановых образцов использовалась муфельная электропечь ЭКПС-10. Короткие 30-минутные высокотемпературные отжиги проводились при температурах 500, 550, 600 и 700 °С. Длительные (500, 1000, 1500, 2000 ч) высокотемпературные отжиги проводились при температуре 250 °С.

Исследования микроструктуры показали, что после РК в сплаве ПТ-3В сформирована УМЗ структура со средним размером фрагментов ~0.2-0.5 мкм. После длительных высокотемпературных отжигов при температуре 250 °С и 30-минутных отжигов при температурах 500, 550 °С структура сплавов не изменяется, наблюдается сильно деформированная структура, сформированная при РК. Начало процессов рекристаллизации наблюдается после отжига при температуре 600 °С (30 мин) – на фоне смешанной зеренно-субзеренной структуры появляются зерна размером ~1 мкм. После 30-минутного отжига при температуре 700 °С в сплаве наблюдается полностью рекристаллизованная структура с размером зерен 3-3.5 мкм. Выделений частиц  $\beta$ -фазы не наблюдается.

Проведены исследования механических свойств, а также стойкости отожженных сплавов к коррозионно-усталостному разрушению. Показано, что при температурах отжига 500 и 550 °С микротвердость не изменяется и составляет ~ 2980 МПа, что сопоставимо с микротвердостью УМЗ сплава в состоянии после РК. Существенное падение микротвердости наблюдается после отжигов при температуре более 600 °С; после отжигов при 600 °С и 700 °С микротвердость сплава составляет 2760 МПа и 2290 МПа, соответственно. Микротвердость УМЗ титанового сплава ПТ-3В после длительных (2000 ч) отжигов при температуре 250 °С остается неизменной и составляет ~3100 МПа. Таким образом можно сделать вывод, что УМЗ сплав сохраняет свою

термическую стабильность в условиях длительной выдержки при температуре, моделирующей применение титановых сплавов в условиях воздействия горячей солевой коррозии [2].

Проведение коррозионно-усталостных испытаний мелкозернистого титанового сплава ПТ-3В показало, что отжиг при температурах 500 и 550 °С приводит к существенному снижению коррозионно-усталостной прочности УМЗ титанового сплава ПТ-3В. При этом следует отметить, что не смотря на снижение параметров долговечности, коррозионно-усталостные характеристики УМЗ сплава после отжига превышают аналогичные характеристики сплава ПТ-3В в крупнозернистом состоянии. Предположительно, такое поведение может быть связано с процессом возврата, что приводит к облегчению процесса зарождения и роста усталостных трещин. При температурах отжига 600 и 700 °С наблюдается еще более существенное падение коррозионно-усталостной прочности УМЗ титанового сплава ПТ-3В, что связано с начавшимися процессами рекристаллизации; данный эффект может быть усилен релаксацией внутренних сжимающих напряжений.

Анализ результатов коррозионно-усталостных испытаний после длительных отжигов при температуре 250 °С показывает, что после 500 часового отжига, наблюдается незначительное снижение коррозионно-усталостной прочности УМЗ титанового сплава ПТ-3В, а после отжигов длительностью 1000, 1500, 2000 ч наблюдается незначительное повышение коррозионно-усталостных характеристик.

Проведен фрактографический анализ изломов образцов отожженных УМЗ титановых сплавов после их коррозионно-усталостных испытаний при различных амплитудах напряжения. Выявлены основные стадии зарождения и роста трещины.

Проведен теоретический анализ кривых усталостного разрушения с использованием уравнения Басквина. Определены значения условного предела выносливости и проведен анализ влияния отжигов на параметры коррозионно-усталостной долговечности УМЗ титанового сплава ПТ-3В.

Работа выполнена при поддержке проекта №075-03-2020-191/5 Минобрнауки России.

1 V.N. Chuvil'deev, V.I. Kopylov, A.V. Nokhrin et al., *Journal of Alloys and Compounds* **723**, pp. 354-367 (2017).  
2 A.M. Bakhmetyev, O.A. Bykh, N.G. Sandler et al., *Applied Solid State Chemistry* **1(6)**, pp. 23-31 (2019).

## **МАКРОЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В АЛЮМИНИИ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ**

**М.В. Надежкин, С.А. Баранникова, А.С. Лучин**

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск*

Email: [mvn@ispms.ru](mailto:mvn@ispms.ru)

Возникновение макроскопических зон локализованной деформации в процессе активного нагружения материалов является хорошо изученным фактом [1]. В дополнение к ранее полученным данным, испытания на ползучесть могут помочь получить сведения о микромеханизмах пластического течения, значениях активационных параметров, контролирующего пластическое течение, и их связь со структурными характеристиками [2]. К настоящему времени имеется ограниченное количество работ рассматривающих процессы макроскопической локализации пластической деформации при ползучести, поэтому в данной работе предпринимается

исследовать особенности макролокализации пластической деформации при ползучести технически чистого алюминия А5М.

Механические испытания на ползучесть были проведены на плоских образцах в форме двусторонней лопатки. Поскольку алюминий имеет низкую температуру плавления около 930К в зависимости от степени чистоты, то уже при комнатной температуре в образцах возможно наблюдать низкотемпературную ползучесть. Эксперименты проводились на универсальной испытательной машине Walter+Bai LFM-125 при комнатной температуре 300К. В экспериментах варьировалось поддерживаемое напряжение ползучести в интервале 50-55 МПа. Таким образом удалось получить семейство зависимостей величины деформации от времени при различных нагрузках, на которых можно четко идентифицировать три стадии ползучести – начальный участок затухающей ползучести, участок установившейся ползучести и ускоренная ползучесть с образованием шейки разрушения.

Методом цифровой корреляции спекл-изображений удалось зафиксировать неоднородность пластического течения при низкотемпературной ползучести и оценить параметры макролокализации деформации. Наблюдаемые очаги локализации на стадии установившейся ползучести ведут себя схожим образом, как и на стадии параболического деформационного упрочнения, а именно не меняют своего положения относительно поверхности образца и таким образом формируют стационарную картину автоволновой пластичности с фиксированным периодом локализации  $\lambda$  [1]. В ходе экспериментов была установлена зависимость параметра локализации от величины напряжения ползучести, а также рассчитаны параметры активации пластического течения за счет движения дислокаций.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0011.*

1. Л.Б. Зуев, С.А. Баранникова, А.Г. Лунев *От макро к микро. Масштабы пластической деформации* (Наука, Новосибирск, 2018).
2. А.Дж. Кеннеди *Ползучесть и усталость в металлах*, (Металлургия, Москва, 1965).

## **ОБЗОР ПО РЕЗУЛЬТАТАМ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ПОЛЗУЧЕСТИ И ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ЗА ПОСЛЕДНИЕ 17 ЛЕТ**

**В.В. Назаров<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>НИИ механики МГУ имени М.В. Ломоносова, Российская Федерация

Email: inmec130@mail.ru

Рассмотрены работы 2004–2021 годов для различных металлических материалов (магниево-литиевый сплав, медь, алюминиевый сплав, титановый сплав, сталь, никелевый сплав) в температурном диапазоне 20–1100°C. В этих работах результаты испытаний получены для изотермической ползучести при одноосном растяжении и сложном напряженном состоянии. Число таких работ ограничено. В данный обзор не вошли работы, в которых рассмотрено химическое взаимодействие окружающей среды с металлическим материалом. Среди этих работ присутствуют малоизвестные и уникальные результаты. В одной из таких работ впервые рассмотрена ползучесть магниево-литиевого сплава при комнатной температуре. В другой работе впервые кривые ползучести для жаропрочной стали дополнены экспериментальными



диаграммами напряжение – деформация в широком диапазоне значений высокой температуры. Еще одна отличительная работа, в которой для характерных моментов времени процесса ползучести сделано сопоставление фотоснимков изменения микроструктуры и кривой ползучести до момента времени разрушения. Перечислены работы, в которых из эксперимента по сравнению с одноосным растяжением обнаружена неоднозначность во влиянии двухосного растяжения на время в момент разрушения. В обзоре перечислены сложные эквивалентные напряжения с возможностью описания относительного различия значений времени в момент разрушения при одноосном растяжении, двухосном растяжении и трехосном растяжении.

Данный обзор дополняет ранее опубликованные обзоры [1–2], в которых перечислены результаты теоретических и экспериментальных исследований начиная с 50-х годов прошлого столетия, при этом главный акцент делается на результаты, достигнутые советскими учеными. В данном обзоре сведены в одно место малоизвестные работы китайских и японских ученых, в которых приведены экспериментальные данные для широкого класса металлических материалов, полученных в условиях одноосного растяжения и сложного напряженного состояния. Работы, в которых приведены результаты экспериментального исследования влияния химии и радиационного излучения на термомеханические характеристики, в данном обзоре не рассматриваются.

Как правило, в расчетах на прочность элементов конструкций, подвергающихся воздействию внешних сил, вычисления проводят для обратимых деформаций упругости, при этом стараются избегать образования областей, в которых возможна реализация необратимых деформаций пластичности (зависит только от приложенных напряжений) и ползучести (зависит от приложенных напряжений, а также времени их воздействия). Реализация деформации ползучести возможна в сосудах высокого давления, в дисках ГТД авиационных двигателей, а также в подводных трубках котлов на тепловых станциях и реакторов на атомных станциях. В последнее время заметное внимание стали уделять экспериментальному исследованию прочности при высокотемпературном нагреве сварных швов. Кроме этого свойство ползучести используют в технологических процессах осадки и штамповки при изготовлении крупногабаритных элементов конструкций. С этой целью учеными НИИ механики МГУ имени М.В. Ломоносова предложены различные математические модели по осадке различных полуфабрикатов, которые позволяют подобрать наиболее экономически выгодные внешние условия при осуществлении технологического процесса.

В обзоре впервые рассмотрена ползучесть магниево-литиевого сплава (одного из самых легких металлических материалов с высокой удельной прочностью) при комнатной температуре. Кроме этой работы, за последние полтора десятка лет появилось значительное количество работ, в которых приведены экспериментальные кривые ползучести для одного и того же материала при разных значениях высокой температуры. В одной из таких работ кривые ползучести дополнены экспериментальными диаграммами механического состояния жаропрочной стали при разных значениях высокой температуры.

Другая часть обзора посвящена новым результатам экспериментальных исследований длительной прочности при сложном напряженном состоянии. Как правило, при измерении времени в момент разрушения в условиях сложного напряженного состояния проводят испытания на тонкостенных трубчатых образцах, либо под воздействием крутящего момента [3] и осевой силы, где происходит одновременное растяжение и сжатие элементарного плоского элемента), либо под

воздействием внутреннего давления [4] и осевой силы, где происходит одновременное двухосное растяжение элементарного плоского элемента. Кроме этих стандартных испытаний, японскими учеными получены уникальные экспериментальные данные при многоосном растяжении плоских [5–6] и кубических [6] образцов. В экспериментальных данных [5–6], полученных при одноосном и равном двухосном растяжениях плоских образцов изготовленных из двух различных марок нержавеющей стали, наблюдается различие времен в момент разрушения. Так, если в экспериментальных данных [5] время в момент разрушения при одноосном растяжении больше чем при равном двухосном растяжении, то в экспериментальных данных [6] наблюдается противоположный эффект.

До недавнего времени описать эффект длительной прочности с различием времен в момент разрушения при одноосном и равном многоосном растяжениях было возможно только с применением уравнений феноменологического подхода, предложенного выдающимися советскими учеными Ю.Н. Работновым и Л.М. Качановым, а также продолжившими развитие этого направления С.А. Шестериковым и А.М. Локощенко, а так же другими учеными. В работах [6–7] предложены сложные эквивалентные напряжения, которые позволяют описать упомянутый эффект длительной прочности и процесс образования и роста микропор при равном трехосном растяжении.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований, проект 20–08–00387.*

1. А.М. Lokoshchenko, *Mech. Sol.* **47**, pp. 357–372 (2012).
2. А.М. Локощенко, Л.В. Фомин, В.В. Терауд, Ю.Г. Басалов, В.С. Агабабян, *Вестн. Самарского гос. техн. ун-та* **24**(2), сс. 275–318 (2020).
3. В.К. Ковальков, В.В. Назаров, С.В. Новотный, *Завод. лаб. Диагн. матер.* **72**(4), сс. 42–44 (2006).
4. G. Manna, P. Castello, F. Harskamp, R. Hurst, B. Wilshire, *Engin. Fract. Mech.* **74**(6), pp. 956–968 (2007).
5. R. Itoh, T. Hikida, F. Ogawa, T. Itoh, M. Sakane, S. Zhang, *Proc. 9th China Japan Bilateral Symp. High Temp. Strength Mater.*, pp. 60–66 (2016).
6. H. Kobayashi, R. Ohki, T. Itoh, M. Sakane, *Engin. Fract. Mech.* **174**, pp. 30–43 (2017).
7. Е.Р. Голубовский, А.Г. Демидов, *Вестн. двигателестроения* **3**, сс. 106–110 (2008).

## **ВЫБОР АППРОКСИМАЦИИ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ПРОЦЕССОВ УСТАНОВИВШЕЙСЯ ПОЛЗУЧЕСТИ И ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ**

**В.В. Назаров<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>НИИ механики МГУ имени М.В. Ломоносова, Российская Федерация

Email: inmec130@mail.ru

Рассмотрены две аппроксимации экспериментальных данных по установившейся ползучести и длительной прочности. Первая аппроксимация с двумя материальными параметрами предложена независимо друг от друга двумя зарубежными учеными (F.H. Norton, R.W. Bailey, 1929) и по настоящее время разными учеными используется в механике деформируемого твердого тела. Вторая аппроксимация с четырьмя материальными параметрами предложена совместно двумя советскими учеными (С.А. Шестериков, М.А. Юмашева, 1984) и не получила применения в механике деформируемого твердого тела по причине определения двух материальных параметров из специального эксперимента. В работе (В.В. Назаров, А.Р. Лепешкин, 2017) предложено вычислить эти два материальных параметра (напряжение стартовой ползучести, предел кратковременной прочности) из условия суммарной минимальной погрешности разности экспериментальных и аппроксимирующих значений. Вместе с

этим, сравнение значений для минимальной суммарной погрешности позволяет установить превосходство одной аппроксимации над другой аппроксимацией. В качестве примера рассмотрены экспериментальные данные для титанового сплава ВТ5 при 650°C, которые получены при одноосном растяжении цилиндрических образцов при различных значениях номинального напряжения.

Как правило, при определении механических и физических характеристик процессов установившейся ползучести и длительной прочности для исследуемого металлического материала проводят длительные испытания на одноосное растяжение при разных значениях номинального напряжения. По причине того, что количество таких экспериментов ограничено, в качестве аппроксимации используют степенную зависимость [1–2] с двумя материальными параметрами.

Очевидный недостаток этой аппроксимации заключается в том, что она не ограничена пределами по номинальному напряжению, где таковыми являются напряжение стартовой ползучести – максимальное номинальное напряжение, при котором скорость деформации равна нулю, предел кратковременной прочности – минимальное номинальное напряжение, при котором происходит мгновенное хрупкое разрушение. Чтобы исправить этот недостаток, в качестве аппроксимации в [3] рассмотрена дробно-степенная зависимость с четырьмя материальными параметрами, два из которых имеют определенный физический смысл напряжения стартовой ползучести и предела кратковременной прочности.

Не смотря на очевидное преимущество широкого применения на практике аппроксимация [3] так и не получила по причине измерения напряжения стартовой ползучести и предела кратковременной прочности из специального эксперимента. Еще одна причина – большинство экспериментальных данных получают при значениях номинального напряжения заметного отличных от значений напряжения стартовой ползучести и предела кратковременной прочности – при этих условиях различие между аппроксимациями [1–2] и [3] мало заметно. В [4] вместо измерения напряжения стартовой ползучести и предела кратковременной прочности из специального эксперимента предложено их вычислить для минимальной суммарной погрешности разности экспериментальных и аппроксимирующих соответствующих значений.

В [4] рассмотрены экспериментальные данные (всего 6 различных серий механических испытаний на длительную прочность при одноосном растяжении) для различных металлических материалов таких, как никелевый сплав, нержавеющая сталь и титановый сплав. Анализ суммарных погрешностей показал, что в 4-х сериях испытаний аппроксимации [1–2] и [3] приблизительно одинаково хорошо описывают длительную прочность, а в оставшихся 2-х сериях испытаний аппроксимация [3] проявила себя заметно лучше, чем аппроксимация [1–2].

Данная работа является продолжением [4], в которой кроме экспериментальных данных по длительной прочности рассмотрены экспериментальные данные [5] по установившейся ползучести для двух разных марок титановых сплавов, испытанных при одной и той же высокой температуре. В данной статье в качестве примера приведены аппроксимации [1–2] и [3] только для титанового сплава ВТ5 (93% Ti, 5% Al, 1% Fe, 1% Zr) при 650°C, откуда можно видеть, что аппроксимации [1–2] и [3] приблизительно одинаково хорошо описывают процессы установившейся ползучести и длительной прочности.

Это заключение еще предварительное и следует из анализа суммарных погрешностей для экспериментальных данных [5]. В дальнейшем предполагается

продолжить исследование в этом направлении и рассмотреть другие экспериментальные данные, которые получены для других металлических материалов, чтобы можно уверенно подтвердить превосходство аппроксимации [3] над аппроксимацией [1–2].

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований, проект 20–08–00387.*

8. F.H. Norton, *Creep of steel at high temperatures* (Mc. Graw-Hill Book Company, New York, 1929).
9. R.W. Bailey, *Trans. World Power Conf.* 3 (Токуо, 1929).
10. С.А. Шестериков, М.А. Юмашева, *Изв. АН СССР. Механика твердого тела* 1, сс. 86–92 (1984).
11. V.V. Nazarov, A.R. Lepeshkin, *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures* 1, pp. 36–42 (2017).
12. В.В. Назаров, *Завод. лаб. Диагн. матер.* 81(6), сс. 57–60 (2015).

## **ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СПЛАВА Ti-Ni-Ta-Si НА НЕУПРУГОЕ ПОВЕДЕНИЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ КРУЧЕНИЕМ**

**А.А. Нейман<sup>1</sup>, Ф.А. Дьяченко<sup>1</sup>, Л.Л. Мейснер<sup>1,2</sup>, В.В. Лобань<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,  
Томск, [nasa@ispms.ru](mailto:nasa@ispms.ru)

<sup>2</sup>НИ Томский государственный университет, Томск

Сплавы с эффектом памяти формы на основе никелида титана применяются в качестве материалов, выполняющих при определенных условиях механическую работу. Медицинское приложение подразумевает миниатюрность изделий и этих сплавов. Формируемые на их поверхностях функциональные покрытия должны обладать высокой адгезионной прочностью, а их пластические свойства должны быть сопоставимы свойствам подложки из никелида титана.

Формирование тонкого поверхностного сплава (ПС) аддитивным методом решает проблему адгезионной прочности. Данная работа посвящена исследованию неупругих свойств композитной системы «Ti-Ni-Ta-Si ПС на подложке TiNi».

ПС создавали на установке «РИТМ-СП» (ООО «Микросплав», Россия) методом одновременного магнетронного осаждения чистых элементов Ti, Ta и Si с последующим электронно-пучковым переплавом в едином вакуумном цикле. За один цикл формировали магнетронное покрытие состава  $Ti_{60}Ta_{30}Si_{10}$  и переплавляли его десятикратным импульсным воздействием при плотности пучка  $E_s = 1.7 \text{ J/cm}^2$ . ПС синтезирован за 10 циклов, а его толщина составила не более 1 мкм. Плавлению подвергается и покрытие, и TiNi основа, в результате формируется четырехкомпонентный Ti-Ni-Ta-Si ПС. ПС синтезирован на образцах в виде игл квадратного сечения из сплава TiNi с размерами рабочей части 1x1x18мм.

Механические испытания кручением проведены на установке «НДВ-100» (ООО «Метротест», Россия) при постоянной скорости деформирования (70 град./мин). За один цикл испытания образец закручивали до величины деформации 4%, затем раскручивали до достижения нулевого значения напряжения, циклы повторяли 20 раз. В исследовании проведен анализ циклической устойчивости физико-механических характеристик и неупругих свойств композита на основе TiNi. Методами электронной микроскопии проведена оценка механической совместимости композитной системы «Ti-Ni-Ta-Si ПС/TiNi».

Наличие ПС не изменяет вид деформационных кривых, однако они имеют более низкие значения напряжения мартенситного сдвига, поскольку ПС характеризуется более низкими значениями предела текучести и высокими пластическими свойствами. Не обнаружено критического влияния на неупругие свойства TiNi-сплава, их уровень остается близким к исходному. После 20 циклов нагружения-разгрузки на ПС формируются микротрещины, разрушения и отслаивания от TiNi-подложки не наблюдается.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант РФФ №22-29-00047).

## **ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫХ ОБРАБОТОК НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В СИСТЕМЕ «ПОВЕРХНОСТНЫЙ Ti-Ni-Nb-Si СПЛАВ/TiNi-ПОДЛОЖКА»**

**М.Г. Остапенко<sup>1</sup>, В.О. Семин<sup>1</sup>, Л.Л. Мейснер<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск

Email: [artifakt@ispms.ru](mailto:artifakt@ispms.ru)

Основной проблемой при биомедицинском применении сплавов с памятью формы на основе TiNi, является высокое содержание токсичных ионов никеля Ni [1]. Одним из путей решения этой проблемы является создание дополнительных защитных покрытий на поверхности TiNi [2]. Известно, что система Ti-Nb-Ni представляется перспективной, с точки зрения легко аморфизируемого состава для формирования на поверхности TiNi аморфно-нанокристаллической структуры (металлического стекла) [3]. Из-за отсутствия границ зерен и других дефектов, металлические стекла обладают высокими механическими свойствами, коррозионной стойкостью и биосовместимостью. Импульсные низкоэнергетические высокопоточные электронные пучки (НСЭП) позволяют осуществлять на поверхности обрабатываемого материала синтез поверхностных сплавов (ПС) с градиентным составом и аморфной или нанокомпозитной структурой [4].

Целью данной работы является анализ эволюции структурно-фазовых состояний в поверхностных слоях Ti-Nb-Si ПС/TiNi, сформированной в результате как аддитивного тонкопленочного электронно-пучкового (АТП-ЭП) синтеза поверхностного сплава (ПС), так и пост-НСЭП обработки.

Структурные исследования проводили на образцах с Ti-Nb-Si ПС/TiNi, полученных АТП-ЭП способом синтеза системы [пленка (Ti<sub>60</sub>Nb<sub>30</sub>Si<sub>10</sub>), 100 нм/ подложка TiNi] [3]. После синтеза поверхностного сплава, часть образцов подвергали 10-кратной пост-НСЭП обработке при  $E_S=1.7$  Дж/см<sup>2</sup>. Такие образцы далее обозначены – Ti-Nb-Si ПС/TiNi +ЭП. Рентгенодифракционные (XRD) исследования проводили на дифрактометре Shimadzu XRD-6000 (Japan, НОИЦ “Наноматериалы и нанотехнологии” НИ ТПУ, Россия, г. Томск) в Cu-K<sub>α</sub> излучении ( $\lambda=1.54$  Å) в симметричной геометрии Брегга-Брентано  $\theta$ - $2\theta$ .

В работе проведено исследование фазового состава и его изменения в образцах Ti-Nb-Si ПС/TiNi после АТП-ЭП синтеза, а также после дополнительных НСЭП обработок.

На Рис. 1 представлены дифрактограммы от образцов исходной TiNi-подложки (Рис. 1 а), после синтеза Ti-Nb-Si ПС (Рис. 1 б) и с образца с пост-НСЭП обработкой Ti-Nb-Si ПС/TiNi +ЭП (Рис. 1 в). На дифрактограмме от исходной TiNi подложки (Рис. 1а) наблюдаются интенсивные линии матричной В2 фазы и малоинтенсивные линии от интерметаллидов Ti<sub>2</sub>Ni и Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>.

Анализ дифракционных картин образцов с Ti-Nb-Si ПС до (Рис. 1 б) и после НСЭП обработки (Рис. 1 в) позволил провести предварительный отбор наиболее вероятных фаз, образующихся в Ti-Nb-Si ПС и в приповерхностном слое TiNi подложки. Установлено, что наряду с рентгеновскими линиями фаз исходного сплава, в угловых диапазонах  $\Delta 2\theta = 30 \div 52$  и  $58 \div 100$  град. наблюдаются области диффузного рассеяния первого (ОДР1) и второго (ОДР2) порядков, соответствующие аморфной фазе. Согласно полученным данным, после НСЭП обработки интенсивность ОДР возрастает в 1.5 раза. Сравнение позиций экспериментально полученных и аппроксимированных рефлексов со стандартными рентгенограммами фаз показывает также наличие фазы  $\beta$ -TiNb (ОЦК) [5] на дифракционных картинах образцов с ПС Ti-Ni-Ta-Si до и после дополнительных НСЭП обработок. Как видно из рис.1 (в), пост-НСЭП обработка ПС Ti-Nb-Si приводит к незначительному перераспределению интенсивностей  $\beta$ -TiNb и В2 фаз.

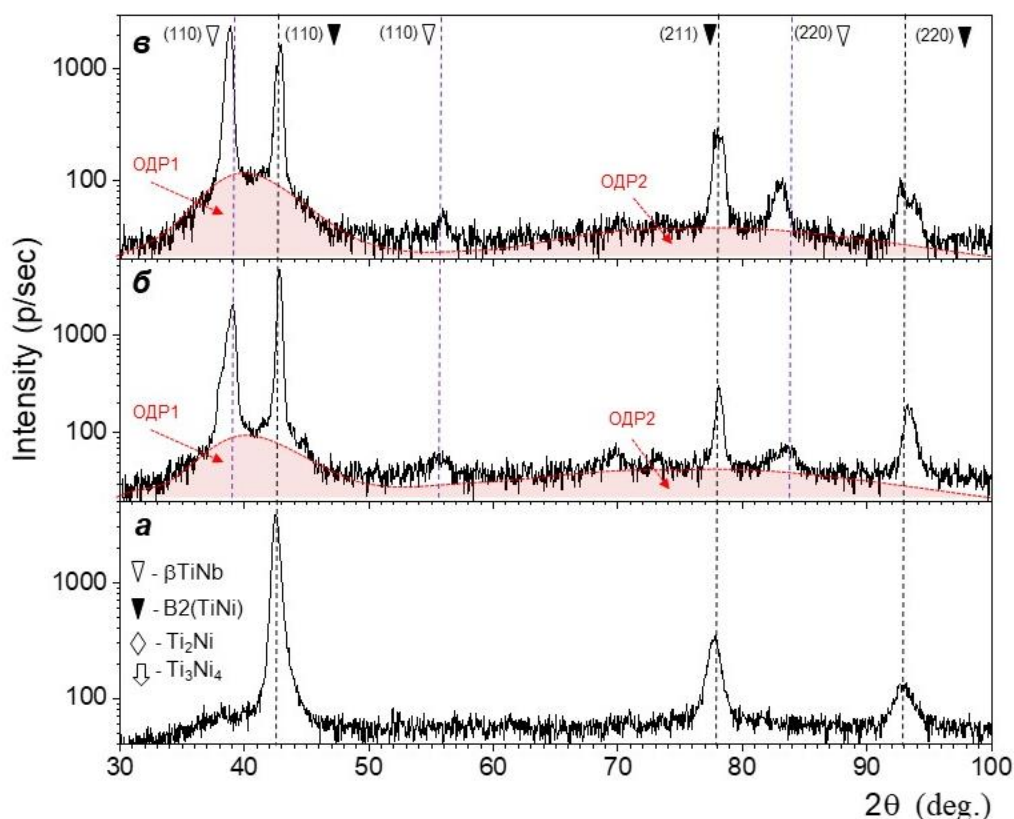


Рисунок 1. Дифрактограммы образцов: (а) исходная TiNi-подложка, (б) Ti-Nb-Si ПС/TiNi и (в) Ti-Nb-Si ПС+ЭП.

Таким образом, приведенные экспериментальные данные показывают, что в результате аддитивного тонкопленочного электронно-пучкового синтеза на поверхности образцов TiNi был сформирован аморфный Ti-Nb-Si поверхностный сплав. Дополнительная электронно-пучковая обработка Ti-Nb-Si ПС приводит к изменению объемной доли аморфной фазы в поверхностном синтезированном слое.

Исследования выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0003.

1. Wawrzynski, J.; Gil, J.A.; Goodman, A.D.; Waryasz, G.R. *Rheumatol. Ther.* , 4, 45–56 (2017).
2. S. Shabalovskaya, J. Anderegg, J. van Humbeeck, *Acta Biomater.* 4, 447–467 (2008).
3. L.L. Meisner, et al. *Materials Characterization* 166, 11045-57(2020)
4. G.E. Ozur, D.I. Proskurovsky, *Plasma Phys. Rep.* 44 (1), 18–39 (2018).
5. ICDD (International Centre for Diffraction Data) Database (2002).

## ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ДИСЛОКАЦИОННУЮ СУБСТРУКТУРУ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА Co-Cr-Fe-Mn-Ni

К.А. Осинцев<sup>1,2</sup>, В.Е. Громов<sup>1</sup>, С.В. Воробьев<sup>1</sup>, Ю.Ф. Иванов<sup>1,3</sup>,  
И.А. Панченко<sup>1</sup>, С.В. Коновалов<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия  
[gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

<sup>2</sup> Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева, Самара, Россия [ksv@ssau.ru](mailto:ksv@ssau.ru)

<sup>3</sup> Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

Email: [yufi55@mail.ru](mailto:yufi55@mail.ru)

Электронно-пучковая обработка поверхности является способом модификации материалов, который обеспечивает увеличение механических свойств за счет высокоскоростного нагрева, испарения, рекристаллизации, а также пластической деформации поверхностного слоя, что приводит к образованию дислокаций с высокой плотностью и, как следствие, увеличению различных физико-механических свойств. В настоящей работе поверхностной обработке с помощью высокоинтенсивного импульсного электронного пучка с плотностью энергии 30 Дж/см<sup>2</sup> был подвергнут неэквивалентный высокоэнтропийных сплав системы Co-Cr-Fe-Mn-Ni, изготовленный с помощью проволоочно-дугового аддитивного производства. Методом исследования тонких фольг с помощью просвечивающей электронной микроскопии было установлено, что обработка не оказывает влияния на химический состав сплава, однако приводит к серьезным изменениям дислокационной субструктуры. Выявлено немонотонное изменение скалярной плотности дислокаций, достигающее максимального значения  $\sim 5,5 \cdot 10^{10}$  см<sup>2</sup> на расстоянии 25 мкм от поверхности облучения.

Одной из причин такой зависимости может быть существенно неоднородное распределение дислокаций в слое, примыкающем к поверхности облучения, что связано с формированием ячеистой субструктуры, в которой часть дислокаций расположена в границах ячеек и не учитывается при оценке скалярной плотности дислокаций. Показано, что в поверхностном слое формируется незарегистрированная ячеистая дислокационная субструктура с размерами ячеек от 400 нм до 600 нм. При удалении от поверхности происходит изменение дислокационной субструктуры от ячеистой к ячеисто-сетчатой и на расстоянии 120-130 мкм к субструктуре исходного сплава с хаотическим распределением дислокаций.

Полученные в данной работе результаты позволяют предположить о возможном увеличении твердости поверхностного слоя за счет формирования в обработанной поверхности и приповерхностном слое на расстояниях до 45 мкм субструктуры с более высокой плотностью дислокаций.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00452).

# КОМПЛЕКСНАЯ ДИАГНОСТИКА СТРУКТУРНЫХ, ТЕПЛОВЫХ И АКУСТИКО-ЭМИССИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МЕТАЛЛА В ПРОЦЕСС РОСТА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ

А.Ю. Изюмова<sup>1</sup>, А.Н. Вшивков<sup>1</sup>, И.А. Пантелеев<sup>1</sup>, В.А. Мубассарова<sup>1</sup>, О.А. Плехов<sup>1</sup>, Д.И. Давыдов<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт механики сплошных сред УрО РАН

<sup>2</sup>Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН

E-mail: fedorova@icmm.ru

В настоящее время прогнозирование процесса распространения усталостных трещин часто выполняется с использованием эмпирических критериев, основанных на результатах линейной теории упругости. Учет влияния зоны пластической деформации обеспечивает незначительное улучшение точности прогнозирования, поскольку не описывает эволюцию микроструктуры материала и не дает никакой информации о рассеянии энергии в области вершины трещины. Оптимальный критерий разрушения материала должен отвечать ряду требований, например, возможность определения прямыми или косвенными методами измерения, универсальность при различных условиях нагружения, применимость в инженерных расчетах. В этом смысле термодинамический подход является одним из наиболее универсальных для изучения сложных систем. В 1979 году В.В. Федоров представил термодинамическую теорию прочности и разрушения твердых тел [1]. Мерой повреждения, согласно этой теории, является внутренняя энергия, запасенная (накопленная) в материале в результате деформации. А.М. Щипачев [2] отмечает, что термодинамический подход может быть использован для комплексной оценки состояния деформируемого твердого тела, его повреждаемости и усталостной прочности. Метод акустической эмиссии (АЭ) эффективно используется для оценки состояния материала и локации дефектов. В работе [3] показана связь между изменениями характеристик сигнала АЭ и степенью поврежденности металла. Целью данной работы было сопоставление тепловых, акустико-эмиссионных и структурных характеристик титанового сплава Вt1-0 в процессе роста усталостной трещины для выявления закономерностей ее развития.

Экспериментальные исследования по циклическому нагружению плоских образцов с концентратором напряжений из титанового сплава Вt1-0 проводилось на сервогидравлической испытательной машине Instron 8802. Образцы испытывались при постоянном коэффициенте асимметрии цикла  $R=0,1$ . В процессе развития трещины непрерывно регистрировалась ее длина, сигналы АЭ и тепловой поток в зоне процесса. После усталостного эксперимента образцы направлялись на структурные исследования методом оптической микроскопии.

Величина накопленной энергии ( $E_s$ ) рассчитывалась как разница между работой пластической деформации ( $A$ ) и количеством теплоты ( $Q$ ), рассеявшимся в окружающую среду:

$$E_s = A - Q \quad (1)$$

Работа пластической деформации определялась на основе экспериментальных данных нагрузки и перемещений в области распространения трещины. Диссипация тепла рассчитывалась как интеграл с переменным верхним пределом от экспериментально регистрируемого потока тепла. Кластерный анализ сигнала АЭ выявил два доминирующих типа сигналов, которые могут быть ассоциированы с двойникованием и проскоками трещины. Плотность двойникованных зерен подсчитывалась вручную по



картинам структуры в области распространения трещины. На Рис. 1 представлены результаты комплексной оценки сигналов различной природы.

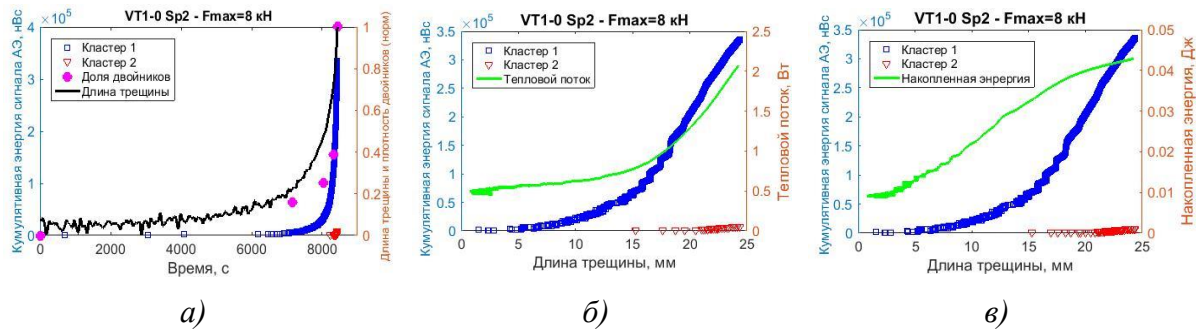


Рисунок 1. Зависимости кумулятивной энергии сигнала АЭ, нормированной плотности двойникованных зерен и нормированной длины трещины от времени (а); зависимости кумулятивной энергии сигналов АЭ по кластерам и потока тепла от длины трещины (б); зависимости кумулятивной энергии сигналов АЭ по кластерам и накопленной энергии от длины трещины (в).

Корреляция активности кластеров сигналов АЭ с длиной трещины и плотностью двойникованных зерен, определенной по результатам оптической микроскопии, представлена на Рис. 1а. Согласно полученным данным можно предположить, что кластер, активность которого наблюдается на протяжении всего эксперимента, коррелирует с проскоками трещины, а кластер сигналов, появляющихся на завершающей стадии механических испытаний, соответствует достижению критической плотности двойникованных зерен. Изменение потока тепла с развитием трещины (Рис. 1б) в большей степени коррелирует с эволюцией кластера, который, как предполагается, ассоциирован с проскоками трещины. Эволюция накопленной энергии (Рис. 1в) демонстрирует линейный рост при развитии трещины примерно до 15 мм. Далее, когда возникает активность второго кластера, предположительно отвечающего за активное появление двойникованных зерен в структуре материала, кривая накопленной энергии изменяет наклон и начинает стремиться к некоторому асимптотическому значению.

Совместный анализ эволюции величины накопленной энергии, энергии сигнала акустической эмиссии (АЭ) и структурных микропараметров материала в области распространения трещины позволили выявить общие закономерности процесса разрушения, характерные для сигналов разной природы (тепловых, акустико-эмиссионных), а также сопоставить их со структурными проявлениями процесса разрушения, в частности, плотностью двойникованных зерен в зависимости от длины трещины.

Экспедиционные исследования выполнялись в рамках госзадания ИМСС УрО РАН – филиал ПФИЦ УрО РАН (тема № 122012400263-7), анализ и интерпретация данных выполнялись при поддержке гранта РФФИ №20-48-596005.

1. В.В. Федоров, *Кинетика повреждаемости и разрушения твердых тел* (Ташкент, 1985).
2. А.М. Щипачев, *Термодинамическая теория прочности: прогнозирование многоциклового усталости металлов* (LAP LAMBERT Academic Publishing RU, 2018).
3. Л.Р. Ботвина, Т.Б. Петерсен, Н.А. Жаркова, М.Р. Тютин, В.Г. Будужева, *Деформация и разрушение материалов* 4, сс. 35-41 (2005).

# ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПАРАМЕТРЫ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

С.В. Колосов, П.В. Исхакова, С.А. Баранникова

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

Email: svk@ispms.ru

В настоящее время проблема выяснения причин макроскопической неоднородности пластической деформации становится все более актуальной. Выполнены как экспериментальные, так и теоретические исследования, в которых изучается формирование пространственно-неоднородных структур за счет самоорганизации структурных дефектов [1]. Установлено, что возникающие при пластическом деформировании паттерны макроскопической локализации количественно зависят от структуры и типа кристаллической решетки исследуемого материала, а их вид полностью определяется действующими на данной стадии законами деформационного упрочнения [2]. Исследования, проведенные ранее на образцах аустенитной стали 12Х18Н10Т [3] показали существенную зависимость механических свойств и параметров автоволн локализации пластической деформации от температуры на линейной стадии деформационного упрочнения  $\sigma \sim \varepsilon$ . Настоящая работа посвящена исследованию параметров автоволн макроскопической локализации пластической деформации, возникающей на параболической стадии деформационного упрочнения  $\sigma \sim \sqrt{\varepsilon}$  алюминиевого сплава А5М в широком интервале температур ниже и выше комнатной.

Механические испытания на одноосное растяжение проводились на плоских образцах сплава А5М в форме двойной лопатки с размерами 40x5x2 мм при постоянной скорости движения подвижного захвата 0,2 мм/мин ( $\dot{\varepsilon} = 3,3 \cdot 10^{-4} \text{с}^{-1}$ ). Визуализацию картин локализованной пластической деформации на рабочей поверхности осуществляли с интервалом 30 сек. методом фотографической съёмки спекл-изображений [2] при нахождении образцов в прозрачной колбе (стеклянный сосуд Дьюара) в интервале температур ниже комнатных. Температуру поддерживали постоянной с помощью непрерывной подачи паров азота из металлического сосуда Дьюара и измеряли с помощью термопары хромелю-алюмель, находящейся внутри прозрачной колбы на образце. Скорость подачи паров азота задавали при помощи нагревательного элемента, находящегося внутри металлического сосуда Дьюара. Температуру в выше комнатной измеряли термопарой хромель-алюмель, находящейся на недеформируемой части образца. Температуру поддерживали постоянной в течение всего эксперимента обдувая горячим воздухом образец, находящийся внутри термоизолирующего короба с прозрачным окном для регистрации полей деформаций.

Установлен характер влияния температуры испытаний на пространственный период распределений локальных удлинений в процессе растяжения образцов алюминиевого сплава.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0011.*

1. Aifantis E.C. *Acta Mechanica*, **Vol. 225 No. 4-5**, P. 999-1012, (2014)
2. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Лунев А.Г. *От макро к микро. Масштабы пластической деформации*, 132 с, (2018).
3. Баранникова С.А., Никонова А.М., Колосов С.В. *Вестник ПНИПУ. Механика*, **1**, сс. 22-30, (2021)

# ПРИЗМАТИЧЕСКАЯ ДИСЛОКАЦИОННАЯ ПЕТЛЯ В ГИБРИДНОЙ НАНОПРОВОЛОКЕ С ПОПЕРЕЧНОЙ ГЕТЕРОГРАНИЦЕЙ

А.Л. Колесникова<sup>1,2\*</sup>, М.Ю. Гуткин<sup>1-3</sup>, А.П. Чернаков<sup>1</sup>, А.Е. Романов<sup>1,4</sup>

<sup>1</sup>Университет ИТМО, 197101 Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup>Институт проблем машиноведения РАН, 199178, Санкт-Петербург, Россия

<sup>3</sup>Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, 195251, Санкт-Петербург, Россия

<sup>4</sup>ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, 194021, Санкт-Петербург, Россия

\*E-mail: [anna.kolesnikova.physics@gmail.com](mailto:anna.kolesnikova.physics@gmail.com)

Гибридные полупроводниковые структуры (ГПС), имеющие в своём составе как нанопроволоки (НП), так и локализованные квантовые точки или квантовые диски (КД), в настоящее время привлекают внимание широкого круга исследователей, см. обзоры [1-3]. Это связано с тем, что такие объекты обладают высоким структурным совершенством, что позволяет в полной мере проявляться квантовым эффектам без нежелательного дополнительного влияния дефектов кристаллической решетки, возникающих в планарных полупроводниковых гетероструктурах.

НП с КД или с отдельными аксиальными гетерограницами содержат области с отличающимися химическим составом и структурой вдоль оси НП и, соответственно, с измененными физическими свойствами. Для нашего анализа существенно наличие решеточного несоответствия:

$$\varepsilon_m = \frac{a_{QD} - a_{NW}}{a_{NW}}, \quad (1)$$

где  $a_{QD}$  и  $a_{NW}$  – параметры кристаллических решеток отличающихся фаз, например, в объеме КД и в объеме НП, соответственно.

В предыдущих работах [4,5] нами были рассчитаны упругие поля, вызванные несоответствием  $\varepsilon_m$ , и энергии аксиальных гетероструктур с резкими или размытыми отдельными или парными гетерограницами. Анализ распределения упругих полей таких гибридных структур позволил сделать вывод о возможности формирования в них призматических дислокационных петель (ПДП), соосных НП и располагающихся вблизи гетерограниц.

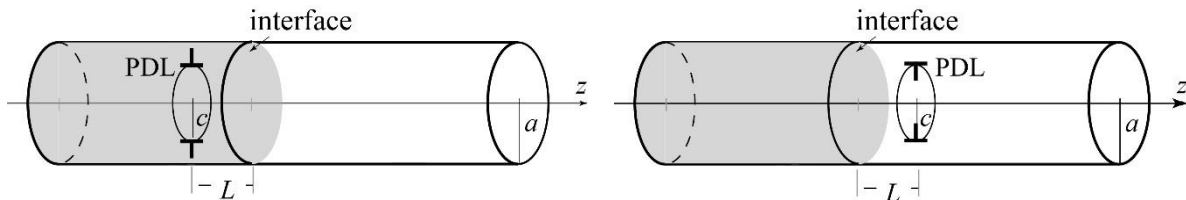


Рисунок 1. Призматическая дислокационная петля PDL вблизи гетерограницы в гибридной нанопроволоке. Показаны два возможных положения и два вида петель (справа – петля вычитания, слева – петля внедрения) в случаях, когда параметр кристаллической решетки в темной области больше, чем в светлой.

В настоящем исследовании мы рассчитали выигрыш в энергии  $\Delta E$  гибридной НП с одиночной поперечной гетерограницей при образовании вблизи нее ПДП (рис. 1).

НП моделировался круговым бесконечным цилиндром из упругоизотропного материала, имеющего модуль сдвига  $G$  и коэффициент Пуассона  $\nu$ .

Выигрыш в энергии  $\Delta E$  имеет вид:

$$\Delta E = \frac{Gb^2at}{2(1-\nu)} \left( \log \frac{1.08\gamma at}{b} - 2t \int_0^\infty \Theta_1(t, \beta) d\beta + \frac{8(1+\nu)\varepsilon_m a}{b} \int_0^\infty \Theta_2(t, \beta) \sin \frac{L\beta}{a} d\beta \right), \quad (2)$$

где  $\Theta_1$  и  $\Theta_2$  – выражения, содержащие функции Бесселя,  $t = c/a$ ,  $c$  – радиус ПДП,  $a$  – радиус НП,  $L$  – расстояние от ПДП до гетерограницы,  $G$  – модуль сдвига,  $\nu$  – коэффициент Пуассона,  $b$  – величина вектора Бюргерса;  $\gamma$  – параметр энергии ядра ПДП.

На основании серии графиков  $\Delta E(\varepsilon_m, t, L)$  было определено наименьшее для заданного радиуса НП  $a$  несоответствие  $\varepsilon_0$ , начиная с которого (при  $\varepsilon_m \geq \varepsilon_0$ ) образование ПДП становится энергетически выгодно. Кривая  $\varepsilon_0(a)$  позволила найти простую аппроксимацию, описывающую зависимость критического радиуса гибридной НП  $a_c$  от параметра  $\varepsilon_m$ :

$$a_c \approx \frac{b}{\varepsilon_m^{1.299}}. \quad (3)$$

При определении явного вида аппроксимирующей функции полагалось, что  $\nu = 0.3$ . На рис. 2 приведена зависимость  $a_c(\varepsilon_m)$  и показано, как по известным параметрам несоответствия определить критические радиусы гибридных нанопроволок.

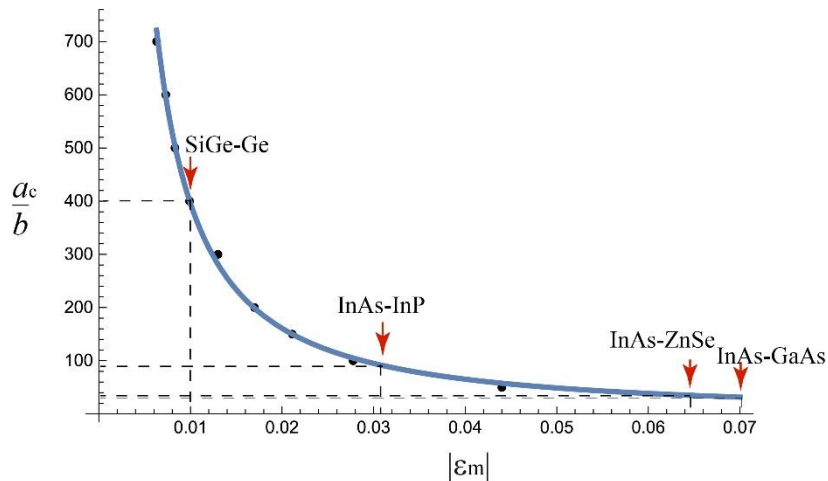


Рисунок 2. Зависимость критического радиуса нанопроволоки от параметра несоответствия ее частей.

В области параметров аксиальной гибридной НП выше кривой на рис. 2 возможно формирование ПДП, ниже – невозможно. Для сравнения приведем численные значения критических радиусов гибридной аксиальной НП и других видов нанопроволок. Если параметр несоответствия  $\varepsilon_m = 0.0065$ , то  $a_c \approx 207.7$  нм ( $\approx 692b$ ) для гибридной аксиальной НП, в то время как  $a_c \approx 10.2$  нм ( $\approx 34b$ ) для нанопроволоки, внедренной в

объемный кристалл, и  $a_c \approx 50 \text{ nm}$  ( $\approx 167b$ ) для НП типа «ядро-оболочка» (оценки сделаны для величины вектора Бюргерса  $b = 0.3 \text{ nm}$ ).

- [1] M. de la Mata *et al.*, *J. Mater. Chem. C*, **1**, pp. 4300-4312 (2013).
- [2] Ch. Jia, *et al.*, *Chem. Rev.*, **119**, 15, pp. 9074-9135 (2019).
- [3] L. N. Quan *et al.*, *Chem. Rev.*, **119**, 15, pp. 9153-9169 (2019).
- [4] A. E. Romanov *et al.*, *Scripta Mater.*, **176**, pp. 42-46 (2020).
- [5] A. E. Romanov *et al.*, *Int. J. Sol Struct.*, **213**, pp.121-134 (2021).

## СЛОИСТЫЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ НИОБИЯ И МОЛИБДЕНА

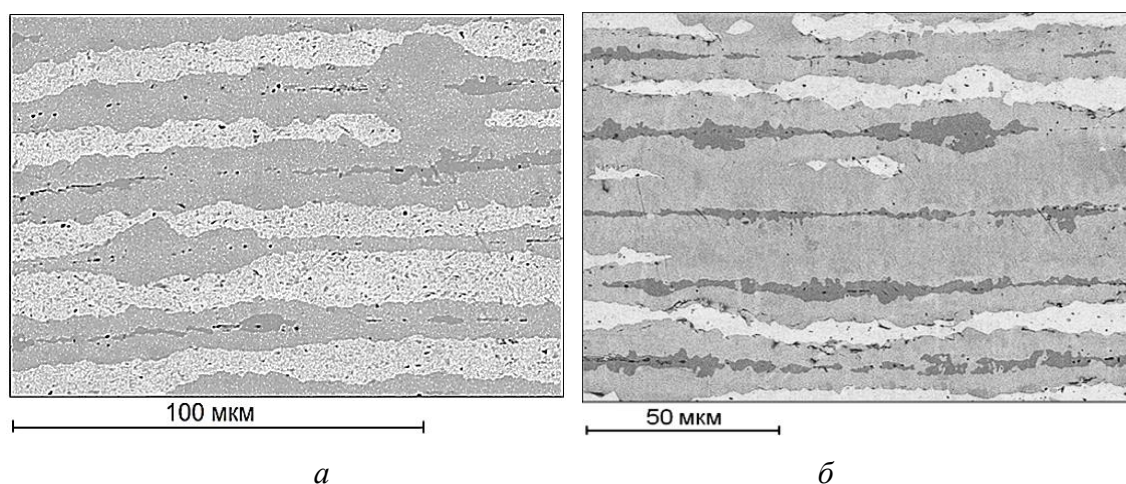
**В.П. Коржов, В.М. Кийко, Д.В. Прохоров, Т.С. Строганова, И.С. Желтякова**

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка Московской обл.*

E-mail: [terekhova83@mail.ru](mailto:terekhova83@mail.ru)

Продвижение в область все более высоких рабочих температур конструкционных материалов на основе ниобия и молибдена определяется разработкой композитных материалов на их основе. В работе предлагаются композиты со слоистыми структурами, в которых достаточно пластичные твердые растворы чередуются с жесткими слоями интерметаллических соединений. Интерметаллиды формировались при диффузионной сварке под давлением слоистой заготовки, составленной из металлических Nb- или Mo-фольг, или сплавов на их основе. Наружные поверхности заготовки покрывались суспензией из смеси металлических порошков жаростойкого состава с Si, Al, C и В. Доплавильные технологические температуры позволяли в значительной степени сохранять качество металлических фольг. Слои интерметаллидов повышали величины прочности и сопротивления ползучести материала в целом, а необходимый баланс прочности, трещиностойкости и сопротивления ползучести композитных структур достигался выбором долями компонентов и режимами диффузионной сварки.

Исследована структура композитов и получены их характеристики прочности в диапазоне температур от 20 до 1450°C, ползучести – 1150–1300°C и трещиностойкости при комнатной температуре. Прочность композитов 3-компонентной системы Mo–Si–C при 1450°C уже составляла 300 МПа при трещиностойкости 21 МПа·м<sup>1/2</sup>. Для композита



*Рисунок 1. Микроструктура поперечных сечений композитов Mo/(Si–C)1 и 2 с двух- (а) и односторонним (б) Si/C-покрытиями после ДС под давлением*

из Nb-сплава с Ti, Mo, Si, Zr, Cr и Al сопротивление ползучести при 1150°C равнялось 90 МПа при деформации 1% на базе 100 часов.

Работа выполняется при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований, проект 20-53-18002, и Bulgarian National Science Fund at the Ministry of Education and Science, Contract № KP-06-Russian/18 15.12.2020.

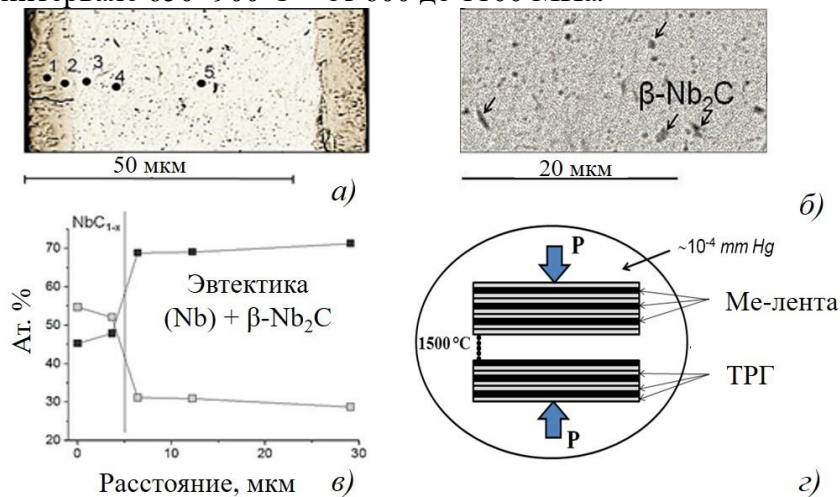
## ТВЁРДОФАЗНЫЕ КАРБИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТАХ

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

*Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Московской обл.*

E-mail: [terekhova83@mail.ru](mailto:terekhova83@mail.ru)

Твёрдофазные покрытия относятся к разряду диффузионных, отличаясь способом их нанесения на поверхность металла, а именно насыщение поверхности металла углеродом происходит из ленты терморасширенного графита (ТРГ). Получение металлических лент с 2-сторонним карбидным покрытием включало: *сборку пакета* из 20 и более лент, например, из Nb, проложенных двумя лентами ТРГ, его *термообработку* под давлением до 15 МПа при 1500°C в течение 15–60 мин и *разборку пакета* по границам между 2-х слоев ТРГ. В дальнейшем из лент Nb с карбидными покрытиями и лент Ti-сплава собирали пакеты Ti/CTiC/CTiC... и Nb/CNbC/CNbC..., которые подвергали диффузионной сварке под давлением для получения слоистых композитов с карбидным упрочнением (рис.1). При 20°C композиты имели  $\sigma_B = 1000\text{--}1400$  МПа, в интервале 650–900°C – от 600 до 1100 МПа.



*Рис.1. Микроструктура (а, б) и концентрационные профили (в) поперечного сечения Nb-лент толщиной 60 мкм после твердофазного взаимодействия с лентами ТРГ при 1500°C в течение 1 ч. Схематическое изображение пакета и диффузионного получения карбидных покрытий на металлических лентах (г).*

Особый интерес представляли покрытия на лентах из Nb–2%Zr. Их структура после 1500°C под давлением отличалась от Nb- и Ti-фольг с покрытиями тем, что не имела наружных карбидных слоёв, которые получались на NbTi-сплаве. Вблизи поверхности и на глубине до 5–7 мкм наблюдались мелкодисперсные выделения карбида (Zr,Nb)C в (Nb)-матрице. По мере удаления от поверхности выделения вырастали в линейном размере, вытягиваясь в иглы. Матричная фаза была Nb-карбидом (Nb,Zr)C<sub>1-x</sub>. Таким

образом, мы имели композит из 2-х нетрещиностойких, но прочных структур – матрицы из Nb-карбида и выделений Zr-карбида. Фольги выдерживали изгиб вокруг стержня диаметром ~6 мм.

Работа выполняется при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований, проект 20-53-18002, и Bulgarian National Science Fundatthe Ministry of

## **МНОГОМАСШТАБНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ С МЕДЬЮ И МАГНИЕМ**

**В.С. Красников, А.Е. Майер, Е.В. Фомин, В.В. Погорелко, П.А. Безбородова,  
Ф.Т. Латыпов, А.А. Эбель**

Челябинский Государственный Университет

Email: [vas.krasnikov@gmail.com](mailto:vas.krasnikov@gmail.com)

В работе развивается многомасштабный подход к описанию пластической деформации алюминиевых сплавов, включающий молекулярно-динамический (МД), континуальный и подход дискретной дислокационной динамики (ДДД). На МД уровне исследуется движение и генерация дислокаций в алюминии, содержащем упрочняющие включения, характерные для Al-Cu и Al-Cu-Mg систем. Исследуются как классические типы упрочняющих включений, так и гибридные, зарегистрированные при детальном анализе электронно-микроскопических изображений в последнее десятилетие. Показано, что в условиях высокоскоростной деформации ( $\geq 10^6 \text{ c}^{-1}$ ) наиболее часто реализуемыми механизмами взаимодействия дислокаций с включениями является перерезание и образование петли Орована. Определены размеры разных типов включений, для которых наблюдается переход от перерезания к образованию петли Орована. Продемонстрировано, что при накоплении пластической деформации в системе при многократном прохождении дислокации даже для прочных включений, например  $\theta'$  фазы, наблюдается переход от формирования петли Орована к перерезанию.

Полученные МД данные обобщаются с помощью континуальных моделей, описывающих основные процессы, наблюдаемые на атомарном уровне, что позволяет далее их использовать на более высоком структурном уровне. Для описания механического отклика представительного объема сплошной среды предложена двумерная схема ДДД. Расчетная область содержит большое число дислокаций и упрочняющих включений. Взаимодействие между дислокациями и включениями описывается с помощью ранее предложенных моделей, откалиброванных на МД данных. Размеры включений задаются в соответствии с логнормальным распределением, наблюдаемым в реальных сплавах.

Проведены исследования зависимости напряжения течения сплава в зависимости от типа упрочняющих включений, распределения частиц по размерам и температуры. Полученные значения напряжения течения, коэффициентов температурного разупрочнения достаточно хорошо согласуются с экспериментальными данными по динамической сдвиговой прочности алюминиевых сплавов. Проведенные исследования зависимости напряжения течения от характерного размера упрочняющих частиц адекватно отражают наблюдаемые в эксперименте величины и тенденции с учетом экспериментальной погрешности. Продемонстрировано, что при фиксированной концентрации легирующих атомов, большую сдвиговую прочность и меньшую склонность к пластической локализации демонстрируют сплавы с мелкими

упрочняющими включениями. Показано, что с ростом пластической деформации возможно разрушение упрочняющих включений с последующим снижением вклада включений в общее напряжение течения сплава. Установлен эффект гибридизации  $\theta'$  фазы, выражающий в росте сдвиговой прочности на 35% при постоянной концентрации атомов меди.

Работа поддержана РФФИ в рамках проекта № 18-71-10038-П.

## ОБРАЗОВАНИЕ ПОЛОСТИ В МАЛЫХ ДЕКАЭДРИЧЕСКИХ ЧАСТИЦАХ КАК МЕХАНИЗМ РЕЛАКСАЦИИ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

С.А. Красницкий<sup>1-3</sup>, А.Л. Колесникова<sup>2,3</sup>, М.Ю. Гуткин<sup>1-3</sup>, А.Е. Романов<sup>3</sup>

1 СПбПУ Петра Великого, Санкт-Петербург (Россия)

2 ИПМаш РАН, Санкт-Петербург (Россия)

3 Университет ИТМО, Санкт-Петербург (Россия)

Email: [Krasnitsky@inbox.ru](mailto:Krasnitsky@inbox.ru)

Пентагональные частицы металлов с гранцентрированной кубической (ГЦК) решеткой привлекают большое внимание исследователей во всем мире. Это объясняется тем, что их применение в фотонике, плазмонике, катализе и сенсорике оказывается гораздо эффективнее, чем использование соответствующих монокристаллических аналогов [1,2]. Типичные пентагональные частицы – это декаэдрические частицы (ДЧ), пентагональные стержни (ПС) и икосаэдрические частицы (ИЧ), кристаллическая структура которых имеет оси симметрии пятого порядка. Такие частицы состоят из пяти (ДЧ, ПС) или двадцати (ИЧ) монокристаллических доменов, которые находятся в двойниковых ориентациях по отношению друг к другу и соединены между собой когерентными двойниковыми границами. Такое многократное циклическое двойникование вызывает в частицах неоднородную упругую деформацию, которая может быть описана в рамках дисклинационного подхода [3,4]. По мере роста таких частиц их упругая деформация может релаксировать путем образования различных дефектов, в частности, внутренних пор [5,6]. К настоящему моменту зарождение и рост внутренней поры в ИЧ и ПС получили теоретическое описание с позиций квазиравновесного энергетического [7,8] и кинетического [9,10] подходов. В данной работе предложена теоретическая модель, описывающая релаксацию неоднородных упругих напряжений и деформаций в декаэдрических частицах за счет формирования центральной сферической полости в рамках квазиравновесного энергетического подхода (рис.1). При этом изменение поверхностной энергии ДЧ при образовании поры найдено с учетом реальной огранки частицы, а упругая энергия полый декаэдрической частицы рассчитана как работа по зарождению положительной клиновидной дисклинации мощностью  $\omega \approx 0.128$  рад ( $\approx 7^\circ 20'$ ) в поле ее собственных напряжений в упругой сферической оболочке [11]:

$${}^{sh}E_{el}^{\omega} = \frac{G\omega^2 a^3}{18\pi(1-\nu)} \left\{ \frac{2+5\nu}{3} + (1-2\nu)\ln 2 - \left( \frac{2+5\nu}{3} + (5+2\nu)\ln 2 \right) t^3 - (1-2\nu)t^3 \ln t - 3(1+\nu) \frac{t^3}{1-t^3} \ln^2 t \right\} - 2G\omega \left\{ A_1 \frac{7-4\nu}{5} R^5 + B_1 \frac{R^3}{3} + 2C_1(1-2\nu)\ln R - D_1 \frac{R^{-2}}{2} \right\}$$



$$+ \sum_{m=2}^{+\infty} (\alpha_{5m} A_m R^{2m+3} + \beta_{5m} B_m R^{2m+1} + \gamma_{5m} C_m R^{-2m+2} + \delta_{5m} D_1 R^{-2m}) \left. \vphantom{\sum} \right\} \left. \vphantom{\sum} \right\}_{R=a_p}^{R=a}, \quad (1)$$

где  $t = a_p / a$ ,  $\alpha_{5m} = (2m + 5 - 4\nu) / (2m + 3)$ ,  $\beta_{5m} = 1 / (2m + 1)$ ,  $\gamma_{5m} = (m - 2 + 2\nu) / (m - 1)$ ,  $\delta_{5m} = -1 / (2m)$ ,  $a_p$  и  $a$  – радиусы поры и частицы,  $G$  – модуль сдвига,  $\nu$  – коэффициент Пуассона; коэффициенты разложения  $A_m$ ,  $B_m$ ,  $C_m$  и  $D_m$  определяются из граничных условий на внутренней ( $R = a_p$ ) и внешней ( $R = a$ ) сферических поверхностях [11].

В результате анализа изменения полной энергии ДЧ при образовании поры показано, что существует некоторый критический радиус частицы, при достижении которого пора становится энергетически выгодной. При этом зародыш поры будет расти, пока не достигнет некоторого оптимального размера, соответствующего наибольшему изменению энергии системы. Результаты численных расчетов согласуются с экспериментальными наблюдениями нестабильных пор в относительно малых серебряных и золотых ДЧ диаметром 30–40 нм [12] и стабильных пор в относительно больших медных ДЧ диаметром ~1 мкм [5,6] (рис. 2).

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 19-19-00617).

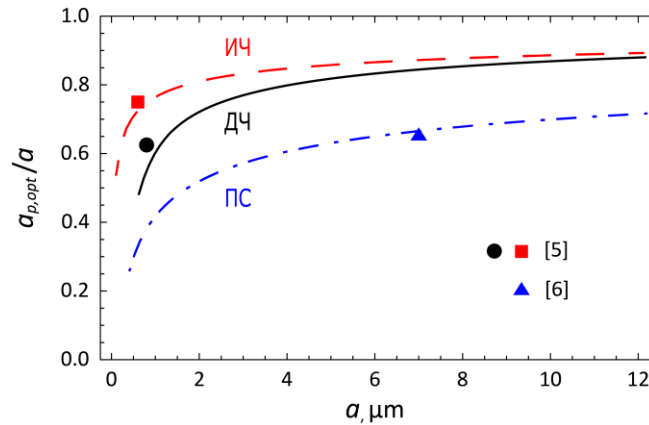


Рис. 2. Зависимости приведенного оптимального радиуса поры  $a_{p,opt}/a$  от релаксированного радиуса  $a$  пентагональных частиц меди для ДЧ (определена в данной работе), ИЧ и ПС (определены в [7]). Экспериментальные точки ( $\sim 0.8$  мкм, 0.63) and ( $\sim 0.6$  мкм, 0.75) соответствуют полым ДЧ и ИЧ [5], экспериментальная точка ( $\sim 7$  мкм, 0.66) – полому ПС [6].

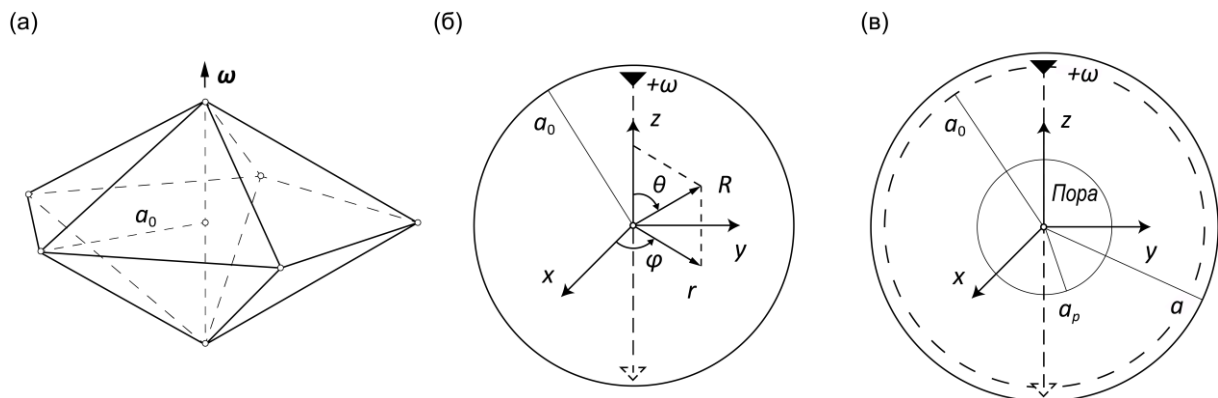


Рис. 1. Ограниченная ДЧ (а), ее упругая модель в исходном состоянии без поры (б) и в частично релаксированном состоянии с центральной сферической порой (в).

- [1] H. Wang, et al. *Nano Today* **15**, pp. 121-144 (2017).  
 [2] S. Zhou, et al. *Materials Today* **22**, pp. 108-131 (2019).  
 [3] L.D. Marks, L. Peng. *J. Phys.: Condens. Matter* **28.5**, pp. 053001 (2016).  
 [4] V.G. Gryaznov, et al. *Phys. Stat. Sol. B* **167.2**, pp. 441-450 (1991).  
 [5] И.С. Ясников и др. *ФТТ*, **48**(8), pp. 1352-1357 (2006).  
 [6] И.С. Ясников и др. *Письма в ЖЭТФ*, **83**(1), pp. 46-49 (2006).  
 [7] A.E. Romanov, et al. *J. Cryst. Growth*, **129**(3-4), pp. 691-698(1993).  
 [8] I. Tsagrakis, et al. *Mech. Res. Comm.*, **93**, pp. 159-162 (2018).  
 [9] Н.М. Власов и др. *ЖТФ*, **83**(2), pp. 70-73 (2013).  
 [10] Н.М. Власов и др. *ФТТ*, **56**(3), pp. 504-507 (2014).  
 [11] A.L. Kolesnikova, et al. *Int. J. Solids Structures* **99**, pp. 82-96 (2016).  
 [12] S. Tehuacanero-Cuara, et al. *Rad. Phys. Chem.*, **87**, pp. 59-63 (2013).

## РЕЛАКСАЦИЯ СДВИГОВОЙ УПРУГОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $Zr_{46}Cu_{45}Al_7Ti_2$ В ИСХОДНОМ И ДЕФОРМИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ

М.А. Кретьова<sup>1</sup>, А.С. Макаров<sup>1</sup>, В.А. Хоник<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, Россия

E-mail: [marinakretova1994.marina@mail.ru](mailto:marinakretova1994.marina@mail.ru)

Металлические стекла (МС) характеризуются комплексом уникальных физико-химических свойств, которые определяют их значительный потенциал для прикладного использования. В частности, МС обладают превосходными механическими свойствами, такими как большие пределы упругости и прочности, высокие пределы текучести, высокая твердость и др. С другой стороны, МС имеют некристаллическую структуру и, следовательно, обладают избыточной энергией Гиббса в сравнении с кристаллическим состоянием того же химического состава. Эта избыточная энергия является термодинамическим стимулом, определяющим самопроизвольную непрерывную эволюцию структуры МС в более упорядоченное состояние. Самопроизвольная эволюция структуры получила обобщенное название структурная релаксация (СР). Поскольку изменения механических свойств МС при термообработке ниже температуры стеклования  $T_g$  определяются процессами СР, исследования механизмов релаксации сдвиговой упругости в исходных и деформированных МС представляются крайне актуальными.

В настоящее время принято выделять два основных типа пластической деформации МС: однородную и неоднородную (локализованную) пластическую деформацию. Во многих случаях пластическая деформация МС сильно локализована в очень узких зонах, так называемых полосах сдвига. При этом вопрос микроскопических механизмов неоднородного пластического течения МС остается предметом активных дискуссий.

В рамках настоящей работы проведены исследования релаксации сдвиговой упругости МС  $Zr_{46}Cu_{45}Al_7Ti_2$  в недеформированном ( $\varepsilon = 0$ ) и деформированном ( $\varepsilon = 0.1, 0.2, 0.3$  и  $0.4$ ) состояниях. Деформированные образцы МС  $Zr_{46}Cu_{45}Al_7Ti_2$  были получены методом сжатия в стесненных условиях при комнатной температуре. Остаточная деформация образца определялась как

$$\varepsilon = \ln(h_0 / h_d), \quad (1)$$

где  $h_0$  – начальная толщины образца,  $h_d$  – толщина образца после его полной разгрузки. Исследования релаксации сдвиговой упругости были реализованы посредством

измерения температурных зависимостей резонансной частоты сдвиговых колебаний  $f(T)$  (500–600 кГц) бесконтактным методом электромагнитно-акустического преобразования (ЭМАП). Кинетика высокочастотного модуля сдвига  $G(T)$  характеризовалась величиной

$$g(T) = \frac{G(T)}{G_{rt}} - 1 = \frac{f^2(T)}{f_{rt}^2} - 1, \quad (2)$$

где  $f$  – текущая резонансная частота поперечных колебаний и  $f_{rt}$  – значение частоты при комнатной температуре,  $G_{rt}$  – значение модуля сдвига при комнатной температуре. В металлических кристаллах модуль сдвига  $G_{cr}(T)$  включает гармоническую, ангармоническую и электронную компоненты [1]:

$$G_{cr}(T) = G_g (1 - \alpha_1 T - \alpha_2 T^2), \quad (3)$$

где  $G_g$  – константа,  $\alpha_1$  и  $\alpha_2$  – величины, связанные с ангармонизмом колебаний атомов и электронным газом соответственно. Модуль сдвига МС  $G(T)$  дополнительно содержит релаксационную составляющую  $G_{rel}(T, \varepsilon)$ , которая связана с процессами СР и сложным образом зависит от предварительной термической/механической обработки. Таким образом, для температурной зависимости модуля сдвига МС  $G(T)$  можно записать:

$$G(T) = G_g (1 - \alpha_1 T - \alpha_2 T^2) + G_{rel}(T, \varepsilon). \quad (4)$$

Установлено, что релаксационная составляющая в исходном (недеформированном  $\varepsilon = 0$ , свежезакаленном) состоянии МС  $Zr_{46}Cu_{45}Al_7Ti_2$  возрастает ниже температуры стеклования  $T_g$ . Выше  $T_g$  релаксационная составляющая начинает интенсивно снижаться по мере дальнейшего нагрева. Релаксированное состояние МС было получено путем нагрева исходного (свежезакаленного) образца до температуры  $T = 715 \text{ К} > T_g$  с последующим регулируемым охлаждением до комнатной температуры. В релаксированном состоянии МС (недеформированном  $\varepsilon = 0$ , термически состаренном) релаксационная составляющая имеет нулевое значение вплоть до  $T = 550 \text{ К}$ , а при более высоких температурах принимает ненулевые значения, демонстрируя снижение с ростом температуры. Предварительная деформация исходных (свежезакаленных) образцов вызывает изменение релаксационной составляющей в сравнении с недеформированным состоянием. Релаксационная составляющая деформированных образцов ниже составляющей недеформированного состояния при  $T < 450 \text{ К}$ , тогда как при более высоких температурах имеет место обратное, т.е. релаксационная составляющая деформированных образцов превышает составляющую недеформированного состояния. Причем в интервале температур  $450 \text{ К} < T < T_g$  наблюдается прямая пропорциональность между величиной остаточной деформации образца и разницей релаксационных составляющих деформированного и недеформированного состояния: чем выше остаточная деформация МС, тем больше разница релаксационных составляющих. Релаксированное состояние МС (деформированное  $\varepsilon = 0.1, 0.2, 0.3$  и  $0.4$ , термически состаренное) также демонстрирует отличие в поведении релаксационной составляющей в сравнении с недеформированным термически состаренным состоянием. При  $T > 550 \text{ К}$  величина релаксационной составляющей деформированных образцов превышает величину для недеформированного состояния МС вплоть до  $T_g$ . Причем зависимость от величины остаточной деформации аналогична для исходных

(свежезакаленных) образцов: чем выше остаточная деформация МС, тем больше разница релаксационных составляющих деформированного и недеформированного состояния.

Проведены исследования релаксации сдвиговой упругости МС  $Zr_{46}Cu_{45}Al_7Ti_2$  в исходном и деформированном состоянии (остаточные деформации  $\varepsilon = 0.1, 0.2, 0.3$  и  $0.4$ ). Экспериментально установлено, что характер поведения и величина релаксационной составляющей модуля сдвига напрямую зависят от степени предварительной остаточной деформации МС.

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

1. С.А. Gordon, A.V.Granato, Materials Science and Engineering: A **371**, pp. 83-87 (2004).

## **ФУНКЦИОНАЛЬНАЯ УСТАЛОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ В УСЛОВИЯХ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ**

**А.С. Ефтифеева, Е.Ю. Панченко, Ю. И. Чумляков**

*Томский государственный университет, Россия, г. Томск, пр. Ленина 36, 634050*

Email: anna\_eftifeeva@rambler.ru

Перспективным материалом для актуаторов с памятью формы является ферромагнитный сплав  $CoNiAl$ . Он испытывает термоупругие  $B2-L1_0$  мартенситные превращения (МП) под нагрузкой в широком интервале температур 350 К. Однако при высоких температурах испытания наблюдается деградация сверхэластичных свойств, связанная с дисперсионным твердением и стабилизацией  $L1_0$ -мартенсита [1]. Для решения этой проблемы используют старение при  $T > 473$  К, которое приводит к расширению температурного интервала сверхэластичности (СЭ) и упрочнению аустенитной  $B2$ -матрицы за счет выделения дисперсных частиц. Однако влияние старения на циклическую стабильность СЭ и механизмы деградации, которые характеризуют функциональную усталость, в сплаве  $CoNiAl$  недостаточно изучены. Цель работы – исследовать циклическую стабильность при проявлении СЭ в закаленных и состаренных монокристаллах сплава  $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ .

Работа выполнена с использованием монокристаллов сплава  $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$  (ат. %), выращенных методом Бриджмена. Для исследований при деформации сжатием была выбрана высокопрочная ориентация кристаллов  $\langle 001 \rangle_{B2}$ , которую отличает от других ориентаций равенство нулю фактора Шмида для системы скольжения  $a\langle 100 \rangle_{B2}\{110\}_{B2}$  в  $B2$ -фазе. Монокристаллы исследовали в двух структурных состояниях: после гомогенизации в течение 8,5 ч при 1623 К с последующей закалкой в воду комнатной температуры; после старения в течение 0,5 ч при 573 К в атмосфере инертного газа предварительно закаленных образцов.

Циклические испытания проводили в температурном интервале СЭ, который был определен для каждого состояния соответственно. Исследование циклической стабильности проводили на электродинамической испытательной системе ElectroPuls E3000 и электромеханической настольной разрывной машина Instron 5969.

Предварительная оценка циклической стабильности СЭ монокристаллов проводилась по кривым напряжения от деформации  $\sigma(\varepsilon)$  с помощью анализа соотношения обратимой  $\Delta G_{обр}$  и рассеянной  $\Delta G_{рас}$  энергий, которое учитывает взаимосвязь критические напряжения образования мартенсита  $\sigma_{кр}$ , механического гистерезиса  $\Delta\sigma$ , обратимой  $\varepsilon_{СЭ}$  и необратимой  $\varepsilon_{необ}$  деформаций в цикле нагрузка/разгрузка. Высокой циклической стабильности СЭ способствует малая

величина рассеяния энергии  $\Delta G_{\text{рас}}$  по сравнению с обратимой  $\Delta G_{\text{обр}}$  при развитии МП под нагрузкой, т. е. соотношение энергий должно удовлетворять условию  $\Delta G_{\text{обр}}/\Delta G_{\text{рас}} > 1$ . В противном случае  $\Delta G_{\text{обр}}/\Delta G_{\text{рас}} < 1$  материал демонстрирует низкую циклическую стабильность СЭ свойств.

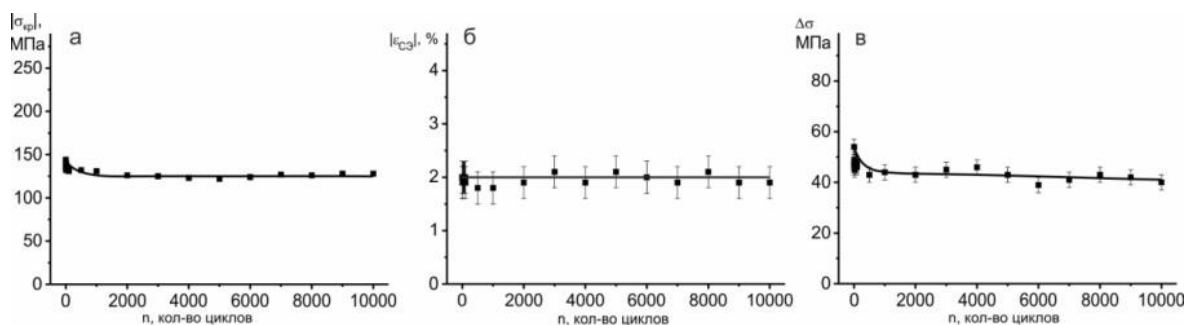
Закаленные монокристаллы демонстрируют СЭ в температурном интервале 100 К (от 373 К до 473 К). При температуре испытания  $T=423$  К для закаленных кристаллов соотношение  $\Delta G_{\text{обр}}/\Delta G_{\text{рас}}$  имеет значение 5,4 и наблюдается достаточная хорошая циклическая стабильность СЭ в 100 циклах нагрузка/разгрузка. Значительная деградация (снижение механического гистерезиса, критических напряжений и обратимой деформации на 10-50 %) наблюдается в первых 10 циклах нагрузка/разгрузка, которая связана с накоплением одиночных дислокаций и необратимой деформацией  $\sim 0,6$  %. Далее в циклах  $n=11-100$  параметры СЭ изменяются не значительно в пределах погрешности измерений соответствующих величин и существенной деградации СЭ не наблюдается.

Старение 573 К, 0,5 ч приводит к изменению микроструктуры, а именно выделяются наноразмерные  $\epsilon$ -Со частицы, не испытывающие В2-L1<sub>0</sub> МП. В результате в состаренных кристаллах происходит упрочнение В2-фазы и снижение температур МП, что создает условия для проявления СЭ в условиях пониженных температур и в результате СЭ развивается в более широком интервале 325 К (от 223 К до 548 К), по сравнению с закаленными монокристаллами. В состаренных монокристаллах обратимая энергия  $\Delta G_{\text{обр}}$  в 3,5-3,6 раза превышает рассеяние энергии  $\Delta G_{\text{рас}}$  при температурах ниже комнатной. При повышенных температурах  $T > 298$  К соотношение увеличивается до  $\Delta G_{\text{обр}}/\Delta G_{\text{рас}} = 11,7$  за счет значительного роста обратимой составляющей и практически постоянной рассеянной энергии 1,1-1,3 МДж/м<sup>3</sup> во всем интервале СЭ. Таким образом, оценка позволяет предположить, что в состаренных монокристаллах во всем интервале СЭ должна наблюдаться высокая циклическая стабильность.

Экспериментально показано, упрочненная дисперсными частицами матрица в состаренных кристаллах оказывает высокое сопротивление для образования дислокаций при развитии МП под нагрузкой и необратимая деформация практически не накапливается в циклах нагрузка/разгрузка. В условиях СЭ при температурах отличных от комнатных критические напряжения образования мартенсита  $\sigma_{\text{кр}}$  и механический гистерезис  $\Delta\sigma$  слабо уменьшаются в первых 5-10 циклах нагрузка/разгрузка (не более, чем на 5-10 %) далее параметры изменяются только в пределах погрешности измерений и существенной деградации СЭ не наблюдается. При комнатной температуре  $T=298$  К для анализа функциональной усталости материала было проведено  $10^4$  циклов нагрузка/разгрузка в условиях максимальной заданной нагрузки 240 МПа и частоте 0,7 Гц (рис. 1). Состаренные кристаллы выдерживают  $10^4$  циклов нагрузка/разгрузка без существенного изменения обратимой деформации  $\epsilon_{\text{СЭ}} = 2,0$  %, которая меняется только в пределах погрешности измерения на  $\pm 0,3$  %. Параметры  $\sigma_{\text{кр}}$  и  $\Delta\sigma$  в первых 10 циклах нагрузка/разгрузка уменьшаются на 8-15 %. При дальнейшем циклировании  $n=10^1-10^4$  механический гистерезис и критические напряжения остаются постоянными (рис. 1).

Итак, состаренные монокристаллы  $\text{Co}_{35}\text{Ni}_{35}\text{Al}_{30}$  проявляют СЭ в широком интервале температур 325 К и высокую циклическую стабильность СЭ (до  $10^4$  циклов нагрузка/разгрузка) при комнатной температуре без функциональной усталости за счет упрочнения В2-фазы наноразмерными  $\epsilon$ -Со частицами.

Исследование выполнено при поддержке Программы развития Томского государственного университета (Приоритет-2030).



*a* –  $\sigma_{кр}(n)$ ; *б* –  $\varepsilon_{сэ}(n)$ ; *в* –  $\Delta\sigma(n)$

Рисунок 1. Изменение параметров СЭ во время циклических испытаний при  $T=298\text{ K}$  для состаренных монокристаллов

1. J. Dadda, H. J. Maier, I. Karaman, Y. I. Chumlyakov, *Acta Materialia* **57**, p. 6123–6134 (2009).

## ПРОГНОЗ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С НЕОДНОРОДНОЙ СТРУКТУРОЙ

А.В. Кудря, Э.А. Соколовская

НИТУ «МИСиС»

Email: AVKudrya@misis.ru

Прогноз разрушения конструкции во-многом определяется исходным качеством материалов, этим также определяется объективность оценки остаточного ресурса. В своей основе материалы (стали и сплавы) представляет собой среду со структурой, неоднородность морфологии которой может быть весьма велика, особенно при промышленном способе производства. Разнообразие структур и их геометрии затрудняет выделение критических её параметров, лимитирующих свойства материалов [1,2]. Неоднородность морфологии структур в большей мере определяет разброс вязкости не только между изделиями, но и различие в механизмах разрушения в пределах одного изделия (образца). Для решения задач, связанных с получением объективного прогноза поведения материала в конструкции, требуется глубокое понимание механизмов разрушения среды с неоднородной структурой. Стандартной техники измерений недостаточно для объективной оценки разрушения таких структур. Для этого необходимы цифровые процедуры измерения неоднородности морфологии структур и разрушения. Однако условием их успешного применения является соответствующее метрологическое обеспечение.

На основе сопоставления геометрии строения составляющих структур и морфологии изломов (включая особенности их размещения), мониторинга разрушения, например, по измерениям акустической эмиссии, возможна реконструкция сценария разрушения среды с неоднородной структурой и выявление тех элементов структуры, которые обеспечивают разрушение на нижней границе значений вязкости. Это дает возможность не только дать прогноз свойств той или иной неоднородной структуры, но и возможность оценить на этой основе остаточный ресурс. Отсюда также возможность получения обоснованных рекомендаций по управлению качеством таких материалов при их промышленном производстве, конструирования оптимальных структур под заданные свойства. Полезная информация, необходимая для объективного прогноза свойств металлопродукции, может быть также получена на основе «раскопок данных» производственного контроля процесса и продукта. Применение процедур «Big Data»

важно для понимания механизмов технологической наследственности, многообразие сценариев которой характерно даже для достаточно хорошо отлаженных технологий.

Важное значение при анализе неоднородности структур, разрушения, процессов и продуктов имеет учет статистической природы изучаемых объектов. Разнообразие их статистики предполагает выбор соответствующих статистических инструментов для полноценной оценки их природы, объективного выявления различий между ними.

Выявление закономерностей разрушения среды со структурой с использованием цифровых технологий обеспечит объективный прогноз разрушения материалов, оценку их остаточного ресурса, а также позволит сформулировать обоснованные рекомендации по управлению технологией для повышения однородности качества продукта.

1. Разрушение. В 2 кн. Кн. 1. Разрушение материала : моногр. / М.А. Штремель.–М.: Изд. Дом МИСиС, 2014.–670 с.

2. Разрушение. В 2 кн. Кн. 2. Разрушение структур : моногр. / М.А. Штремель.–М.: Изд. Дом МИСиС, 2015.–976 с.

## **ПРОЯВЛЕНИЕ ДВУСТОРОННЕГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В ГЕТЕРОФАЗНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА $\text{Ni}_{48}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ ПОСРЕДСТВОМ СТАРЕНИЯ В МАРТЕНСИТЕ ПОД НАГРУЗКОЙ**

**И.Д. Курлевская, А.Б. Тохметова, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков**

634050, Томская обл., г. Томск, Национальный исследовательский Томский государственный университет

Email: [kurl.irina@yandex.ru](mailto:kurl.irina@yandex.ru)

В настоящее время множество работ посвящено исследованиям сплавов Гейслера с памятью формы, обладающих огромным потенциалом для широкого применения в качестве актуаторов и исполнительных механизмов. Одними из наиболее перспективных являются монокристаллы сплавов  $\text{NiFeGaCo}$  с термоупругими  $\text{L}_{21}(\text{B}2)$ - $10\text{M}/14\text{M}$ - $\text{L}_{10}$  мартенситными превращениями (МП). При проявлении одностороннего эффекта памяти формы (ЭПФ) в результате развития МП в циклах охлаждение/нагрев при постоянной нагрузке, а также при проявлении сверхэластичности (СЭ) за счет развития МП в циклах нагрузка/разгрузка возможно получение больших обратимых деформаций до -6,2 % при сжатии и +13,5 % при растяжении [1]. Наведение в монокристаллах двустороннего эффекта памяти формы (ДЭПФ), проявляющегося при изменении температуры без внешней нагрузки за счет роста ориентированного варианта мартенсита, делает возможным упрощение конструкций и принципов работы механизмов, действие которых основано на одностороннем ЭПФ. Известно [2–4], что наиболее эффективным способом получения ДЭПФ является старение в мартенситном состоянии под сжимающей нагрузкой (СМН). В проводимых ранее исследованиях на однофазных материалах [3, 4] было показано, что за счет роста стабилизированного при СМН ориентированного варианта мартенсита в циклах охлаждение/нагрев в свободном состоянии наблюдается ДЭПФ. Для расширения областей применения сплавов  $\text{NiFeGaCo}$  представляет интерес исследование влияния СМН на наведение ДЭПФ в гетерофазных материалах, обладающих лучшей пластичностью, прочностью и циклической стабильностью за счёт наличия частиц. Поэтому целью настоящей работы является выбор режима СМН и исследование влияния СМН на проявление ДЭПФ в гетерофазных монокристаллах сплава  $\text{Ni}_{48}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ .

Для исследования были выбраны монокристаллы сплава  $\text{Ni}_{48}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ , выращенные методом Бриджмена. С помощью высокотемпературного отжига при  $T = 1373 \text{ K}$  с выдержкой 0,5 ч. и последующей закалкой в воду было получено гетерофазное состояние с объёмной долей частиц  $\gamma$ -фазы (ГЦК-решётка)  $f \approx 23 (\pm 0,3) \%$  размерами до  $\approx 73 \text{ мкм}$ . Экспериментально показано, что в исходных монокристаллах при охлаждении/нагреве в свободном состоянии ДЭПФ не наблюдается. Основываясь на предыдущих исследованиях [4], для проведения СМН была выбрана  $[110]_{\text{B2}}$ -ориентация ( $\varepsilon_{\text{tr}} = -6,2 \%$ ), старение вдоль которой способствует наблюдению растягивающих деформаций при ДЭПФ вдоль  $[001]_{\text{B2}}$ -направления.

Эффективным способом наведения ДЭПФ является СМН, заключающееся в стабилизации ориентированного варианта  $L1_0$ -мартенсита, основным механизмом которой является перераспределение атомов разного сорта и дефектов в соответствии с симметрией мартенсита, так называемая химическая стабилизация [5]. Режим СМН был выбран исходя из температурного интервала проявления СЭ, исключая накопление необратимой деформации с целью минимизировать вклад механической стабилизации мартенсита в ходе СМН. Процесс старения вдоль  $[110]_{\text{B2}}$ -направления заключался в выдержке в мартенситном состоянии при температуре 398 К в течение 2 часов под сжимающей нагрузкой 425 МПа при общей заданной деформации  $\varepsilon = 8 \%$  (Рис. 1 а). При СМН вдоль  $[110]_{\text{B2}}$ -направления формируется стабилизированный вариант полностью или частично раздвойникового  $L1_0$ -мартенсита, позволяющего получить растягивающие обратимые деформации вдоль перпендикулярного старению  $[001]_{\text{B2}}$ -направления.

После СМН были проведены исследования ДЭПФ вдоль  $[110]_{\text{B2}}$ -,  $[1\bar{1}0]_{\text{B2}}$ -,  $[001]_{\text{B2}}$ -направлений (Рис. 1 б). Сжимающая обратимая деформация, полученная при ДЭПФ вдоль направления старения, составляет  $\varepsilon = -3,3 \%$  и сопровождается узкими интервалами температур прямого  $\Delta_1 = 8 \text{ K}$  и обратного  $\Delta_2 \approx 0 \text{ K}$  МП ( $\Delta_1 = M_s - M_f$ ,  $\Delta_2 = A_f - A_s$ ). ДЭПФ вдоль перпендикулярного старению  $[1\bar{1}0]_{\text{B2}}$ -направления характеризуется сжимающей обратимой деформацией  $\varepsilon = -2,2 \%$  и  $\Delta_1 = 16 \text{ K}$ ,  $\Delta_2 = 2 \text{ K}$ . Растягивающая обратимая деформация величиной  $\varepsilon = +5,4 \%$  была получена при ДЭПФ вдоль  $[001]_{\text{B2}}$ -направления. При этом деформация характеризуется узкими интервалами температур МП  $\Delta_1 = 6 \text{ K}$ ,  $\Delta_2 \approx 0 \text{ K}$ , близкими к взрывному превращению, что позволяет повысить скорость срабатывания исполнительных механизмов. Термические гистерезисы  $\Delta T$  при проявлении ДЭПФ, характеризующие рассеяние энергии, во всех случаях составляют 52–55 К.

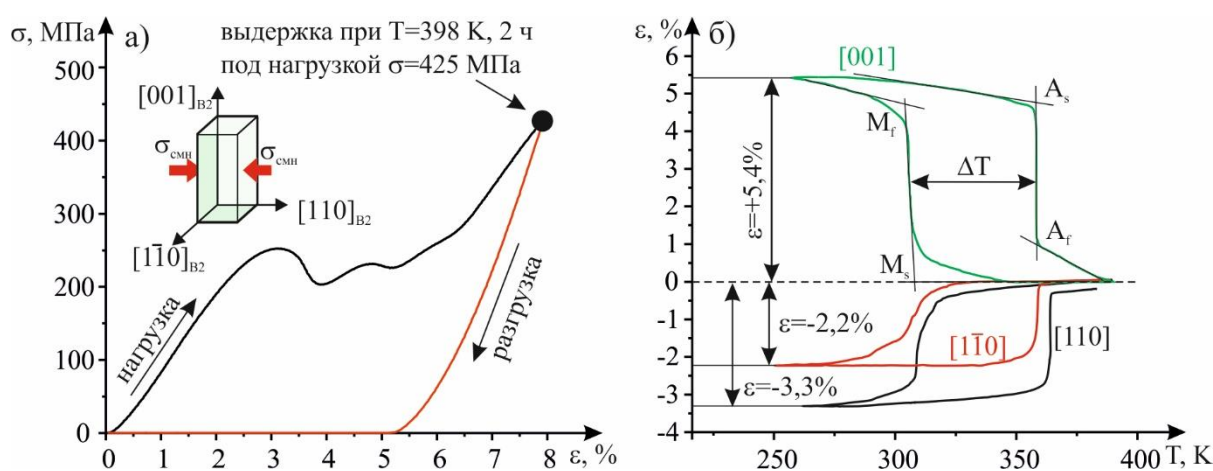


Рисунок 1. СМН вдоль  $[110]_{\text{B2}}$ -направления (а) с последующими ДЭПФ вдоль  $[110]_{\text{B2}}$ -,  $[1\bar{1}0]_{\text{B2}}$ - и  $[001]_{\text{B2}}$ -направлений (б) в гетерофазных монокристаллах  $\text{Ni}_{48}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ .



Таким образом, экспериментально показано, что СМН вдоль  $[110]_{B2}$ -направления является эффективным способом для наведения ДЭПФ с максимальной величиной обратимой деформации +5,4 % вдоль перпендикулярного  $[001]_{B2}$ -направления в гетерофазных монокристаллах сплава  $Ni_{48}Fe_{19}Ga_{27}Co_6$ . В исследованных монокристаллах ДЭПФ характеризуется узкими температурными интервалами МП, что важно для повышения эффективности работы силовых приводов и датчиков за счет увеличения скорости срабатывания механизма при изменении температуры без внешних нагрузок.

*Работа выполнена в рамках гранта РФФИ № 20-19-00153.*

1. R. F. Hamilton [et al.], *Acta Materialia* **55**, pp. 4867–4876 (2007).
2. T. Niendorf [et al.], *Acta Materialia*, **89**, pp. 298–304 (2015).
3. E. Panchenko [et al.], *Shape Memory and Superelasticity* **6**, pp. 29–34 (2020).
4. A.B. Tokhmetova [et al], *Technical Physics Letters* **46**, pp.621–624 (2020).
5. K. Otsuka [et. al], *Materials Science and Engineering:A* **312**, pp. 207-218 (2001).

## **МНОГОУРОВНЕВАЯ МОДЕЛЬ НЕУПРУГОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ: ОПИСАНИЕ ПОВРЕЖДЕННОСТИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДИСЛОКАЦИОННОГО ПОДХОДА**

**К. А. Курмоярцева<sup>1</sup>, Н.В. Котельникова<sup>2</sup>**

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, г. Пермь.*

Email: <sup>1</sup>kurmoiartseva.k@mail.ru, <sup>2</sup>kotelnickova@gmail.com

В настоящее время производство большинства изделий из металлов и сплавов осуществляется методами интенсивных неупругих деформаций, обеспечивающих существенное улучшение эксплуатационных характеристик за счет кардинального изменения микро- и мезоструктуры обрабатываемых материалов. Создание новых и совершенствование существующих технологий обработки металлических изделий в современных условиях невозможно без использования математических моделей, позволяющих описывать эволюцию структуры при неупругом деформировании металлов и сплавов в широких диапазонах воздействий, включая сложное нагружение и деформирование при различных температурах [1]. В процессах термомеханической обработки в изделиях могут накапливаться повреждения на разных структурных и масштабных уровнях. Деформирование и накопление поврежденности являются многостадийными и многоуровневыми процессами, связанными с эволюцией дефектов различной природы. При помощи математических моделей можно получать детальное описание происходящих на различных масштабных уровнях физических процессов и их следствий, в том числе – возникновение и распространение в материале микротрещин [2]. Для корректного описания физических механизмов и анализа закономерностей поведения металлов и сплавов необходим учёт эволюции дефектной структуры материала и рассмотрение в явной форме соответствующих носителей важнейших механизмов на различных масштабных и структурных уровнях [1]. В связи с этим целью исследования является разработка прямой многоуровневой математической модели для описания деформирования и накопления поврежденности, основанной на физической теории упруговязкопластичности. Следует отметить, что модели, основанные на явном описании физических механизмов неупругого деформирования и разрушения металлов, являются более универсальными, так как с в рамках единой модели можно

последовательно описать все стадии разрушения (от зарождения микротрещины до разрушения) для широкого класса материалов и термомеханических воздействий.

В рамках выбранного подхода в материале выделяются несколько структурно-масштабных уровней, для каждого из которых определяются ведущие механизмы деформирования и накопления поврежденности. Для описания поведения материала вводятся уровень представительного макрообъема, мезоуровень-I и мезоуровень-II. Разделение основано на выделении физических механизмов и их носителей, характерных для каждого из уровней. Для уровня представительного макрообъема ставится краевая задача для большой совокупности (из нескольких сотен) зерен. Деформирование отдельных кристаллитов (зерен, субзерен) рассматривается на мезоуровне-I; при этом описание процесса деформирования ведется в терминах скоростей сдвигов по системам скольжения. На мезоуровне-II внимание сосредоточено на эволюции дислокационной структуры (в частности, плотностей дислокаций на системах скольжения) и определения областей с высокими локальными напряжениями, что может вести к инициированию зарождения и распространения микротрещин. При этом учитываются зарождение новых дислокаций, аннигиляция разноименных дислокаций на каждой из систем скольжения и межкристаллитные потоки дислокаций из соседних элементов мезоуровня-II.

Связь переменных различных уровней осуществляется с помощью физически обоснованных дополнительных уравнений. Например, на мезоуровне-I вычисляются касательные напряжения на каждой системе скольжения, которые необходимы для определения скорости движения дислокаций на мезоуровне-II. В то же время вычисленные на мезоуровне-II скорости движения дислокаций (а по ним – скорости сдвигов по системам скольжения) используются для определения скорости неупругого деформирования кристаллитов на мезоуровне-I. Подробное описание модели, а также некоторые результаты вычислительных экспериментов приведены в [3].

Предполагается, что описываемый на мезоуровне-II процесс образования микротрещин происходит за счет взаимодействия дислокаций друг с другом и с барьерами различной природы (межзеренные границы, жесткие включения, дислокационные барьеры) [4]. Для описания зарождения трещины предлагается использовать модель Стро, в соответствии с которой образование дислокационного скопления критической длины вблизи некоторого непреодолимого для дислокаций препятствия может инициировать зарождение микротрещины [5]. Для описания этого процесса в каждом элементе проверяется условие достижения общей плотности дислокаций некоторого критического значения. Данное условие можно расширять дополнительными ограничениями с целью описания зарождения трещины определенного типа (например, для описания возникновения межзеренных трещин в сплавах можно вести учет концентрации примесей в границе). Если условие зарождения микротрещины выполняется, рассматриваемый элемент мезоуровня-II считается поврежденным. Элементы, в которых образуются микротрещины, полагаются теряющими способность нести нагрузку, для описания чего используется введение фиктивных узловых сил, обеспечивающих нулевые напряжения в указанных элементах.

Таким образом, в работе предложен подход к построению математических моделей неупругого деформирования и разрушения металлов, а также описана структура и основные особенности многоуровневой модели для описания поведения поликристаллических материалов с учетом эволюции дислокационной структуры и зарождения микротрещин.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации национального проекта «Наука и университеты» (в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов).

1. П.В. Трусов, А.И. Швейкин, *Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения* (Новосибирск: Издательство СО РАН, 2019).
2. P.S. Volegov, D.S. Gribov, P.V. Trusov, *Physical Mesomechanics* **20**, pp. 174-184 (2017).
3. K.A. Kurmojartseva, N.V. Kotelnikova, P.V. Trusov, *Communications in Computer and Information Science* **1304**, pp. 80-94 (2020).
4. В.С. Иванова, Л.К. Гордиенко, В.Н. Геминев, *Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов* (Москва: Наука, 1965)
5. A.N. Stroh, *Proc. R. Soc. London Ser.* **223**, pp. 404–414 (1954).

## РАСЧЕТ ФИЗИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ТВЕРДОТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ АМД-МЕТОДАМИ

А.И.Кустов<sup>1</sup>, И.О.Бакланов<sup>2</sup>, А.А.Смординова<sup>1</sup>, М.А.Кулаков<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Воронежский государственный педагогический университет,  
394000, ул.Ленина 86, Воронеж, Россия

<sup>2</sup> ВУНЦ ВВС ВВА им. проф. Н.Е.Жуковского и Ю.А.Гагарина,  
394064, ул.Старых большевиков 54А, Воронеж Россия

<sup>3</sup> BONN Elektronik GmbH, Ohmstr. 11, DE-83607 Holzkirchen, Deutschland,  
E-mail: [akvor@yandex.ru](mailto:akvor@yandex.ru)

В современном мире самостоятельное значение имеют методы и технологии создающие определенные свойства материальных объектов и обладающие возможностью мониторинга и изменения этих свойств. К таким методам следует отнести АМД-методы [1], использующие акустические волны (АВ) для визуализации структуры материалов [2], и расчета их физических характеристик с помощью анализа формы характерных  $V(Z)$ -кривых [3].

Целью исследований было изучение изменений характеристик акустических волн, таких как  $\Delta V/V\%$  и  $v_R$ , где первая связана с коэффициентом затухания, а вторая – скорость поверхностных АВ. Известно, что четкость акустических изображений определяется соотношениями коэффициентов отражения и трансформации АВ. Поэтому, за счет акустического контраста различные по кристаллографической ориентации и степени деформации зерна проявляются на снимках как четко разделяющиеся объекты (рис. 1а,б).

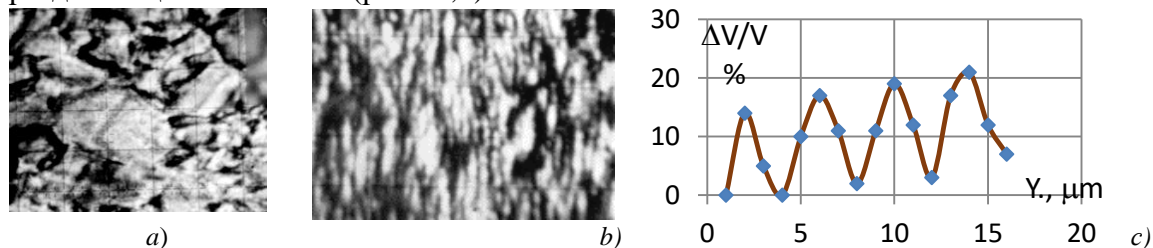


Рисунок 1. Акустические изображения структуры металлических материалов с различной степенью деформации (а - АМД-изображение структуры, подвергнутой 47% деформации масштаб 40 microns/div.,  $Z = -14$  microns); б – микроструктура патентованной стали (масштаб 28  $\mu m$ /div.,  $f = 407$  MHz,  $Z = -12$   $\mu m$ ); в – области неравномерной деформации кручения выявленные методом  $V(Z)$ -кривых (сталь 27HGSNL; поверхность образца перпендикулярна оси деформации)

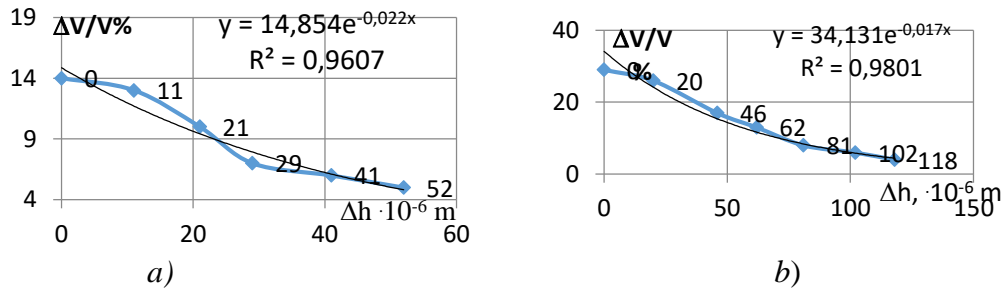


Рисунок 2. Выявление толщины измененного приповерхностного слоя (сталь 15H2NMFA) при деформации поверхности песком и дробью по величине уровня затухания АВ ( $\Delta V/V\%$ ) (а-песок 0.05 mm, б-дробь 0.4 mm)

По акустическим изображениям определяется как размер зерна структуры, так и степень её дисперсности. Численные значения характеристик деформации определялись по форме  $V(Z)$ -кривых. Эта методика позволила рассчитать значения условного предела текучести  $\sigma_{0,2}$  для ряда сталей. Полученные значения совпали с данными, представленными авторами ряда публикаций [4]. Изменение высоты главного максимума  $V(Z)$ -кривых позволила рассчитать и значения упругих модулей  $E$  и  $G$  ряда сталей, и их плотности (рис.1с и ). Она же позволила определить степень влияния поверхностной деформации и толщину нагартованного слоя при различных размерах деформирующих сфер (рис.2).

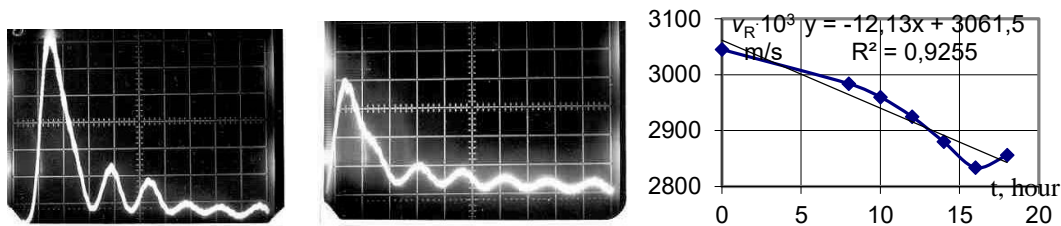


Рисунок 3. Изменение формы  $V(Z)$ - кривой в стали 30XГСМЛ (а,б) при цементации ( $940^{\circ}\text{C}$ , 2 часа;  $v_R = 3,18 \cdot 10^3 \text{ m/s}$ ,  $\Delta Z_N = 14,68 \mu\text{m}$ ,  $(\Delta V/V\%)_{\text{max}} = 37\%$ , масштаб по вертикали 1 div. =  $0,25 V$ , по горизонтали – 1 div. =  $12,2 \mu\text{m}$ .) и зависимость скорости ПАВ (с) от времени цементации стали 30XГТ (16 час. выдержки привело к снижению скорости на  $\sim 7\%$ , т.е. с 3050 до 2840 m/s)

Рисунок 3 демонстрирует высокую чувствительность АМД-методов к определению степеней диффузионных воздействий на приповерхностные слои металлических материалов, в частности, при азотировании, цементации. Существенная трансформация  $V(Z)$ - кривых позволяет выявлять оптимальные режимы обработки изучаемых материалов (см. рис.3).

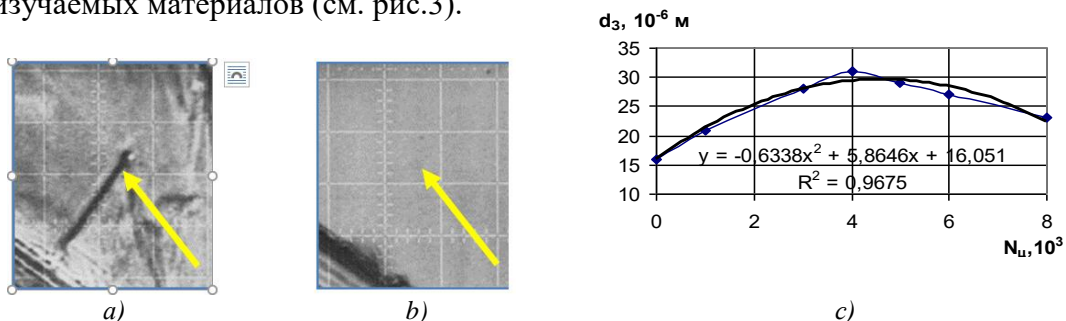


Рисунок 4. Обнаружение и характеристика усталостных трещин при циклических воздействиях на стали. Акустическое изображение (а) участка с усталостной трещиной (масштаб  $20 \mu\text{m} / \text{div.}$ ,  $f = 410 \text{ MHz}$ ,  $Z = -24 \mu\text{m}$ ), и его оптическое изображение (б) ( $350\times$ ). Оценка изменения размера зерна в стали ст.16ГС при многоцикловой нагрузке по акустическим изображениям (с).  $N_u$  - число циклов.

На рис.4. приведена зависимость размера зерна материала от числа циклов нагрузки ( $N_{ii}$ ) при циклических воздействиях. Методика позволяет надежно выявлять образующиеся микротрещины. Вероятность этого процесса для испытанных образцов максимально высока при  $d_3 \sim 30$  мкм.

Таким образом, проведенными экспериментами установлено, что АМД-методы эффективны при расчете физических параметров твердотельных материалов, что безусловно стимулирует их дальнейшее развитие и применение.

1. Weglein R.D., Wilson R.F. Acoustic microscopy of material and surface layers // J. Appl. Phys., 1984. v.55. №9. p.3261-3275.
2. Zelenev V.M., Migel I.A., Kustov A.I. // Materials today: Proceedings., Volume 11., Issue P1., 2019., ISSN 2214-7853., p.p.218-227
3. Зеленев В.М., Мигель И.А., Кустов А.И. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения, 2019. №1 (16)., с.22-29.
4. Титов С.А., Маев Р.Г., Богаченков А.Н. // Российский технологический журнал, 2016, Т. 4, № 2 (11), С. 25-30.

## ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВОВ $Ni_3Al$ И $Ni_3Fe$ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

О.А. Куц <sup>1</sup>, Ю.В. Соловьева <sup>1</sup>, В.А. Старенченко <sup>1</sup>, В.П. Пилюгин <sup>2</sup>, Т.П. Толмачев<sup>2</sup>,  
А.И. Анчаров <sup>3</sup>

<sup>1</sup>Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск

<sup>2</sup>Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН, г. Екатеринбург

<sup>3</sup>Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск  
Российская Федерация

E-mail: [bolga@sibmail.com](mailto:bolga@sibmail.com)

Методами рентгеновской дифракции с использованием синхротронного излучения исследована эволюция структуры атомно упорядоченных по типу  $L1_2$  монокристаллов сплавов  $Ni_3Fe$  и  $Ni_3Al$  в процессе интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением под высоким давлением в наковальнях Бриджмена. Монокристаллические образцы размерами  $2.5 \times 2.5 \times 0.3$  мм<sup>3</sup> подвергались кручению под давлением 8 ГПа при комнатной температуре на угол поворота  $0^\circ$ ,  $15^\circ$ ,  $90^\circ$ ,  $180^\circ$ ,  $360^\circ$ , 3 и 5 оборотов, со скоростью вращения наковален 0,3 об/мин. Изучение механических свойств проводилось методом измерения микротвёрдости деформированных кристаллов. Выбор материалов для проведения сравнительного исследования был обусловлен существенными различиями величин энергии антифазной границы (АФГ) данных упорядоченных сплавов, которая в случае интерметаллида  $Ni_3Al$  в 3-4 раза превышает энергию АФГ упорядочивающегося сплава  $Ni_3Fe$ . В ходе сравнительного исследования были выявлены общие закономерности и различия структурной эволюции монокристаллов  $Ni_3Fe$  и  $Ni_3Al$ . Анализ двумерных дифракционных картин, полученных в синхротронном излучении от исходного (недеформированного) образца показал, что исследованные материалы имеют монокристаллическую, атомно-упорядоченную по типу  $L1_2$  сверхструктуру. В результате механической обработки методом ИПД происходит нарушение монокристалличности, материал фрагментируется. Проведены измерения, которые показали увеличение полуширины рентгеновских дифракционных

рефлексов, свидетельствующее об уменьшении размеров областей когерентного рассеяния и возникновении микронапряжений в деформируемом материале. Помимо нарушения монокристалличности, в деформируемых сплавах происходят процессы разрушения дальнего атомного порядка. Отличительной чертой монокристаллов сплава  $Ni_3Fe$  от монокристаллов сплава  $Ni_3Al$  является то, что кинетика процессов нарушения монокристалличности и разрушения дальнего атомного порядка в сплаве  $Ni_3Fe$  выше, чем в  $Ni_3Al$ . В структуре  $Ni_3Fe$  на более ранних стадиях деформации наблюдается появление аморфной составляющей, доля которой увеличивается в процессе деформации. Выяснено, что в результате ИПД монокристаллов сплавов  $Ni_3Fe$  и  $Ni_3Al$  методом кручения под высоким давлением, происходят структурные изменения на разных масштабных уровнях. Сплав  $Ni_3Al$  по сравнению с  $Ni_3Fe$  является более устойчивым к деформационному воздействию, что определяется значениями энергии АФГ.

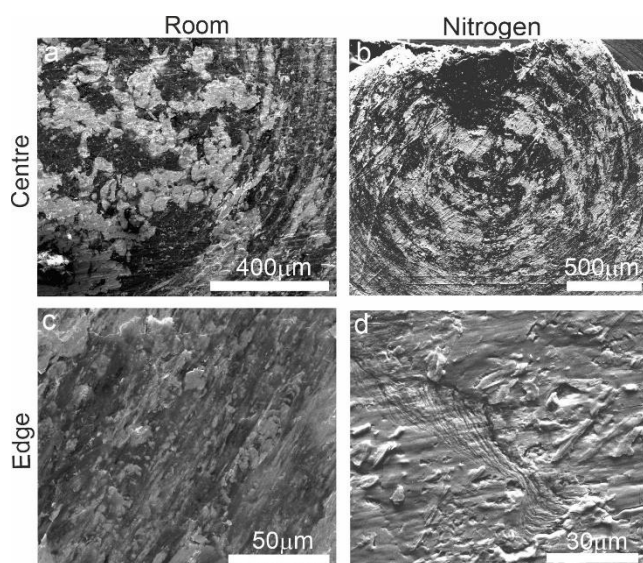
*Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2020-0004).*

## МЕХАНИЧЕСКОЕ СПЛАВЛЕНИЕ Al и Pt ОПИЛОК МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

**А.А. Ливинец\*, Т.П. Толмачев, А.Ю. Волков**

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

*E-mail:* [belkich513@gmail.com](mailto:belkich513@gmail.com)



*Рис. 1. СЭМ образцов, полученных при комнатной температуре (a, c) и 293 К (b, d); a, b - центр, c, d - край образца*

механосинтеза были подготовлены навески порошков со стехиометрическим соотношением (Al:Pt = 2:1). Деформационную обработку методом КВД проводили при комнатной и криогенной температурах под давлением 4 ГПа, количество оборотов  $n = 5$ , скорость кручения  $\omega = 0,3$  об/мин. Изучение микроструктуры проводилось на сканирующем микроскопе QUANTA 200. Микротвердость измерялась на микротвердомере ПМТ-3 в нескольких точках на разных расстояниях от центра

Надежно установлено, что интерметаллическое соединение  $PtAl_2$  имеет высокий уровень механических свойств при высокотемпературных испытаниях (до 1300 °С) и хорошие коррозионные свойства. Благодаря этому, интерметаллид  $PtAl_2$  является перспективным покрытием, которое может быть нанесено на лопатки турбины для повышения КПД газотурбинного двигателя [1]. Однако, получение интерметаллида путем сплавления алюминия и платины затруднено. Целью данной работы является изучение возможности получения интерметаллида  $PtAl_2$  методом кручения под высоким давлением (КВД) элементарных порошков.

Исходными материалами являлись порошки Pt и Al в виде крупных опилок (размером около 250 мкм). Для проведения

полученных дисков; в этих же точках проводился рентгеноструктурный анализ на дифрактометре DMAX Rigaku 2200.

Установлено, что использование метода КВД элементарных порошков приводит к получению Al/Pt-композитов. Микротвердость на середине радиуса полученных Al/Pt-дисков почти в 4 раза превышает значение микротвердости чистой платины, что свидетельствует об активных процессах механосплавления. Наблюдается образование твердых растворов как на основе Al, так и на основе Pt. Образец, полученный при комнатной температуре, имеет слоистую структуру, толщина слоев составляет около 10 мкм (Рис.1). КВД при температуре жидкого азота приводит к лучшей консолидации порошков и способствует формированию более однородной структуры. Данные рентгеноструктурного анализа указывают на начальную стадию формирования интерметаллидной PtAl<sub>2</sub>-фазы, как при комнатной, так и при криогенной температуре. Кроме того, на рентгеновских дифрактограммах Al/Pt-дисков наблюдается гало от аморфной фазы.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Давление» №АААА-А18-118020190104-3.

1. I. Gurappa, Materials Science and Engineering A **356**, 372 (2003).

## **ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ABC-ДЕФОРМАЦИИ ПРИ 300°C НА ХАРАКТЕРИСТИКИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В2 ФАЗЫ СПЛАВА Ti<sub>49.8</sub>Ni<sub>50.2</sub>**

**Ю.П. Миронов<sup>1</sup>, М.С. Сыртанов<sup>2</sup>, В.Н. Гришков<sup>1</sup>, Д.Ю. Жапова<sup>1</sup>, А.А. Гусаренко<sup>1</sup>,  
О.Н. Кашина<sup>1</sup>, А.И. Лотков<sup>1</sup>**

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

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Email: myp@ispms.ru

Термоупругие мартенситные превращения в сплавах на основе никелида титана обеспечивают проявление ими эффектов памяти формы и сверхэластичность. Основными способами управления этими эффектами являются легирование и термообработка. В настоящее время активно изучаются механизмы формирования в сплавах на основе TiNi субмикроструктурных или нанокристаллических структур методами интенсивной пластической деформации (ИПД), одним из которых является ковка с переменной осью деформирования или abc-прессование [1]. Происходящее при этом измельчение зёрно-субзёрно-структуры сплава может приводить к повышению его прочностных свойств и смещению температур мартенситных превращений [2, 3], что создаёт важный канал управления указанными выше эффектами. В [3] показано, что в сплаве Ti<sub>49.8</sub>Ni<sub>50.2</sub> методом теплового abc-прессования достигается ультрамелкозернистая структура на основе субмикроструктурной и нанокристаллической составляющих, объемная доля которых повышается при понижении температуры прессования до 300°C.

Цель настоящей работы представить результаты исследований методом рентгеноструктурного анализа (РСА) изменения фазового состава, параметров элементарной ячейки, величины областей когерентного рассеяния (ОКР), микроискажений кристаллической решётки и величины плотности дислокаций в В2 фазе в зависимости от величины abc-деформации при 300°C.

Исследования проведены на образцах сплава  $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$  (ат.%) производства ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», который в состоянии поставки имел структуру моноклинной мартенситной фазы  $B19'$ . Последовательность изготовления образцов для исследования описана в работе [4]. Образцы с различной величиной заданной истинной деформации  $e$  (1.84; 3.60; 5.40; 7.43; 9.55) получали изотермическим  $abc$ -прессованием при  $300^\circ C$ . В качестве исходного выбрано состояние образцов сплава после формирования заготовки в виде куба со стороной 20 мм, полученное путём одного цикла  $abc$ -прессования при температуре  $800^\circ C$ .

РСА при комнатной температуре проводили на дифрактометре ДРОН-7 (Буревестник, Россия), с фильтрованным  $Co-K\alpha$  излучением (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН). РСА высокотемпературной фазы  $B2$  проводили при температуре  $120^\circ C$  в камере НТК 2000N (Anton Paar, Грац, Австрия) на дифрактометре XRD-7000S (Shimadzu, Япония) с фильтрованным  $Cu-K\alpha$  излучением [5].

Установлено, что все дифракционные профили рефлексов претерпевают уширение по мере увеличения деформации при  $abc$ -прессовании. Из Рис. 1 можно видеть, что основной прирост ширины профиля  $(110)B2$  происходит в диапазоне истинных деформаций  $e$  до 1.84, где также наблюдается смещение центра тяжести профиля влево. Расчёты показали, что параметр элементарной ячейки фазы  $B2$  ( $a_{B2}$ ) изменяется от  $3.0182 \pm 0.0003 \text{ \AA}$  в исходном образце до  $3.021 \pm 0.001 \text{ \AA}$  во всех деформированных. Из анализа формы дифракционных отражений типа  $(00l)B19'$  при комнатной температуре и отражений типа  $(hh0)B2$  при  $120^\circ C$ , определены вклады в физическое уширение этих отражений вследствие изменения величины областей когерентного рассеяния (ОКР) и величины микроискажений кристаллических решёток фаз  $B19'$  и  $B2$ . Получено, что в процессе повышения  $abc$ -деформации происходит увеличение средней величины микроискажений  $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$  кристаллической решётки  $B2$  от 0.2% до 0.7% и уменьшение её средних размеров ОКР от  $\geq 150$  нм в образце исходного состояния до 35 нм в образцах с максимальной деформацией. При этом, если величины  $a_{B2}$  и  $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$  претерпевают скачок уже после первой же заданной образцам деформации ( $e = 1.84$ ), а затем меняются слабо, то средний размер ОКР имеет более монотонное снижение при задании истинной деформации  $e$ . Показана корреляция полученных параметров дефектной структуры мартенситной фазы  $B19'$  и аустенитной  $B2$ . Определено изменение скалярной плотности дислокаций в  $B2$  фазе при температуре  $120^\circ C$  в зависимости от величины истинной  $abc$ -деформации  $e$  (Рис. 2).

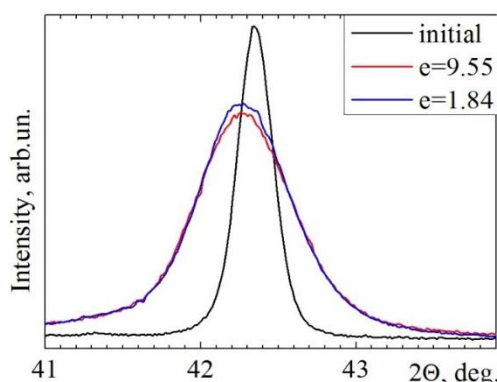


Рисунок 1. Профили дифракционного рефлекса  $(110)_{B2}$  для образцов сплава  $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$  при температуре  $120^\circ C$ , в исходном состоянии и после  $abc$ -прессования до  $e = 1.84$  и  $9.55$ .

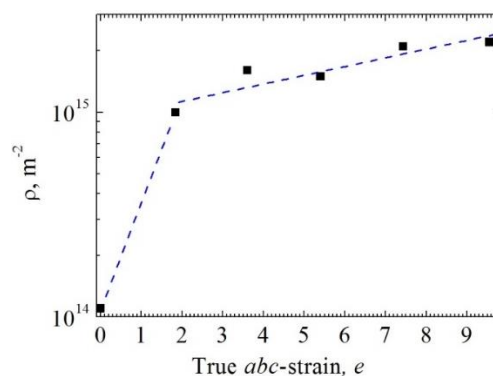


Рисунок 2. Зависимость скалярной плотности дислокаций в  $B2$  фазе от величины истинной  $abc$ -деформации  $e$ .



Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, комплексный проект № FWRW-2021-0004.

1. Ф.З. Утяшев, *Современные методы интенсивной пластической деформации* (Уфа: УГАТУ, 2008).
2. А.И. Лотков, В.Н. Гришков, Е.Ф. Дударев, Н.В. Гирсова, А.Н. Табаченко, *Вопросы материаловедения* **1**(53), сс. 161-165 (2008).
3. A.I. Lotkov, V.N. Grishkov, E.F. Dudarev, Y.N. Koval, N.V. Girsova, O.A. Kashin, A.N. Tabachenko, G.S. Firstov, V.N. Timkin, D.Y. Zharova, *Inorg. Mater. Appl. Res.* **2**, pp. 548–555 (2011).
4. Oleg Kashin, Konstantin Krukovskii, Aleksandr Lotkov and Victor Grishkov. *Metals*, **10**, p. 1313 (2020).
5. M. Syrtanov, G. Garanin, E. Kashkarov, N. Pushilina, V. Kudiiarov and T. Murashkina, *Metals* **10**, p. 447 (2020).

## ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫХ ОБРАБОТОК НА УСТАЛОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Л.Л. Мейснер, С.Н. Мейснер, А.А. Нейман, Ф.А. Дьяченко

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

*E-mail:* [llm@ispms.ru](mailto:llm@ispms.ru)

В докладе представлены результаты исследований влияния поверхностных электронно-пучковых обработок на усталостные характеристики никелида титана (TiNi). Для обработок использовали режимы поверхностного плавления импульсным низкоэнергетическим сильноточечным электронным пучком (НСЭП) с плотностями энергии  $E_S = 1.5, 2.7$  и  $3.7$  Дж/см<sup>2</sup> при разном числе импульсов  $n = 5$  и  $15$ . Испытания на циклическое растяжение проводили в режиме малоциклового усталости на сервогидравлической испытательной машине Biss UTM 150 (Biss, Индия) с асимметрией цикла  $R=0.1$  при максимальной нагрузке 160 МПа и частоте 20 Гц. Изучение структуры поверхностей изломов выполнено на растровом электронном микроскопе (РЭМ) EVO 50 (Zeiss, Германия). Электронно-микроскопические исследования структуры поверхностного слоя до и после НСЭП обработок проводили на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEM-2100 (JEOL, Япония) на тонких фольгах, приготовленных в геометрии поперечного сечения с помощью ионного слайсера EM 09100IS (JEOL, Япония). Рентгеновский дифракционный (РД) анализ структуры проводили на дифрактометре ДРОН-7 (Буревестник, Россия). Значения модуля Юнга  $E$  были рассчитаны по формуле Оливера-Фарра на основе значений нанотвердости  $H$ , измеренных на этих же образцах с использованием нанотвердомера NanoTest 600 (Micro Materials Ltd., UK) с трехгранной алмазной пирамидой Берковича.

Показано, что электронно-пучковая обработка образцов TiNi в режиме плавления привела к изменению фазового состава и структуры поверхностного слоя толщиной от  $\sim 1$  до  $\sim 2$  мкм: (а) –удалению частиц/включений  $Ti_2Ni$ ,  $TiC(O)$ , включая поверхность; (б) формированию однофазной B2-структуры с двумя различными типами зеренной структуры: (1) столбчатой с поперечными размерами столбчатых зерен менее 100 нм и кристаллографической ориентацией типа  $\langle 100 \rangle_{B2}$  в каждом зерне или (2) глобулярной с размерами глобул (B2-зерен)  $\geq 150$  нм.

НСЭП обработка поверхности TiNi привела к повышению усталостной долговечности образцов TiNi почти в 1.5-2 раза, по сравнению с необлученными образцами, что обусловлено эффективной очисткой поверхностей образцов с помощью НСЭП от частиц/включений, как основных источников усталостных микротрещин на поверхности. Наиболее высокий результат наблюдается после НСЭП обработок при

$E_S=1.5$  и  $3.7$  Дж/см<sup>2</sup> с числом импульсов  $n=5$ , что обусловлено формированием в модифицированном поверхностном слое остаточных напряжений сжимающего типа, препятствующих зарождению дефектов с поверхности образца и их распространению во внутреннем объеме.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант РФФ №22-29-00047).*

## **ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРОВ ИСХОДНЫХ АУСТЕНИТНЫХ ЗЕРЕН НА ЛОКАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЗАМЕДЛЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ПРИ НАВОДОРОЖИВАНИИ**

**В.М. Мишин, Д.В. Щитов, В.В. Мишин, М.В. Волоконский**

ФГАОУ ВПО Северо-Кавказский федеральный университет, Пятигорск, Россия,

*E-mail:* [mishinvn@yandex.ru](mailto:mishinvn@yandex.ru)

Особая опасность замедленного хрупкого разрушения (ЗХР) мартенситных сталей в водородсодержащих средах связана с тем, что разрушение происходит при номинальных напряжениях ниже предела текучести и излом имеет интеркристаллитный характер [1–3]. Известно, что размер зерна влияет на прочностные характеристики стали. Однако влияние размеров исходных аустенитных зерен на пороговые характеристики ЗХР высокопрочных сталей в условиях наводороживания недостаточно изучено.

Цель исследования заключалась в установлении закономерностей влияния размеров исходных аустенитных зерен на пороговое локальное напряжение мартенситной стали с различным уровнем остаточных внутренних микронапряжений при наводороживании в инкубационном периоде.

В качестве материала для исследований была выбрана модельная мартенситная сталь 20ГЗН2ХФ (0,20 С; 1,95 Si; 2,92 Mn; 1,95 Ni; 0,96 Cr; 0,40 V; 0,010 S; 0,012 P, мас. %) [4]. Различные размеры исходных аустенитных зерен, как и уровни остаточных внутренних микронапряжений, получали в результате подобранных режимов термообработки [4]. Для испытаний на замедленное разрушение использовали образцы Шарпи размером 10×10×55 мм с V-образным надрезом. Закалку образцов выполняли в масле, а отпуск – в течение 1 ч, в одном случае при 100 (высокий уровень внутренних остаточных микронапряжений) и втором при 300 °С (низкий уровень внутренних остаточных микронапряжений). Образцы нагружали до заданного уровня приложенного момента при одновременном насыщении водородом в течение инкубационного периода и выдерживали до разрушения на специальной установке по методике [4].

Приложенные к образцам сосредоточенные моменты  $M$  с помощью метода конечных элементов (МКЭ) пересчитывали в максимальные локальные напряжения перед вершиной надреза по методике [3–4]. Полученные результаты обобщены на рис. 1 в виде трехмерных диаграмм в координатах локальное напряжение в зоне зарождения микротрещины  $\sigma_{11max}$  – время до зарождения микротрещины  $\ln t$  – размер исходного аустенитного зерна  $d$ .

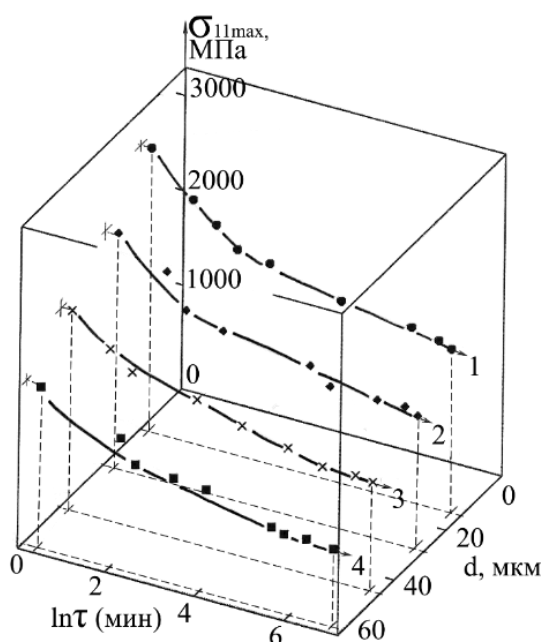


Рисунок 1. Временные зависимости максимального локального напряжения  $\sigma_{11max}$  в зоне зарождения трещины в стали 20ГЗН2ХФ с размером зерна 15 (1), 28 (2), 45 (3) и 60 мкм (4) при замедленном разрушении в условиях наводороживания.

По результатам испытаний на замедленное разрушение были установлены пороговые локальные напряжения  $\sigma_{11th}^H$  для стали с различными размерами исходных аустенитных зерен. Зависимости пороговых локальных напряжений  $\sigma_{11th}^H(d)$  от размера исходных аустенитных зерен для стали в двух состояниях приведены на рис. 2.

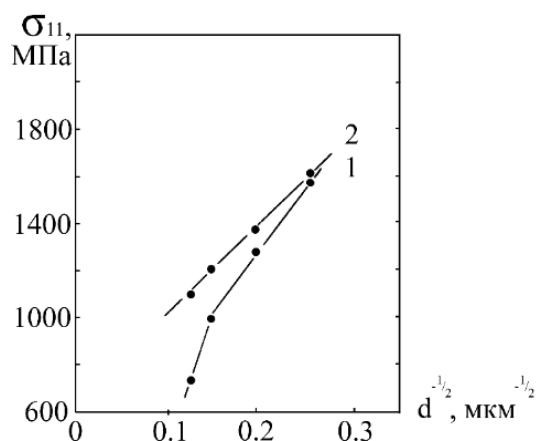


Рисунок 2. Зависимость пороговых локальных напряжений  $\sigma_{11th}^H$  от размера исходного аустенитного зерна  $d$  для стали 20ГЗН2ХФ с высоким (1) и низким (2) уровнем остаточных микронапряжений при наводороживании в инкубационном периоде.

Как в случае высокого уровня остаточных внутренних микронапряжений в диапазоне размера исходного аустенитного зерна  $d = 15-50$  мкм (см. рис. 2, кривая 1), так и в случае пренебрежимо низких остаточных внутренних микронапряжений при  $d = 15-60$  мкм (см. рис. 2, кривая 2) между величинами  $\sigma_{11th}^H$  и  $d$  существует зависимость вида:

$$\sigma_{11th}^H(d) = \sigma_0 + kd^{-1/2}, \quad (1)$$

где  $\sigma_0$  – условное пороговое локальное напряжение (МПа) для размера зерна  $d \rightarrow \infty$ , что соответствует пересечению экспериментальной прямой  $\sigma_{11th}^H(d)$  с осью ординат  $\sigma_{11}$  и  $k$  – коэффициент, включающий вклад в упрочнение со стороны границ зерен. Увеличение размеров исходных аустенитных зерен приводит к снижению величины  $\sigma_{11th}^H(d)$  как для случая с пренебрежимо низким, так и высоким уровнем остаточных внутренних микронапряжений.

Таким образом, при замедленном разрушении охрупчивающая роль водорода и остаточных внутренних микронапряжений заключается в снижении локальной прочности границ зерен [4]. Насыщение стали водородом снижает локальное разрушающее напряжение пропорционально концентрации водорода  $\Delta\sigma_H(d) \sim C_H$ . В свою очередь рост исходных аустенитных зерен приводит к увеличению длины мартенситных кристаллов, образующихся при закалке [4]. Чем больше длина мартенситных кристаллов, тем выше мощность водородных ловушек (структурных искажений) в вершинах мартенситных кристаллов на границах исходных аустенитных зерен. С ростом числа мест выхода мартенситных кристаллов на границу аустенитного зерна возрастает и количество водородных ловушек. В результате, увеличение размера исходных аустенитных зерен приводит к повышению на их границах локальной

концентрации водорода. Следует отметить, что измельчение исходных аустенитных зерен до  $d = 15$  мкм практически устраняет влияние остаточных внутренних микронапряжений на  $\sigma_{11th}^H(d)$  – на рис. 2 кривые 1 и 2 стремятся к схождению.

Устранение влияния остаточных внутренних микронапряжений на пороговое локальное напряжение при наводороживании мартенситной стали может быть достигнуто уменьшением размеров исходных аустенитных зерен до  $d \leq 15$  мкм.

1. I.M. Robertson, P. Sofronis, A. Nagao, M.L. Martin, S.Wang, D.W. Gross, K.E. Nygren, Metallurgical and Materials Transactions, N 6, pp. 2323–2341 (2015).
2. V.M. Mishin, G.A. Filippov, Physics of Metals and Metallography, V. 119, № 5, pp. 504–509 (2018).
3. G.A. Filippov, V.M. Mishin, V.V. Mishin, Russian Metallurgy (Metally), N 4, pp. 449–453 (2020).
4. В.М. Мишин, Г.А. Филиппов, В.В. Мишин, Деформация и разрушение материалов, № 12, сс.11–17. (2021).

## ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ «БЛУЖДАЮЩЕЙ» ДИСЛОКАЦИИ $a$ -ТИПА С МАЛОУГЛОВОЙ ГРАНИЦЕЙ В ОБЪЁМНОМ КРИСТАЛЛЕ AlN

А.В. Мясоедов<sup>1\*</sup>, М.Ю. Гуткин<sup>2-4</sup>, И.С. Павлов<sup>5</sup>, Р.О. Черчиев<sup>1,3</sup>, Л.М. Сорокин<sup>1</sup>, Е.Н. Мохов<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, 194021, Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup>Институт проблем машиноведения РАН, 199178, Санкт-Петербург, Россия

<sup>3</sup>Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, 195251, Санкт-Петербург, Россия

<sup>4</sup>Университет ИТМО, 197101 Санкт-Петербург, Россия

<sup>5</sup>Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН, 119333, Москва, Россия

\*E-mail: [amyasoedov88@gmail.com](mailto:amyasoedov88@gmail.com)

Выращивание объемных кристаллов нитрида алюминия (AlN) сопровождается формированием специфических дислокационных структур, способных оказывать существенное влияние на прочность выращенных кристаллов и, в дальнейшем, на физические свойства и функциональные характеристики оптоэлектронных приборов на основе подложек AlN. Важным элементом этих дислокационных структур являются малоугловые границы наклона, которые формируются при высоких температурах выращивания и становятся эффективными барьерами для скользящих дислокаций.

В работе рассматривается взаимодействие дислокации  $a$ -типа с вектором Бюргерса  $\mathbf{b}_a = 1/3 \langle 11\bar{2}0 \rangle$ , скользящей в базисной плоскости (0001) или близкой к ней, с ансамблем прорастающих дислокаций, формирующих малоугловую границу в слое объемного AlN. Для определения дислокационной конфигурации был применён  $g \cdot b$ -анализ дифракционного контраста [1], возникающего на ПЭМ-изображениях дислокаций при различных дифракционных условиях.

Рост объемных кристаллов AlN осуществлялся сублимационным сэндвич-методом в танталовом тигле с использованием карбидокремниевой подложки в качестве затравочного кристалла при температуре 1900–2100 °С в течение 12–20 ч. За это время толщина слоя AlN достигала значения 0.3–1.5 мм, а подложка полностью сублимировалась [2]

При выращивании нитридов металлов III-группы со структурой вюрцита полярной ориентации в них возникают проникающие дислокации, пронизывающие слой от

интерфейса до поверхности. Вопрос о возникновении и пространственной организации дислокаций в таких слоях остаётся открытым и дискуссионным [2]–[4].

Результаты ПЭМ-исследования объёмного слоя AlN, выполненного в планарной геометрии, показали, что наблюдаемые проникающие дислокации в большинстве своём формируют малоугловые границы наклона с углом разориентировки  $\theta \sim 0.03^\circ$ . Помимо таких дислокаций были выявлены «блуждающие» дислокации, скользящие в базисной плоскости (0001) или близкой к ней. На Рисунок 1 **Ошибка! Источник ссылки не найден.** приведены ПЭМ-изображения дислокационной конфигурации, возникшей в результате взаимодействия такой «блуждающей» дислокации с вектором Бюргерса  $\mathbf{b}_1$  с ансамблем проникающих дислокаций с вектором Бюргерса  $\mathbf{b}_2$ , при различных дифракционных условиях. В результате взаимодействия образовался набор дислокационных сегментов длиной 100-150 нм с вектором Бюргерса  $\mathbf{b}_3 = \mathbf{b}_1 + \mathbf{b}_2$ . На

Рисунок приводится предполагаемая схема возникновения данной конфигурации.

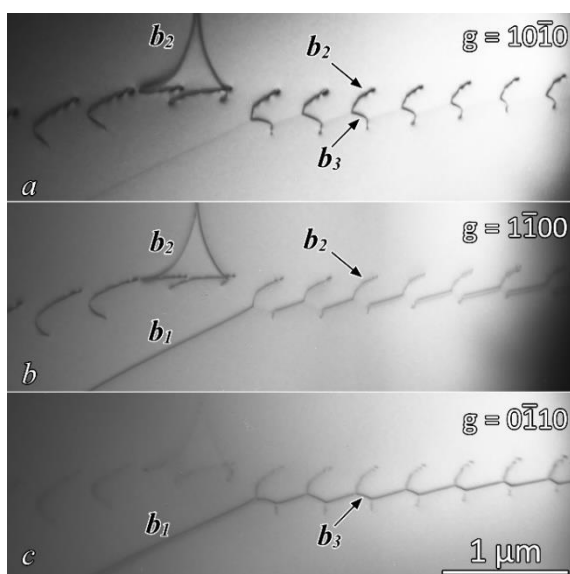


Рисунок 1. ПЭМ-изображения слоя AlN, выполненные в планарной геометрии – при ориентации электронного пучка близко к направлению [0001] – при различных действующих отражениях:  $a - g = 10\bar{1}0$ ;  $b - g = 1\bar{1}00$ ;  $c - g = 0\bar{1}10$ .

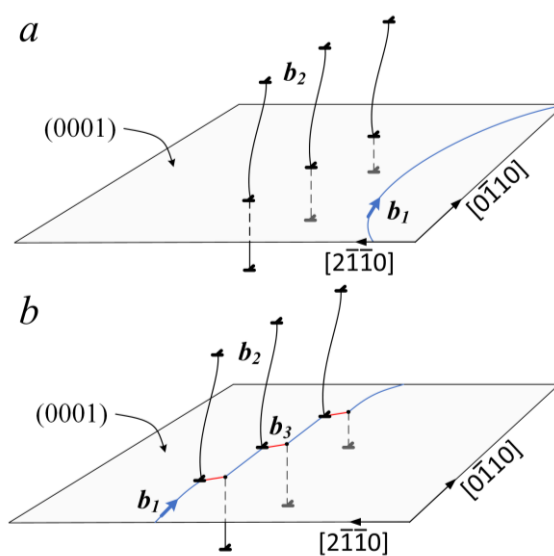


Рисунок 2.  $a$  – схема конфигурации дислокаций, вступающих в реакцию;  $b$  – конфигурация в результате контактного взаимодействия дислокаций; новые сегменты с вектором Бюргерса  $\mathbf{b}_3$  отмечены красным цветом.

С помощью  $g \cdot b$ -анализа дифракционного контраста на дислокациях на Рисунок 1 было установлено, что вступившие в контакт дислокации и возникшие новые сегменты имеют ненулевую  $a$ -компоненту вектора Бюргерса и могут рассматриваться как дислокации  $a$ -типа с  $\mathbf{b}_a = 1/3 \langle 11\bar{2}0 \rangle$ .

В области контакта наблюдается изгиб линий дислокаций, формирующих малоугловую стенку, вызванный, по всей видимости, взаимодействием с другой «блуждающей» дислокацией, скользящей в базисной плоскости (0001) или близкой к ней. Так, на Рисунок 1 в левом верхнем углу изображений можно наблюдать переориентацию одной из проникающих дислокаций в близкую к базисной систему скольжения и выход её линии за пределы изображения, где она замыкается на отрезке «блуждающей» дислокации с вектором Бюргерса  $\mathbf{b}_1$ , формируя дислокационный сегмент с вектором Бюргерса  $\mathbf{b}_3$ .

Таким образом, показано, что дислокация *a*-типа с вектором Бюргерса  $\mathbf{b}_1$ , скользящая в базисной плоскости или близкой к ней, может закрепиться на ансамбле дислокаций, формирующих малоугловую границу с вектором Бюргерса  $\mathbf{b}_2$  в кристалле AlN.

Исследование кристаллов AlN проведено при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 19-29-12041 мк)

- [1] П. Хирш, А. Хови, Д. Николсон, М. Уэлан, *Электронная микроскопия тонких кристаллов* (Москва: МИР, 1968).
- [2] T. S. Argunova *et al.*, *Crystals* **7**, 6, pp. 1–12 (2017).
- [3] M. A. Moram *et al.*, *J. Appl. Phys.* **106**, 7, pp. 0735131–9 (2009).
- [4] S. Lay, *et al.*, *J. Mater. Sci.* **55**, 22, pp. 9152–9162 (2020).

## ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ТИТАНА VT1-0 В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ

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

<sup>1</sup>*Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург, Россия*

<sup>2</sup>*Institute of Physics of Materials, Academy of Sciences of the Czech Republic, Brno*

*E-mail: [Maria.Narykova@mail.ioffe.ru](mailto:Maria.Narykova@mail.ioffe.ru)*

Разрушение как кинетический процесс состоит из ряда стадий: образования микронесплошностей, развития повреждений и разделение образцы на части. Для металлических материалов в ультрамелкозернистом состоянии (УМЗ), полученных различными методами интенсивной пластической деформации, этот процесс имеет свои особенности. Одна из них связана с тем, что при формировании УМЗ структуры образуются дефекты пустотной природы (нанопоры). Образование таких нанопор методами малоуглового рентгеновского и нейтронного рассеяния, а также электронной микроскопии обнаружено в ряде работ (например, [1, 2]). Показано, что эти нанопоры не снижают высокие значения пределов прочности, текучести, микротвердость, однако при длительном нагружении в условиях ползучести и усталости могут привести к заметной деградации высоких прочностных характеристик УМЗ металлов и сплавов.

В данной работе рассмотрены данные для титана VT1-0 (аналог Grade-4) в различных структурных состояниях (с различным размером зерна), полученных методами интенсивной пластической деформации: равноканальное угловое прессование, криопрокатка, сочетания винтовой и продольной прокаток. Для изучения особенностей механизма деформации также были исследованы образцы в исходном состоянии (состояние поставки перед формированием УМЗ структуры) и в крупнозернистом рекристаллизованном состоянии, полученном отжигом при температуре 550°C в течении 1 часа из УМЗ состояния. Эти материалы испытывались при растяжении в режиме ползучести в широком диапазоне напряжений. Структурные исследования проводились методами малоуглового рентгеновского рассеяния, прецизионного измерения плотности, электронной микроскопии (с применением ДОРЭ анализа). Установлено, что наличие в УМЗ состоянии нанопор и их развитие в режиме длительного нагружения является одним из факторов, снижающих долговечность исследованных металлов и сплавов. Воздействие высокого гидростатического давления (~1,5 GPa), ведущее к частичному залечиванию нанопор, позволяет повысить долговечность (ресурс эксплуатации) высокопрочных УМЗ металлических материалов.

Анализируются данные по различной величине долговечности для титана VT1-0 с различным средним размером зерен с учетом термической стабильности структуры в

исследуемом диапазоне температур. Предполагается, что наблюдаемое некоторое снижение долговечности для некоторых структурных состояний ВТ1-0 обусловлено динамической рекристаллизацией и развитием нанопор, сформированных при получении УМЗ структуры.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и ЧНФ в рамках научного проекта № 19-58-26005.*

1. В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, V. Sklenicka, I. Saxl. ФТТ **49**, 10, 1787 (2007).
2. R. Lapovok, D. Tomus, J. Mang, Y. Estrin, T.C. Lowe. Acta Mater. **57**, 2909 (2009)

## **ПРИМЕНЕНИЕ СКАНИРУЮЩЕЙ ТУННЕЛЬНОЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ ОЦЕНКИ СТЕПЕНИ НЕРАВНОВЕСНОСТИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В НИКЕЛЕ, ПОЛУЧЕННОМ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ**

**Е.В. Осинников\*, В.В. Попов**

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

E-mail: [osinnikov@imp.uran.ru](mailto:osinnikov@imp.uran.ru)

В работе [1] исследована структура Ni, подвергнутого интенсивной пластической деформацией (ИПД) методом кручения под высоким давлением (КВД) на 5 оборотов под давлением 6 ГПа, и определены параметры зернограничной диффузии Co в нем. Было показано, что после такой обработки формируется ультрамелкозернистая структура со средним размером кристаллитов ~110 нм, а коэффициент зернограничной диффузии Co в ультрамелкозернистом Ni на несколько порядков превышает значения полученные для крупнозернистого Ni с границами зерен рекристаллизационного происхождения. Такие значения коэффициента зернограничной диффузии свидетельствуют, что после ИПД границы зерен находятся в деформационно модифицированном («неравновесном») состоянии.

Согласно [2] одним из основных признаков неравновесного состояния границ зерен (ГЗ) является их повышенная энергия. Наиболее широко используемым методом определения энергии ГЗ зерен является метод измерения двугранного угла канавки термического травления. Однако, нужно отметить, что при температурах, необходимых для образования канавок при использовании термического травления, возможно протекание процессов возврата в ГЗ, в результате чего их состояние может значительно измениться. Поэтому получила распространение методика измерения относительной энергии ГЗ путем измерения двугранного угла в канавках, сформированных в результате химического травления [3, 4]. Сопоставление значений относительных энергий равновесных ГЗ, полученных измерением углов в канавках термического и химического травления показывает, что они достаточно близки.

В настоящей работе ставилась задача оценить относительную энергию ГЗ в Ni, подвергнутом ИПД методом КВД и сравнить полученное значение с относительной энергией ГЗ в крупнозернистом Ni и Ni, продеформированном методом равноканального углового прессования (РКУП), которые исследовались в работе [3].

Состояние границ зерен исследовали с помощью сканирующего зондового мультимикроскопа СММ-2000, работающего в режиме сканирующего туннельного микроскопа (СТМ). Обработка изображений, полученных с помощью СТМ проводилась с помощью программы-приложения Gwyddion путем построения линий перпендикулярно границам зерен, в результате чего получался профиль границы зерна, совместимый с программой

Origin, на основании которого вычислялось значение двугранного угла канавки (Рис. 1), на основании которого и рассчитывалась относительная энергия границ зерен по выражению:

$$\gamma_{rel} = \frac{\gamma_{gb}}{\gamma_s} = 2 \cos \frac{\psi}{2} \quad (1)$$

где  $\gamma_{rel}$ ,  $\gamma_{gb}$  и  $\gamma_s$  - безразмерная энергия границы зерна, энергия границы зерна и энергия свободной поверхности.

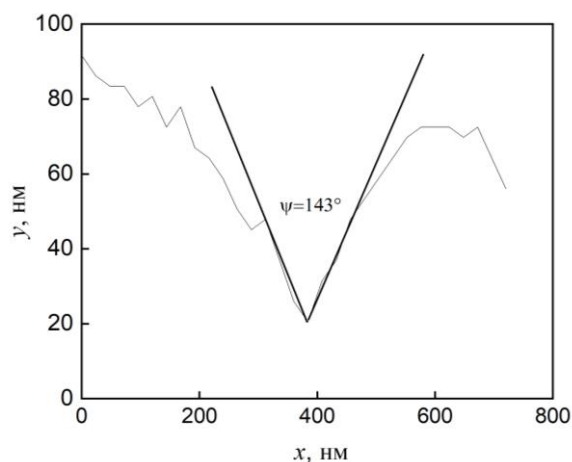


Рисунок 1. Пример профиля для расчета двугранного угла

В настоящей работе определено распределение относительной энергии ГЗ в никеле, подвергнутом КВД (Рис.2) и оценена средняя относительная энергия ГЗ в нем.

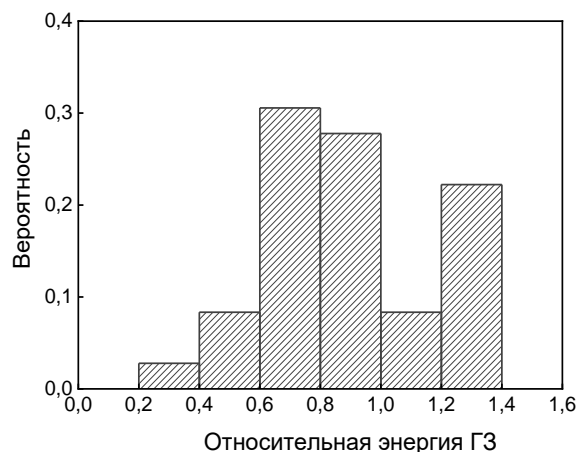


Рисунок 2. Распределение относительной энергии в никеле, подвергнутом КВД

Средняя энергия границ зерен в никеле, подвергнутом ИПД составляет 0.88, что значительно превышает значение относительной энергии границ зерен в крупнозернистом Ni (0.3 [3]). Это однозначно подтверждает заключение, сделанное на основании диффузионных исследований о неравновесном характере ГЗ после КВД. Более того, полученное значение относительной энергии ГЗ превышает значение, полученное для Ni, продеформированного РКУП (0.66 [4]).

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России



(тема «Функция» номер госрегистрации АААА-А19-119012990095-0) при частичной финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-32-90100.

1. Е. В. Осинников, С. А. Мурзинова, А. Ю. Истомина, В. В. Попов, А. В. Столбовский, Р. М. Фалахутдинов, *Физика металлов и металловедение* **122**, сс. 1 - 5 (2021).
2. А. А. Nazarov, *Letters on Materials* **8**, pp. 372 - 381 (2018).
3. П.В. Кузнецов, И.В. Петракова, Т.В. Рахматуллина, А.А. Батулин, А.В. Корзников, *Заводская лаборатория. Диагностика материалов* **78**, сс. 26 - 34 (2012).
4. П.В. Кузнецов, Т.В. Рахматуллина, И.В. Беляева, А.В. Корзников, *Физика металлов и металловедение* **118**, сс. 255 - 262 (2017).

## **ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ Ti-6Al-4V ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКЕ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ОДНОСОМ РАСТЯЖЕНИИ**

**А.В. Панин, А.И. Дмитриев, О.Б. Перевалова, М.С. Казаченок, Л.А.Казанцева, А.В. Бакулин, С.А. Мартынов**

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

E-mail: pav@ispms.tsc.ru

Высокое соотношение прочности к весу, высокая вязкость в интервале температур от криогенных (-250 °С) до умеренно высоких (300—600 °С), а также отличная коррозионная стойкость обуславливают широкое применение титановых сплавов в авиации, ракетостроении и космической технике, химической промышленности, атомной энергетике и пр. Сплав *VT6* (Ti-6%Al-4%V) является наиболее распространённым титановым сплавом, на его долю приходится более 50% от общего объема продукции из всех титановых сплавов. В настоящей работе представлены результаты исследования фазовых превращений, развивающихся в образцах Ti-6Al-4V в процессе ультразвуковой ударной обработки и последующего одноосного растяжения.

Методами просвечивающей электронной микроскопии показано, что измельчение зеренной структуры поверхностного слоя образцов Ti-6Al-4V в процессе ультразвуковой ударной обработки сопровождается формированием орторомбической ( $\alpha''$ ) мартенситной фазы в прослойках остаточной фазы  $\beta$ -Ti. Молекулярно-динамическое моделирование процесса ультразвуковой обработки осуществлялось путем многократного вдавливания сферического индентора в ГПУ титановый кристаллит ( $\alpha$  фаза), либо в ОЦК титановый кристаллит, содержащий 20 ат.% ванадия ( $\beta$  фаза). Установлено, что в бездефектном ОЦК титановом кристаллите под действием упругих сжимающих напряжений образуются кластеры ГПУ фазы. Вызванные деформацией ОЦК→ГПУ фазовые превращения носят обратимый характер. Фрагментация и разориентация кристаллической решетки титанового кристаллита, обусловленные скоплением дислокаций, препятствует развитию ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений. Ab initio расчеты полной энергии на атом  $\alpha$ ,  $\beta$  и  $\alpha''$  фаз титана, содержащих различное количество атомов ванадия, позволили наглядно продемонстрировать влияние концентрационной неоднородности на развитие фазовых превращений в образцах Ti-6Al-4V под действием сжимающих напряжений.

Исследовано влияние ультразвуковой обработки на деформацию и разрушение образцов Ti-6Al-4V при одноосном растяжении. Методом молекулярно-динамического моделирования показано, что основными механизмами деформации в пластинах  $\alpha$  фазы

являются зернограничное скольжение и двойникование. Миграция двойниковых границ осуществляется по механизму обратимых ГПУ→ОЦК→ГПУ превращений. На стадии предразрушения в обработанном ультразвуком поверхностном слое развиваются некристаллографические полосы сдвига, зарождающиеся в нижележащих слоях.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант №21-19-00795).

## **ВЛИЯНИЕ АЗОТА НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА FeMnCrNiCo(N)**

**М.Ю. Панченко<sup>1</sup>, Е.Г. Астафурова<sup>1</sup>, Е.В. Мельников<sup>1</sup>,  
К.А. Реунова<sup>1</sup>, С.В. Астафуров<sup>1</sup>, В.А. Москвина<sup>1</sup>, А.С. Нифонтов<sup>1,2</sup>, Д.Ю. Гуртова<sup>3</sup>**

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

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

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

Email: [panchenko.marina4@gmail.com](mailto:panchenko.marina4@gmail.com)

В настоящей работе исследованы закономерности водородного охрупчивания высокоэнтропийных сплавов, легированных атомами азота. Для исследования были выбраны высокоэнтропийные сплавы с ГЦК решеткой и разной концентрацией азота: 20,0Fe-20,0Mn-20,0Cr-20,0Ni-20,0Co (ВЭС), 20,0Fe-20,0Mn-20,0Cr-20,0Ni-19,2Co-0,8N (ВЭС-0,8N) и 20,0Fe-20,0Mn-20,0Cr-20,0Ni-18,6Co-1,4N (ВЭС-1,4N) (ат.%). Для гомогенизации, измельчения зерна и формирования однофазного твердого раствора сплавы были подвергнуты термомеханической обработке. После обработки образцы ВЭС, ВЭС-0,8N и ВЭС-1,4N имели однофазную крупнокристаллическую аустенитную структуру со средним размером зерна около 200 мкм. Электролитическое насыщение образцов водородом проводилось в 3% водном растворе NaCl, содержащем 3 г/л NH<sub>4</sub>SCN, при плотности тока 10 мА/см<sup>2</sup> в течение 50 ч.

Анализ результатов испытаний на одноосное растяжение при комнатной температуре показывает, что предел текучести и пластичность сплава FeMnCrNiCo увеличиваются при легировании азотом:  $\sigma_{0,2}^{ВЭС} = 184$  МПа,  $\sigma_{0,2}^{0,8N} = 255$  МПа и  $\sigma_{0,2}^{1,4N} = 290$  МПа;  $\delta_{ВЭС} = 63\%$ ,  $\delta_{0,8N} = 66\%$ ,  $\delta_{1,4N} = 71\%$ . Наводороживание приводит к изменению механических свойств и механизмов разрушения всех сплавов. Наблюдается небольшое повышение предела текучести в наводороженных образцах, что обусловлено твердорастворным упрочнением атомами водорода. Коэффициент водородной хрупкости, характеризующий уменьшение удлинения до разрушения, вызванное водородом, составляет  $K_H=25\%$  в ВЭС образцах, а для образцов с азотом  $K_H=14\%$ . Электронно-микроскопические исследования деформированных образцов без водорода и насыщенных водородом показали, что наблюдаются единые закономерности влияния водорода на дислокационную структуру всех исследуемых сплавов – происходит усиление планарности скольжения, что может быть вызвано уменьшением энергии дефекта упаковки при наводороживании. Было установлено, что во всех исследуемых образцах после насыщения водородом формируется хрупкий поверхностный слой. Толщина такого слоя в ВЭС образцах намного шире  $W_H=70\pm 21$  мкм, чем в ВЭС-0,8N ( $W_H=38\pm 12$  мкм) и ВЭС-1,4N образцах ( $W_H=45\pm 14$  мкм). Хрупкий наводороженный слой

растрескивается преимущественно интеркристаллитно, но также наблюдаются и трещины по телу зерен. Причем с увеличением концентрации азота в сплаве увеличивается вклад от транскристаллитных трещин. Таким образом, легирование азотом при данных концентрациях (0,8 и 1,4 ат.%) способствует уменьшению толщины хрупкого наводороженного слоя и повышению устойчивости образцов высокоэнтропийных сплавов к водородному охрупчиванию.

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-19-00261).*

## **ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО МЕДНОГО СПЛАВА ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ**

**А.Г. Пилипенко, М.С. Ткачев, А.И. Бодякова**

*ФГАОУ ВО НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия,*

E-mail: [bodyakova-ai@yandex.ru](mailto:bodyakova-ai@yandex.ru)

Развитие электротехнической промышленности предполагает переход к проводящим материалам нового поколения, сочетающим одновременно высокую прочность и электропроводность. Добиться комбинации этих свойств позволяют методы интенсивной пластической деформации (ИПД), которые обеспечивают формирование ультрамелкозернистой структуры в медных сплавах. Такая структура приводит к росту прочности без значительной потери электропроводности, в отличие от другого распространённого метода упрочнения – легирования. Поэтому воздействие ИПД на низколегированные медные сплавы является перспективным методом обработки металлов давлением. Равноканальное угловое прессование по схеме Конформ (РКУП-К), являющееся одним из методов ИПД, позволяет производить длинномерные заготовки в виде проволоки различного сечения, поэтому исследование влияния РКУП-К на физико-механические свойства низколегированных медных сплавов является актуальным научным направлением исследований.

В качестве материала исследования был выбран низколегированный медный сплав Cu-0,1%Cr-0,1%Zr. Сплав был обработан на получение пересыщенного твердого раствора при температуре 920 °С в течение 1 ч с охлаждением в воду. Далее сплав был подвергнут старению при температуре 500 °С 4 ч с охлаждением в воду. После термической обработки было проведено РКУП-К при комнатной температуре по маршруту В<sub>с</sub> в матрице с углом пересечения каналов 120°. Механические свойства были измерены после испытания на одноосное растяжение на машине Instron 5882 при комнатной температуре. Электрическая проводимость была измерена вихретоковым методом на установке Константа-К6 при комнатной температуре. Электрическая проводимость приводится в процентах от электрической проводимости отожженной чистой меди (58 МСм/м).

Изменение предела текучести, предела прочности, относительного удлинения и электрической проводимости низколегированного медного сплава после 1, 2, 4 и 8 проходов РКУП-К представлено в табл. 1.

Таблица 1. Предел текучести ( $\sigma_{0,2}$ ), предел прочности ( $\sigma_B$ ), относительное удлинение ( $\delta$ ) и электрическая проводимость (IACS %) низколегированного медного сплава после РКУП-К

Проходы РКУП-К	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	IACS %
0	125	215	23.3	74.4
1	330	355	25.1	65.0
2	350	370	21.3	74.4
4	410	425	22	65.4
8	430	455	23.7	66.9

Первый проход РКУП-К приводит к значительному увеличению предела текучести с 125 МПа в исходном состоянии до 330 МПа, предел прочности увеличивается на 140 МПа. Дальнейшее увеличение количества проходов приводит к росту предела текучести и предела прочности на 10-30 МПа за один проход, причем с ростом степени деформации скорость увеличения прочностных характеристик падает. Относительное удлинение не зависит от количества проходов РКУП-К и остается постоянным во всем интервале степеней деформации, достигая 22-25%. Электрическая проводимость падает примерно на 10% после первого прохода РКУП-К с 74,4% IACS до 65% IACS. Дальнейшая деформация приводит к незначительному росту электрической проводимости, после 8 проходов РКУП-К электрическая проводимость составляет 66,9% IACS.

Благодарность. Коллектив авторов выражает благодарность профессору Г.И. Раабу за помощь в проведении РКУП-К, профессору А.Н. Белякову и профессору Р.О. Кайбышеву за плодотворную дискуссию. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-00062, <https://rscf.ru/project/21-79-00062/> с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

## КОМПЛЕКС МЕТОДИК ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ СДВИГОМ (КРУЧЕНИЯ) ПОД ДАВЛЕНИЕМ В ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР 20- 800 К

**В.П. Пилюгин<sup>1,2</sup>, К.А. Постовалова<sup>1,2</sup>, А.В. Пашеев<sup>1</sup>,  
Т.П. Толмачёв<sup>1,3</sup>, А.М. Пацелов<sup>1</sup>, А.В. Плотников<sup>1</sup>**

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

<sup>2</sup>*Институт естественных наук и математики Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия*

<sup>3</sup>*Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

E-mail: [pilyugin@imp.uran.ru](mailto:pilyugin@imp.uran.ru)

Представлен ряд экспериментальных методик для деформации материалов в широком диапазоне давлений, температур, деформации, размеров образцов. В методиках реализован принцип вращаемых наковален Бриджмена в количестве 4-х наковален, внутренние из которых вращаемые, или 2-х наковален с установкой вращаемой наковальни на упорный подшипник. Накowальни камеры Бриджмена имеют форму усечённого конуса из различных сверхтвёрдых материалов по условиям решаемых задач.

1. Методика на базе гидравлического пресса номинальным усилием 500 тонн, предназначенного для синтеза алмазов. Вращение наковален от редуктора с

угловой скоростью 6 град/мин. Размер обрабатываемых образцов из пластичных переходных металлов диаметром до 40 мм, высокомодульных тугоплавких металлов диаметром до 15 мм.

2. Методика на основе гидропресса усилием до 100 тонн. Диапазон температур от 78 К до 800 К. Скорость вращения может меняться от низких в режиме деформации ползучести материалов до 1 оборота в минуту, что соответствует скорости деформации в режимековки. Измерение напряжения сдвига. Охлаждение жидким азотом, внешний нагрев цилиндрической печью с регулировкой нагрева лабораторным автотрансформатором. Размеры образцов в диаметре от 5 мм до 10 мм, что подходит для применения стандартных спектроскопических методов: РСА, ПЭМ, ТЭМ, ЯГРС, ЯМР. Методика применяется для исследования процессов механического сплавления порошковых смесей элементов в систем ограниченной растворимости: Au-Co, Cu-Co, Cu-Fe, Fe-Vi и т.д. Модификации данной методики позволяет проводить измерение напряжения сдвига материалов от величины деформации и давления в широком диапазоне температур.
3. Камера для сдвига под давлением с охлаждением до 20 К в среде жидкого водорода. Выполнена на наковальнях из кубического нитрида бора (c-BN). Камера с образцом предварительно нагружается на гидропрессе, усилие фиксируется гайкой, поджатой тарельчатыми пружинами. Для охлаждения в криостате камера помещается на соосных трубках, передающих от редуктора момент вращения на наковальни.
4. Вакуумная камера сдвига под давлением на наковальнях на немагнитном твёрдом материале – скелетоне (искусственный мелкодисперсный алмаз со связкой из карбида кремния - SiC). Момент вращения на наковальни передаётся через вакуумный затвор с уплотнениями на валу из вакуумнстойких резиновых колец. Камера предназначена для работы с высокочистыми, в том числе с немагнитными материалами, в том числе с системами, предназначенными для механического сплавления.
5. Портативная камера сжатия и деформации сдвигом с возможностью *in situ* структурных измерений с применением ЯГР спектроскопии (для Fe и его сплавов Fe-Ni, Fe-Mn, Fe-Ni-Cr) и рентгеновской спектроскопии в синхротронном излучении (Ti, Zr и ряда сплавов на их основе). Материал наковален из кубического нитрида бора c-BN. Камера предназначена для исследования барических фазовых превращений при сжатии в сочетании с деформацией.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Давление», № АААА-А18-118020190104-3) при частичной поддержке РФФИ (проект № 19-32-60039).

# О РАСЧЕТЕ НЕСУЩЕЙ СПОСОБНОСТИ ПЛАСТИН С ГРАДИЕНТОМ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ПО ТОЛЩИНЕ

Ю.Г. Пронина<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Санкт-Петербургский государственный университет

Email: [y.pronina@spbu.ru](mailto:y.pronina@spbu.ru)

В работе [1] описаны два вида так называемого «термического армирования» листового проката из углеродистых и низколегированных сталей. Один из них, осуществляемый симметричным двусторонним нагреванием до высоких температур в аустенитной области и последующим ускоренным охлаждением, приводит к равномерному по толщине листа изменению микроструктуры. Эта технология может применяться для предотвращения прямолинейного роста трещин [1–3]. Второй вид, осуществляемый односторонним ускоренным охлаждением листов после их нагрева, вызывает неравномерное по толщине распределение микроструктур, сопровождающееся изменением прочностных характеристик листа по его толщине [4, 5]. По полученным экспериментальным данным об изменении твердости по Виккерсу (HV) по толщине образцов из листовой судостроительной стали А32, учитывая наличие корреляционной зависимости между твердостью HV и пределом текучести, авторы [4, 5] определили распределение предела текучести в исследуемых образцах. В работе [5] помимо сопоставления экспериментальных данных для нормализованных, термоупрочненных и «термически армированных» образцов, было отмечено, что при упругопластическом изгибе листов с градиентом твердости, смещение нейтральной плоскости деформации обусловлено как градиентом свойств, так и разницей в пределах текучести на растяжение и сжатие (SD эффектом). Авторы предложили представлять его в виде суммы смещений, вызванных указанными факторами по-отдельности.

В данной работе построено решение задачи о чистом упругопластическом изгибе пластины с градиентом предела текучести по толщине и SD эффектом при малых деформациях, с принятием гипотез технической теории изгиба. В общем случае при произвольном изгибающем моменте возможны несколько вариантов напряженного состояния: (I) чисто упругий изгиб, (II) появление зоны пластического течения на одной стороне пластины, (III) появление зон пластического течения на обеих поверхностях пластины при сохранении упругой срединной зоны, (IV) пластическое состояние по всей толщине. В случаях II, III и IV происходит смещение нейтральной плоскости деформации относительно срединной плоскости. Определены величины критического изгибающего момента, соответствующего переходу пластины в состояние пластичности по всей толщине, в зависимости от параметров задачи. Исследованы возможность и целесообразность представления смещения нейтральной плоскости деформации при изгибе в виде суммы смещений, обусловленных градиентом прочностных свойств и SD эффектом по-отдельности (как предложено в [5]). Рассмотрены линейные и полиномиальные (второго и третьего порядка) аппроксимации зависимости предела текучести от координаты по толщине листа; выполнена оценка погрешности различных аппроксимаций по сравнению с наиболее точным решением при определении критического изгибающего момента. Для линейной и квадратичной зависимостей предела текучести от координаты по толщине листа получены аналитические выражения для вычисления критического изгибающего момента. Проведено сопоставление расчетных критических изгибающих моментов для нормализованных, термоупрочненных и «термически армированных» образцов листовой судостроительной стали А32.

При продольном одноосном нагружении листа с градиентом прочностных свойств появление зоны пластических деформаций приводит к возникновению изгибающего момента.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 21-19-00100).*

### Список литературы

1. А.Б. Максимов, И.С. Ерохина, *Сталь* **8**, сс. 52–55 (2017).
2. A. Maksimov, Y. Pronina, *Advanced Problems in Mechanics - Proceedings of the 47th International Summer School-Conference on Advanced Problems in Mechanics, APM 2019, Lecture Notes in Mechanical Engineering*, pp. 179–184 (Springer, Nature, 2020)
3. Y. Pronina, A. Maksimov, M. Kachanov, *International Journal of Engineering Science* **156**, 103374 (2020).
4. А.Б. Максимов, И.С. Ерохина, *Вестник Современных Технологий* **3**(11), сс. 46–50 (2018).
5. А.Б. Максимов, И.С. Ерохина, *Материаловедение* **7**, сс. 15–19 (2020).

## TWO TYPES OF THE RUNNING FRACTURE STOPPING DURING FULL-SCALE PNEUMATIC TESTS

D.E.Kaputkin<sup>1</sup>, A.B.Arabey<sup>2</sup>, N.A.Kaputkina<sup>3</sup>, D.I.Preferansov<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Moscow State Technical University of Civil Aviation

<sup>2</sup>Gazprom VNIIGAZ

<sup>3</sup>Moscow Aviation Institute (Nation Research University)

Email: [kaputkin@mail.ru](mailto:kaputkin@mail.ru)

So-called running ductile fracture, in which a longitudinal crack can spread over tens, hundreds and even thousands of meters [1], is the most dangerous one during the exploitation of gas pipelines. During such fracture the crack moves at a speed of more than 100 m/s. Therefore, it is impossible to affect such fracture after its beginning; it should be prevented at the pre-design stage. To reasonable determine the criteria for the quality of metal for pipes, it is necessary to investigate the reasons why the development of a longitudinal crack arrests and the running fracture stops.

Special full-scale pneumatic tests of pipelines are carried out to define criteria for the satisfactory quality of the steel used. GAZPROM proceeds such tests of pipes for main gas pipelines at a specially equipped test site in Chelyabinsk Region, Russia. The order of these testes is described in [2]. The gas pressure provides the tensile circumferential stresses in the pipe wall not more than 70 % of yield stress, and plastic deformation doesn't occur before testing even in the initiator pipe near the notch.

The stress state of the metal without the crack is biaxial tension. The maximal main normal stress  $\sigma_1$  is circumferential ( $\sigma_c$ ). It is twice larger than longitudinal (meridional) main normal stress  $\sigma_l = \sigma_2$ . Third main normal stress is radial ( $\sigma_r$ ), and  $\sigma_3 = \sigma_r = 0$ .

The pattern changes significantly after detonating of the charge and starting of the crack propagation. The crack movement results to the stress state near the crack tip transits from biaxial tension to more rigid triaxle one because additional radial component of stress occurs. It results to radial flattening of upper zone of the pipe ahead the crack front (Fig.1) (firstly noted in [3,4]). The magnitude of this flattening is  $2 \div 5\%$  of the pipe diameter.

The flattening leads to longitudinal tension of the metal, which results to formation of flaps during the crack opening (Fig.2). The flattening results in a local increase in the radius of curvature of the pipe and leads to an increase in tensile stresses in accordance with Barlow's

formula. When these stresses exceed the yield strength of pipe steel, plastic deformation occurs, and when ones exceed the ultimate strength, fracture and crack propagation occur. Thus, the crack propagation requires deformation; and the greater is the required deformation, the slower the crack will move.

The crack propagation process is accompanied by the release of gas (air) from the pipe and, accordingly, a decrease in pressure. The pressure reduction is controlled by the gas flow rate. This means that the factor determining whether the fracture will continue or the crack will stop (Fig. 2b) is the ratio of the rates of crack propagation and the decrease in gas pressure.

Crack stopping is not the only case where a pipe is considered to have passed the pneumatic test. Another variant of the behavior of a crack is its looping, when the crack changes its direction of propagation from longitudinal to circumferential and closes in a ring or semi-ring (see Fig.2a). With proper welding of the butt-joints of pipes and the homogeneous properties along the pipeline, the reason for the loopback forming is a change of the plane of maximal tangential stresses affected by the flattening [5].

Thus, the stopping of crack propagation occurs when one of the two conditions is met. Firstly, the rate of crack propagation must be low enough to provide the necessary reduction in gas pressure. Secondly, the metal must be sufficiently ductile so that tangential stresses rather than normal ones cause fracture. That is, both of these conditions are reduced to the fact that the metal at loading rates corresponding to those that occur during crack propagation during full-scale pneumatic tests must have sufficient ductility (toughness).

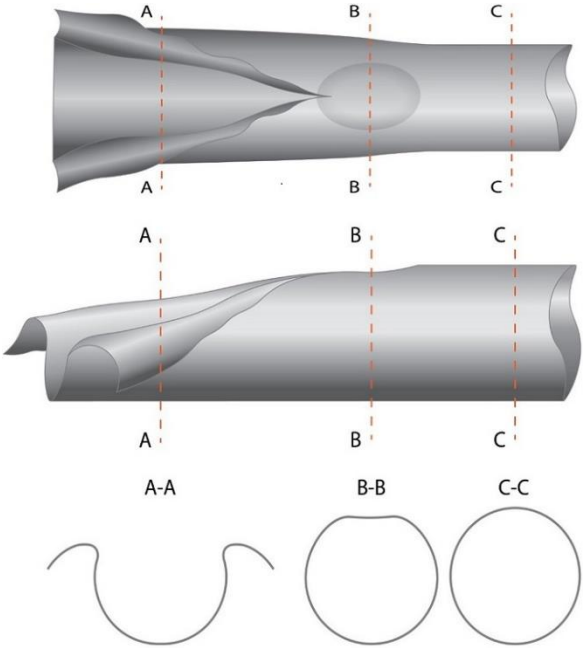


Figure 1. Scheme of the pipe during the crack propagation

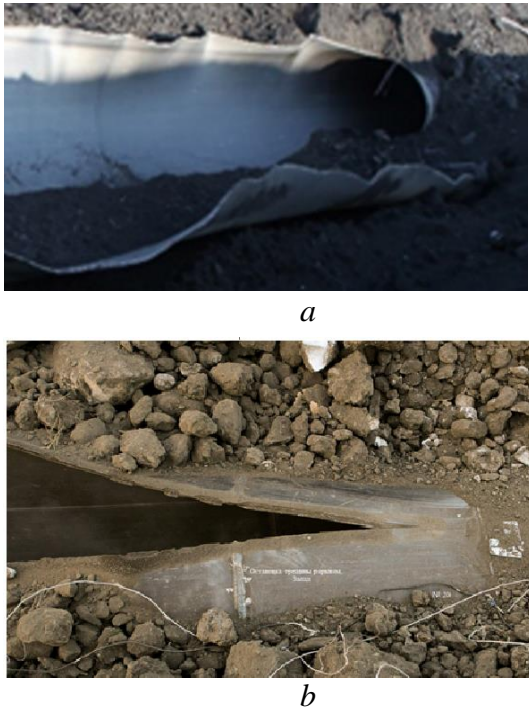


Figure 2. Photo of the pipe passed pneumatic test, in which the crack propagation was stopped by the loopback (a) and by the longitudinal stopping (b).



The existing methods of computer modeling suggest the stopping of the crack propagation according to only the one of the described mechanisms – longitudinal stopping [6]. In this case, the stopping criterion is the achievement of the critical value of crack tip opening displacement (CTOD) [4,7] or an excess of the energy required for crack propagation over the amount of energy transferred to the deforming and fracturing metal by the expanding gas [8]. The second way to arrest the crack propagation, so named loopback, is not considered in the existing theoretical and computer models.

1. Yu.I. Matrosov, D.A. Litvinenko, S.A. Golovanenko, *Steel for Main Gas Pipelines*, Moscow, Metallurgy publ., (1989) – 288 p. (in Russian)
2. M.A. Shtremel', A.B. Arabei, A.G. Glebov, A.I. Abakumov, T.S. Esiev, I.Yu. Pyshmintsev, *Russian Metallurgy* **10**, pp.1191–1198 (2020).
3. G. Mannucci, G. Demofonti, M.R. Galli, C. Spinelli, *12th EPRG/PRCI Biennial Joint Technical Meeting on Pipeline Research*. Groningen, paper 13. (1999)
4. G. Mannucci, G. Buzzichelli, P. Salvini, B. Eiber, R.J. Eiber, L. Carlson, *Proceedings of the Biennial International Pipeline Conference, 2000 3rd International Pipeline Conference, IPC 2000*, Calgary; Canada; 1 – 5 October 2000; IPC Volume **1**, pp. 315-320 (2000)
5. D.E. Kaputkin, A.B. Arabey, *Letters on Materials*, V.**11**, # **3**, pp. 239-243. (2021).
6. A.I. Abakumov, I.I. Safronov, A.S. Smirnov, A.B. Arabei, A.G. Glebov, T.S. Esiev, A.O. Struin, *Strength and ductility problems*, **79** (4), pp. 462-470. (2017) (in Russian)
7. S.J. Garwood, *ASTM Special Technical Publication*, (677), pp. 511-532 (1979)
8. M.A. Stremel', A.B. Arabei, A.G., Glebov, A.I. Abakumov, T.S. Esiev, I. Yu. Pyshmintsev, *Deformation and destruction of materials*, **8**, pp. 21-40. (2020) (in Russian)

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ НА ИЗГИБНУЮ ПРОЧНОСТЬ В УСЛОВИЯХ СЛОЖНОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ**

**А.А. Попов, М.С. Болдин, В.Н. Чувильдеев**

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

Email: [popov@nifti.unn.ru](mailto:popov@nifti.unn.ru)

Метод электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС, в иностранной литературе используется термин Spark Plasma Sintering (SPS)) относится к классу методов, в основе которых лежит пропускание через разогреваемый объем низковольтных импульсов постоянной тока высокой плотности (сила тока  $1\div 10$  кА, напряжение ниже  $0\div 15$  В). Разогрев порошкового материала/образца помещенного внутрь графитовой пресс-формы обеспечивается за счет выделения джоулевого тепла при пропускании электрического тока через образец и/или оснастку с одновременным приложением механического давления.

Метод электроимпульсного плазменного спекания позволяет управлять параметрами микроструктуры и физико-механическими свойствами. Большие (до 2500 С/мин) скорости разогрева позволяют формировать в керамиках однородную высокоплотную структуру с предельно малым размером зерен. Для практического применения современных нано- и ультрамелкозернистых керамических материалов необходима информация о прочностных характеристиках керамик в условиях сложного напряженно-деформируемого состояния прочности на изгиб  $\sigma_{B3B}$  [1, 2]. Исследование прочностных характеристик керамик, полученных методом ЭИПС, является актуальной

задачей оценки и прогнозирования поведения материалов для разработки новых изделий, конструкций и узлов машин.

В работе выполнено исследование влияния режимов спекания керамик на основе оксида алюминия (скорости разогрева и времени изотермической выдержки), физико-механических свойств и микроструктуры на изгибную прочность керамик в условиях сложного напряженного состояния.

Изгибная прочность керамик в условиях сложного напряженного состояния с увеличением времени выдержки становится постоянной величиной  $\sigma_{ВЗВ} \approx 480$  МПа (рис. 1). Величина  $\sigma_{ВЗВ} \approx 480$  МПа согласуется с результатами исследования изгибной прочности для промышленных керамик на основе оксида алюминия.

Изгибная прочность керамик, полученных разными режимами спекания (рис. 1), по-разному зависит от размера зерна. Для образцов керамик, полученных со скоростью разогрева 50С/мин чем меньше размер зерна, тем выше прочность на изгиб. Для керамик, спеченных со скоростью 250 С/мин, чем меньше размер зерна, тем ниже изгибная прочность. Важно уточнить, что размер зерна в спеченных керамиках задавался изотермической выдержкой. На наш взгляд, образцы керамик, спеченные при скорости нагрева 250С/мин имели остаточную пористость из микро и нано пор, распределенных в объеме образца неравномерно. При увеличении времени изотермической выдержки происходило диффузионное рассасывание пор с одновременным ростом зерен из-за чего изгибная прочность керамик вышла на устойчивое значение.

Из анализа влияния твёрдости керамик на  $\sigma_{ВЗВ}$  следует, что чем выше твердость керамики на основе оксида алюминия, тем выше изгибная прочность керамик. Действительно, твердость керамик – это способность материала сопротивляться внедрению алмазного индентора (в работе индентор Виккерса). При внедрении индентора в образец верхние слои материала вынуждены смещаться относительно более глубоких слоев материала. В методе ВЗВ – измерения изгибной прочности керамик в условиях сложного напряженного состояния, поверхностный слой материала (против нагружающего шарика) вынужден растягиваться больше, чем более глубокие слои. В таком случае изгибная прочность материала будет коррелировать с твердостью материала.

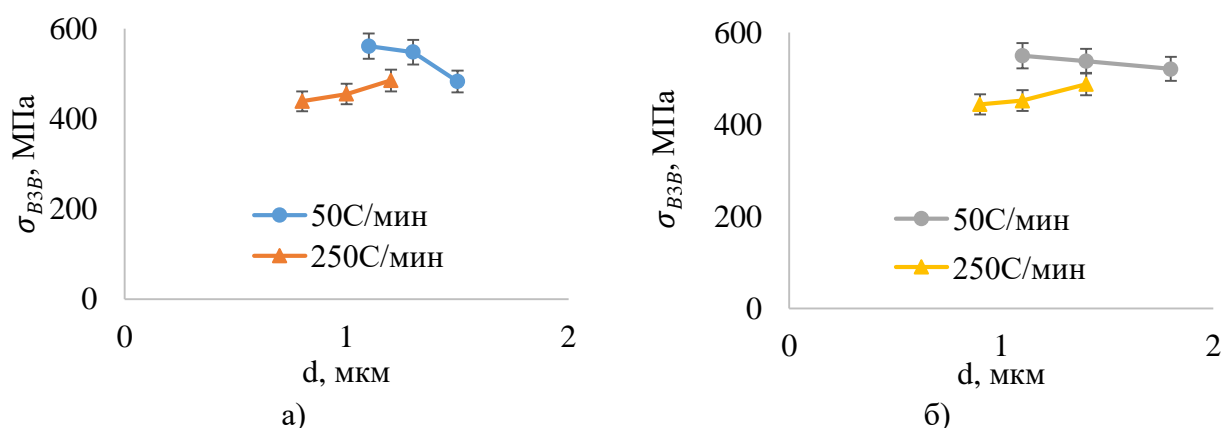


Рисунок 1 – Зависимость  $\sigma_{ВЗВ}$  от размера зерна  $d$  для образцов диаметром 12 мм (а) и 20 мм (б)

Выявлено, что зависимость изгибной прочности от трещиностойкости для образцов диаметром 12 и 20 мм отличается друг от друга. Для образцов диаметром 12

мм чем ниже трещиностойкость, тем выше прочность на изгиб, в то время как для образцов 20 мм прочность на изгиб выше у образцов с наибольшим значением трещиностойкости. Тем не менее, прочность на изгиб выше у образцов, полученных со скоростью спекания 50С/мин.

Таким образом, прочность на изгиб в условиях сложного напряженного состояния керамик, полученных методом ЭИПС, демонстрирует сильную чувствительность к режимам спекания и твердости образцов. Прочность на изгиб коррелирует с твердостью образцов, чем выше твердость, тем выше  $\sigma_{ВЗВ}$ . Полученный экспериментальный результат позволит в дальнейшем провести теоретический анализ прочности на изгиб в условиях сложного напряженного состояния керамик и построить модели оценки изгибной прочности.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда. (грант №20-73-10113)

1. Raschea S Strobl S Kunac M Bermejoa R Lubea T, *20th European Conference on Fracture (ECF20)* **3**, pp. 961 – 966 (2014).
2. Попов А А Berendeev N N, Boldin M S Nokhrin A V and Chuvil'deev V N, *Journal of Physics* **1431**, pp. 1-10 (2020).

## **ПОВЫШЕНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОГО УДАРНОГО УПРОЧНЕНИЯ**

**А.Е. Прохоров\*, А.Н. Вшивков, Е.А. Гачегова, О.А. Плехов**

Институт механики сплошных сред филиал Пермского Федерального исследовательского центра. Ак. Королева 1, Пермь, Россия, 614013

Email: Prokhorov.a@icmm.ru

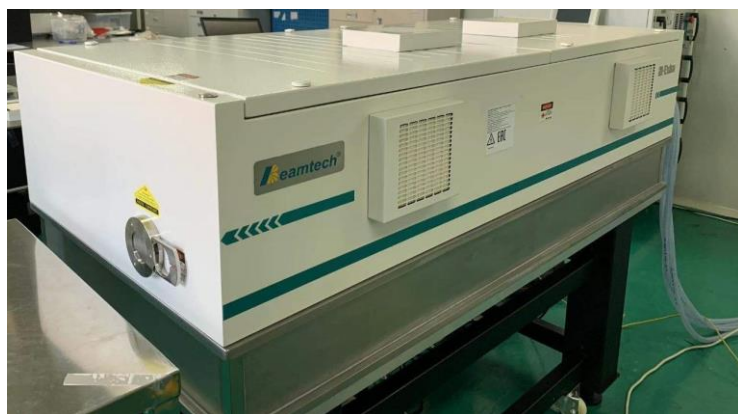
В настоящее время увеличение усталостной долговечности деталей из металлических материалов возможно двумя способами: поиском новых материалов или изменением структурного состояния существующих. Особенно перспективным с точки зрения увеличения усталостной долговечности является изменение состояния поверхности и создание сжимающих остаточных напряжений. В настоящее время в отечественной промышленности используются методы, создающие сжимающие остаточные напряжения на глубину до 0,2 мм (дробеструйная обработка), что значительно уступает зарубежным методам и создает значительные проблемы, связанные с высокой чувствительностью ответственных деталей к механическим повреждениям и, как результат, необходимость более частой замены. С помощью метода лазерного ударного упрочнения удастся создать в приповерхностном слое материала остаточные сжимающие напряжения на глубину до 1 мм, что значительно превосходит результаты, полученные классическими методами.

Лазерное ударное упрочнение современный метод, основой которому послужили исследования, проведенные в Физическом Институте им. П. Н. Лебедева (ФИАН) Аскарьяном Г.А. и Морозом Е.М. в 1962 году. Авторами было показано что импульс давления образованный в результате испарения металла с поверхности материала под действием высокоэнергетического лазерного воздействия во много раз больше чем давление фотонов самого лазерного импульса. Дальнейшее развитие твердотельных высокоэнергетических лазеров позволило использовать данный эффект в промышленности. В настоящее время ведущие мировые производители газотурбинных

двигателей используют данную технологию для увеличения ресурса деталей продуктов своего производства.

На базе Пермского федерального исследовательского центра была сконструирована установка для лазерного ударного упрочнения деталей различных габаритов и геометрий на основе импульсного лазера производства Beamtech SGR-Extra-10 (Рис.1а) с максимальной энергией в импульсе 9Дж. Установка позволяет реализовывать остаточные сжимающие напряжения на поверхности детали глубиной до 1мм и амплитудой вплоть до 1ГПа. Установка оснащена 6-ти осевым роботом-манипулятором (Рис. 2а), позволяющим обрабатывать детали произвольной геометрии с точностью позиционирования детали 0,1мм.

Настоящая работа посвящена изучению влияния поверхностных остаточных сжимающих напряжений, полученных методом лазерной ударной обработки, на физико-механические характеристики металлов. В качестве материала для исследования были выбраны армко-железо и титановый сплав ОТ4-0. Образцы материала были подвергнуты лазерной ударной обработке и испытаны в режиме многоциклового и гигациклового усталости. Образцы подвергались экспресс-тестам на усталостную долговечность и предел прочности. Для сравнения полученных характеристик были проведены испытания образцов исходного состояния и образцов, обработанных методом лазерного ударного упрочнения. После механических испытаний были проведены структурные исследования.



а



б

Рисунок 1. Фотография лазера Beamtech SGR-Extra 10 (а), 6-ти осевого робота манипулятора (б).

Результаты исследования показали, что на материале, подвергнутом лазерному ударному упрочнению, значительно изменяется диссипация энергии при приложении циклической нагрузки по сравнению с материалом в исходном состоянии. Количество циклов до разрушения образца также значительно изменилось. Структурные исследования также показывают существенные различия в показателях плотности дислокаций в приповерхностной зоне, что может объяснить аномальную диссипацию энергии.

Работа выполнена в рамках госзадания ИМСС УрО РАН – филиал ПФИЦ УрО РАН (тема № 122012400263-7).

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ .№ 17-11-01204

# ВЛИЯНИЕ АЗОТА НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ И МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА FeMnCrNiCo

К.А. Реунова<sup>1</sup>, Е.Г. Астафурова<sup>1</sup>, С.В. Астафуров<sup>1</sup>, Е.В. Мельников<sup>1</sup>,  
М.Ю. Панченко<sup>1</sup>, В.А. Москвина<sup>1</sup>, Д.О. Астапов<sup>2</sup>, А.С. Нифонтов<sup>1,3</sup>

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

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

<sup>3</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

Email: [reunova.ksenya@mail.ru](mailto:reunova.ksenya@mail.ru)

В настоящей работе методами рентгеноструктурного анализа, металлографии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии исследовали микроструктуру, механические свойства, механизмы деформации и разрушения высокоэнтропийного сплава Кантора (FeMnCrNiCo), легированного атомами азота. Слитки химического состава Fe<sub>20,0</sub>Mn<sub>20,0</sub>Cr<sub>20,0</sub>Ni<sub>20,0</sub>Co<sub>20,0</sub> (ат. %, 0N-ВЭС), Fe<sub>20,2</sub>Mn<sub>19,4</sub>Cr<sub>20,1</sub>Ni<sub>20,4</sub>Co<sub>19,1</sub>N<sub>0,8</sub> (0,8N-ВЭС), Fe<sub>20,3</sub>Mn<sub>20,0</sub>Cr<sub>20,1</sub>Ni<sub>19,9</sub>Co<sub>18,3</sub>N<sub>1,4</sub> (1,4N-ВЭС) и Fe<sub>20,4</sub>Mn<sub>20,4</sub>Cr<sub>20,3</sub>Ni<sub>20,3</sub>Co<sub>17,0</sub>N<sub>1,6</sub> (1,6N-ВЭС) были выплавлены в вакуумной индукционной печи в атмосфере аргона. Все исследуемые сплавы были подвергнуты термомеханической обработке, заключавшейся в отжиге при температуре 1200°C в течение 2 ч, затем холодной прокатке до 80 %, и повторном отжиге при 1200°C в течение 2 ч. Для исследования механических свойств, определения механизмов деформации и разрушения из заготовок были вырезаны образцы в форме двойных лопаток с размером рабочей части: 12×2,6×1,4 мм<sup>3</sup>. Механические испытания на одноосное статическое растяжение проводились в широком температурном диапазоне от 77 К до 473 К.

Микроструктурные исследования показали, что все исследуемые сплавы обладают крупнозернистой разориентированной микроструктурой. Средний размер зерна не зависит от химического состава, и для всех изучаемых сплавов составляет  $d \approx 200$  мкм. Методом рентгеноструктурного анализа было показано, что легирование атомами внедрения (азот) оказывает влияние на величину параметра кристаллической решетки  $a$ : так в случае сплава, не содержащего атомов внедрения, он составляет  $a = 3,598$  Å и увеличивается до  $a = 3,604$  Å в сплаве 0,8N-ВЭС. Увеличение концентрации азота до 1,4 и 1,6 ат. % приводит к росту величины  $a$  до 3,607 и 3,608 Å, соответственно. Исследование фазового состава показало, что все изучаемые сплавы обладают однофазной структурой с ГЦК-кристаллической решеткой.

Изучение температурной зависимости механических свойств в диапазоне температур от 77 К до 473 К показало, что независимо от химического состава, все сплавы обладают сильной зависимостью механических характеристик от температуры. Легирование атомами азота с концентрациями 0,8, 1,4 и 1,6 ат. % способствует росту прочности и пластичности исходного сплава 0N-ВЭС в интервале температур от 183 до 473 К. При температуре 77 К азотосодержащие сплавы демонстрируют высокое, по сравнению с исходным сплавом, значение предела текучести  $\sigma_{0,2}$ , но обладают меньшей пластичностью, чем сплав 0N-ВЭС. Сплав с максимальной концентрацией азота 1,6N-ВЭС обладает наименьшей пластичностью при  $T = 77$  К и разрушается на ранних стадиях пластической деформации.

Стадийность кривых растяжения не изменяется с температурой испытания. Установлено, что коэффициент деформационного упрочнения при одноосном

растяжении увеличивается с понижением температуры испытания и ростом атомной концентрацией азота в сплаве. Установлено, что подобная зависимость коэффициента деформационного упрочнения от температуры испытания и от химического состава в исследуемых сплавах определяется их микроструктурой. Исследование дислокационной структуры сплава Кантора после испытания на растяжение до разрушения при комнатной температуре показало, что основным механизмом деформации является дислокационное скольжение, на поздних степенях деформации происходит активация механического двойникования. При легировании азотом происходит усиление планарности дислокационной структуры, но механическое двойникование в азотистых сплавах оказывается подавленным при комнатной температуре деформации. Изучение механизмов деформации исследуемых сплавов после испытания на растяжение до разрушения при температуре 77 К показало, что помимо дислокационного скольжения происходит активация механического двойникования, которое в большой степени определяет деформационное упрочнение сплавов. Исходный сплав 0N-BЭС характеризуется наибольшей плотностью двойниковых ламелей, их толщина составляет десятки нанометров. В азотосодержащих сплавах наблюдается механическое двойникование, однако данный механизм деформации не является доминирующим при низкотемпературных испытаниях, а высокое упрочнение вызвано формированием мультиполей и плотных дислокационных стенок. Возможным обоснованием подобных механизмов деформации может являться то, что исследуемые сплавы представляют собой неупорядоченные твердые растворы замещения, в которых из-за легирования азотом происходят сильные искажения кристаллической решетки и возможно формирование ближнего порядка в расположении атомов внедрения. Это способствует изменению типа скольжения от волнистого к планарному. Также, в таких условиях рост двойниковых пластин оказывается затруднен, несмотря на тот факт, что рост деформирующих напряжений и увеличение энергии дефектов упаковки должны способствовать активации механического двойникования.

Анализ поверхностей разрушения исследуемых сплавов показал, что после испытания на одноосное растяжение при комнатной температуре все сплавы разрушаются вязко транскристаллитно с образованием многочисленных ямок излома на поверхностях разрушения. После испытаний на растяжение до разрушения при температуре жидкого азота сплавы 0N-BЭС, 0,8N-BЭС и 1,4N-BЭС характеризуются по-прежнему вязким изломом. В сплаве с максимальной концентрацией азота характер разрушения меняется на хрупкий интеркристаллитный с наличием локальных областей вязкого излома в теле зерен. Такое поведение сплава 1,6N-BЭС при разрушении после растяжения при  $T=77$  К обуславливается высоким значением деформирующих напряжений и невозможностью их аккомодации у границ зерен, для которых при концентрации азота 1,6 ат. % характерно формирование сегрегаций элементов замещения, входящих в состав сплава.

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-19-00261).*

# СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 20ГЛ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ТЕРМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ

С.О. Рогачев, Д.В. Приуполин

НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия

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

Термическое упрочнение сталей – эффективный способ повышения комплекса механических свойств и улучшения качества готового изделия [1]. Одним из таких способов является закалка, заключающаяся в нагреве стального изделия выше некоторой критической точки (полиморфного превращения), с последующим быстрым охлаждением. В то же время в литературе часто встречается мнение, что низкоуглеродистые стали слабо изменяют свои свойства после закалки, в связи с чем применение подобных методов термического упрочнения к ним неприменимо [2]. Однако исследования показывают, что за счет выбора режима закалки можно в широких пределах управлять комплексом свойств низкоуглеродистых сталей [3-5]. Целью данной работы было сравнительное исследование влияния способа термического упрочнения на изменение структуры и механических свойств стали марки 20ГЛ.

Исследовали образцы из стали 20ГЛ с сечением толщиной 20 мм, подвергнутые различным методам термического упрочнения: нормализации при температуре 900 °С с охлаждением на воздухе (исходное состояние), закалке с температуры 950 °С с охлаждением в воду в течение 5 минут и закалке с температуры 1000 °С с охлаждением быстродвижущимся потоком воды в течение 2 минут.

Проведен детальный послойный металлографический анализ образцов после термического упрочнения с использованием оптического и электронного сканирующего микроскопа, измерена микротвердость методом Виккерса по сечению образцов, проведено испытание на одноосное растяжение плоских образцов, вырезанных из разных (по структуре) слоев, для получения механических характеристик и установления их связи со структурой.

Сталь 20ГЛ по всему сечению образца после нормализации имела феррито-перлитную микроструктуру, а после закалки в воду – мартенситную микроструктуру. Полученная после закалки быстродвижущимся потоком воды микроструктура стали имела градиентное строение по сечению образца и состояла из слоев с различной структурой от поверхности вглубь образца: обезуглероженный слой, феррит + перлит, перлит с прослойками феррита, феррито-перлитная смесь с участками троостита, феррито-перлитная смесь с участками троостита и сорбита.

После нормализации и после закалки в воду микротвердость распределена равномерно по сечению образца. Средние значения микротвердости после нормализации и после закалки в воду составили 197 HV и 504 HV соответственно. После закалки быстродвижущимся потоком воды микротвердость по сечению образца изменяется в диапазоне от 200 до 300 HV. Наиболее высокой твердости соответствует участок на глубине от 2,5 до 5 мм, который имеет структуру феррито-перлитной смеси с участками троостита. Таким образом, закалка в воду и закалка быстродвижущимся потоком воды приводят к повышению микротвердости в 2,5 раза и до 1,5 раза соответственно, по сравнению с нормализованным состоянием.

Согласно результатам, полученным при испытании на растяжение, сталь 20ГЛ после нормализации имеет предел текучести 358 МПа, предел прочности 584 МПа и относительное удлинение 29 %. После закалки в воду сталь 20ГЛ имеет наиболее

высокую прочность (предел прочности выше 1500 МПа), однако её относительное удлинение уменьшается до 4–9 %. Несмотря на высокую прочность после закалки в воду, из-за наличия мартенситной структуры сталь может быть чувствительна к различным концентраторам напряжений.

Прочность стали после закалки быстро движущимся потоком воды повышается от поверхности вглубь образца, что коррелирует с изменением микроструктуры. Наибольший предел прочности и предел текучести стали после закалки с охлаждением быстро движущимся потоком воды в 1,6 раз выше, чем после нормализации, при небольшом снижении относительного удлинения.

Таким образом, закалка быстро движущимся потоком воды обеспечивает формирование благоприятной градиентной структуры и сочетание высокой прочности (до 750 МПа) и пластичности (18–25 %) стали 20ГЛ.

1. Г.П. Фетисов, Ф.А. Гарифуллин, *Материаловедение и технология металлов* (Оникс, Москва, 2007).
2. Н.В. Акулич, *Процессы производства черных и цветных металлов и их сплавов* (Гомель, 2008).
3. P. Stark, S. Schuettenberg, U. Fritsching, *WIT Transactions on Engineering Sciences* **70**, pp. 201-212 (2011).
4. С.А. Никулин, В.Н. Огуенко, А.Б. Рожнов, В.Ю. Турилина, Т.А. Нечайкина, С.О. Рогачев, *Деформация и разрушение материалов* **2**, сс. 42-46 (2016).
5. В.М. Федин, *Объемно-поверхностная закалка деталей подвижного состава и верхнего строения пути* (ИНТЕКС, Москва, 2002).

## **АНОМАЛЬНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Al-8%Ca ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ**

**С.О. Рогачев<sup>1</sup>, Е.А. Наумова<sup>1,2</sup>, А.А. Комиссаров<sup>1</sup>, М.А. Васина<sup>1</sup>, М.Д. Павлов<sup>1</sup>**

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

<sup>2</sup>. МГТУ Станкин, г. Москва, Россия

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

Аддитивные технологии быстро развиваются с начала 2000-х годов [1]. Среди них широкое применение получило направление 3D-печати, включающее технологические методы производства изделий и прототипов, основанные на поэтапном формировании изделия путём добавления материала на основу. Эти методы реализуются с использованием лазерного излучения для плавления и сплавления частиц металлического порошка. Аддитивное производство имеет предпосылки стать важной технологией производства изделий сложной формы с требуемым комплексом свойств, радикально изменив традиционные методы организации производственного процесса [2].

Благодаря превосходным литейным свойствам разработанные в последние годы эвтектические алюминий-кальциевые сплавы потенциально применимы в аддитивных технологиях [3]. Однако информации об их поведении в условиях быстрой кристаллизации при лазерном воздействии в литературе еще нет. В данной работе исследовали влияние лазерного воздействия на упрочнение алюминиевого сплава эвтектического состава Al-8%Ca. Изначально сплав был получен в виде отливки длиной 200 мм и диаметром 20 мм. Исследования проводили на пластинах толщиной ~1 мм, которые вырезали из отливки электроэрозионным методом.



При помощи установки селективного лазерного сплавления SLM Solutions 280HL делали параллельные лазерные проплавы (треки) на поверхности пластин. Цель – изучение эффекта упрочнения сплава в условиях кристаллизации близких к реализуемым при селективном лазерном сплавлении. Всего было сделано четыре проплава при мощности лазера 370 Вт и скорости лазерного пучка 450; 750; 1050 и 1350 мм/с. Часть обработанных лазером пластин подвергали нагреву в электропечи при температурах 300 и 400 °С и времени выдержки 1 час с последующим охлаждением на воздухе.

Обработанные лазером пластины были разрезаны в направлении поперечном направлению проплавов с использованием электроэрозионного станка. Отрезанные фрагменты были помещены в твердую оснастку методом холодной заливки, после чего подвергнуты шлифовке и полировке до зеркального блеска. Микротвердость по Виккерсу (нагрузка 0.5 Н, время выдержки 10 с) в зоне плавления и в основном металле измеряли на приборе Micromet 5101 Buehler. Структуру в поперечном сечении изучали на оптическом микроскопе после травления шлифов в 5% водном растворе HF.

Анализ структуры треков в поперечном направлении показал, что скорость лазерного пучка влияет на объем расплавленного металла, что проявляется в разной глубине, ширине и форме зоны плавления. Наибольший размер области плавления наблюдается для минимальной скорости лазерного пучка 450 мм/с: ширина и глубина зоны плавления составили 270 и 177 мкм соответственно. Увеличение скорости лазерного пучка до 750; 1050 и 1350 мм/с приводит к уменьшению ширины зоны плавления до 232; 228 и 185 мкм соответственно. При этом нет четкой зависимости изменения глубина зоны плавления от скорости лазерного пучка; так, глубина зоны плавления составила 55 мкм; 153 мкм и 95 мм соответственно для скорости лазерного пучка 750; 1050 и 1350 мм/с.

Микротвердость зоны плавления в несколько раз выше (204–357 HV), чем твердость основного металла (80–100 HV). Внутренняя структура зоны плавления неоднородна и отличается по контрасту на оптическом изображении; присутствуют светлые и темные области. При этом светлые области имеют более высокую микротвердость – 329–357 HV, а темные области – более низкую микротвердость – 204–282 HV. Наибольшая доля светлых областей в зоне плавления наблюдалась в структуре треков, полученных для скоростей лазерного пучка 1350 и 750 мм/с. В зоне плавления, полученной для минимальной скорости лазерного пучка 450 мм/с, светлых областей не наблюдалось, в связи с чем она характеризовалась наименьшей твердостью.

Отжиг при температуре 300 °С не изменил микротвердость светлых областей зоны плавления, но привел к снижению микротвердости темных областей до 140–190 HV. Повышение температуры отжига до 400 °С привело к снижению микротвердости темных областей до 90–100 HV, что соответствует микротвердости основного металла, и светлых областей до 120–160 HV. Таким образом, наиболее упрочненное состояние обработанного лазером сплава Al-8%Ca обладает повышенной термической стабильностью.

В докладе обсуждаются механизмы, обеспечивающие аномально высокую микротвердость Al-Ca-сплава, такие как наличие пересыщенного твердого раствора и формирование дислокационной субструктуры.

1. M.Q. Zafar, H. Zhao, *Metals and Materials International* **26**, 564-585 (2019).
2. I.A. Pelevin, A.Yu. Nalivaiko, D.Yu. Ozherelkov, A.S. Shinkaryov, S.V. Chernyshikhin, A.N. Arnautov, S.V. Zmanovsky, A.A. Gromov, *Materials* **14**, 2648 (2021).

3. Белов Н.А., Наумова Е.А., Акопян Т.К., *Эвтектические сплавы на основе алюминия: новые системы легирования* (Руда и металлы, Москва, 2016)  
Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 20-19-00746).

## **МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ ГЦК (CoCrFeNi)<sub>96</sub>Mo<sub>4</sub> ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА В ВЫСОКОПРОЧНОМ СОСТОЯНИИ**

**А.А. Сараева, И.В. Киреева, Ю.И. Чумляков**

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск,  
Россия

Email: [Anastasia16-05@yandex.ru](mailto:Anastasia16-05@yandex.ru)

На  $[1\bar{1}44]$  –монокристаллах ГЦК (CoCrFeNi)<sub>96</sub>Mo<sub>4</sub> (ат. %) высокоэнтропийного сплава (ВЭС) было исследовано механическое поведение в высокопрочном состоянии при деформации растяжением. К высокопрочным материалам относят материалы с пределом текучести  $\sigma_{0.1} \sim G/100$ , где  $G$  –модуль сдвига. В монокристаллах ГЦК (CoCrFeNi)<sub>96</sub>Mo<sub>4</sub> ВЭС высокопрочное состояние достигалось за счет комплексного влияния: введения высокой плотности нанодвойников в нескольких системах и наноразмерных частиц  $\mu$ -фазы. Нанодвойники вводили при низкотемпературной деформации 60 % при 77 К, а некогерентные наноразмерные частицы  $\mu$ -фазы при старении при 1173 К в течение 24 часов.

Установлено, что совместное влияние нанодвойников и наночастиц  $\mu$ -фазы приводит к увеличению напряжений на пределе текучести  $\sigma_{0.1}(T)$ : на 360 МПа при 77 К, на 180 МПа при 296 К и на 220 МПа при 873 К относительно закаленных монокристаллов. В результате,  $\sigma_{0.1} \approx G/100$  при 77 К,  $\sigma_{0.1} \approx G/220 - G/210$  в температурном интервале от 296 и до 873 К и, таким образом, кристаллы становятся высокопрочными при 77 К и близкими к высокопрочным в температурном интервале от 296 до 873 К. Исследование температурной зависимости  $\sigma_{0.1}(T)$  при  $T > 296$  К обнаружило ряд особенностей, которые не наблюдаются в закаленных моно- и поликристаллах с мелким размером зерна: 1) ослабление температурной зависимости  $\sigma_{0.1}(77 \text{ К}) / \sigma_{0.1}(296 \text{ К}) = 2.19$  по сравнению с исходным закаленным состоянием  $\sigma_{0.1}(77 \text{ К}) / \sigma_{0.1}(296 \text{ К}) = 2.38$ , что связано с наличием двойников, границы которых являются атермическими препятствиями для скользящих дислокаций; 2) напряжения  $\sigma_{0.1}(T)$  в интервале от 296 до 873 К слабо меняются от температуры испытания, что обусловлено медленным ростом частиц из-за замедленной диффузии; 3) напряжения  $\sigma_{0.1}(T)$  слабо падают при  $T > 800$  К по сравнению с поликристаллами, что связано с отсутствием проскальзывания по границам двойников.

В высокопрочном и близком к высокопрочному состоянию монокристаллы сохраняют высокую пластичность до 20–30 % в температурном интервале от 77 до 873 К. Пластическое течение развивается с высоким коэффициентом деформационного упрочнения  $\theta = d\sigma/d\varepsilon$  (3200 МПа при 77 К, 2300 МПа при 296 К, 1700 МПа при 773 К), при котором достигается высокий уровень напряжений перед разрушением ( $\sigma_{\max} = 1790$  МПа при 77 К,  $\sigma_{\max} = 1110$  МПа при 296 К,  $\sigma_{\max} = 730$  МПа при 773 К), но при этом разрушение сохраняется вязким во всем исследованном интервале температур. Установлено, что развитие пластического течения с высоким коэффициентом деформационного упрочнения достигается в результате одновременного развития деформации скольжением и двойникованием.

Таким образом, комбинированный метод упрочнения монокристаллов ГЦК  $(\text{CoCrFeNi})_{96}\text{Mo}_4$  (ат. %) ВЭС позволяет достичь высокопрочного состояния, при котором сохраняется пластичность до 20–30% и вязкое разрушение в широком температурном интервале от 77 до 873 К.

*Исследование выполнено при поддержке Программы развития Томского государственного университета (Приоритет-2030).*

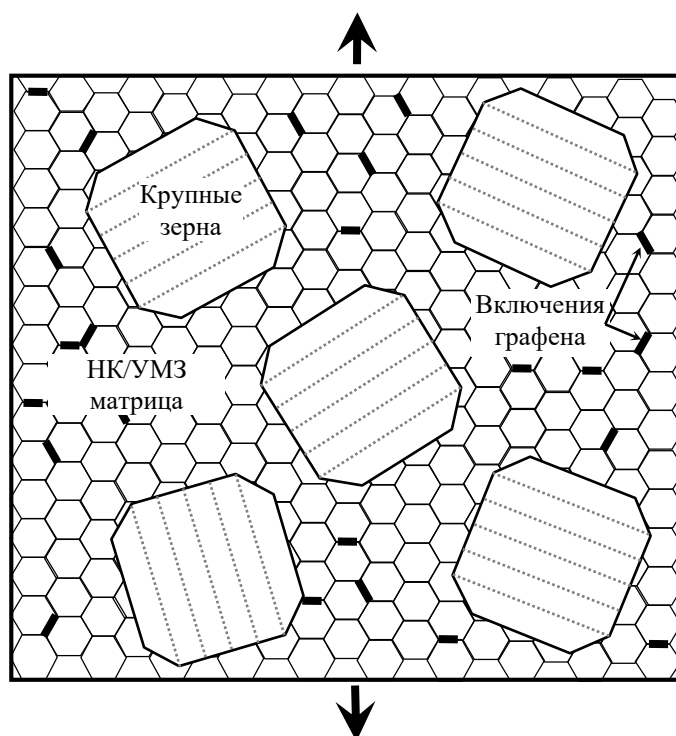
## ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ БИМОДАЛЬНЫХ КОМПОЗИТОВ МЕТАЛЛ-ГРАФЕН С НАНОДВОЙНИКОВОЙ СТРУКТУРОЙ

Н.В. Скиба

*Институт проблем машиноведения Российской академии наук Санкт-Петербург 199178, Россия*

В последнее время активно развивается новый класс материалов с бимодальной структурой, который представляет материалы, состоящие из крупных (микронного размера) зерен, внедренных в матрицу нанокристаллическую/ультрамелкозернистую НК/УМЗ матрицу. Согласно экспериментальным работам и компьютерному моделированию, наличие крупных зерен в НК/УМЗ матрице с графеновыми включениями, может значительно повысить пластичность композита металл-графен. Основываясь на этих данных, была разработана теоретическая модель, которая описывает особенности пластической деформации и предела текучести бимодальных композитов металл-графен с нанодвойниковой структурой.

На Рис. 1 представлена двумерная модель бимодального композита, состоящего из металлической матрицы НК/УМЗ с включениями в виде графеновых пластин и крупных зерен с нанодвойниковой структурой.



*Рисунок 1. Модель бимодального композита металл-графен с нанодвойникованными крупными зернами, внедренными в НК/УМЗ матрицу с графеновыми включениями.*

В рамках модели основные механизмы пластической деформации представляют собой миграцию двойниковых границ и движение дислокаций поперек двойников в нанодвойниковых зернах, а также скольжение решеточных дислокаций и скольжение границ зерен в НК/УМЗ матрице. На примере бимодального композита Cu-графен с нанодвойниковой структурой рассчитана зависимость предела текучести от толщины двойников. Результаты расчетов демонстрируют переход от упрочнения к разупрочнению композита при критической толщине двойников и сильную зависимость предела текучести от объемной доли крупных зерен с нанодвойниковой структурой. Также выявлено, что предел текучести бимодального композита металл-графен с крупными нанодвойниковыми зернами превышает предел текучести НК/УМЗ композита металл-графен без нанодвойникованных зерен в широком диапазоне толщин двойников. Кроме того, хорошо известно, что наличие крупных зерен с нанодвойниковой структурой, внедренных в НК/УМЗ матрицу значительно повышает пластичность композитов металл-графен. Таким образом, бимодальный композит металл-графен с крупными нанодвойниковыми зернами обладает одновременно высокой прочностью и пластичностью, превышающими аналогичные характеристики традиционных композитов металл-графен.

## ЭФФЕКТ ПЛАСТИФИКАЦИИ В УМЗ СПЛАВЕ Al-Cu-Zr

Д.И. Садыков<sup>1</sup>, Т.С. Орлова<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

Email: [dinislames@mail.ru](mailto:dinislames@mail.ru)

Проводниковые алюминиевые сплавы активно применяются в различных отраслях промышленности в виду их высокой электропроводности, легкости и коррозионной стойкости. Ключевым недостатком данного типа сплавов является их относительно низкая прочность. В последние десятилетия с целью получения высоких прочностных характеристик активно применяется подход по формированию ультрамелкозернистых (УМЗ) и нанокристаллических (НК) структур методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Материалы, структурированные методами ИПД, проявляют не просто высокие прочностные характеристики, но в ряде случаев демонстрируют «сверхпрочность». К сожалению, ценой высокой прочности, как правило, является резкое снижение пластичности, что сильно ограничивает область их применения. Ранее в работе [1] было показано, что структурированный методом интенсивной пластической деформации кручения (ИПДК) тройной сплав Al-1.47Cu-0.34Zr (wt.%) (далее Al-Cu-Zr) демонстрирует высокую прочность ( $\sigma_{UTS} \sim 575$  МПа) и приемлемую электропроводность ( $\omega \sim 46.1$  % IACS), однако пластичность остается на довольно низком уровне ( $\delta \leq 5$  %). В настоящей работе продемонстрирован подход по увеличению пластичности УМЗ сплава Al-Cu-Zr с сохранением высокой прочности и приемлемой электропроводности, заключающийся в проведении специальной дополнительной деформационно-термической обработки (ДТО).

Изначальное структурирование образцов сплава Al-Cu-Zr проводилось методом ИПДК при давлении  $P=6$  ГПа и количестве оборотов  $n=10$ , данное состояние обозначено как НРТ. Впоследствии часть образцов была подвергнута кратковременному низкотемпературному отжигу при  $125$  °С в течение 240 min (состояние НРТ+АН). Часть образцов после отжига подвергались дополнительной ИПДК на  $n=0.25$  оборота

(состояние НРТ+АН+0.25НРТ). Микроструктура образцов изучалась методами рентгеноструктурного анализа (РСА), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), просвечивающей растровой электронной микроскопии (ПРЭМ) с проведением энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДРС). Образцы испытывались на одноосное растяжение со скоростью  $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . Удельная электропроводность измерялась вихретоковым методом.

В таблице 1 и на рис. 1 приведены результаты микроструктурных исследований. ИПДК структурирование привело к формированию УМЗ структуры со средним размером зерна  $d_g \sim 285 \text{ nm}$ , обнаружены частицы фазы  $\text{Al}_3\text{Zr}$  со средним размером  $\sim 17 \text{ nm}$  в объеме зерен, на ГЗ наблюдаются отдельные частицы фазы  $\text{Al}_2\text{Cu}$  с размерами  $\sim 20\text{-}40 \text{ nm}$  [1]. Проведение отжига (состояние НРТ+АН), привело к незначительному росту среднего размера зерна ( $d_g \sim 360 \text{ nm}$ ), размер частиц Cu-содержащей фазы на ГЗ увеличился до  $\sim 60 \text{ nm}$  (рис. 1). В результате последующей ИПДК (состояние НРТ+АН+0.25НРТ) размер зерна практически не изменился ( $d_g \sim 315 \text{ nm}$ ), размер частиц  $\text{Al}_2\text{Cu}$  на ГЗ, размер и объемная доля частиц  $\text{Al}_3\text{Zr}$  в объеме зерен также не претерпели изменений. На рис. 2 приведены деформационные кривые для образцов сплава Al-Cu-Zr. Отжиг (состояние НРТ+АН) привел к снижению прочностных характеристик ( $\sigma_{UTS} \sim 484 \text{ MPa}$ ,  $\sigma_{0,2} \sim 375 \text{ MPa}$ ) и резкому падению пластичности ( $\delta \leq 2\%$ ). Последующая ИПДК на 0.25 оборота (состояние НРТ+АН+0.25НРТ) привела к значительному увеличению пластичности ( $\delta \sim 11\text{-}13\%$ ) при сохранении высокого уровня прочности ( $\sigma_{UTS} \sim 466 \text{ MPa}$ ,  $\sigma_{0,2} \sim 328 \text{ MPa}$ ), значение удельной электропроводности составило ( $\omega \sim 47.2\%$  IACS).

Таблица 1. Результаты микроструктурных исследований по данным РСА и ПЭМ.  $d_g$  – средний размер зерна,  $a$  – параметр решетки,  $D_{XRD}$  – средний размер областей когерентного рассеяния,  $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$  – уровень микроискажений кристаллической решетки,  $L_{dis}$  – плотность дислокаций.

Состояние	$d_g, \text{ nm}$	$a, \text{ \AA}$	$D_{XRD}, \text{ nm}$	$\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}, \%$	$L_{dis} \times 10^{13}, \text{ m}^{-2}$
НРТ	285±23	4	±1	4 +0.002	2.6
НРТ+АН	360±25	4.0500±0.00003	295±4	±0.0003	
НРТ+АН+0.25НРТ	315±24	4.0502±0.00006	±4	±0.001	

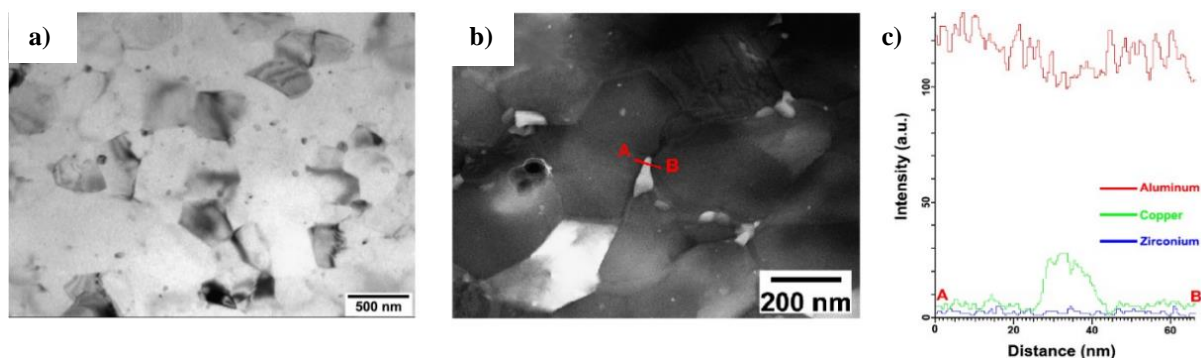


Рисунок 1. ПЭМ (a) и ПРЭМ (b) изображения сплава Al-Cu-Zr в состоянии НРТ+АН, (c) – линейный профиль концентрации элементов вдоль линии АВ.

Значительное увеличение пластичности после ДТО можно объяснить вводом новых дислокаций в релаксированную отжигом структуру высокоугловых ГЗ в рамках модели, предложенной для УМЗ Al [2], что согласуется с данными микроструктурных исследований (таблица 1).

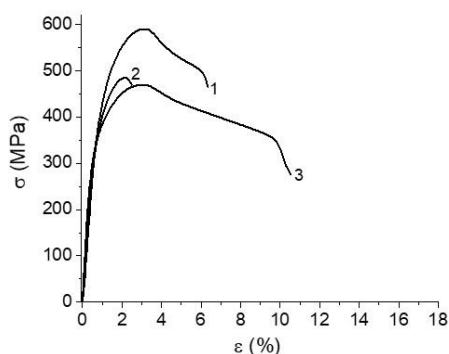


Рисунок 2. Диаграммы напряжение - деформация для сплава Al-Cu-Zr в состояниях: 1 – НРТ, 2 – НРТ+АН, 3 – НРТ+АН+0.25НРТ.

1. Т.С. Орлова, Д.И. Садыков, М.Ю. Мурашкин, В.У. Казыханов, Н.А. Еникеев, *Физика Твёрдого Тела*, **63**, сс. 1572-1584 (2021).

2. T.S. Orlova, N.V. Skiba, A.M. Mavlyutov, R.Z. Valiev, M.Y. Murashkin, M.Y. Gutkin, *Reviews on Advanced Materials Science*, **57**, pp. 224–240 (2018).

## ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ

М.А.Соковиков<sup>1</sup>, М.Ю.Симонов<sup>2</sup>, В.В.Чудинов<sup>1</sup>, В.А.Оборин<sup>1</sup>,  
С.В.Уваров<sup>1</sup>, О.Б.Наймарк<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

<sup>2</sup>Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Email: [sokovikov@icmm.ru](mailto:sokovikov@icmm.ru)

Целью данной работы является изучение одного из механизмов локализации пластической деформации обусловленного структурными переходами в ансамблях дефектов мезоуровня при различных видах нагружения [1].

Проводилось исследование механизма локализации пластического сдвига при динамическом нагружении на установке Гопкинсона – Кольского образцов специальной формы, обеспечивающих реализацию плоского деформированного состояния; образцов, в которых реализуется динамическое кручение, а также скошенных цилиндрических образцов (угол скоса  $2^0$ ) [2] из сплава АМгб, рис 1а.

На оригинальной баллистической установке по исследованию пробивания были нагружены образцы из сплава алюминия АМгб. При высокоскоростном взаимодействии ударника с мишенью реализуется разрушение в виде формирования и выноса пробки. Температурные поля в реализованных процессах высокоскоростного деформирования исследовались «in-situ» с использованием высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M [3-12]. Измеренная температура в зоне локализации не подтверждает традиционные представления о механизме локализации деформации, обусловленном термопластической неустойчивостью для исследуемых материалов и реализованных режимах нагружения, рис 1б.

Проведены динамические испытания образцов, специальной формы из сплавов АМг6, Д16 и Сталь 3, на разрезном стержне Гопкинсона-Кольского с применением системы неинвазивного измерения деформаций StrainMaster. Построены поля перемещений и деформаций в образцах специальной формы из сплавов АМг6, Д16 и Сталь 3, испытанных при динамическом нагружении на стержне Гопкинсона-Кольского.

Сравнение экспериментально полученных полей температур и полей деформаций с результатами проведенного численного моделирования, проведенного с учетом особенностей кинетики накопления мезодефектов в материале, дает удовлетворительное соответствие с точностью  $\sim 20\%$ .

Сохраненные после эксперимента образцы подвергались микроструктурному анализу с помощью оптического интерферометра-профилометра и сканирующего электронного микроскопа. Структурный анализ показал коррелированное поведение ансамбля дефектов, которое может быть классифицировано, как структурный переход, обеспечивающий локализацию деформации.

Данные экспериментальных исследований, изучение структуры деформированных образцов, а также данные численного моделирования [3-12], проведенного с учетом особенностей кинетики накопления дефектов в материале позволяют предполагать, что один из механизмов локализации пластической деформации для исследованных материалов и реализованных условий нагружения обусловлен скачкообразными процессами в дефектной структуре материалов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №21-79-30041).

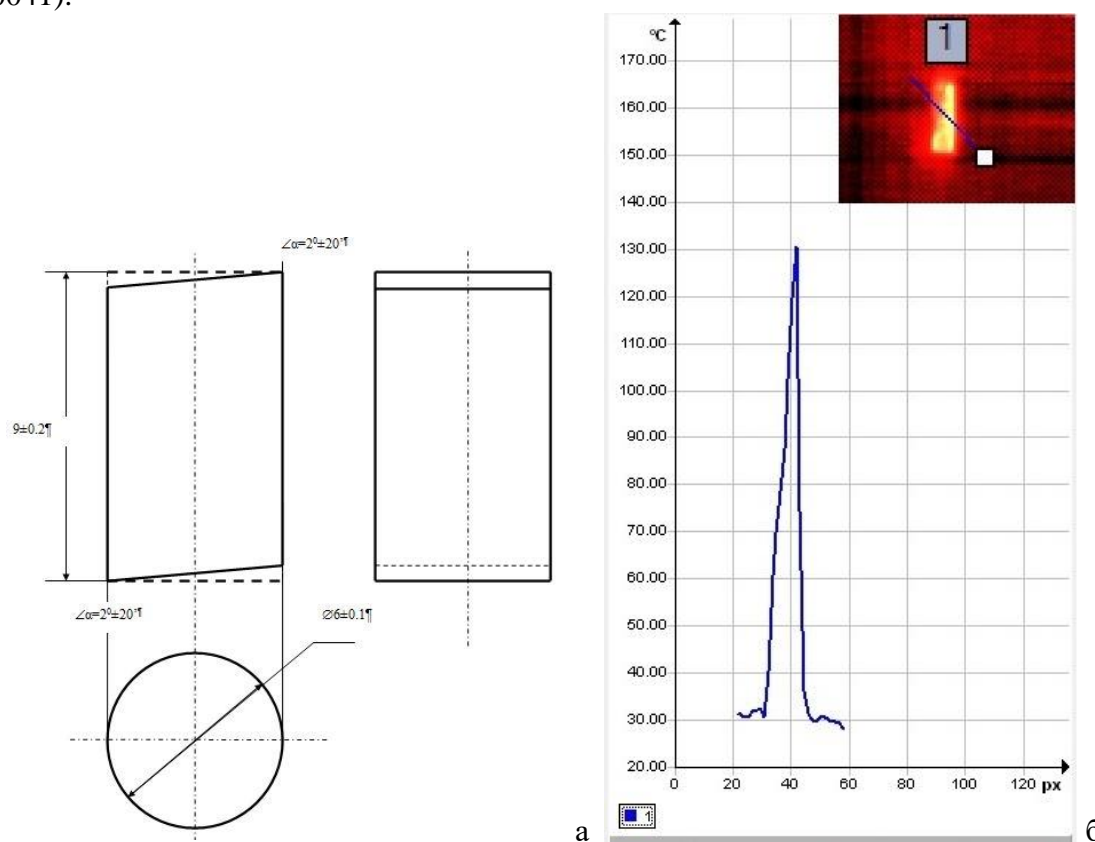


Рисунок 1. Скошенный образец из сплава АМг6 для изучения локализации пластической деформации (а), изображение скошенного образца из сплава АМг6 в инфракрасных лучах в процессе эксперимента и зависимость температуры вдоль показанной координаты в выбранный момент времени.

1. О.Б. Наймарк *Физическая мезомеханика* **6**, сс. 45-72 (2003).
2. G. D'Anna and F. Nori *Physical Review Letters* **85**, pp. 4096 – 4099 (2000).
3. М.А. Соковиков, Д.А. Билалов, В.В. Чудинов, С.В. Уваров, О.А. Плехов, А.И. Терехина, О.Б. Наймарк *Письма в Журнал технической физики* **40**, сс. 82 -88 (2014).
4. Д.А. Билалов, М.А. Соковиков, В.В. Чудинов, В.А. Оборин, Ю.В. Баяндин, А.И. Терехина, О.Б. Наймарк *Вычислительная механика сплошных сред* **8**, сс. 319-328 (2015).
5. Д.А. Билалов, М.А. Соковиков, В.В. Чудинов *Деформация и разрушение материалов* **5**, сс. 43-47. (2017).
6. Д.А. Билалов, М.А. Соковиков, В.В. Чудинов, В.А. Оборин, Ю.В. Баяндин, А.И. Терехина, О.Б. Наймарк *Вычислительная механика сплошных сред* **10**, сс. 103-112 (2017).
7. М.А. Соковиков, В.В. Чудинов, В.А. Оборин, С.В. Уваров, О.Б. Наймарк *Вычислительная механика сплошных сред* **12**, сс. 301-312 (2019).
8. Д.А. Билалов, М.А. Соковиков, Ю.В. Баяндин, В.В. Чудинов, В.А. Оборин, О.Б. Наймарк *Вестник ПНИПУ. Механика* **5**, сс. 5-14 (2019).
9. М.А. Sokovikov, S.V. Uvarov, M.Yu. Simonov, V.A. Oborin, V.V. Chudinov, O.B. Naimark *Science Direct Procedia Structural Integrity* **18**, сс. 262-267 (2019).
10. М.А. Соковиков, М.Ю. Симонов, Д.А. Билалов, Ю.Н. Симонов, О.Б. Наймарк *Физическая мезомеханика* **23**, сс. 45–57 (2020).
11. М.А. Соковиков, М.Ю. Симонов, В.А. Оборин, В.В. Чудинов, С.В. Уваров, О.Б. Наймарк *Вычислительная механика сплошных сред* **14**, сс. 300-311 (2021).
12. М.А. Соковиков, В.А. Оборин, В.В. Чудинов, С.В. Уваров, О.Б. Наймарк *Вестник ПНИПУ. Механика* **3**, сс. 154-162 (2021).

## **V СТАДИЯ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА Cu-8 ат. % Al**

**Ю.В. Соловьева, В.А. Старенченко, М.В. Геттингер,  
А.И. Данильсон, А.С. Пляскин**

*Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
г. Томск*

Email: [j\\_sol@mail.ru](mailto:j_sol@mail.ru)

Традиционно на кривых упрочнения ГЦК-монокристаллов при умеренных деформациях выделяют несколько стадий: первую стадию – стадию лёгкого скольжения, на которой деформация осуществляется действием единственной системой скольжения (одиночным скольжением); вторую стадию линейного упрочнения на которой наблюдается действие многих систем скольжения, при этом деформирующее напряжение прямо пропорционально деформации; третью стадию, на которой наблюдается уменьшение коэффициента упрочнения, а напряжение деформирования связано с деформацией параболической зависимостью. В работе Белла [1] было обнаружено, что она разбивается, как правило, на две параболические подстадии. Стадия IV, обнаруживается при развитой деформации, которая достигается при испытаниях на сжатие, где наблюдается близкое к линейному, либо параболическому возрастание напряжений с деформацией [2]. Целью настоящей работы являлось изучение стадийности деформационного упрочнения ГЦК-монокристаллов, деформированных до глубоких (мегапластических) степеней деформации методом одноосного квазистатического сжатия. В качестве объекта исследования были выбраны высокопластичные монокристаллы сплава Cu–8 ат. % Al, ориентированные в направлении  $[0\ 0\ 1]$ , которые деформировались одноосным сжатием до степеней деформации  $\epsilon_{ист} > 2$ .

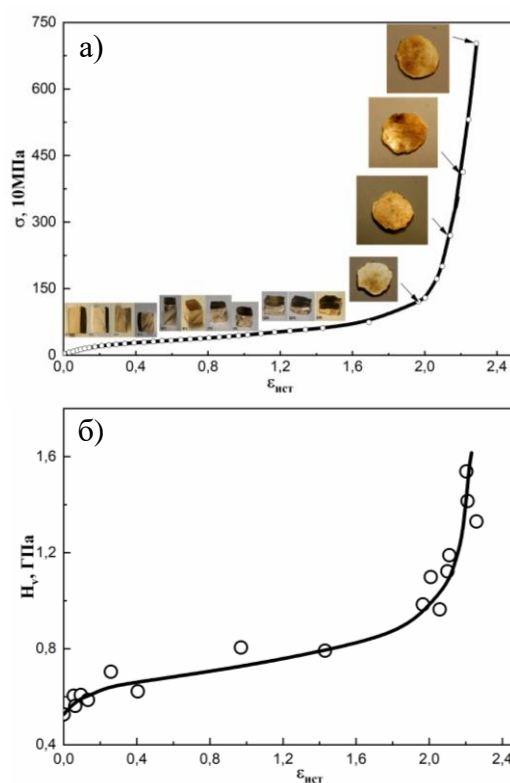
Сплав Cu-8ат. %Al был выплавлен в печи сопротивления из Cu и Al высокой чистоты (99,999) в атмосфере чистого аргона. Из приготовленного расплава методом



Бриджмена выращивались монокристаллические слитки на установке ОКБ–8093. После гомогенизирующего отжига при 973 °С в течение 50 часов с последующим охлаждением с печью, из массивного слитка на электроискровом станке вырезались образцы размером  $2,5 \times 2,5 \times 5 \text{ мм}^3$ , с ориентировкой торцевой грани [001]. Для достижения мегапластических деформаций, одноосное квазистатическое сжатие образцов проводилось на установке высокого давления UTM-4500 (GCTS Testing Systems), обеспечивающей максимальное деформирующее усилие 4500 кН (450 тонн). Монокристаллы испытывались до максимальной нагрузки 50 тонн.

В результате проведенных испытаний была получена кривая деформационного упрочнения  $\sigma$ – $\varepsilon_{ист}$  протяженностью до  $\varepsilon_{ист}=2,3$  (см. рис.1, а). Показано, что наряду с традиционными стадиями при умеренных деформациях ГЦК-монокристаллов, при высоких нагрузках и деформациях наблюдается новая стадия деформационного упрочнения – стадия V, которая впервые обнаружена в настоящей работе и ранее в научной литературе не упоминалась. После достижения истинной деформации  $\varepsilon_{ист} \approx 1,9 - 2,0$  последующая деформация сопровождается сверхбыстрым деформационным упрочнением. Существование особой стадии подтверждается также полученной нами зависимостью величины микротвёрдости от степени деформации (см. рис.1 б), которая, в целом, оказалась подобной кривой упрочнения. Это означает, что обнаруженная нами стадия катастрофического упрочнения (стадия V) связана с изменением внутренней субструктуры деформированного монокристалла. Проведено математическое описание стадий деформационного упрочнения методом подбора аппроксимирующих функций. Показано, что каждая из наблюдаемых стадий допускает математическое описание линейными, либо параболическими функциями. Стадия V может быть описана параболой с очень высоким значением коэффициента параболичности  $\theta_V = (7144 \pm 227) \text{ кгс/мм}^2$ , который почти на три порядка выше аналогичного параметра стадии IV ( $\theta_{IV} = (10,4 \pm 0,3) \text{ кгс/мм}^2$ ). Каждой стадии соответствует характерный макроскопический деформационный рельеф, и характерные изменения макроскопической формы испытываемых монокристаллов. Методом EBSD (ДОРЭ – дифракции обратно рассеянных электронов) получены данные о структурном состоянии материала в начале стадии мегапластической деформации (стадии V): формируется существенно неоднородная фрагментированная (зёрненная) субструктура, сочетающая протяженные участки субмикроструктурной структуры и крупнокристаллические фрагменты с малоугловой разориентацией.

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



*Рис. 1. Кривые  $\sigma$ – $\varepsilon_{ист}$  (а) и  $H_v$ – $\varepsilon_{ист}$  (б) монокристаллов Cu-8ат.% Al. Ориентация оси сжатия [0 0 1]*

1. Белл Дж. Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел. II. Конечные деформации. – М.: Наука, 1984. – 431 с.
2. В.А. Старенченко, Д.В. Лычагин Геометрический эффект в упрочнении и локализации деформации ГЦК-монокристаллов // Физическая мезомеханика. – Т.3. – 2 (2000) с. 47–54.

## **ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОМ НИКЕЛЕ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ**

**Ю.В. Соловьева, Н.А. Попова, Е.Л. Никоненко**

*Томский государственный архитектурно-строительный университет*

E-mail: [j\\_sol@mail.ru](mailto:j_sol@mail.ru)

Настоящая работа посвящена описанию основных элементов, формирующих структуру ультрамелкозернистого (УМЗ) технически чистого никеля, полученного путем деформации равноканальным угловым прессованием (РКУП). При РКУП образцы подвергались сдвиговой деформации путём сжатия по двум пересекающимся под углом  $120^\circ$  каналам равного диаметра при температуре  $T = 400^\circ\text{C}$  без промежуточных отжигов. Число проходов соответствовало  $N = 4$ .

Структурные исследования проводились методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах с помощью электронного микроскопа ЭМ-125К, настроенного на высокое разрешение, при ускоряющем напряжении 125 кВ. Среднее увеличение в колонне микроскопа было 40 000-60 000 крат. Статистическая обработка результатов проводилась по непрерывным участкам образца площадью  $\sim 80 \text{ мкм}^2$ , содержащих 500-1000 зерен.

В работе проведено изучение зеренной структуры. Установлено, что после РКУП в никеле в соответствии с характером дислокационной структуры, которая в них наблюдается, зерна можно классифицировать на три типа: 1) бездислокационные зерна – самые мелкие зерна, не обладающие субструктурой (в них практически отсутствуют дислокации), 2) более крупные зерна, содержащие хаотически распределенные дислокации или сетчатую субструктуру, и 3) самые крупные зерна с фрагментированной субструктурой. Зерна анизотропны. Определена объемная доля каждого типа зерен в материале. Установлено, что самым высоким значением скалярной плотности дислокаций обладают зерна с фрагментированной субструктурой.

Структура УМЗ-никеля не является равновесной и поэтому содержит различные источники внутренних напряжений. Установлено, что одним из источников внутренних полей напряжений в УМЗ-никеле является дислокационная структура. Второй, и основной, источник – границы зерен. Третьим источником являются дисклинации, расположенные в стыках зерен. С измельчением зерна мощность дисклинаций, пропорциональная кривизне-кручению кристаллической решетки  $\chi$ , возрастает. Установлено, что присутствуют два типа полей, источниками которых являются дисклинации: чисто упругие и упругопластические. В первом случае амплитуда поля максимальна, во втором – поле экранировано дислокационной структурой, и амплитуда значительно ниже. Измерены величины  $\chi$  в различных типах зерен в обоих случаях (упругом и упругопластическом). Показано, что поля, образованные дисклинациями, в основном носят упругий характер. Четвертым источником внутренних напряжений являются частицы вторых фаз. Установлено, что частицы вторых фаз имеют нанометрический размер и локализованы, как правило, в стыках границ зерен и на самих

границах. Поля напряжений от частиц независимо от места их нахождения являются, в основном, упругими, а их амплитуда имеет наибольшее значение.

В работе проанализировано влияние типа (а значит и размера) зерен на амплитуду внутренних напряжений. Оказалось, что наибольшим значением  $\chi$  обладают бездислокационные зерна, наименьшим – зерна с фрагментированной субструктурой.

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

## **ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ВЫЗВАННЫЕ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ**

**Б.Б. Страумал<sup>1,2\*</sup>**

<sup>1</sup>Институт физики твердого тела им. Осипяна РАН и Научный центр РАН в Черноголовке, Черноголовка, Россия

<sup>2</sup>Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия

Email: Straumal@issp.ac.ru

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) не только приводит к сильному измельчению зерен и упрочнению материала, но также может вызвать диффузионные, а также бездиффузионные (мартенситные, сдвиговые) фазовые превращения. Нами изучено влияние кручения под высоким давлением (КВД) на диффузионные и мартенситные фазовые превращения в сплавах на основе меди и титана. В разбавленных бинарных сплавах на основе меди КВД вызывает конкуренцию между формированием частиц второй фазы, вызванным деформацией, и их растворением в медной матрице. Состав медной матрицы после КВД такой, какой может быть получен после длительного отжига при определенной (эффективной) температуре  $T_{\text{eff}}$ . Величина  $T_{\text{eff}}$  в разбавленных бинарных сплавах на основе меди увеличивается с увеличением энтальпии активации диффузии второго компонента и его температуры плавления  $T_m$ . Вызванные КВД превращения между интерметаллидами Юм-Розери, ускоренный массоперенос, огранение границ зерен и сегрегация границ зерен также протекают таким образом, как если бы они происходили при определенной (повышенной)  $T_{\text{eff}}$ . В сплавах Cu–Al–Ni с памятью формы диффузионные превращения, вызванные КВД (выделение  $\alpha_1$ - и  $\gamma_1$ -фаз), влияют на последующее мартенситное превращение. Сплавы Ti–Fe, Ti–Co и Ti–Nb перед КВД содержали либо смесь  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз, либо смесь  $\alpha$ -фазы и интерметаллидов ( $\alpha$ +TiFe или  $\alpha$ +Ti<sub>2</sub>Co). Во время КВД образуются  $\alpha'$ - и  $\alpha''$ -мартенситы, а также  $\omega$ -фаза высокого давления. Обсуждаются диффузионные и бездиффузионные механизмы этих превращений.

*Работа поддержана РФФИ (грант 19-58-06002).*

## OPTIMAL SURFACE ROUGHNESS OF Ti6Al4V ALLOY FOR THE ADHESION OF HEK293 HUMAN CELLS

**B.B. Straumal**<sup>1,2</sup>, **A.S. Gornakova**<sup>1</sup>, **M.V. Kiselevskiy**<sup>4</sup>, **N.Yu. Anisimova**<sup>4</sup>, **A.N. Nekrasov**<sup>5</sup>, **R. Strug**<sup>6</sup>, **E. Rabkin**<sup>6</sup>

<sup>1</sup>*Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences, Ac. Ossipyan str. 2, Chernogolovka, 142432 Russia*

<sup>2</sup>*Scientific Center in Chernogolovka, Russian Academy of Sciences, Lesnaya str. 9, Chernogolovka, 142432 Russia*

<sup>3</sup>*Institute for Nanotechnology, Karlsruhe Institute of Technology (KIT), Hermann-von-Helmholtz-Platz 1, 76344 Eggenstein-Leopoldshafen, Germany*

<sup>4</sup>*Laboratory of Cell Immunity “N. N. Blokhin National Medical Research Centre of Oncology” of the Health Ministry of Russia, Kashirskoe highway 23, 115 478 Moscow, Russia*

<sup>5</sup>*Institute of Experimental Mineralogy, Russian Academy of Sciences, Ac. Ossipyan str. 4, 142432 Chernogolovka, Russia*

<sup>6</sup>*Department of Materials Engineering, TECHNION-Israel Institute of Technology, 3200003 Haifa, Israel*

Email: [straumal@issp.ac.ru](mailto:straumal@issp.ac.ru)

The wetting behavior of surfaces strongly depends on their roughness. In this work we investigated the effect of surface roughness of Ti – 6 wt.% Al – 4 wt.% V alloy on the adhesion of HEK293 human cells. The array of linear scratches has been produced on the surface of cold-wrought Ti – 6 wt.% Al – 4 wt.% V alloy discs with the aid of various abrasive SiC papers with grit sizes of 220, 400, 600, 800, 1000, 1200, 2000 and 4000 (number of grains per cm<sup>2</sup>) and different diamond pastes with grain sizes 6, 3 and 1 μm. These SiC papers grades correspond to the SiC grain size of 68-7 μm. The resulted surface topography of the samples was examined by the conventional and confocal light microscopy and high-resolution scanning electron microscopy. Afterwards, the adhesion of the HEK293 human cells to the samples of different roughness has been measured by fluorescence microscopy. The size and morphology of adhered cells were measured by the light microscopy. The fraction of adhered cells behaves non-monotonously with grain size. It is about 0.35 for grain size of 1 μm, it increases with increasing grain size up to 0.95 for grain size of 7 μm and then slowly decreases down to 0.55 at abrasive grain size of 68 μm. The position of maximum is comparable with the dimension of HEK293 cells (~14 μm). Thus, the variation of surface roughness opens the way to control and tailor the fraction of adhered cells, depending on demand of medical techniques.

This work was partially carried out within the framework of the state assignment of the Institute of Solid State Physics and the Chernogolovka Scientific Center of the Russian Academy of Sciences, as well as with the financial assistance of the Russian Foundation for Basic Research (grant 19-58-06002) and Israel Ministry of Science and Technology (grant 3-16534).

## ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ СПЛАВОВ НИОБИЯ С СИЛИЦИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

**Т.С. Строганова, М.И. Карпов, В.П. Коржов**

*Институт физики твердого тела РАН, г. Черногоровка, Московской обл., Россия*

Email: [stroganova@issp.ac.ru](mailto:stroganova@issp.ac.ru)

Эвтектические ниобиевые сплавы с силицидным упрочнением рассматриваются как перспективные материалы для деталей горячего тракта современных газотурбинных двигателей вместо монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС). Такие сплавы при меньшей на 10 % плотности относительно ЖНС имеют вдвое больший предел прочности при температуре выше 1150 °С. Кратковременные свойства сплавов ниобия с силицидным упрочнением в интервале температур от 20 до 1400 °С в условиях сжатия и растяжения подробно исследованы [1]. При этом имеются лишь ограниченные данные о высокотемпературной ползучести и механизмах деформации при температурах 1200 °С и выше.

В данной работе приведены результаты кратковременных и длительных испытаний в режиме ползучести при изгибе и растяжении при 1300 °С многокомпонентных сплавов системы Nb-Si-X (X= Ti, Mo, Hf, Zr, Al, Cr) со структурой, полученных направленной кристаллизацией. Сплавы состояли из матрицы твердого раствора на основе ниобия (Nb,X)тв.р.р. и армирующей фазы – твердого раствора на основе силицида (Nb,X)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>, равномерно распределенного по всему объему.

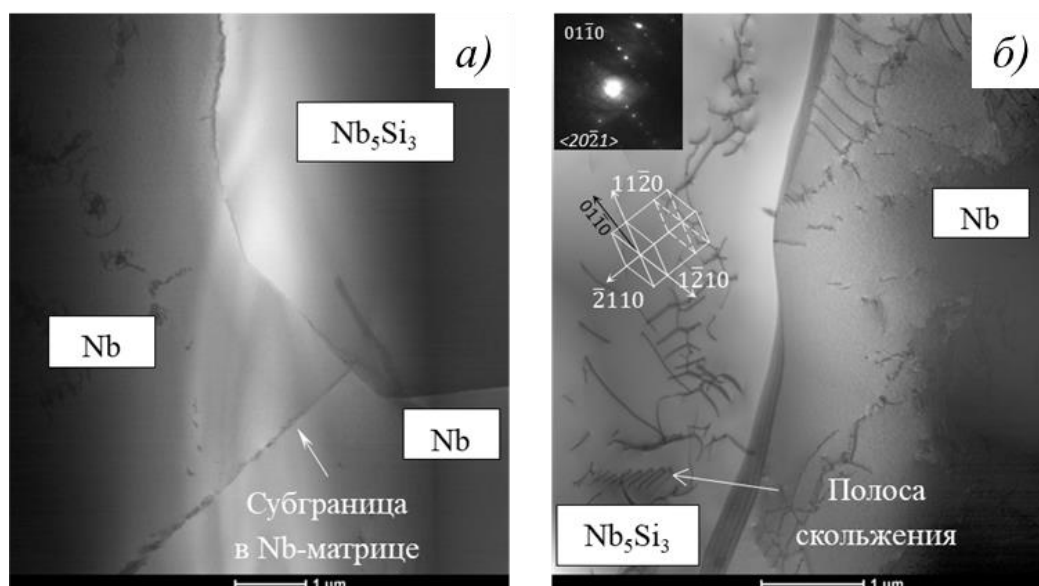


Рис. 1. Дислокационная структура ниобиевой матрицы и силицида до (а) и после (б) высокотемпературной ползучести растяжением при 1300 °С.

Показано, что исследуемые сплавы способны длительно выдерживать достаточно высокие нагрузки до 100-200 МПа при 1200-1300 °С. Тем не менее данные температуры, по-видимому, являются предельными. В структуре сплава были обнаружены дислокации вблизи межфазной поверхности ниобиевой матрицы и упрочняющей силицидной фазы, что свидетельствовало о пластической деформации обеих составляющих на стационарной стадии ползучести сплава при температуре 1300 °С.

1. Светлов И.Л., Карпов М.И., Нейман А.В., Строганова Т.С. *Деформация и разрушение материалов*, **10**, сс. 17–22 (2017).

*Работа выполняется при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований. Проект 20-53-18002, и Bulgarian National Science Fund at the Ministry of Education and Science, Contract No KP-06-Russian/18 15.12.2020.*

# ЭВОЛЮЦИЯ КАРТИНЫ СДВИГОВ И ПОВОРОТОВ С ДЕФОРМАЦИЕЙ В ОЦК СТАЛИ

Л.А. Теплякова, А.Д. Кашин, Т.С. Куницына

Томский государственный архитектурно-строительный университет

Email: [lat168@mail.ru](mailto:lat168@mail.ru)

Процесс пластической деформации ОЦК сталей, имеющих уже до приложения нагрузки развитую дефектную структуру, включающую границы разориентации (наследованного и мартенситного зерна, пакетов, пластин, реек); дислокационную структуру с высокой плотностью дислокаций; карбидные частицы различной прочности, местоположение которых тесно связано с границами и дислокационной субструктурой очевидно сложен. Одной из экспериментальных трудностей его исследования является тот факт, что пластическая деформация реализуется в интервале масштабов от линейных размеров образца (миллиметры) до десятков нанометров (размеры мелких карбидов). Это потребовало применение разных методов исследования, включая все виды электронной микроскопии, рентгеноструктурный анализ.

Настоящая работа посвящена изучению закономерностей развития сдвигов и поворотов в стали со структурой отпущенного мартенсита, деформированной растяжением при комнатной температуре со скоростями порядка  $10^{-4} \text{ с}^{-1}$ . В работе экспериментально изучена эволюция картины деформационного рельефа на разных стадиях деформации, вплоть до разрушения. На основе этих исследований проведена классификация элементов деформационного рельефа на структурных уровнях: пакет, пластина, фрагмент пакета, рейка. Выявлено, что основными элементами деформационного рельефа исследованной стали на этих масштабно-структурных уровнях являются: 1) подсистемы следов сдвига с различной мощностью и 2) деформационные складки.

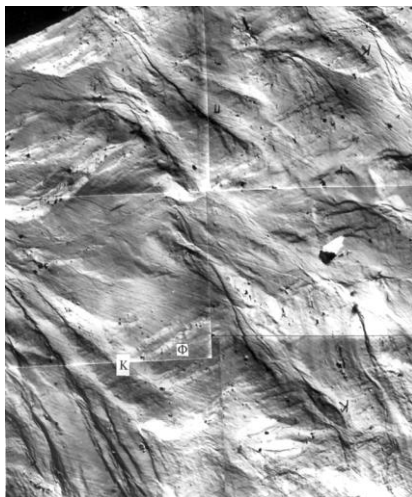


Рисунок 1. Деформационные складки в стали 34ХНЗМФА

В частности, установлено, при всем разнообразии складок, появляющихся на поверхности деформируемых сталей со структурой отпущенного мартенсита, можно выделить три типичных вида. Во-первых, складки, образующиеся вследствие плавных изгибов поверхности и имеющие форму "бугров" и "впадин" (Рис.1, у А). Их отличительным признаком является отсутствие дискретных границ, которые отделяли бы их от неизогнутой части поверхности. Такие складки появляются с самого начала пластической деформации и своим появлением обязаны накоплению избыточной плотности дислокаций в локальных объемах образца. Их размеры варьируют от нескольких микрометров до десятых долей микрометров, то есть коррелируют с масштабом структурных составляющих мартенсита (Рис.1).

Во-вторых, складки с дискретными границами, располагающиеся в зерне, как правило, индивидуально. Среди данного класса деформационных складок часто встречаются линзовидные складки. В работе установлено, они генетически связаны с несовместностью деформации пластин мартенсита, о чем свидетельствует их форма, местоположение в зерне и линейные

3 мкм

размеры. И, наконец, удлиненные складки с дискретными границами, имеющие форму "двухскатной крыши". В крупных пакетах часто формируются системы параллельных складок данного типа (рис. 2). При больших степенях деформации форма "крыши" может быть не плоской, а именно: со следами вторичного сдвига и/или следами деформации, свидетельствующими о фрагментации материала в их внутренних объемах. Общим для всех типов складок является то, что они разориентированы относительно окружающего материала, то есть в их образовании участвуют поворотные моды деформации

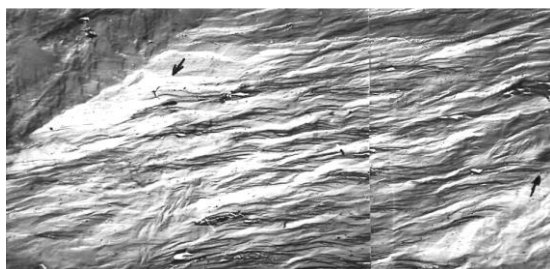


Рисунок 2. Система параллельных деформационных складок в стали 34ХНЗМФА

В работе проведено обобщение основных (типичных) элементов деформационного рельефа, характерных как для исследованных в работе сталей, так и других металлов и сплавов, деформированных до значительных степеней деформации (моно и поликристаллы ГЦК сплавов, аустенитных сталей). Во всех этих материалах существенно различающихся исходной дефектной структурой, на поверхности образцов при пластической деформации формируются подсистемы тонких и грубых

следов сдвига, "крышеподобные" удлиненные и "линзовидные" деформационные складки с плавными и дискретными границами. Это обстоятельство явно указывает на одинаковые механизмы их образования.

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

## **ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И ДАВЛЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ AU И CO НА IN SITU НАПРЯЖЕНИЕ СДВИГА**

**Т.П. Толмачев<sup>1,2</sup>, В.П. Пилюгин<sup>2,3</sup>, А.М. Пацелов<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург

<sup>2</sup>Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

<sup>3</sup>Уральский федеральный университет, Екатеринбург

Email: [tolmachev@imp.uran.ru](mailto:tolmachev@imp.uran.ru), [timpt@mail.ru](mailto:timpt@mail.ru)

Компоненты системы ограниченной растворимости Au-Co в виде порошковой смеси, подвергались обработке деформацией кручения (сдвига) под высоким давлением с целью их механического сплавления. Во время обработки, in situ, производилась запись момента кручения, которая связана с напряжением сдвига от величины деформации  $\tau(\epsilon)$ . Для выявления влияния изменения условий по давлению и температуре деформации обработка производилась при давлениях в диапазоне 5-12 ГПа, в жидком азоте, при комнатной температуре, а также с внешним нагревом до 393 К. Аттестация структуры и свойств производилась с привлечением рентгеновского структурного анализа, сканирующей электронной микроскопии поверхности излома образца, дополнительно произведенного после сплавления.

При сравнении зависимостей напряжения сдвига смеси с данными по отдельно деформируемым Au и Co, наблюдалась стадия, связанная с деформационно-обусловленным взаимодействием компонентов одновременно с их измельчением до мелкозернистого состояния (последнее при рассматриваемых условиях и материалах характерно для данного вида обработки). В то же время зависимости напряжения сдвига отдельно деформируемых компонентов после резкого, почти линейного роста, выходят на стадию насыщения деформационно-индуцированных превращений. Изменение условий деформации по температуре и давлению (снижения первых до криогенных и увеличения вторых) приводит к увеличению сопротивления деформации формирующегося сплава. В условиях комнатной температуры рост давления приводит к увеличению значений напряжения сдвига, хотя стадийность структурных превращений изменяется мало. Снижение температуры деформации приводит к возрастанию значений напряжения сдвига, т.к. система производит большее сопротивление деформации за счет смены деформационных механизмов формирования субмикро- и нано- структур и активации диффузии под напряжением. На Рис.1 приведен пример зависимостей напряжения сдвига от числа оборотов наковальни для смеси Au-Co, деформируемых в жидком азоте при различных давлениях [1].

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-32-60039 и в рамках Государственного задания Министерства образования и науки РФ. Получение и обработка материалов производились на базе ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург.

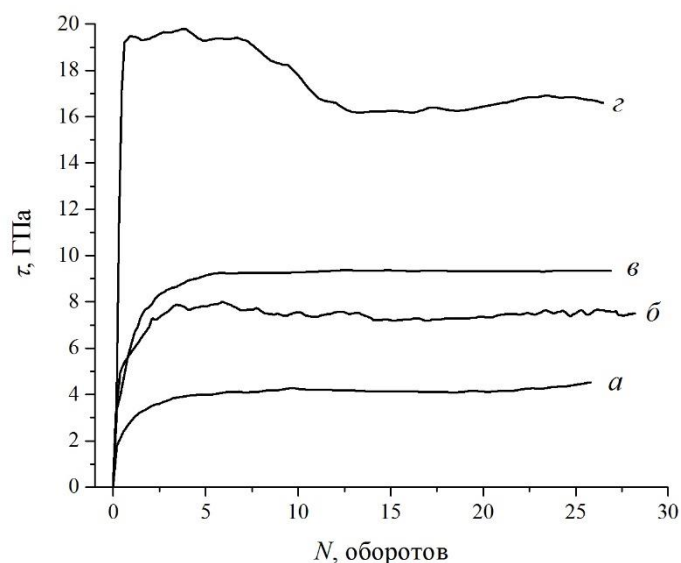


Рисунок 1. Зависимости напряжения сдвига от числа оборотов наковальни во время деформации кручением под высоким давлением в условиях кипящего азота при давлении: а – 5 ГПа, б – 8 ГПа, в – 10 ГПа, г – 12 ГПа.

1. Т.Р. Tolmachev, V.P. Pilyugin, A.M. Patselov, N.V. Nikolayeva, A.M. Vlasova, *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures* **3**, сс. 6-16 (2021).



# ИЗМЕНЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ ОТ КОНЦЕНТРАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЯ В Cu-Al И Cu-Mn СПЛАВАХ

Л.И. Тришкина, Т.В. Черкасова, А.Н. Соловьев, С.С. Суховейко, Н.В. Черкасов

Томский государственный архитектурно-строительный университет

Email: [trishkina.53@mail.ru](mailto:trishkina.53@mail.ru)

Запросы новой техники требуют создания материалов с особыми свойствами и, в первую очередь, создания таких материалов, которые не теряли бы своей прочности в условиях работы при высоких температурах, при воздействии значительных напряжений. Температура, как один из факторов термодинамического равновесия коренным образом изменяет свойства вещества, в том числе и механических свойств: пластичность и прочность. Поэтому исследование зависимости механических свойств и изучение дефектной структуры металлов и сплавов от температуры – одна из основных задач современного металловедения. Энергия дефекта (ЭДУ) упаковки является очень важным параметром деформированного материала. Исследованные медно-алюминиевые и медно-марганцевые сплавы в зависимости от концентрации твердого раствора обнаруживают разную величину ЭДУ. В обоих типах сплавов рост концентрации твердого раствора влечет за собой уменьшение ЭДУ. При этом в сплавах Cu-Al этот эффект значителен и ЭДУ изменяется в пределах  $60 \dots 10 \text{ мДж} \cdot \text{м}^{-2}$  в интервале концентраций  $0.5 \dots 14 \text{ ат.}\% \text{ Al}$  [1,2,3]. Появляются даже расщепленные дислокации. В сплавах Cu-Mn эффект меньше и ЭДУ изменяется в пределах  $39 \dots 41 \text{ мДж} \cdot \text{м}^{-2}$ .

Методом дифракционной электронной микроскопии проводились качественные исследования дислокационной субструктуры (ДСС), а затем по микоснимкам измеряли параметры ДСС при разных степенях деформации и температуры испытания. Средний размер зерен 40 мкм. Интервал концентрации легирующего элемента Al и Mn;  $0.4 \dots 25 \text{ ат.}\% \text{ Mn}$  и  $0.5 \dots 14 \text{ ат.}\% \text{ Al}$ . С ростом легирующего элемента при небольших степенях деформации во всех исследованных сплавах формируется следующая цепочка превращений типов ДСС: клубки из дислокаций, ячеистая, ячеисто-сетчатая. С увеличением степени деформации в сплавах Cu-Al с повышенным содержанием второго элемента наблюдается следующая последовательность превращений: хаотическое распределение дислокаций, дислокационные скопления, сетчатая, ячеисто-сетчатая, разориентированная ячеисто-сетчатая, микрополосовая и микродвойниковая. Следует отметить, что в плавах Cu-Mn с ростом степени деформации наблюдается подобная ДСС, что и в сплавах Cu-Al. Отличие в формировании ДСС является отсутствие микродвойников в сплаве Cu-Mn. На рис.1 представлены типы ДСС, которые наблюдаются в обоих сплавах в зависимости от степени деформации.

Рассмотрим влияние температуры испытания на формирование ДСС и изменение ее параметров. Из анализа качественных картин можно отметить следующие отличия в ДСС при разных температурах испытания: при повышенных температурах испытания довольно хорошо формируются дефекты упаковки и дислокационные сгущения в сплавах Cu-Al. Тип дислокационной субструктуры для медно-марганцевых сплавов с увеличением размера зерна отличается незначительно. На рис.2 приведены зависимости средней скалярной плотности дислокаций от концентрации легирующего элемента при  $T=673 \text{ К}$ . При увеличении концентрации второго элемента больше 8 ат% наблюдается переход от ячеистой к ячеисто-сетчатой ДСС. Средняя скалярная плотность дислокаций увеличивается с ростом концентрации второго элемента. С увеличением температуры испытания средняя скалярная плотность дислокаций в медно-марганцевых сплавах

уменьшается, а в сплавах с алюминием – увеличивается при всех исследованных степенях деформации (рис.3).

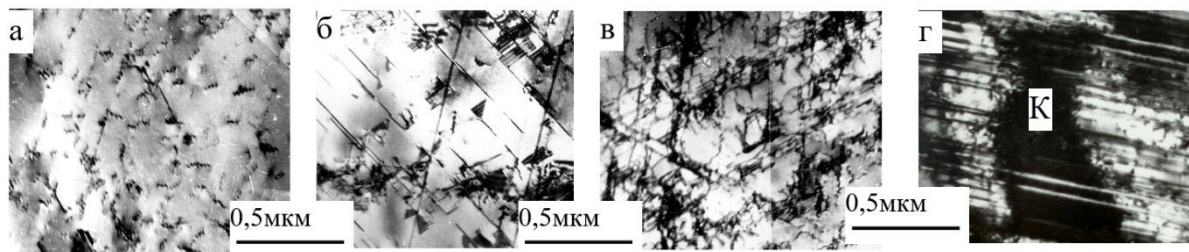


Рисунок 1. Электронно-микроскопические изображения дислокационной субструктуры в сплавах на основе меди: а – хаотическое распределение дислокаций + дислокационные скопления, б – дефекты упаковки и длинные дислокации, которые являются барьерами при движении других дислокаций, в – разориентированная ячеисто-сетчатая + дислокационные сгущения, г – микродвойниковая. К деформационный экстинкционный контур, который формируется в сплавах при повышенных деформациях

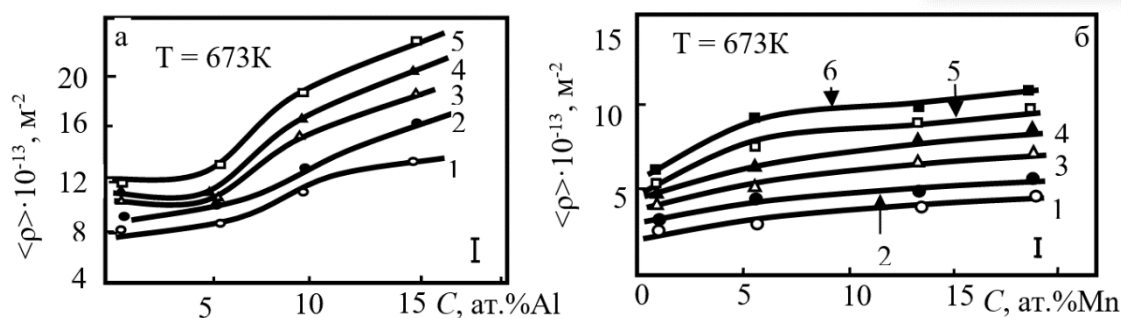


Рисунок 2. Зависимости скалярной плотности дислокаций  $\langle \rho \rangle$  от концентрации легирующего элемента С при разных степенях деформации ( $\epsilon_{ист}$ ): 1 – 0.05, 2 – 0.10, 3 – 0.20, 4 – 0.30, 5 – 0.40, 6 – 0.50. Размер зерна  $d = 40$  мкм

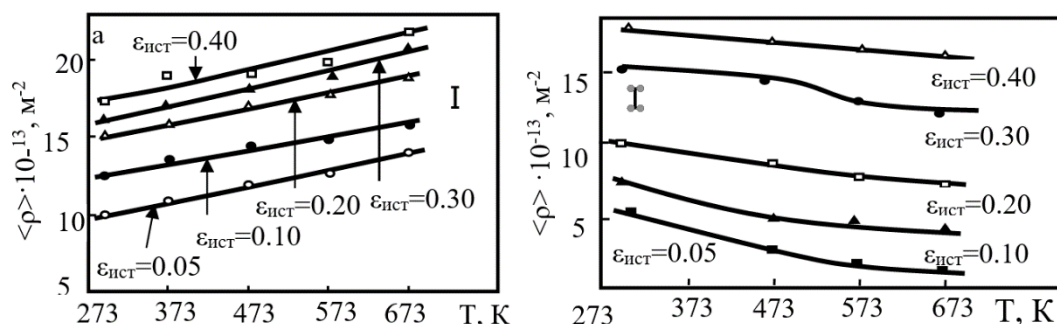


Рисунок 3. Зависимости средней скалярной плотности дислокаций ( $\langle \rho \rangle$ ) от температуры испытания (Т): а – сплав Cu+14ат.% Al, б – сплав Cu-19ат.% Mn при разных степенях деформации ( $\epsilon$ ). Размер зерна  $d = 40$  мкм

1. Пирсон У. Кристаллохимия и физика металлов и сплавов. (Ч.1, М.:Мир, 1977).
2. Новикова С.И. Тепловое расширение твердых тел. (М.:Наука, 1974).
3. Барабаш О.М., Коваль Ю.Н. Кристаллическая структура металлов и сплавов. (Киев: Наукова думка, 1986).

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И РАЗМЕРА ЗЕРНА НА КОМПОНЕНТЫ СЕТЧАТОЙ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ В CU-AL СПЛАВАХ

Л.И. Тришкина, Т.В. Черкасова, А.Н. Соловьев, С.С. Суховейко, Н.В. Черкасов

Томский государственный архитектурно-строительный университет

Email: [trishkina.53@mail.ru](mailto:trishkina.53@mail.ru)

Важным фактором, определяющим скорость накопления дислокаций, является размер зерна поликристалла [1]. Зависимость плотности дислокаций в твердом растворе от размера зерна исследовалась в работах авторов [2, 3]. С измельчением размера зерна скалярная плотность дислокаций возрастает. Следующим фактором, который может влиять на скорость накопления дислокаций в сплавах, является температура испытания. Казалось бы, что с ростом температуры испытания в объеме материала должно оставаться меньше дислокаций. Это может быть связано с усилением процессов переползания и поперечного скольжения дислокаций, что влечет за собой увеличение скорости аннигиляции дислокаций и удлинение зоны их пробега. Исследования проведенные в этом направлении на сплавах систем Cu – Al показали, что для твердых растворов Cu + 5 ат.% Al и Cu + 14 ат.% Al скалярная плотность дислокаций после деформации возрастает с ростом температуры деформации. Такое поведение этих сплавов является аномальным.

Целью настоящей работы является исследование закономерностей накопления дислокаций в поликристаллических сплавах Cu+10 ат.% Al и Cu+14 ат.% Al в зависимости от степени деформации, размера зерна и температуры испытания.

В данной работе представлены количественные параметры дислокационной субструктуры (ДСС), формирующейся в сплавах с повышенным содержанием легирующего элемента в зависимости от степени деформации и среднего размера зерна. Электронно-микроскопические исследования проводились в сплавах Cu+14ат.%Al с размером зерен от 20 до 240 мкм и температурой испытания от 273 до 673К. При всех исследованных размерах зерен наблюдается закономерность формирования типов дислокационных субструктур: от хаотического распределения дислокаций до ячеисто-сетчатой.

Из анализа качественных микроснимков можно отметить следующие отличия в дислокационной субструктуре при разных температурах испытания при одном размере зерна: при повышенных температурах испытания довольно хорошо формируются дефекты упаковки и дислокационные сгущения. Дислокационные сгущения образуются в процессе деформации путем накручивания дислокаций других систем скольжения на длинные дислокации. При комнатной температуре наблюдается следующая последовательность превращения субструктур при увеличении степени деформации: хаотическое распределение дислокаций, дислокационные скопления, однородная сетчатая, разориентированная ячеисто-сетчатая, микрополосовая и микродвойниковая. При температуре деформации  $T = 673\text{K}$  выделяется следующая последовательность превращения субструктур: хаотическое распределение дислокаций, дефекты упаковки, сетчатая, разориентированная ячеисто-сетчатая, дислокационные сгущения и микродвойниковая (рис.1). На рис. 2, а показана взаимосвязь плотности дислокаций с температурой испытания.

Плотность микродвойников с увеличением степени деформации и размера зерна растет (рис. 2, б). Следует отметить, что уменьшение размера зерен подавляет механизм

микродвойникования. Поведение скалярной плотности дислокаций противоположно: чем больше размер зерен, тем меньше плотность дислокаций (рис. 2).

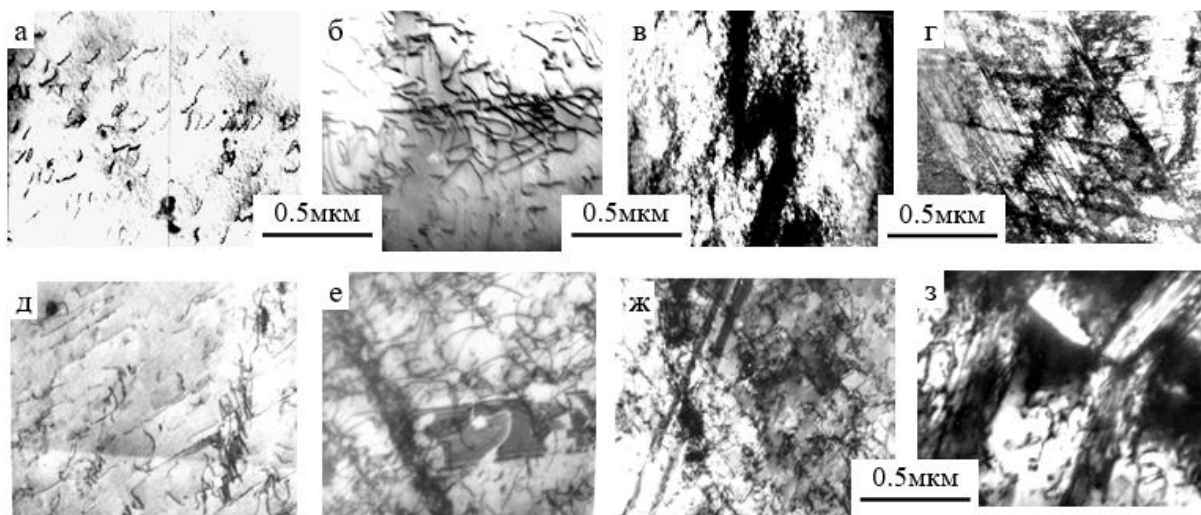


Рисунок 1. Электронно-микроскопические изображения типов ДСС: а, д – хаотическое распределение дислокаций, б, е – сетчатая и дефекты упаковки, в, ж –разориентированная ячеисто-сетчатая и дислокационные сгущения, г, з –микродвойниковая: а, б, в, г –  $T_{исп} = 293$  К; д, е, ж, з –  $T_{исп} = 693$  К. Средний размер зерна 60 мкм

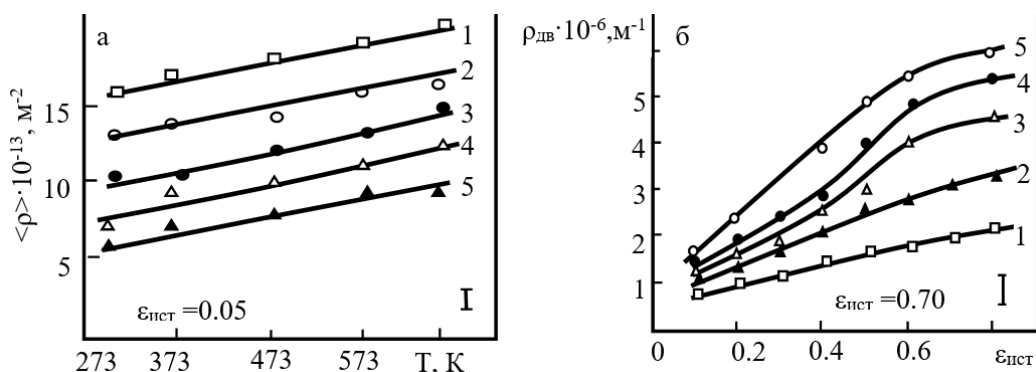


Рисунок 2. а – Зависимости средней скалярной плотности дислокаций от температуры испытания; б – плотность микродвойников  $\rho_{дв}$  от степени деформации при разных размерах зерен: 1 –  $d = 20$  мкм; 2 –  $d = 40$  мкм; 3 –  $d = 60$  мкм; 4 –  $d = 120$  мкм; 5 –  $d = 240$  мкм. Сплав Cu+14ат.%Al

образовании в сплавах Cu+14ат.%Al.

1. Хоникомб Р.В. *Пластическая деформация металлов*. Пер. с англ. Под ред. проф. Б.Я. Любова. М.: Мир. (1972).
2. Конрад Х. *Сверхмелкое зерно в металлах*. Пер. с англ. Под ред. Л. К. Гордиенко. М.: Metallurgia, сс.206-219. (1973).
3. Конева Н.А., Козлов Э.В. *Структурные уровни пластической деформации и разрушения*. Под ред. акад. В.Е. Панина. Новосибирск: Наука, сс. 123-186. (1990).

## ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ, РАЗМЕРА ЗЕРНА И ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ В CU-MN СПЛАВАХ

Л.И. Тришкина, Т.В. Черкасова, А.Н. Соловьев, С.С. Суховейко, Н.В. Черкасов

Томский государственный архитектурно-строительный университет

Email: [trishkina.53@mail.ru](mailto:trishkina.53@mail.ru)

В настоящее время металлы и сплавы являются основными материалами в современной технике. Их способность деформироваться и формоизменяться относится к характерным признакам и свойствам металлов, которые определяют их применение и способы производства. Свойства металлов и сплавов связаны с механизмами пластической деформации, которые, в свою очередь, определяют формирование дефектной структуры. Процессы, которые происходят в сплавах контролируются основными параметрами состояния: деформацией и ее скоростью, концентрацией, температурой испытания [1-3].

Для проведения исследования дислокационной субструктуры (ДСС) использовался метод электронной микроскопии. Интервал концентрации легирующего элемента 10...25ат.%Mn и размер зерен изменялся от 10 до 240 мкм. По микроснимкам были измерены параметры дислокационной субструктуры, которые формируются в сплавах с разным содержанием легирующего элемента и разной степенью деформации. При всех размерах зерен и концентрациях твердого раствора наблюдаются закономерности дислокационных превращений после деформации.

По качественным картинкам для всех исследованных размеров зерен при двух температурах испытания  $T=293$  и  $573\text{K}$  были выявлены последовательности превращений типов ДСС. При комнатной температуре наблюдается следующая последовательность превращений субструктур при увеличении степени деформации:

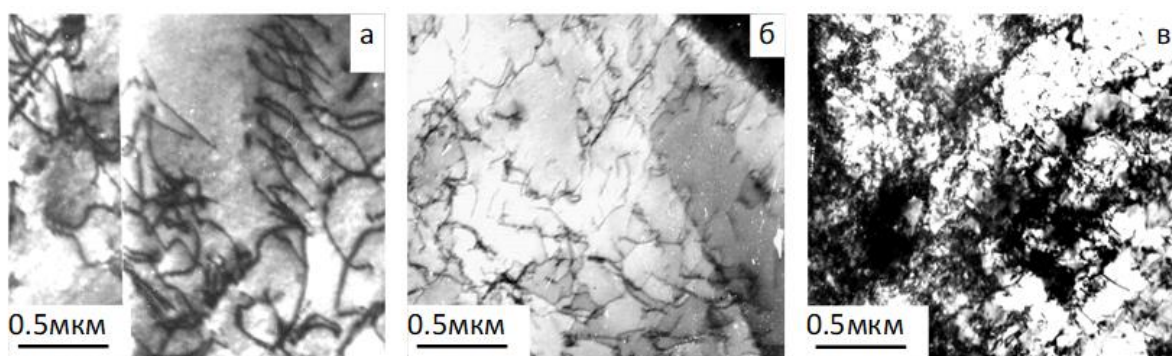


Рисунок 1. Электронно-микроскопические изображения дислокационной субструктуры, формирующейся в сплавах после различных степеней деформации со средним размером зерна 60 мкм: а – хаотическое распределение дислокаций и дислокационные скопления, б – однородная сетчатая ДСС, в – разориентированная ячеисто-сетчатая ДСС

хаотическое распределение дислокаций, дислокационные скопления и однородная сетчатая, разориентированная ячеисто-сетчатая и микрополосовая. На рис.1 представлены электронно-микроскопические изображения дислокационной субструктуры формирующейся в сплавах после различных степеней деформации со средним размером зерна 60 мкм.

При температуре деформации  $T = 573 \text{ K}$  выделяется следующая последовательность превращений субструктур: хаотическое распределение дислокаций, дислокационные скопления, однородная сетчатая, дислокационные петли и разориентированная ячеисто-сетчатая. В сплавах с высокой температурой деформации, по сравнению с сплавами, деформированными при комнатной температуре присутствуют дислокационные петли и отсутствует микрополосовая ДСС. С увеличением температуры испытания средняя скалярная плотность дислокаций в сплавах уменьшается и это может быть связано с формирующейся дислокационной субструктурой и с не изменяющейся энергией дефекта упаковки в этих сплавах.

Средняя скалярная плотность дислокаций увеличивается с ростом концентрации второго элемента. На рис.2 приведена взаимосвязь средней скалярной плотности дислокаций от концентрации легирующего элемента. Анализ зависимостей показывает, что при легировании 8 ат.%Mn происходит переход от ячеистой ДСС к сетчатой и ячеисто-сетчатой. Плотность дислокаций при всех размерах зерен увеличивается с увеличением концентрации второго элемента и с ростом степени деформации. С увеличением температуры испытания величина твердорастворного упрочнения уменьшается. При малом размере зерна при комнатной температуре испытания величина твердорастворного упрочнения находится в интервале от 41 до 81 МПа, а при большом размере зерна – 19...45 МПа.

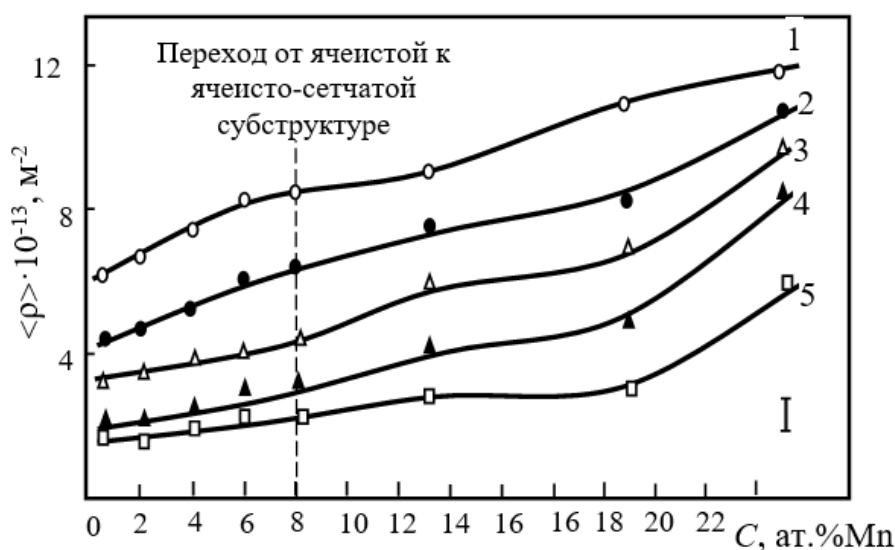


Рисунок 2. Зависимости средней скалярной плотности дислокаций  $\langle \rho \rangle$  от концентрации легирующего элемента  $C$  марганца при разных размерах зерен и степени деформации  $\epsilon_{\text{ист}} = 0.05$ : 1 –  $d = 20 \text{ мкм}$ ; 2 –  $d = 40 \text{ мкм}$ ; 3 –  $d = 60 \text{ мкм}$ ; 4 –  $d = 120 \text{ мкм}$ ; 5 –  $d = 240 \text{ мкм}$ . Пунктирной линией показан переход от ячеистой к ячеисто-сетчатой субструктуре.  $T_{\text{деф}} = 293 \text{ K}$

1. Hansen N., Haug X. *Acta met.* V. 46. №5. pp. 1827 – 1836. (1998).
2. Панин В.Е., Дударев Е.Ф., Бушнев Л.С. *Структура и механические свойства твердых растворов замещения.* (М.: Металлургия, 1971).
3. Пирсон У. *Кристаллохимия и физика металлов и сплавов.* (Ч.1., М.: Мир, 1977).

## МЕЖДУ ТВЕРДЫМ ТЕЛОМ И ГАЗОМ: НАСКОЛЬКО «ТВЕРДОЙ» МОЖЕТ БЫТЬ ЖИДКОСТЬ?

Ю.Д. Фомин\*, Е.Н. Циок\*, В.Н. Рыжов\*, В.В. Бражкин\* и К. Траченко\*\*

\* *Институт физики высоких давлений РАН*

\*\* *Queen Mary University of London*

Многие свойства кристаллов могут быть объяснены, основываясь на колебаниях решетки – фононах. Гораздо меньше известно о коллективных колебаниях в жидкостях. Так, например, широко известна теория Дебая теплоемкости кристаллов. В то же время теория, успешно предсказывающая теплоемкость жидкостей, исходя из их колебательных свойств возникла только несколько лет назад [1].

Одной из наиболее важных задач является изучение поперечных колебаний в жидкостях. Долгое время полагали, что такие колебания невозможны. Первым, кто указал на возможность поперечных колебаний в жидкостях, был Яков Френкель [2]. Однако, его идеи не были оценены научным сообществом того времени. В работе [3] было показано, что поперечные возмущения имеют место в жидкости с потенциалом Леннарда-Джонса. На сегодняшний момент есть и экспериментальные работы, доказывающие существование поперечных возмущений в жидкостях [4-6]. Наличие поперечных возмущений является одним из принципиальных отличий жидкостей от газов. Однако, жидкость можно преобразовать в газ без фазового перехода, что ставит вопрос о поведении коллективных возбуждений в сверхкритических жидкостях.

В данной работе изучаются продольные и поперечные коллективные возбуждения в жидкостях. Показано, что вблизи кривой плавления наблюдаются поперечные волны и положительная дисперсия продольных волн. При увеличении температуры оба явления пропадают. Исчезновение поперечных волн связано с так называемой линией Френкеля [7,8].

Работа выполнена при поддержке Гранта Президента РФ для молодых докторов наук МД-6103.2021.1.2

[1] D. Bolmatov, V. V. Brazhkin, and K. Trachenko, *Sci. Rep.* 2, 421 (2012)

[2] J. Frenkel, in *Kinetic Theory of Liquids*, edited by R. H. Fowler, P. Kapitza, and N. F. Mott (Oxford University Press, New York, 1947), pp. 188–302.

[3] D. Levesque, L. Verlet, and J. Kürkijarvi, *Phys. Rev. A* 7, 1690 (1973)

[4] S. Hosokawa, W.-C. Pilgrim, F. Demmel, *J. Noncrys. Solids* 35, 3122 (2007)

[5] S. Hosokawa, M. Inui, K. Matsuda, D. Ishikawa and A. Q.R. Baron, *Phys. Rev. B* 77 174203 (2008)

[6] S. Hosokawa, M. Inui, Y. Kajihara, S. Tsutsui and A. Q.R. Baron, *J. Phys. Cond. Matt.* 27, 194104 (2015)

[7] Yu. D. Fomin, V. N. Ryzhov, E. N. Tsiok, V. V. Brazhkin and K. Trachenko, *J. Phys.: Condens. Matter* 28, 43LT01 (2016)

[8] C. Prescher, Yu.D. Fomin, V.B. Prakapenka, J. Stefanski, K. Trachenko, V.V. Brazhkin *Phys. Rev. B* 95, 134114 (2017)

# МЕХАНИЗМЫ И КИНЕТИКА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНОГО СПЛАВА $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ , ПОЛУЧЕННОГО ЗАКАЛКОЙ ИЗ РАСПЛАВА И ДЕФОРМАЦИЕЙ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА

Р.В. Сундеев<sup>1</sup>, А.В. Шалимова<sup>2</sup>, А.В. Криворучко<sup>3</sup>, А.М. Глезер<sup>2,3</sup>,  
А.А. Велигжанин<sup>4</sup>, В.А. Хоник<sup>5</sup>

<sup>1</sup> РТУ МИРЭА, Москва, Россия

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

<sup>3</sup> НИТУ «МИСЦ», Москва, Россия

<sup>4</sup> НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия

<sup>5</sup> ВГПУ, Воронеж, Россия

Email: [sundeev55@yandex.ru](mailto:sundeev55@yandex.ru)

Среди многочисленных сплавов на основе никелида титана выделяется сплав  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ , который может быть получен не только в кристаллическом, но и в аморфном состоянии. Аморфное состояние этого сплава можно получить как закалкой из жидкого состояния (ЗЖС), но и в ходе кручения под высоким давлением (КВД) исходного поликристаллического материала. Простейшим способом изменения фазового состояния аморфного сплава является нагрев, в результате которого сплав может кристаллизоваться. В связи с этим цель настоящей работы является подробный анализ структурно-физические параметров процесса кристаллизации аморфных сплавов  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ , изготовленных методами ЗЖС и КВД после различных режимов нагрева.

Исследуемые аморфные образцы сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  получали двумя различными способами: 1) методом закалки из жидкого состояния (ЗЖС-образцы), со скоростью охлаждения  $\approx 10^6$  К/с; 2) в ходе деформации КВД кристаллического материала того же химического состава.

Для установления значений кинетических параметров кристаллизации проводили изотермические отжиги ЗЖС и КВД-образцов при различных температурах вплоть до температуры полной кристаллизации (773К). В результате данных, полученных методом рентгеноструктурного анализа, были определены: показатель степени Аврами  $n$ , по величине которого можно судить о действующем механизме процесса кристаллизации и значение эффективной энергии активации этого процесса  $E_a$ .

На основании полученных данных обнаружено, что механизмы кристаллизации двух исследуемых состояний существенно различаются. Аморфное состояние после ЗЖС кристаллизуется в ходе двухстадийной реакции, включающей образование зародышей и их последующий рост. Аморфное состояние, полученное методом КВД, напротив, кристаллизуется в ходе одностадийной реакции, при которой реализуется только рост кристаллов. Выявлено различие в кинетике кристаллизации В2 фазы ЗЖС- и КВД-образцов. Утверждается, что этот факт связан с разным исходным состоянием аморфной фазы перед девитрификацией. Показано также, что осуществление структурной релаксации в ЗЖС-образцах требует меньших энергетических затрат, чем в случае КВД-образцов. Хотя тепловые затраты на собственно рост кристаллов В2 фазы для двух исследованных аморфных состояний различаются незначительно. Обнаружено, что температура кристаллизации аморфной фазы, полученной при КВД, на 68 К ниже, чем температура кристаллизации аморфной фазы, полученной при ЗЖС.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 20-02-00291) и РНФ (проект № 19-72-20066, *in situ* исследования в синхротронном излучении).



# ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ ОБРАТНОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ НА СТРУКТУРУ ЛИТОГО МАГНИЯ

М.А. Токарев, Д.А. Комкова, О.В. Антонова

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

Email:[tok222@yandex.ru](mailto:tok222@yandex.ru)

Магний и его сплавы широко применяются в качестве конструкционных материалов в различных областях техники. Однако существует проблема малой пластичности и плохой обрабатываемости магния при комнатной температуре. Известно, что существенное измельчение величины зерна приводит к значительному улучшению пластических свойств. Наиболее распространенным методом в решении этой задачи является интенсивная пластическая деформация (ИПД).

Настоящая работа является продолжением исследований по влиянию ИПД на измельчение исходной структуры литого магния [1]. Деформация проводилась за одну операцию на гидравлическом прессе ДБ-2240 методом обратного выдавливания при комнатной температуре. В результате из цилиндрической заготовки были получены тонкостенные стаканчики с толщиной стенки до 1 мм. Стоит отметить, что стенка может быть прокатана до фольг толщиной 150 и 30 мкм.

Для изучения структуры стаканчика были использованы: 1) оптическая металлография (ОМ); 2) рентгеноструктурный фазовый анализ (X-ray); 3) просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ). При изучении структуры с помощью ОМ в области дна стаканчика, прилегающего к стенке, и также на участках поверхности стенки, в основном наблюдали двойники. На дне стаканчика плотность двойников была достаточно высока, двойники имели разную направленность. На стенках их плотность существенно меньше, двойники преимущественно одного направления. Кроме того, при изучении структуры стаканчика в поперечном сечении в области перехода от дна к стенке обнаружен участок с мелкозернистой структурой с размером зерна в несколько микрон. В поперечном сечении стенки стаканчика наблюдали невысокую плотность двойников одного направления.

При исследованиях на ПЭМ было установлено, что характерными элементами микроструктуры являются новые рекристаллизованные зерна, окруженные развитой субструктурой. Эта субструктура представлена двумя типами: ультра-мелкозернистой и ячеистой.

Дифрактограммы, полученные с различных точек дна и стенки стаканчика, показали, что в каждом случае имеет место преимущественная интенсивность пика (0002). При этом следует отметить, что в переходной зоне от дна к стенке, происходит уменьшение интенсивности этого пика, а при перемещении по стенке вверх, наблюдается существенное повышение его интенсивности.

Полученные результаты представляют интерес для развития методов обработки малопластичных материалов при низких температурах.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Давление» № АААА-А18-118020190104-3.

1. А. Ю. Волков, О. В. Антонова, Б. И. Каменецкий, И. В. Клюкин, Д. А. Комкова, Б. Д. Антонов, *Физика металлов и металловедение* **117**, сс. 538–548 (2016).

# ИССЛЕДОВАНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ФЕРРОЭЛАСТИЧНОСТИ В СОСТАРЕННЫХ В МАРТЕНСИТЕ ПОД НАГРУЗКОЙ МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$

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

634050, Томская обл., г. Томск, Национальный исследовательский Томский  
государственный университет

Email: [aida-tx@mail.ru](mailto:aida-tx@mail.ru)

Недавние исследования на монокристаллах сплава  $\text{NiFeGaCo}$  показали, что за счет старения (выдержки) в мартенсите под нагрузкой (СМН) возможно вдоль  $[001]_{\text{B2}}$ -направления навести двусторонний эффект памяти формы (ДЭПФ) с обратимой деформацией до +9,0 % в циклах охлаждение/нагрев и ферроэластичность (ФЭ) с обратимой деформацией до -13÷-16 % в циклах нагрузка/разгрузка ниже температуры мартенситного превращения (МП) [1]. Такие большие деформации получены благодаря происходящим в материале диффузионным процессам во время СМН, что способствует стабилизации ориентированного варианта  $L1_0$ -мартенсита [2]. За счет роста именно этого стабилизированного ориентированного мартенсита при охлаждении/нагреве в свободном состоянии проявляется ДЭПФ с растягивающей деформацией вдоль  $[001]_{\text{B2}}$ -направления, тогда как ФЭ реализуется посредством обратимой переориентации стабилизированного варианта мартенсита в другой вариант при противодействующей нагрузке. Однако для применения данных эффектов необходимо многократное воспроизведение материалов  $\text{NiFeGaCo}$ , что до сих пор не исследовано. Поэтому целью настоящей работы является исследование циклической стабильности ФЭ в циклах нагрузка/разгрузка и ДЭПФ в циклах охлаждение/нагрев в состаренных в мартенсите под нагрузкой монокристаллах  $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ .

Для исследования выбраны монокристаллы  $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ , подверженные отжигу от  $T = 1448 \text{ K}$ , 1 час с последующей закалкой в воду. СМН проводилось при  $T = 423 \text{ K}$ , 1 час под нагрузкой  $|\sigma| = 450 \text{ МПа}$  вдоль  $[110]_{\text{B2}}$ -ориентации, а ДЭПФ и ФЭ исследовали вдоль перпендикулярного  $[001]_{\text{B2}}$ -направления. Экспериментально показано, что СМН на монокристаллах  $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$  способствует проявлению ФЭ под нагрузкой при  $300 \text{ K} < M_f$  с величиной неупругой обратимой деформации -14,5 %.

Циклическая стабильность ФЭ исследована при циклах нагрузка/разгрузка от 0 до 1000 с неупругой обратимой деформации 14,5 %. Первые три цикла сопровождаются уменьшением критических напряжений образования мартенсита  $\sigma_{\text{кр}}$  с 35 до 29 МПа. При последующих циклах до 100 обратимая деформация остаётся постоянной,  $\sigma_{\text{кр}}$  снижаются до 19 МПа. Увеличение числа циклов до 1000 сопровождается медленным уменьшением  $\sigma_{\text{кр}}$  до 11,8 МПа и ростом необратимой деформации до 1 %. После 0, 100, 200, 500 и 1000 циклов ФЭ экспериментально получены кривые ДЭПФ с постоянной величиной  $\varepsilon \approx +8,5 \%$  и температурами МП, т. е. дестабилизации ориентированного варианта мартенсита после циклических испытаний при ФЭ не происходит.

Таким образом, экспериментально показано, что состаренные в мартенсите монокристаллы  $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$  проявляют достаточно высокую циклическую стабильность ФЭ под нагрузкой вдоль  $[001]_{\text{B2}}$ -направления с большими обратимыми деформациями до -13÷-14 %. В различных современных технологиях такие материалы могут найти широкое практическое применение в качестве демпфирующих устройств.

*Работа выполнена в рамках гранта РФФ № 20-19-00153.*

1. E. Panchenko [et al.], *Scripta Materialia*, **194**, pp. 113618 (2021).
2. T. Niendorf [et al.], *Acta Materialia*, **89**, pp. 298–304 (2015).

# ПАТТЕРНЫ МАКРОСКОПИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА РАЗЛИЧНЫХ СТАДИЯХ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ

Ю.А. Хон, Л.Б. Зуев

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

E-mail: khon@ispms.ru

Стадийность и локализация пластического течения являются характерной особенностью необратимого изменения формы твердых тел. Картины распределения локализованной макродеформации (паттерны локализованной пластичности) с характерным размером  $\sim 1$  см для каждой стадии к настоящему времени определены и являются информативными признаками многостадийного процесса пластического течения и характеризуют отдельные его стадии. Детальные экспериментальные исследования паттернов локализованной пластичности на различных стадиях деформационного упрочнения при постоянной скорости деформирования показали следующее [1, 2]. На стадии легкого скольжения паттерны представляют один либо несколько бегущих фронтов (волн переключения). Через каждую точку среды проходит только один фронт. На стадии линейного упрочнения наблюдается система бегущих с одинаковой скоростью полос. Через каждую точку среды проходит несколько фронтов. На стадии параболического упрочнения полосы неподвижны. Переход от одной стадии к другой сопровождается возникновением неупорядоченных (хаотических) короткоживущих распределений необратимых смещений с характерным размером  $\sim 1$  см. На этом фоне возникает паттерн, характерный для последующей стадии. Каждая полоса макродеформации, в свою очередь, состоит из чередующихся областей с высокой плотностью носителей деформации (следов скольжения) и областей, которые деформируются упруго. Деформация в следах скольжения определяется движением дислокаций и формированием дислокационных ансамблей. Установлено, что дислокационные ансамбли, характерные для последующей стадии, начинают формироваться в конце предыдущей стадии [3]. Происхождение наблюдаемых закономерностей на основе решения динамических уравнений для дислокационных ансамблей и/или следов скольжения вряд ли возможно.

В наших работах [4] предложен другой подход к описанию макродеформации, учитывающий два пространственных и временных масштаба структурной релаксации деформируемой среды. Основные моменты предложенного подхода к описанию макроэпистемической пластической деформации таковы. Рассматриваются два пространственных  $l_1 < l_2 < l_{macro}$  и временных  $t_1 < t_2 < t_{macro} = \varepsilon/\dot{\varepsilon}$  масштаба. Величина  $l_1$  определяет характерную ширину (в одномерном случае) следов скольжения, образованных ансамблями носителей деформации, а  $t_1$  – характерное время протекающих в них процессов. Следы скольжения и упруго деформированные области находятся в динамическом равновесии. Среда на этом масштабном уровне является бистабильной. При малой плотности следов скольжения определяемые ими смещения протекают случайным образом. На масштабах  $l_{macro}$  локализация макродеформации не проявляется. По мере увеличения плотности следов скольжения наступает момент, когда смещения, определяемые следами скольжения, становятся коррелированными на масштабах  $l_2$  и проявляются в возникновении полос макродеформации. Переход от случайных смещений к коррелированным означает, что система становится неустойчивой относительно смещений с длиной волны  $\lambda_2 \sim l_2$  и частотой  $\omega_2 \sim \frac{1}{t_2}$ . Каждая стадия пластического течения определяется характерными для нее пространственными и временными масштабами и соотношениями между ними  $l = l_1/l_2, \tau = t_1/t_2$ .

Структурная релаксация деформируемой среды описывается двумя динамическими параметрами порядка  $\varphi(x, t), \eta(x, t)$ . Первый из них  $0 \leq \varphi(x, t) < 1$  характеризует структурную релаксацию на масштабе  $l_1$ , второй  $0 < \eta(x, t) \ll 1$  – на масштабе  $l_2$ . Кинетические уравнения для  $\varphi, \eta$  записываются в виде

$$t_1 \partial_t \varphi = [\alpha - g\eta]\varphi + q_2 \varphi^2 - q_3 \varphi^3 + l_1^2 \partial_{x^2}^2 \varphi, \quad (1)$$

$$t_2 \partial_t \eta = (-r + p\varphi)\eta - b\eta^3 + l_2^2 \partial_{x^2}^2 \eta. \quad (2)$$

Здесь коэффициенты  $\alpha, g, q_2, q_3, r, b, p$  являются параметрами, определяемыми величиной упругой деформации  $\varepsilon_{el}$  и свойствами деформируемой среды.

Проведенный качественный и численный анализ решений уравнений (2), (3) показывает, что имеются решения, описывающие паттерны, формирующиеся на стадиях легкого скольжения, линейного и параболического упрочнения. Получены условия образования паттернов различного типов. Показано, что на промежуточных стадиях возбуждаются бегущие и статические затухающие автосолитоны. Динамика их возбуждения и затухания проявляется в виде нерегулярного паттерна.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0011

1. Л.Б. Зуев, *Автоволновая пластичность. Локализация и пластические моды*. (Физматлит, Москва, 2018).
2. Л.Б. Зуев, Ю.А.Хон, *Физическая мезомеханика* **24** № 6 сс. 5-14 (2021).
3. Э.В. Козлов, В.А. Старенченко, Н.А. Конева, *Металлы* №5, сс. 159-161 (1993).
4. Ю.А. Хон, Л.Б. Зуев, *Физическая мезомеханика* **24** № 6 сс. 15-24 (2021).
5. Б.С.Кернер, В.В. Осипов, *УФН* **157** № 2 сс. 201-266 (1989).

## ИЗБЫТОЧНАЯ ВНУТРЕННЯЯ ЭНЕРГИЯ И ЭНТРОПИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

А.С. Макаров<sup>1</sup>, М.А. Кротова<sup>1</sup>, Г.В. Афонин<sup>1</sup>, А.М. Глезер<sup>1,2</sup>,  
Н.П. Кобелев<sup>3</sup>, В.А. Хоник<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Воронежский государственный педагогический университет, г. Воронеж, Россия

<sup>2</sup> НИТУ МИСиС, г. Москва, Россия

<sup>3</sup> Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

Email: [v.a.khonik@vspu.ac.ru](mailto:v.a.khonik@vspu.ac.ru)

Некристалличность металлических стекол (МС) определяет их избыточные термодинамические потенциалы по отношению к материнскому кристаллическому состоянию. Особый интерес представляют избыточная внутренняя энергии и избыточная энтропия, поскольку их знание позволяет получить важную информацию о природе атомных перестроек, ответственных за структурную релаксацию и кристаллизацию МС. В настоящей работе представлены результаты определения этих величин для десяти металлических стекол.

Избыточная внутренняя энергия  $\Delta U_Q$  и избыточная энтропия  $\Delta S_Q$  относительно материнских кристаллических состояний были определены на основе специально проведенных калориметрических измерений. Избыточная внутренняя энергия рассчитывалась при этом как [1]

$$\Delta U_Q(T) = \frac{1}{T} \int_T^{T_{cr}} \Delta W(T) dT, \quad (1)$$

где  $\Delta W = W_{gl} - W_{cr}$ ,  $W_{gl}$  и  $W_{cr}$  – тепловые потоки от исходного МС и после полной кристаллизации при температуре  $T_{cr}$ , измеряемые методом дифференциальной сканирующей калориметрии, и  $\dot{T}$  – скорость нагрева. Соответственно, избыточная энтропия определялась как

$$\Delta S_Q(T) = \frac{1}{\dot{T}} \int_T^{T_{cr}} \frac{\Delta W(T)}{T} dT. \quad (2)$$

В работе показано, что величины  $\Delta U_Q$  и  $\Delta S_Q$  при комнатной температуре существенно различны для разных МС так, что избыточная энтропия линейно растет с избыточной внутренней энергией.

С другой стороны, в рамках межузельной теории с использованием результатов специально выполненных измерений высокочастотного модуля сдвига определена упругая энергия  $\Delta U_{el}$  подсистемы дефектов межузельного типа, которые предполагаются ответственными за структурную релаксацию и кристаллизацию МС [2]. Расчет выполнялся по формуле

$$\Delta U_{el} = \frac{m_\mu}{\rho\beta} (\mu - G), \quad (3)$$

где  $\mu$  и  $G$  – высокочастотные модули сдвига материнского кристалла и исходного МС при комнатной температуре, соответственно,  $m_\mu$  – молярная масса,  $\rho$  – плотность и  $\beta$  – безразмерная сдвиговая восприимчивость  $16 \leq \beta \leq 21$ , определенная ранее для исследуемых МС независимым методом.

Установлено, что внутренние энергии  $\Delta U_Q$  и  $\Delta U_{el}$  при комнатной температуре совпадают с точностью не хуже 10-15%. Этот факт свидетельствует о том, что как избыточная внутренняя энергия, так и избыточная энтропия МС определяются упругой энергией дефектов межузельного типа, замороженных при закалке расплава. Диссипация этой энергии в тепло при нагреве приводит к уменьшению  $\Delta U_Q$  и  $\Delta S_Q$  до нуля при температуре полной кристаллизации  $T_{cr}$ , в соответствии с формулами (1) и (2). Сформулирована гипотеза о том, что склонность МС к релаксации структуры возрастает с ростом избыточной внутренней энергии  $\Delta U_Q$ , которая, в свою очередь, растет с увеличением концентрации дефектов межузельного типа и молярного объема.

С использованием рассчитанных значений избыточной энтропии  $\Delta S_Q$  выполнена оценка энтропии  $S_d$  в расчете на один дефект, что дало величину  $S_d \approx 20 - 30 k_B$  ( $k_B$  – постоянная Больцмана). Такие величины  $S_d$  характерны как для межузельных гантелей в кристаллах, так и для дефектов в МС. Эта оценка по существу основана на экспериментальных данных и поэтому не зависит от модельных представлений, используемых для анализа.

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

1. A.S. Makarov, G.V. Afonin, J.C. Qiao, A.M. Glezer, N.P. Kobelev, V.A. Khonik, *J. Phys. Cond. Matter.* **33**, p. 435701 (2021).
2. V. Khonik, N. Kobelev, *Metals* **9**, p.605 (2019).

# НАНОКОМПОЗИТНАЯ СТРУКТУРА, ТРИБОЛОГИЧЕСКОЕ И МИКРОМЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ХРОМУГЛЕРОДНЫХ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ПОКРЫТИЙ

М.М. Хрущов<sup>1</sup>, М.И. Петржик<sup>2</sup>, О.С. Антонова<sup>3</sup>, М.Д. Рэйлян<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва

<sup>2</sup>НИТУ «МИСиС», Москва

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

<sup>4</sup>Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва

E-mail: michel\_x@mail.ru

Комплексные исследования легированных хромом алмазоподобных углеродных (Cr-DLC) покрытий, полученных методом реактивного магнетронного распыления, и особенностей их нанокompозитной структуры показали [1-3], что последняя может существенно влиять на поведение трибологических и механических свойств. Технология получения покрытий и результаты комплексного изучения их структуры, механических и трибологических свойств описаны нами ранее [1, 2]. Трибологические испытания покрытий на воздухе в условиях сухого трения проводили по схеме «палец–диск» в паре с нитридом кремния (диапазон нагрузок  $P = (0,02 \div 0,2)$  Н, база испытаний – 6000 циклов). Измерительное царапание проводили на приборе REVETEST (CSM Instruments, Швейцария) при нормальной нагрузке, возрастающей с постоянной скоростью в диапазоне (1÷60) Н. При исследовании поверхности царапин методом оптической микроскопии было установлено [3], что разрушения покрытий носит многостадийный характер. Дополнительное использование в данной работе растровой электронной микроскопии (РЭМ) позволило изучить характерные особенности поверхностного разрушения, невидимые при малых увеличениях, и предложить уточненное описание многостадийного процесса разрушения покрытий Cr-DLC при инструментальном царапании, учитывающее природу возникающих повреждений.

Были исследованы три типа Cr-DLC покрытий, два из которых, обозначаемые нами, как №№ 1 и 2, при испытаниях на фрикционную усталость показали высокую работоспособность, а еще одно (№ 3) – высокие антифрикционные свойства. Согласно [1], их нанотвердость, составила 10, 13 и 29 ГПа, а размер металлических включений (ОКР) хрома в аморфной углеводородной матрице – 8, 9 и 13 нм, соответственно. Изучение характера повреждений поверхности покрытий при проведении скретч-теста позволило выявить характерные разрушения, связанные с образованием трещин и сколов в материале покрытия, отслаиванием отдельных его фрагментов, вызванным разгрузкой после прохождения индентора, износом материала покрытия в результате его фрагментации и механического истирания, с процессами вскрытия подложки. Были выявлены различия в поведении отдельных покрытий, которые можно связать с их структурно-фазовым состоянием. Классификация локальных повреждений поверхности, наблюдавшихся нами в процессе измерительного царапания представлена в Табл. 1.

Из приведенных данных следует, что если первоначально, на стадиях (1)–(3), процесс разрушения ограничен объемом покрытия и носит, согласно предложенной в [4] классификации, «когезионный» характер, то на стадиях (4)–(5) в него вовлечены, как покрытие, так и граница раздела и материал основы, и он носит «адгезионный» характер. По этой причине пороговое значение нагрузки на индентор  $L_{i=4}$ , связанное с началом локального вскрытия подложки, можно рассматривать как критическое для перехода от когезионного к адгезионному (К→А) типу разрушения. На рис. 1 приведены

трибологические характеристики покрытий Cr-DLC и величины пороговых нагрузок  $L_i$  для всех пяти стадий процесса их разрушения при скретч-тесте.

Таблица 1. Стадии поверхностного повреждения и характер разрушения покрытий

№ п.п.	Стадии поверхностного повреждения	Характер разрушения [4]
(1)	образование тонких трещин	когезионное (К)
(2)	образование локальных поверхностных сколов (№№ 1 и 2) или системы тонких трещин различной направленности (№ 3)	когезионное (К)
(3)	образование множественных трещин в объеме покрытия	когезионное (К)
(4)	локальное вскрытие подложки	(К → А) переход
(5)	полное вскрытие (обнажение) подложки	адгезионное (А)

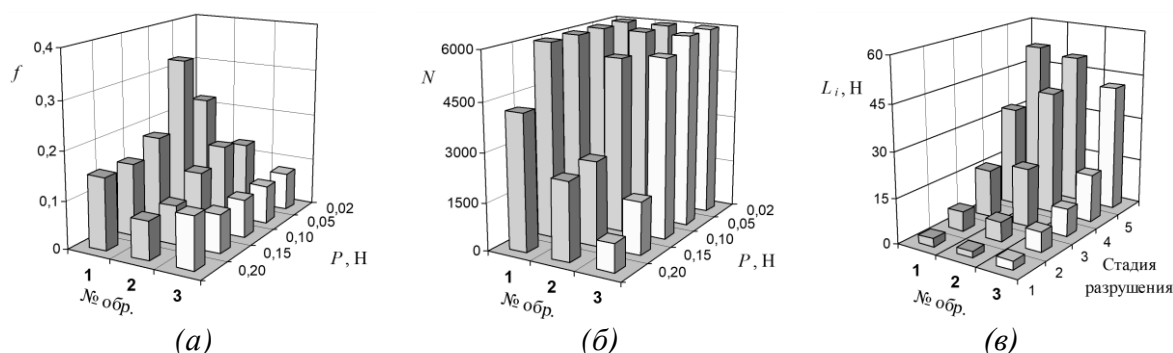


Рисунок 1. Результаты исследования покрытий Cr-DLC: (а) – зависимость коэффициента трения  $f$  и (б) – числа циклов  $N$ , при котором возникает нестабильность силы трения от нагрузки  $P$ ; (в) – пороговые нагрузки образования локальных повреждений  $L_i$  для стадий (1)–(5).

На рис. 1 видна общая закономерность, связанная со снижением коэффициента трения, работоспособности покрытий и пороговых нагрузок возникновения локальных повреждений соответствующих типов при увеличении твердости и размера структурных неоднородностей в виде областей металлической фазы в углеродной матрице покрытий, которые контролируются параметрами технологии напыления [1, 2].

Таким образом, на основе электронно-микроскопического изучения морфологии повреждений поверхности покрытий Cr-DLC при инструментальном царапании впервые показано, что при изменении структурно-фазового состояния покрытий меняется как морфология поверхности царапин, так и механизм поверхностного разрушения, определяющий эту морфологию. Различия касаются особенностей повреждений, как на начальных стадиях испытаний, связанных с образованием тонких трещин, так и на позднейших этапах, когда идет развитие множественных трещин, формирование сложного рельефа поврежденной поверхности, фрагментация покрытий и переход от когезионного к адгезионному разрушению. Установлено, что вскрытие поверхности подложки на последнем этапе обусловлено не постепенным истиранием материала покрытия, а процессами когезионного скалывания и сильной фрагментацией при пересечении, объединении и раскрытии множественных трещин, обусловленных напряжениями растяжения и сжатия. Полученные результаты показывают, что как характером поверхностных разрушений при испытаниях методом инструментального царапания, так и трибологическим поведением легированных хромом алмазоподобных углеродных покрытий можно целенаправленно управлять, меняя структурно-фазовое

состояние за счет изменения технологических условий, в частности, состава реактивной атмосферы.

1. М.М. Хрушов, М.В. Атаманов, Е.А.Марченко и др. *Изв. РАН: Сер. физич.* **78**, сс. 1257-1265 (2014)
2. М.М. Хрушов, Е.А. Марченко, И.С. Левин и др. *ФММ* **120**, сс. 219-224 (2019)
3. М.М. Khrushchov, E.A. Marchenko, M.I. Petrzhhik et al. *J. Phys.: Conf. Series* **1121**, 012017 (2018)
4. S.J. Bull *Tribology Intern.* **30**, pp. 491-498 (1997)

## **ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ АК9, СОСТАРЕННОМ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ**

**Ю.В. Осинская<sup>1</sup>, А.В. Покоев, С.Г. Магамедова<sup>1</sup>, А.А. Четверкин<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С. П. Королева»

Email: [ojv76@mail.ru](mailto:ojv76@mail.ru)

Для улучшения структуры и свойств металлических сплавов применяются различные методы термической обработки. Одним из них является технология искусственного старения, с помощью которой удастся существенно изменить физико-механические свойства металлических сплавов [1]. При старении в пересыщенном твердом растворе возникают обогащенные растворенным компонентом кластеры (зоны Гинье-Престона), которые тормозят движение дислокаций и тем самым во многом определяют физико-механические свойства сплавов.

В результате ранее проведенных исследований известно [2, 3], что микротвердость закаленных алюминиевых сплавов, типа Д1, Д16, В95пч, искусственно состаренных в постоянных и импульсных магнитных полях, заметно изменяется по сравнению со старением без наложения магнитного поля. Наблюдается, так называемый, магнитопластический эффект (МПЭ) [4-6].

Таким образом, целесообразным является использование постоянного магнитного поля (ПМП), температуры и времени старения для улучшения физико-механических свойств алюминиевого сплава АК9, что позволит, в случае достижения их высоких значений, предложить усовершенствованную технологию обработки алюминиевых сплавов.

В связи с этим, целью данной работы является комплексное, экспериментальное исследование влияния температуры и ПМП на микротвердость, параметр решетки и фазовый состав состаренного алюминиевого сплава АК9.

Образцы из алюминиевого сплава АК9 после выдержки 2 ч и последующей закалки от 535 °С в воду отжигали при температурах от 120 до 300 °С длительностью 4 ч в ПМП напряженностью 7 кЭ и без него.

Анализ экспериментальных данных позволяет сделать следующие выводы:

– анализ температурной зависимости микротвердости показал, что наложение ПМП на старение сплава приводит практически всегда к уменьшению микротвердости до 25 %, наблюдается положительный МПЭ. Кроме этого, обнаружено, что при температуре 175 °С наблюдается резко выраженный максимум микротвердости.



Полученный результат позволил сделать вывод, что температура 175 °С является оптимальной при термической обработке алюминиевого сплава АК9.

– методом рентгенофазового анализа обнаружено, что наложение ПМП напряженностью 7 кЭ приводит к увеличению интенсивности всех наблюдаемых линий ( $\alpha$ -твердого раствора на основе алюминия, фазы  $Mg_2Si$  и чистого кремния с элементами эвтектики) до 3 раз и уменьшению их полуширины до  $0,42^\circ$ , что свидетельствует о формировании более совершенной и однородной структуры сплава. Практически всегда наблюдается смещение линий  $\alpha$ -твердого раствора на основе алюминия в сторону меньших углов до  $0,17^\circ$ .

– анализ данных, полученных рентгенографическим методом, свидетельствует о том, что наложение ПМП на старение алюминиевого сплава АК9 не приводит к существенному изменению параметра решетки сплава по сравнению со старением без поля, с увеличением температуры старения значения параметра решетки имеют тенденцию к увеличению.

1. К.В Чуистов. *Старение металлических сплавов*, сс. 230 (1985).
2. А.В. Покоев, Ю.В. Осинская, С.Г. Шахбанова, К.С. Ямщикова. *Известия РАН. Серия физическая*, Т. 82, №7, сс. 961–964 (2018).
3. Ю.В. Осинская, А.В. Покоев. *Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки*. Т. 23, №123, сс. 484–487 (2018).
4. В.И.Альшиц, Даринская Е.В., Колдаева М.В., Петржик Е.А. *Кристаллография*. Т. 48. №5, сс. 838–867 (2003).
5. Моргунов Р. Б., Баскаков А. А., Дмитриевский А. А. *Вестник ТГУ*. №3, сс. 107. (2001).
6. Головин Ю. И. *Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки*. №4. сс. 615–620 (2003).

## INVESTIGATION OF THE DEPENDENCE OF THE LÜDERS BAND FRONT SLOPE ON THE PARAMETERS OF UP-DOWN-UP EQUATION

A.O. Chirkov <sup>1</sup>, M.O. Eremin <sup>2</sup> and A. Pazhin <sup>1</sup>

<sup>1</sup> National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

<sup>2</sup> Institute of strength physics and materials science of the Siberian branch of the Russian academy of sciences, Tomsk, Russia

E-mail: chirkovartyem@gmail.com

*In this work, the computational study of yield point phenomenon is performed. The low-carbon steel demonstrating the yield point phenomenon is chosen as material for investigation. Judging by the literature review, there is a lack of papers addressing numerically the curves of dependences of Lüders band inclination on parameters of up-down-up constitutive equation. It is shown that the difference between the true upper and lower yield stresses has an unclear effect on the slope of the Lüders band when the  $J_2$ -plasticity is employed as a part of the model.*

*Keywords: Plastic strain, Lüders bands, up-down-up constitutive equation, yield stress*

Lüders bands appear in the yield plateau stage of loading diagram as the switching waves transferring the gauge section of the sample of some low-carbon steels from elastic to plastic state. One of the explanations of the transition to a plastic state in the form of Lüders band is a local loss of stability. Meanwhile the front continues its motion due to regularities of the relaxation and recovery of stress behind the front. Notably, that the Lüders band inclination angle to the loading axis might exhibit a sufficient change during propagation. The inclination angle of the Lüders band was calculated numerically in many works [1-3]. However, the topic of the dependence of the Lüders bands inclination angle on the parameters of the up-down-up

(UDU) constitutive equation demands lucidity since some of the results are contradictory. This work is intended to supplement the existing research in order to clarify this issue. We use UDU constitutive equation which was apparently first time used to simulate Lüders banding in [4]. Its schematic representation is given in Fig. 1.

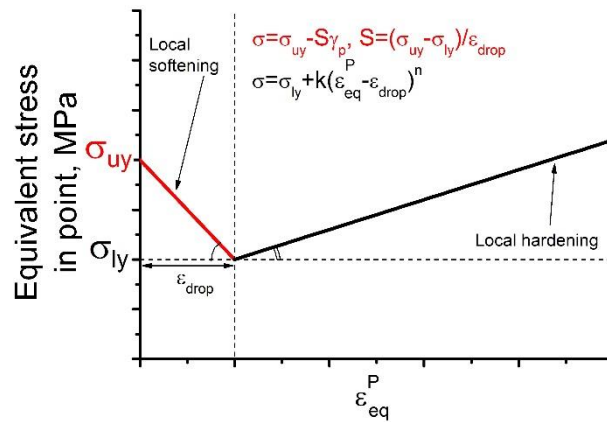
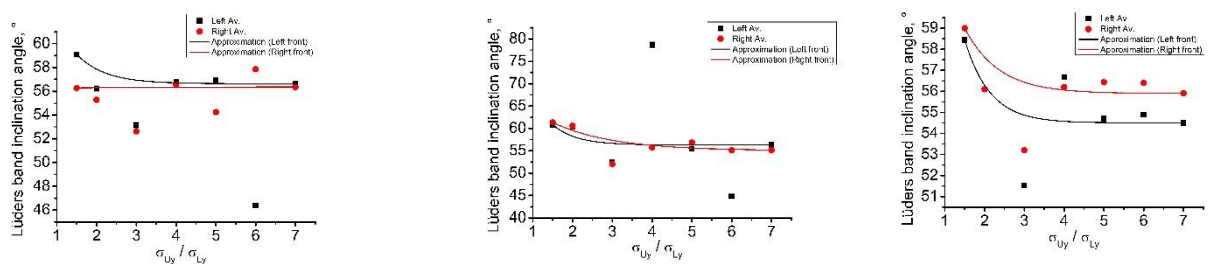


Figure 1 Schematic representation of “up-down-up” constitutive equation in a point of continuum. An example of linear hardening law is taken when hardening exponent  $n$  is equal to unity.

Modeling of uniaxial tension was carried out in the framework of three-dimensional finite-difference method. It is based on the explicit time integration scheme of solid mechanics dynamic equations [5].

A numerical experiment was carried out so that the parameters of up-down-up equation, namely, the stress drop  $\Delta\sigma$  and strain hardening factor  $k$  were changed in a certain range. To eliminate the influence of the velocity of the Lüders band front on the result, several options were considered, in which the ratio  $\Delta\sigma:k$  was 4, 6, and 8, and the length of the yield plateau section was  $\sim 10\%$ ,  $\sim 7.5\%$ , and  $\sim 6\%$ , respectively.

Upon reaching the upper yield point two bands of strain localization originate near the sample supports and start to propagate towards each other. The dependences of inclination angle of Lüders bands on the ratio of the upper and lower yield stresses for different ratios of  $\Delta\sigma:k$



are illustrated in Fig. 2.

Figure 2 Dependence of the Lüders band inclination angle on the ratio of the upper and lower yield stresses at  $\Delta\sigma:k=1:4$ (a),  $\Delta\sigma:k=1:6$ (b);  $\Delta\sigma:k=1:8$ (c). Black and red points correspond to average inclination angle of left and right Lüders band fronts, respectively.

There is a section distinguished in the beginning of all diagrams, which is characteristic of a relatively small difference between the upper and lower yield stresses. The higher values of the inclination angles of the Lüders bands can be observed (up to  $60^\circ$ ) in this section. An increase in  $\sigma_{Uy}/\sigma_{Ly}$  ratio does not produce a significant change in the slope of the Lüders band. An inclination angle remains approximately constant  $\sim 56^\circ$ .

If we compare the results obtained in this work with the analytical solution presented in [6] we can conclude that the results are contradictory. The latter might be the result of difference in limit design approaches employed in works. The J2-plasticity approach is employed in this work and Coulomb-Mohr theory was employed in [6].

*This work was supported by the Russian Foundation for Basic Research under grant No. 20-31-90016.*

- Zhang Y.T., Ao T., Jiao W., Cui Y.H., Computational Materials Science **41**, pp. 547–552 (2008).
- Johnson D.H., “Lüders bands in RPV steel,” Ph.D. thesis, Cranfield University, 2012
- Yu K., Hou L., Guo M., Li D., Huang D., Zhuang L., Zhang J., Wu P., Materials Science & Engineering A **814**, 141246 (2021).
- Shaw, J.A., Kyriakides, S., International Journal of Plasticity **13(10)**, pp. 837-871 (1997).
- Wilkins M., *Computer Simulation of Dynamic Phenomena*, Springer-Verlag (1999).
- Schwab R., Ruff V., Acta Materialia **61(5)**, pp. 1798–1808 (2013).

## ДОПИРОВАНИЕ ДИОКСИДА ТИТАНА ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В ЭКОЛОГИИ И ЭНЕРГЕТИКЕ

**Н.В. Чиркунова<sup>1,2</sup>, М.В. Дорогов<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> Университет ИТМО, Россия, г. Санкт-Петербург, Кронверкский пр., 49, 197101

<sup>2</sup> Тольяттинский Государственный Университет, Россия, Тольятти, Белорусская ул., 14, 445667

Email: natchv@yandex.ru

Диоксид титана широко применяется в производстве газовых сенсоров, фотоэлектродов, солнечных элементов, фотокатализаторов реакций разложения широкого круга органических и неорганических токсичных веществ (фенолы, пестициды, токсины и т.д.) [1,2]. Структуры  $TiO_2$  с большой площадью поверхности в виде нанопорошков и нанопористых структур являются наиболее привлекательными для этих приложений. В первую очередь это связано с увеличением скорости реакций, происходящих на поверхности полупроводника.

Одной из основных проблем повышения эффективности фотоактивных материалов, таких как диоксид титана, является расширение спектральной области их чувствительности без ухудшения других параметров. Расширение спектральной области диоксида титана возможно за счет допирования ионами металлов и неметаллов. Как правило, при со-допировании активность образцов выше, чем при введении соответствующих примесей по отдельности [3]. Повышенную активность в видимом свете допированных образцов диоксида титана объясняют сужением запрещенной зоны за счет формирования примесных энергетических уровней внутри запрещенной зоны полупроводника, формирования внутренних дефектов (вакансии кислорода, междоузельные ионы титана) [4].

Синтез наноразмерных порошков  $TiO_2$  и их допирование металлами и неметаллами проводили золь-гель методом. Исследование фотокаталитической активности осуществлялось в реакторе периодического действия с источником излучения в УФ или видимом диапазоне. Краситель метиленовый синий использовали в качестве модели загрязняющего органического вещества (например, фенол и др.). Размер частиц определяли с помощью лазерной дифракции (SALD-2300). Химический состав контролировали методом энергодисперсионной рентгенофлуоресцентной спектроскопии. Морфологию поверхности частиц исследовали методом сканирующей

электронной микроскопии (JCM 6000). Спектры отражения TiO<sub>2</sub>-Sn, S (с содержанием Sn(SO<sub>4</sub>)<sub>2</sub>: 1, 2, 3, 4, 5 ат%) получены с помощью спектрофотометра Shimadzu UV-2600 с интегрирующей сферой. Экспериментальные точки снимались в области длин волн 200–1200 nm с шагом 1 nm.

Эффективность реакции определялась путем анализа изменения концентрации поллютанта, которая измерялась методами газовой хромато-масс спектроскопии, УФ/ВИД спектрометрии и спектрофлуориметрии.

Синтезированные наноструктурные фотокатализаторы обладают высокой фотокаталитической активностью при деградации модельного поллютанта.

В работе для получения наночастиц TiO<sub>2</sub> использовался золь-гель метод, позволяющий легко регулировать структуру и размеры частиц диоксида титана за счет изменения соответствующих условий процесса (pH, времени, комплексообразователя и т.д.). Нами исследованы структурные, дисперсные и морфологические свойства синтезированных TiO<sub>2</sub>-наночастиц и их фотокаталитические свойства. Также проведены испытания электрохимических свойств анода на основе диоксида титана для литиевого аккумулятора методом заряда/разряда ячейки при постоянном токе.

$(\alpha h\nu)^{1/2} = f(h\nu)$  для TiO<sub>2</sub>-Sn, S (с содержанием Sn(SO<sub>4</sub>)<sub>2</sub>: 1, 3, 5 ат%).

По результатам испытаний высокая фотокаталитическая активность при разложении органического загрязнителя в УФ свете отмечена у образцов с размерами частиц от 10 до 60 нм в структурной модификации анатаз.

Получены вольт-амперные характеристики литиевого аккумулятора с включениями частиц TiO<sub>2</sub> со средним размером 50 нм. Определены емкостные свойства литиевого аккумулятора с анодом на основе наноматериалов диоксида титана. При первых циклах заряд-разряда отмечается достаточно высокая емкость порядка 200 мАч/г. Однако, при дальнейшем циклировании анодов на основе диоксида титана емкость снижается до ~ 80 мАч/г. Устойчивость уровня заряда в процессе циклирования анода на основе наноматериалов диоксида титана

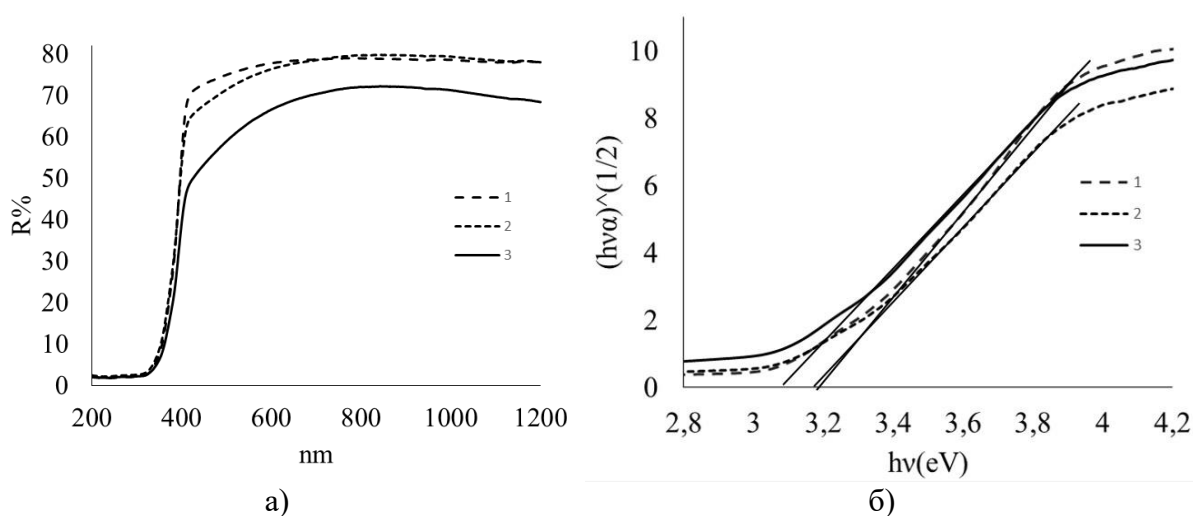


Рис. 1 (а) - Спектры диффузного отражения и (б) - графики зависимости

Работа поддержана Российским научным фондом (грант № 19-72-10112)

1. Tianyou Peng, De Zhao, Ke Dai, Wei Shi, and Kazuyuki Hirao. Synthesis of Titanium Dioxide Nanoparticles with Mesoporous Anatase Wall and High Photocatalytic Activity// J. Phys. Chem. 2005, 109, 4947-4952.
2. N. P. Benekohal, M. J. Sussman, H. Chiu, M. Uceda, R. Gauvin, and G. P. Demopoulos. Enabling Green Fabrication of Li-Ion Battery Electrodes by Electrophoretic Deposition: Growth of Thick Binder-Free Mesoporous TiO<sub>2</sub>-Carbon Anode Films// J. Electrochem. Soc., 2015, vol. 162, № 11, pp. D3013–D3018.
3. Emeline A.V., Kuzmin G.N., Serpone N. Quantum yields and their wavelength-dependence in the photoreduction of O<sub>2</sub> and photooxidation of H<sub>2</sub> on a Visible-Light-Active N-doped TiO<sub>2</sub> System // Chem. Phys. Letters. – 2008. – Vol. 454. – P. 279–283.

## **ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И УСЛОВИЙ НАГРУЖЕНИЯ НА СТРУКТУРУ ОБОЛОЧКИ ИЗ СПЛАВА Al-Zn-Mg-Cu**

**И.Г. Ширинкина<sup>1</sup>, И.Г. Бродова<sup>1</sup>, А.В. Коваль<sup>2</sup>, Е.В. Шорохов<sup>2</sup>, В.В. Астафьев<sup>1</sup>, Т.И. Яблонских<sup>1</sup>, Е.Б. Смирнов<sup>2</sup>**

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

<sup>2</sup> *РФЯЦ-ВНИИТФ, Россия, г. Снежинск*

Email: [shirinkina@imp.uran.ru](mailto:shirinkina@imp.uran.ru)

В данной работе приведены результаты сравнения деформационного поведения и характера схождения оболочек из сплава В95 (мас. %): Al основа, Cu-1,6; Mg-2,4; Zn-5,3; Cr-0,12, Mn-0,2, Ti<0,05; Si<0,5; Fe<0,5, нагруженных методом скользящей детонации по двум режимам, которые отличались длительностью импульса ударной волны, а также исходной термической обработкой материала до схлопывания оболочек.

Сплав В95 относится к классу термически упрочняемых Al- сплавов. Фазовый состав, структуру и свойства таких материалов можно регулировать в широких пределах, применяя различную термическую обработку. Для сплава В95 известны такие режимы термической обработки как T1 – закалка и искусственное старение ( $\sigma_{\text{в}}=560-600$  МПа,  $\sigma_{\text{т}}=530-550$  МПа,  $\delta=8\%$ ) и T – отжиг ( $\sigma_{\text{в}}=220-230$  МПа,  $\sigma_{\text{т}}=100$  МПа,  $\delta=15-17\%$ ). Известно влияние механических характеристик на поведение оболочек под действием ударных нагрузок, в связи с этим, целью исследований является изучение особенностей структурообразования и свойств составных цилиндрических оболочек из сплава В95 в зависимости от исходной термической обработки материала до нагружения и длительности импульса ударной волны.

Для сравнения деформационного поведения и характера схождения оболочек из сплава В95 были опробованы два исходных состояния материала: первое – после отжига (репер 1), второе – после закалки на твердый раствор (репер 2). Твердость репера 1 - 61НВ, а микротвердость основы сплава 640 МПа, а репера 2 – 71НВ и микротвердость 850 Мпа. Исследование макроструктуры образцов показали, что смена режима т/о меняет фазовый состав сплава и его твердость и задает разный уровень пластичности материала. Из исходных заготовок были выточены составные цилиндрические полые оболочки с внутренним диаметром 20 мм и толщиной стенки 2 мм. Для взрывного нагружения оболочек (толщина ВВ t=1мм) использовали оригинальную экспериментальную сборку [1], которая позволяла в одном опыте комбинировать условия нагружения: часть составной оболочки нагружалась без наружного стального корпуса, а часть оболочки помещалась в корпус, который задерживал разлет продуктов взрыва и обеспечивал более длительный импульс ударной волны. Схождение оболочек к оси симметрии осуществлялось под действием скользящей детонационной волны.

Методами световой оптики, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии изучена эволюция структуры цилиндрических оболочек из сплава В95. Результаты, полученные при изучении процессов, происходящих при сжатии оболочек из сплава В95, свидетельствуют, что данный материал практически не чувствителен к изменению параметров нагружения. Так, при сжатии оболочки 1 (репер 1) под действием скользящей детонации в экспериментальном узле без корпуса и с корпусом четко проявляются процессы хрупкого разрушения оболочки на фрагменты, образуется большое количество пор, трещин, зон локализованной деформации. В случае использования репера 2 в закалённом состоянии (оболочка 2) независимо от длительности импульса ударной волны сценарий сжатия меняется. Наблюдается практически полное схлопывание оболочки, откольных разрушений нет, в центре образуется небольшая полость со следами плавления материала. Следовательно, обнаружена зависимость полноты сжатия и чередования структурных зон под воздействием инерционного высокоскоростного сжатия от исходного фазового состава сплава В95, задаваемого предварительной обработкой и отличающегося механическими свойствами, в частности, запасом пластичности и прочности. Так, при одних и тех же условиях из отожжённого репера 1 формируются множественные отколы, и она распадается на фрагменты, а более пластичная оболочка из закалённого репера 2 сохраняет свою форму. Причиной недостаточного сопротивления хрупкому разрушению оболочки 1 является наличие большого количества различных фаз интерметаллидной природы, которые присутствуют в отожженном гетерофазном сплаве. Изменение фазового состава при закалке и формирование практически однофазного пересыщенного Al-твёрдого раствора приводит к повышению пластических свойств оболочки. Разное деформационное поведение материала, связанное с изменением его фазового состава, проявляется на его свойствах. Обнаружено, что в результате высокоскоростной деформации материал оболочки 1 упрочняется, и его микротвёрдость повышается относительно репера 1 на 350 МПа. В деформированной оболочке 2 наоборот более интенсивно протекают процессы разупрочнения, и микротвёрдость понижается относительно репера 2, приближаясь к твердости исходного сплава в отожженном состоянии. Надо учитывать, что в процессе ударно-волнового нагружения помимо деформации происходит разогрев материала, что в случае термически упрочняемого сплава может приводить к конкуренции нескольких процессов – наклёпа и разупрочнения матрицы сплава, деформационного старения пересыщенного Al-твёрдого раствора и деформационного растворения упрочняющих фаз. Кроме того, на характеристики структуры и величину микротвёрдости могут влиять процессы перераспределения тепла по сечению оболочки после её сжатия. Учитывая высокую теплопроводность Al сплава, выравнивание температуры по сечению должно осуществляться достаточно быстро, что может быть причиной дополнительного изменения структурных и прочностных характеристик по сечению оболочек.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» Г.р.№ АААА-А18-118020190116-6.

1. А. В. Коваль, И. Г. Ширинкина, А. Н. Петрова, И. Г. Бродова, Е. Б. Смирнов, Е. В. Шорохов. Физика горения и взрыва. 55. сс. 82—91. (2019).

# МОДЕЛИРОВАНИЕ НАЧАЛЬНОЙ СТАДИИ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ГЦК-СПЛАВОВ С НИЗКОЙ ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ

Д.Н. Черепанов, Ю.В. Соловьёва, М.В. Геттингер, В. А. Старенченко

Томский государственный архитектурно-строительный университет

Email: [d\\_n\\_ch@mail.ru](mailto:d_n_ch@mail.ru)

В настоящей работе проведено сравнение кривых течения (см. Рисунок), полученных в результате одноосного сжатия монокристаллов чистой меди Cu и монокристаллов твердых растворов на основе меди двух различных составов: Cu-8 ат. %Al и Cu-12 ат. %Al. Ориентация оси деформации монокристаллов совпадала с кристаллографическим направлением [0 0 1]. Было обнаружено, что для твердых растворов характерная особенность стадийности деформационного упрочнения ГЦК-монокристаллов, установленная для чистых металлов, нарушается. Хорошо известно, что в случае одноосного растяжения или сжатия монокристаллов, ориентированных для множественного скольжения, в частности для [0 0 1] ориентации оси деформации, стадия лёгкого скольжения (стадия I) не наблюдается, а деформация осуществляется, начиная с малых степеней деформации множественным скольжением. В настоящей работе показано, что несмотря на множественное скольжение для [0 0 1] монокристаллов сплава Cu-12 ат. % Al обнаруживается стадия I деформационного упрочнения [1] (см. Рисунок). Наблюдаемая особенность деформационного поведения обусловлена снижением энергии дефекта упаковки с ростом концентрации атомов Al в решетке Cu, которая увеличивает напряжения трения, в связи с твёрдорастворным упрочнением. Данные факторы, оказывают влияние на особенности накопления дислокаций в процессе деформации сплава. Описать эти процессы возможно при проведении математического моделирования в терминах дислокационной кинетики.

Упрощенная модель деформации монокристаллов чистых ГЦК – металлов и твердых растворов может быть представлена в виде простейшей модели, содержащей уравнения для дислокаций и точечных дефектов [2, 3]:

$$\left\{ \begin{aligned} \frac{d\rho}{da} &= \frac{FG\theta\rho}{B(\tau_f + \alpha Gb\rho^{1/2})} - \frac{12\nu_D b}{\dot{a}} \sqrt{8\theta} \left( c_i \exp\left(\frac{E_i^m}{k_B T}\right) + c_{1v} \exp\left(\frac{E_{1v}^m}{k_B T}\right) + c_{2v} \exp\left(\frac{E_{2v}^m}{k_B T}\right) \right) \theta \rho^{3/2}, \\ \frac{dc_i}{da} &= \frac{\alpha_j b}{2} \rho^{1/2} - \frac{12\nu_D b^2}{\dot{a}} \theta \rho c_i \exp\left(\frac{E_i^m}{k_B T}\right), \\ \frac{dc_{1v}}{da} &= \frac{\alpha_j b}{12} \rho^{1/2} - \frac{12\nu_D b^2}{\dot{a}} \theta \rho c_{1v} \exp\left(\frac{E_{1v}^m}{k_B T}\right), \\ \frac{dc_{2v}}{da} &= \frac{5\alpha_j b}{12} \rho^{1/2} - \frac{12\nu_D b^2}{\dot{a}} \theta \rho c_{2v} \exp\left(\frac{E_{2v}^m}{k_B T}\right). \end{aligned} \right.$$

Совместно с выражением  $\tau = \tau_f + \alpha Gb\rho^{1/2}$  эта система дифференциальных уравнений позволяет получать теоретические зависимости сдвигового напряжения  $\tau$  от деформации сдвига  $a$ , при некоторых условиях деформирования, например,  $\dot{a} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ ,  $T = 300 \text{ K}$ . Кроме того, в уравнениях используются постоянные  $\nu_D = 10^{13} \text{ с}^{-1}$ ;  $k_B = 1.38066 \cdot 10^{-23} \text{ Дж/К}$ .

Для монокристаллов меди можно приняты следующие параметры модели:  $E_{1v}^m = 1,40982 \cdot 10^{-19} \text{ Дж}$ ,  $E_i^m = 1,87442 \cdot 10^{-20} \text{ Дж}$ ,  $E_{2v}^m = 1,10543 \cdot 10^{-19} \text{ Дж}$ ,  $b = 2,56 \cdot 10^{-7} \text{ мм}$ ,

$G=5570\text{кзс}/\text{мм}^2$ ,  $F=5$ ,  $\theta=2/\pi$ ,  $\alpha_j=9,5$ ,  $\alpha=0,25$ . Расчёты проводились при начальных условиях  $\rho(0)=10^6\text{мм}^{-2}$ ,  $\tau(0)=\tau_f+\alpha Gb\rho(0)^{1/2}=0,36\text{кзс}/\text{мм}^2$ .

Физические процессы при деформировании монокристаллов сплавов на основе меди, упрочнённых твёрдорастворным легированием, оказывают влияние на параметры модели. Твёрдорастворное легирование вызывает дополнительное сопротивление движению дислокаций, связанное с необходимостью преодоления атомов растворенного элемента, что приводит к увеличению параметра  $\tau_f$ . В представленной работе рассмотрено влияние параметра  $\tau_f$  на кривые упрочнения монокристаллов. Для этого в качестве базовой модели взята вышеуказанная модель, построенная для чистой меди, где  $\tau_f\approx 0$ , и, в рамках этой модели, варьируется параметр  $\tau_f$  – напряжение трения. Согласно полученным расчётам, приведённым на Рисунке, по мере увеличения напряжения трения существенно изменяется вид кривой упрочнения. Наряду с увеличением предела

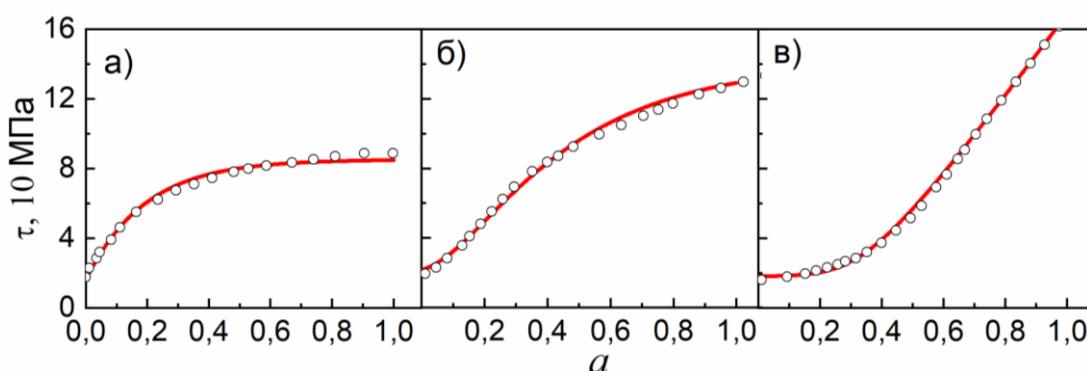


Рисунок. Кривые течения монокристаллов  $\text{Cu}$  (а);  $\text{Cu-8 ат. \%Al}$  (б);  $\text{Cu-12 ат. \%Al}$  (в). Точками указаны экспериментальные кривые; сплошные линии - модельный расчёт

текучести меняется и форма кривой упрочнения. Возникает начальная стадия с низким коэффициентом упрочнения характерная для твёрдорастворных сплавов, тем более выраженная, чем выше напряжение трения.

Увеличение концентрации легирующего элемента при твердорастворном упрочнении приводит к уменьшению энергии дефекта упаковки. Это, в свою очередь, влечет ряд последствий, связанных с увеличением расщеплённости дислокаций. Уменьшается подвижность винтовых дислокаций: дислокации оказываются «привязанными» к плоскости скольжения и лишаются возможности движения в третьем измерении, что препятствует процессам аннигиляции и субструктурным перестроениям. Происходит изменение интенсивности генерации точечных дефектов, что замедляет структурные перестройки, связанные с переползанием дислокаций. В этом же направлении действует и наличие большой расщепленности краевых дислокаций, что ограничивает возможность осаждения на них точечных дефектов. Низкая энергия дефекта упаковки делает возможным вовлечение механизма двойникования в процесс деформации.

1. Соловьев А.Н., Старенченко С.В., Соловьева Ю.В., Старенченко В.А. *Изв. ВУЗов. Физика* **63**, № 7 с. 115-119 (2020).
2. Старенченко В.А., Пантюхова О.Д., Черепанов Д.Н., Соловьева Ю.В., Старенченко С.В., Слободской М.И. *НТЛ*, 244 с (2011).
3. Старенченко В.А., Черепанов Д.Н., Селиваникова О.В. *Изв. ВУЗов. Физика* **57**, №2, с. 4-14 (2014).



# ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ПОЛИКАРБОНАТА ПРИ РАЗЛИЧНЫХ НАЧАЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ В СЛАБЫХ УДАРНЫХ ВОЛНАХ

**И.А. Черепанов<sup>1,2</sup>, А.С. Савиных<sup>1</sup>, С.В. Разоренов<sup>1</sup>, Г.В. Гаркушин<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> ИПХФ РАН, Черноголовка, Россия

<sup>2</sup> МГУ им. М.В.Ломоносова, Москва, Россия

E-mail: [i.cherepanov95@yandex.ru](mailto:i.cherepanov95@yandex.ru)

Благодаря относительной простоте получения, а также присущим необходимым эксплуатационным характеристикам полимеры повсеместно заменяют многие привычные материалы. Одним из самых прочных полимерных материалов является поликарбонат, который широко используется в авиационной технике, космической промышленности, а также в качестве конструкционного материала во многих других отраслях. В связи с этим остро стоит вопрос об изучении свойств полимеров, построении адекватных моделей их поведения при высоких скоростях деформирования, а также в широком диапазоне температур.

Эксперименты по ударно-волновому нагружению поликарбоната проводились с использованием пневматической ствольной установки. В процессе нагружения регистрировалась скорость свободной поверхности образцов, как функция от времени, с использованием лазерного доплеровского измерителя скорости VISAR [1]. В первой серии экспериментов проводились измерения откольной прочности поликарбоната при нормальной и повышенных температурах. Максимальное напряжение сжатия при комнатной температуре в исследуемом материале составило 0.56 ГПа. Вторая серия экспериментов проводилась с целью построения зависимости скорости ударной волны  $U_S$  от массовой скорости  $u_p$  при комнатной и повышенной температурах. Скорость алюминиевого ударника в экспериментах по измерению ударной адиабаты составила  $130 \pm 10$  м/с,  $280 \pm 10$  м/с,  $316 \pm 10$  м/с, что соответствует максимальному напряжению сжатия 0.23, 0.59 и 0.74 ГПа, при комнатной температуре. Диапазон реализуемых давлений во второй серии экспериментов включает в себя давления, при которых проводились измерения откольной прочности.

На рисунке 1 представлены профили скорости свободной поверхности образцов поликарбоната толщиной 1.8 мм, полученные в диапазоне температур от 25 до 186 °С. На профилях регистрируется выход на поверхность пластической волны сжатия. Каких-либо признаков упругопластического перехода на фронте волны сжатия

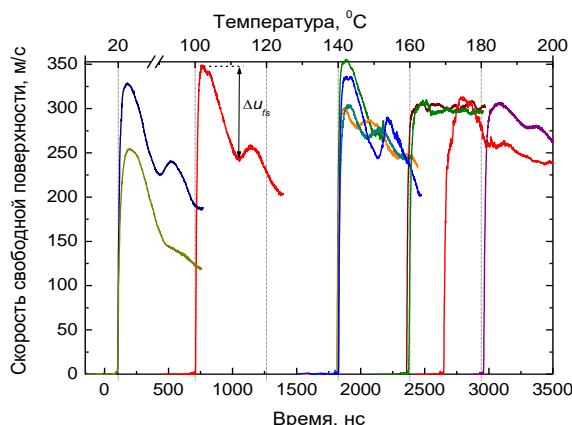


Рисунок 1 – Профили скорости свободной поверхности образцов поликарбоната

зарегистрировано не было. После отражения ударной волны от свободной поверхности в виде волны разрежения и взаимодействия последней с падающей волной разрежения, приходящей от тыльной стороны ударника, внутри образца создаются растягивающие напряжения, приводящие к его откольному разрушению. Далее регистрируется выход на поверхность откольного импульса в виде второго подъема скорости.

Максимальная скорость свободной поверхности в эксперименте при комнатной температуре составила  $\sim 330$  м/с. В случае отсутствия затухания ударной волны по мере распространения, расчетная максимальная скорость свободной поверхности должна быть  $\sim 390$ – $400$  м/с. С ростом температуры до температуры начала стеклования ( $141^\circ\text{C}$ ) фиксируется увеличение скорости свободной поверхности до  $350$  м/с. Этот эффект связан с тем, что с увеличением температуры происходит уменьшение скорости ударной волны и скорости распространения фронтальной части разгрузки.

Вторая серия экспериментов проводилась с целью определения ударной сжимаемости поликарбоната в виде зависимости скорости ударной волны от массовой скорости при комнатной и повышенной температурах. На рисунке 2 суммированы полученные зависимости  $U_S-u_p$  для поликарбоната при  $20^\circ\text{C}$  и  $100^\circ\text{C}$ . Для расчетов при начальной температуре  $20^\circ\text{C}$  используется зависимость  $U_S-u_p$  в виде  $U_S=1.973+2.101u_p$ , при температуре образцов  $100^\circ\text{C}$ :  $U_S=1.580+2.379u_p$ . Из рисунка видно, что при комнатной температуре полученная ударная адиабата хорошо согласуется с данными, приведенными в работах [2, 3]. Полученная зависимость  $U_S-u_p$  при  $100^\circ\text{C}$  лежит значительно ниже, чем при комнатной температуре, но вторые коэффициенты, определяемые наклоном этих зависимостей, близки.

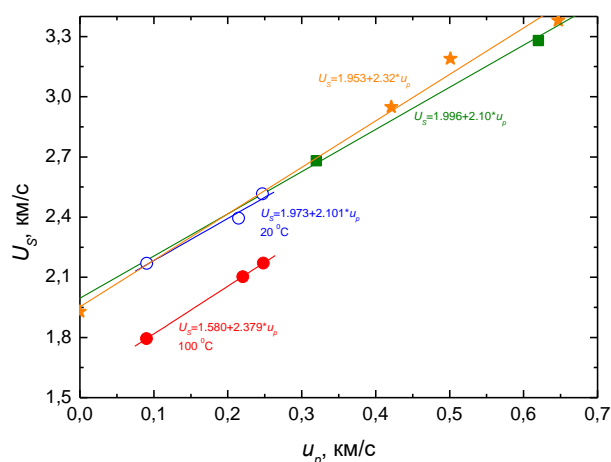


Рисунок 2 – Результаты по измерению ударной адиабаты поликарбоната при температурах  $20^\circ\text{C}$  выколотые круги и  $100^\circ\text{C}$  (обозначены выколотыми и закрашенными кругами соответственно). Квадратами обозначены результаты, полученные в работе [2], звездами – в работе [3]

В связи с отсутствием явного проявления упругих свойств откольная прочность образцов рассчитывалась по формуле  $\sigma_{sp}=1/2\rho c_b \Delta u_{fs}$ . Полученные значения откольной прочности составили  $122$  МПа при  $20^\circ\text{C}$  и  $98.8$  МПа при  $100^\circ\text{C}$ . Таким образом, увеличение температуры до температуры стеклования приводит к плавному снижению величины откольной прочности. В связи с отсутствием ударных адиабат поликарбоната в температурном диапазоне выше  $100^\circ\text{C}$  невозможно корректно рассчитать ее значение при этих температурах, но так как объемная скорость звука поликарбоната снижается с

ростом температуры, можно предположить, что откольная прочность в диапазоне стеклования снизится значительно.

1. Barker L.M. and Hollenbach R.E., J. Appl. Phys., № 43(11). p. 4669–4675, 1972.
2. Marsh S. P. (Ed.), LASL Shock Hugoniot Data, (Univ. California Press, Berkeley, 1980)
3. Trunin R. F., Gudarenko L.F., Zhernokletov M. V., Simakov G. V., Experimental data on shock compressibility and adiabatic expansion of condensed substances. RFNC. Sarov (2001)

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ С ГРАФЕНОМ

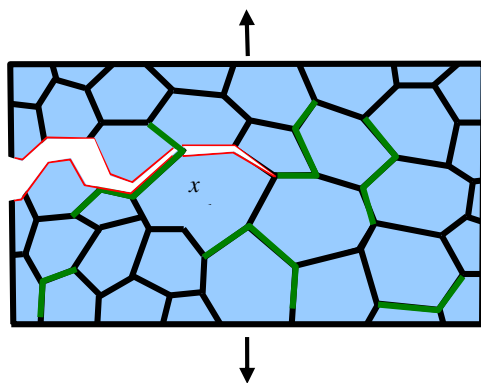
А.Г. Шейнерман

*Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург 199178,*

E-mail: asheinerman@gmail.com

Благодаря высокой твердости, износостойкости, коррозионной стойкости и жаропрочности керамики считаются прекрасными материалами для изготовления инструментов и подшипников. В то же время чистые керамики имеют низкую трещиностойкость, что делает их склонными к растрескиванию или фрагментации. Распространенным способом повышения трещиностойкости керамик является добавление различных армирующих фаз. В частности, в последнее время большое внимание привлекли керамики, армированные пластинками графена (отдельно или в сочетании с другими армирующими фазами). Во многих случаях такие композиты демонстрируют высокую вязкость разрушения, которая иногда может быть в несколько раз выше, чем у аналогичных неармированных керамик.

Значительное увеличение вязкости разрушения композитов «керамика/графен» объясняется различными факторами, в том числе перекрытием (бриджингом) трещин графеновыми пластинами, вытягиванием графеновых пластинок из керамической матрицы, изгибом и разветвлением трещин, а также наличием складок графена и изгиба графеновых пластинок. Несмотря на существование различных механизмов упрочнения в композитах «керамика/графен», добавление пластинок графена к керамике может повысить их вязкость разрушения только при небольшой объемной доле графена. Напротив, при высоком содержании графена трещиностойкость керамик уменьшается с увеличением объемной доли графена. Целью данной работы является разработка модели, описывающей повышение и снижение вязкости разрушения в керамических композитах с графеном, не содержащих пор.



*Рисунок 1. Рост трещины в деформируемом композите «керамика/графен».*

В рамках модели рассмотрим композит «керамика/графен», находящийся под действием растягивающей нагрузки (рис. 1). Рассмотрим ситуацию, когда пластинки графена расположены на границах зерен (ГЗ), а их длина существенно превышает длину ГЗ. Предположим, что под действием приложенной нагрузки трещина распространяется по ГЗ в направлении, перпендикулярном направлению приложенной нагрузки. В этом случае мы можем пренебречь относительно небольшим количеством ГЗ, частично занятых графеном, и рассматривать все ГЗ как не содержащие графен или полностью занятые графеном. Для определенности рассмотрим типичную ситуацию, в которой основным механизмом упрочнения композита, связанным с присутствием графеновых пластинок, является бриджинг трещин графеновыми пластинками.

Далее рассмотрим ситуацию, когда границы раздела «керамика/графен» менее прочные, чем границы зерен керамической матрицы. Это означает, что энергия адгезии керамики и графена (удельная энергия, необходимая для отрыва пластинок графена от керамической матрицы) меньше, чем удельная энергия, необходимая для растрескивания ГЗ без графена. В этой ситуации присутствие графена в ГЗ может способствовать разрушению отдельных ГЗ и тем самым снижать вязкость разрушения при высоком содержании графена. Как следствие, влияние графена на вязкость разрушения определяется балансом между эффектом бриджинга трещин (который увеличивает вязкость разрушения) и уменьшением прочности границ раздела (которое снижает вязкость разрушения).

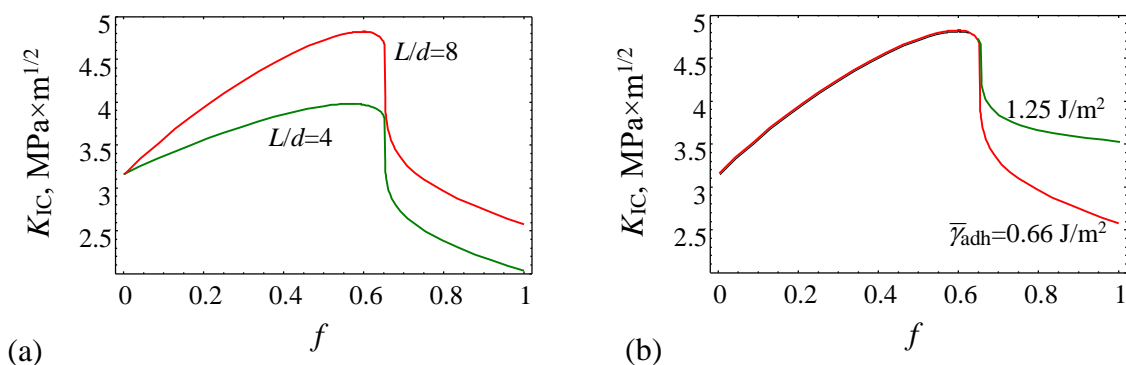


Рисунок 2. Зависимости вязкости разрушения  $K_{IC}$  композита  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3/\text{графен}$  от доли  $f$  границ зерен, занятых графеном, для различных значений безразмерной длины  $L/d$  графеновых пластинок (a) и среднего значения  $\bar{\gamma}_{adh}$  энергии адгезии керамики и графена (b).

В рамках такой модели мы рассчитали вязкость разрушения  $K_{IC}$  композита  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3/\text{графен}$ . Зависимости вязкости разрушения  $K_{IC}$  от доли  $f$  ГЗ, занятой графеном, представлены на рис. 2а для двух различных значений отношения  $L/d$  длины графеновой пластинки к длине ГЗ. Из рис. 2а следует, что вязкость разрушения увеличивается с ростом  $f$  до тех пор, пока значение  $f$  не станет близким к порогу перколяции  $f \approx 0.65$ . После этого вязкость разрушения быстро снижается из-за протекания трещин по пластинкам графена. Максимальное значение  $K_{IC}$  увеличивается с ростом  $L/d$ . На рис. 2б видно, что увеличение энергии  $\bar{\gamma}_{adh}$  адгезии границы раздела «керамика/графен» увеличивает вязкость разрушения  $K_{IC}$  при высоких значениях доли графена  $f$  (выше порога перколяции), но не влияет на вязкость разрушения при более низком содержании графена.

Таким образом, предложенная модель объясняет переход от увеличения трещиностойкости керамических композитов с графеном, связанного с бриджингом

трещин графеновыми пластинками, к ее снижению из-за распространения трещин по границам раздела «керамика/графен» при превышении критического значения объемной доли графена. Показано, что композиты «керамика/графен» с высокой трещиностойкостью должны иметь длинные графеновые пластинки и/или малый размер зерна.

## **МНОГОЦИКЛОВОЕ УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ 0,4 ТЛ**

**В.В. Шляров, К.В. Аксенова, Д.В. Загуляев**

*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк*

Email: shlyarov@mail.ru

Титан и его сплавы характеризуются легким весом, высокой прочностью и коррозионной стойкостью, что делает их пригодными для целого ряда применений в таких отраслях, как автомобилестроение, аэрокосмическая промышленность, машиностроение и оснастка, оборонная промышленность и строительство [1, 2]. Так из титановых сплавов производят каркасные детали, используют в оформлении обшивки и воздухозаборников. Кроме того, применение титановых сплавов в авиации связано с выпуском топливных баков, которые испытывают чрезмерные нагрузки в широком диапазоне температур. Одной из самых наукоемких и сложных в изготовлении компонентов газотурбинных двигателей для авиации, морских судов, энергетики является лопатка турбины, где титан и сплавы на его основе также нашел широкое применение [3]. Продукцию подобной точности и уровня производят только шесть стран в мире, так как это требует сложнейших расчетов при проектировании и очень высокой точности в изготовлении [4]. Выход из строя деталей, связанные с многоциклового усталостью, все чаще рассматриваются как один из основных механизмов отказа обычных авиационных двигателей, оказывающий значительное негативное влияние на безопасность, стоимость владения и эксплуатационные характеристики двигателя.

Таким образом, актуальной является проблема предотвращения усталостных разрушений ответственных деталей (увеличения срока их службы), особенно в тех отраслях, где возникновение аварий ведет к катастрофическим последствиям. Как правило, для увеличения эксплуатационных характеристик применяют методы неравновесной модификации поверхности, приводящие к изменению структуры и, как следствие, физико-механических характеристик материалов. Обычно в качестве подобных методов подразумевают электронную, ионную и лазерную обработку. В работах [5, 6] экспериментально изучен процесс образования структуры на поверхности лопаток газотурбинных двигателей (ГТД) и образцов из  $\alpha+\beta$ -титановых сплавов при облучении высокоэнергетическими импульсными электронными пучками с плотностью энергии пучка до 18-36 Дж/см<sup>2</sup>. Установлено, что облучение электронным пучком приводит к формированию в поверхностном слое толщиной до 20 мкм текстуры сжатия и мелкодисперсной глобулярно-пластинчатой микроструктуры с преимущественной ориентацией  $\alpha$ -,  $\alpha'$ - и  $\alpha''$ -пластин параллельно или почти параллельно поверхности. И показано, что для таких мишеней наиболее вероятными механизмами образования кратеров являются избирательное плавление и последующая эрозия или плазмообразование на отдельных участках поверхности, а также нестационарное и различное по глубине плавление различных ориентированных участков поверхности или взрывная эмиссия с острых участков поверхности. Еще одним из перспективных методов

целенаправленной модификации деформационных характеристик металлических материалов является воздействие постоянными магнитными полями. Как показали наши предыдущие исследования воздействие постоянным магнитным полем 0,4 Тл на технически чистый титан приводит к изменению микротвердости сплава, количественно эффект влияния характеризовался относительным уменьшением микротвердости на 3-6 %, с последующей релаксацией до исходного значения за время порядка 25 часов [7]. Изучение процесса ползучести в магнитном поле показало, что воздействие магнитного поля существенно изменяет скорость ползучести на установившейся и ускоренной стадиях процесса на 45 % [8].

Целью данной работы является определение числа циклов до разрушения образцов титана марки ВТ1-0, подвергнутого испытаниям в обычных условиях (без магнитного поля) и при воздействии постоянного магнитного поля 0,4Тл. Химический состав титана в соответствии с ГОСТ 19807-91 представлен в таблице 1.

*Таблица 1 – Химический состав титана марки ВТ-1-0*

<i>Fe</i>	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>N</i>	<i>Ti</i>	<i>O</i>	<i>H</i>	<i>Примесей</i>
<i>до 0,25</i>	<i>до 0,07</i>	<i>до 0,1</i>	<i>до 0,04</i>	<i>99,24 - 99,7</i>	<i>до 0,2</i>	<i>до 0,01</i>	<i>прочих 0,3</i>

Образцы с размерами 12x4x130 мм с концентратором напряжений радиусом 20 мм были выполнены по ГОСТ 25.502-79. Усталостные испытания были проведены при комнатной температуре по схеме консольного изгиба. Частота нагружения составляла 3,3 с<sup>-1</sup>. Усталостные испытания были выполнены по двум схемам: в обычном режиме и при одновременном воздействии магнитного поля 0,4Тл. Во ходе проведения усталостных испытаний определяли число циклов до разрушения подготовленных образцов титана в обычных условиях (без магнитного поля) и при воздействии постоянного магнитного поля разной величины.

В результате исследований многоциклового усталости в каждом состоянии было разрушено по 15 образцов. Магнитное воздействие привело к увеличению числа циклов до разрушения с 121478±8086 до 270492± 23957. Следовательно, усталостная долговечность образцов увеличилась на 122,7 %. Отметим, что применение магнитного поля в процессе усталостных испытаний способствовало уменьшению разброса статистических данных.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 21-79-00118)*

1. А.И. Хорев. Технология легких сплавов. **4**, сс. 92-97, 2004
2. А.А. Kruglov, R.Y. Lutfullin. Journal of Machinery Manufacture and Reliability. **38(1)**, pp. 58-61, 2009.
3. А.М. Смыслов, М.К. Смыслова, А.И. Дубин, В.П. Сазанов, В.Ф. Павлов. Известия высших учебных заведений. Поволжский Регион. Технические науки. **1(37)**, сс. 121-130, 2016.
4. С.П. Павлинич, М.В. Зайцев. Вестник уфимского государственного авиационного технического университета. **4(44)**, сс. 200-202, 2011
5. В.А. Шулов, В.И. Энгелько, А.Н. Громов, Д.А. Теряев, О.А. Быщенко, Г.Г. Ширваньянц. Физика и химия обработки материалов. **5**, сс. 22-28, 2015
6. В.А. Шулов, А.Н. Громов, Д.А. Теряев, Ю.А. Перлович, М.Г. Исаенкова, В.А. Фесенко. Физика и химия обработки материалов. **6**, сс. 19-24, 2016.
7. D. Zagulyaeva, S. Konovalov, V. Shlyarov, X. Chen. Materials Research Express. **6**, pp. 096523, 2019.
8. В.В. Шляров, Д.В. Загуляев, В.Е. Громов, А.М. Глезер, А.А. Серебрякова. Деформация и разрушение материалов. **3**, сс. 25-31, 2022.

# ИЗМЕНЕНИЯ ПАРАМЕТРА КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ СПЛАВА Al-20%Si

Ю.А. Шлярова, Д.В. Загуляев, В.В. Шляров, В.Е. Громов

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

Email: [rubannikova96@mail.ru](mailto:rubannikova96@mail.ru)

Цель данного исследования является анализ фазового состава и параметра кристаллической решетки сплава Al-20%Si, подвергнутого двухэтапной обработке (электровзрывное легирование с последующим облучением импульсным электронным пучком).

В качестве материала исследования использовали образцы заэвтектического сплава Al-20%Si. Химический состав, полученный по результатам рентгеноспектрального анализа образцов силумина, представлен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состава сплава Al-20%Si (масс.%)

Al	Si	Cu	Ni	Fe	Mn	Ti	Cr
78,52	20,28	0,072	0,006	1,14	0,015	0,006	0,001

Сплав Al-20%Si подвергался двухэтапной обработке. Первоначально было нанесено композиционное покрытие системы Al – Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> методом ЭВЛ на установке ЭВУ 60/10. В качестве материала взрываемых проводников использовали алюминиевые фольги, в качестве порошковой навески выступал Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Ранее в работе [1] были проанализированы шесть режимов обработки и определен оптимальные режим электровзрывного легирования, приводящий к многократному повышению механических характеристик поверхностного слоя сплава толщиной 100 мм.

Напыление проводили в вакууме по следующей технологии: на алюминиевую фольгу, зажатую между двумя коаксиальными электродами, помещали навеску порошка Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Далее через вакуумный разрядник на нее подавалось напряжение, под воздействием электрического тока большой плотности происходил взрыв проводника. Продукты взрыва, которые состояли из плазменного компонента включающего частицы Al и Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> различной дисперсности, устремлялись по технологической камере к образцу, осаждались на нем с проплавлением поверхностных слоев материала. Таким образом, на поверхности, обрабатываемого изделия формировалось многофазное и многокомпонентное покрытие. Вторым этапом обработки являлось облучение сплава интенсивным импульсным электронным пучком проводилось на лабораторной установке «СОЛО» [2]. Режимы электровзрывного легирования и последующее облучение сплава приведены в табл. 2. Исследования фазового состава проводили методами рентгенофазового анализа (рентгеновский дифрактометр Shimadzu XRD 6000).

В результате рентгенофазового анализа можно отметить, что фазовый состав и состояние кристаллической решетки основных фаз существенным образом зависят от режима модифицирования. Основной фазой сплава является твердый раствор на основе алюминия, относительное содержание которого весьма слабо зависит от режима модифицирования сплава. Двухэтапная обработка сплава Al-20%Si приводит к увеличению параметра решетки алюминия, что может свидетельствовать о легировании алюминия атомами иттрия, т.к. радиус атомов иттрия ( $R(Y) = 0,178$  нм) больше радиуса атомов алюминия ( $R(Al) = 0,143$  нм) [3].

Таблица 2. Режимы электровзрывного легирования и последующая обработка электронным пучком

№ режима	масса алюминевой фольги, $m_{Al}$ (мг)	масса порошка $Y_2O_3$ , $m_{Y_2O_3}$ (мг)	напряжение разряда, U (кВ)	Плотность энергии пучка электронов, Дж/см <sup>2</sup>	Энергия ускоренных электронов, кэВ	Длительность импульса пучка электронов, мкс	Количество импульсов тока	частота следования импульсов, с <sup>-1</sup>
1	58,9	58,9	2,8	35	18	150	3	0,3
2	58,9	88,3	2,6	25				

При облучении сплава Al-20%Si импульсным электронным пучком с разной плотностью электронного пучка (25 и 35 Дж/см<sup>2</sup>) сопровождается изменением параметра кристаллической решетки фазы Si (рис. 1). При анализе графика, можно отметить, что параметр кристаллической решетки фазы Si при плотности энергии пучка электронов 25 и 35 Дж/см<sup>2</sup> составляет 5,4341 и 5,4437 Å, соответственно, что превышает параметр кристаллической решетки исходного состояния (4,046 Å). Параметр кристаллической решетки фазы AlSi как при плотности 25 Дж/см<sup>2</sup>, так и при 35 Дж/см<sup>2</sup> не изменяется. Параметр кристаллической решетки оксида иттрия снижается по мере увеличения плотности энергии пучка электронов. Отметим, что параметр кристаллической решетки порошка оксида иттрия составлял 10,61 Å.

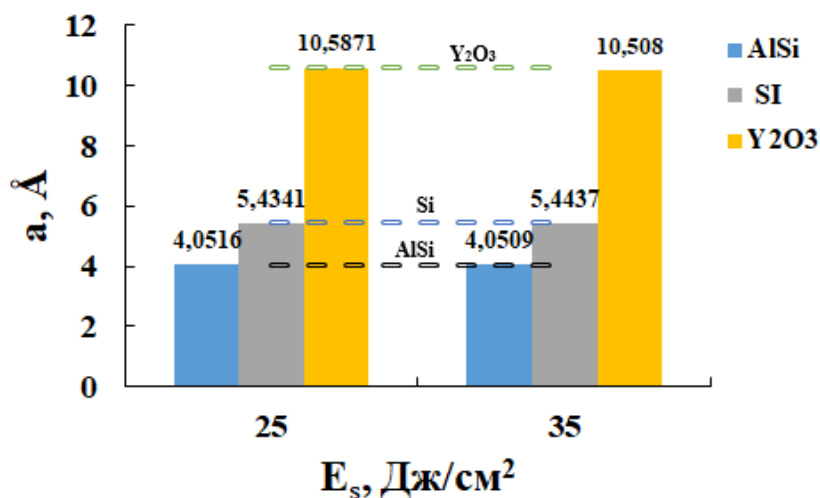


Рисунок 1. Зависимость параметра кристаллической решетки фазы AlSi, Si и  $Y_2O_3$  формирующихся в поверхностном слое сплава Al-20%Si, подвергнутого облучению импульсным электронным пучком, от плотности энергии пучка электронов.

Пунктирной линией обозначена величина параметра кристаллической решетки фаз в исходном состоянии

1. В.Е. Громов, Д.В. Загуляев, Ю.Ф. Иванов, С.В. Коновалов, С.А. Невский, В.Д. Сарычев, Е.А. Будовских, Ю.А. Рубанникова, *Структура и упрочнение силумина, модифицированного электронно-ионной плазмой*: (Новокузнецк: Издательский центр СибГИУ, 2020).
2. Н.Н. Ковал, Ю.Ф. Иванов, *Эволюция структуры поверхностного слоя стали, подвергнутой электронно-ионно-плазменным методам обработки* (Томск: Изд-во НТЛ, 2016).
3. О.А. Банных, П.Б. Будберг, С.П. Алисова и др. *Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа* (Металлургия, 1986).



# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО ТИТАНА ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА ПРИ КРИОГЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Н.А. Шурыгина<sup>1</sup>, А. М. Глезер<sup>1,2</sup>, Д.Л. Дьяконов<sup>1</sup>, Р.В. Сундеев<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup>ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И. П. Бардина», Москва, Россия

<sup>2</sup>НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

<sup>3</sup>РТУ МИРЭА, Москва, Россия

Email: shnadya@yandex.ru

Технически чистый титан отличается высокой пластичностью и коррозионной стойкостью и при этом уступает титановым сплавам по прочности и твердости. На свойства чистого титана существенное влияние оказывает и наличие микродобавок (примесей). Изучение структурных превращений при криогенных температурах в титановых сплавах, на процессы структурообразования которых при пластической деформации влияет даже незначительное количество примесей и избыточных фаз, представляет особый интерес в связи с востребованностью этих материалов в авиакосмической отрасли. Ранее авторами [1] исследованы структуры и механические свойства титана после КВД в камере Бриджмена, содержащего  $\Sigma(\text{Mn}+\text{Fe}) = 0,668\%$  (мас.) Настоящая работа продолжает это исследование.

В качестве материала исследования выбран технически чистый титан ВТ1-0 (ГОСТ 19807–91), содержащий  $\Sigma(\text{Mn}+\text{Fe}) = 0,130\%$  (мас.), что меньше на 0,538% (мас.) по сравнению с титаном, изученным в работе [1] (далее эти сплавы обозначены Ti-1 и Ti-2 соответственно). Причем основное различие приходится на содержание Mn (более 90%), содержание других элементов одинаково. Образцы в виде пластин толщиной 200 мкм перед КВД были отожжены при 800 °С в течение 3 ч. Деформацию в камере Бриджмена проводили при давлении  $P = 6$  ГПа, температурах 293 и 77 К и числе оборотов  $N = 1/4; 1/2; 1; 2; 3$  и 4; скорость вращения подвижного бойка составляла 1 об/мин.

Установлено, что фазовое превращение  $\alpha \rightarrow \omega$  мартенситного типа реализуется в сплаве Ti-1 при критической деформации  $N_{\text{cr}} = 1/4$  при обеих температурах деформирования. В исследованном ранее технически чистом титане с суммарным содержанием микродобавок Mn и Fe 0,668% (мас.)  $\omega$ -фаза появилась после КВД при 77 К и  $N = 1$ . В процессе КВД при 77 К происходят последовательно два процесса: на начальных стадиях – активное двойникование  $\alpha$ -титана, а при достижении необходимой степени деформации –  $\alpha \rightarrow \omega$ -превращение, которое разрушает образовавшиеся двойники. В процессе КВД при 293 К двойникование не развивается.

В процессе КВД при комнатной и криогенной температурах в структуре  $\alpha$ -фазы образуются деформационные фрагменты и динамически рекристаллизованные зерна. Средний размер фрагментов  $D_{\text{ф}}$  при  $N > 1/2$  практически не изменяется с увеличением  $N$  и составляет 30–40 нм как при 293 К, так и при 77 К. Средний размер рекристаллизованных зерен  $D_{\text{рз}}$  при  $N > 2$  составляет около 90 нм при 293 К и около 60 нм при 77 К. Измельчение структуры  $\alpha$ -титана происходит интенсивнее при 77 К. Микротвердость HV увеличивается в результате КВД более чем в 1,5 раза и в случае деформации при 293 К выходит на насыщение при  $N > 1$  (3,3 ГПа). При деформации при 77 К микротвердость плавно растет с увеличением  $N$  и при  $N \geq 3$  выходит на насыщение, достигая значения 4,3 ГПа.

1. Н.А. Шурыгина, А.М. Глезер, Д.Л. Дьяконов, А.А. Томчук, А.Г. Кадомцев, М.В. Нарыкова, *Письма в ЖТФ* **44**, сс. 70-78 (2018).

# ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ В АУСТЕНИТЕ НА СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ И ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА NiFeGa

Э.И. Янушоните, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

Email: [yanushonite98@mail.ru](mailto:yanushonite98@mail.ru)

Известно, что в сплавах с памятью формы выделение дисперсных частиц вторичной фазы приводит к созданию естественных нанокомпозитов, в которых матрица испытывает термоупругие мартенситные превращения (МП), а частицы, имея другую, отличную от матрицы кристаллическую структуру, деформируются только упруго [1]. В связи с этим целью данной работы является выяснение влияния дисперсных частиц, выделившихся при старении в аустените, на сверхэластичность (СЭ) и эластокалорический эффект (ЭКЭ) в монокристаллах сплава Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub>.

Для исследования выбраны монокристаллы, ориентированные вдоль [001]<sub>A</sub>-направления, в исходном состоянии после роста и состаренном при 773 К, 1 ч. Выбранная ориентация характеризуется максимальной теоретической величиной деформации превращения 6,2 % [2]. ЭКЭ измеряли в циклах нагрузка/разгрузка при проявлении СЭ. За величину ЭКЭ принимали величину адиабатического охлаждения  $\Delta T_{ad}$  при обратном МП, реализованном при высокой скорости разгрузки  $6,7 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ .

Экспериментально показано, что исходные [001]<sub>A</sub>-монокристаллы характеризуются высокими прочностными свойствами аустенита и мартенсита (800–1500 МПа), отсутствием процессов раздвоения кристаллов L1<sub>0</sub>-мартенсита под нагрузкой, что приводит к проявлению СЭ с узким механическим гистерезисом  $\Delta\sigma = 35\text{--}50$  МПа и стабильной величиной ЭКЭ  $\Delta T_{ad} = (10,1 \pm 0,8)$  К в широком температурном интервале  $\Delta T_{СЭ} = 195$  К от 298 К до 493 К.

По сравнению с исходным состоянием высокопрочные [001]<sub>A</sub>-монокристаллы, содержащие наноразмерные частицы  $\gamma'$ -фазы, выделившиеся за счет старения при 773 К, 1 ч, демонстрируют более широкий в 1,4 раза температурный интервал проявления СЭ  $\Delta T_{СЭ} = 270$  К (от 278 до 548 К) и ЭКЭ со стабильной величиной адиабатического охлаждения  $\Delta T_{ad} \approx 9$  К, механический гистерезис равен  $\Delta\sigma \approx 60\text{--}67$  МПа. Широкий температурный интервал проявления СЭ обусловлен, во-первых, более низкой температурой  $A_f = 270$  К в состаренных кристаллах по сравнению с исходным состоянием ( $A_f = 289$  К). Во-вторых, в состаренных кристаллах наблюдается более высокое сопротивление дислокационному скольжению при развитии МП под нагрузкой за счет упрочнения матрицы наноразмерными частицами  $\gamma'$ -фазы, что расширяет температурный интервал проявления СЭ и ЭКЭ как в сторону низких, так и в сторону высоких температур.

Таким образом, получены высокопрочные нанокомпозиты на основе исходных монокристаллов Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub>, ориентированных вдоль [001]<sub>A</sub>-направления, за счет упрочнения аустенитной фазы наноразмерными частицами при старении 773 К, 1 ч. Полученные нанокомпозиты имеют широкий температурный интервал проявления СЭ  $\Delta T_{СЭ} = 270$  К с максимальным ЭКЭ  $\Delta T_{ad} \approx (10,3 \pm 0,8)$  К по сравнению с исходным состоянием и являются перспективными материалами для твердотельного охлаждения.

1. Omori T [et al.], Materials Science and Engineering A V. 378, pp 403–408 (2004).
2. Y. Sutou [et al.], Appl. Phys. Lett. V. 84, pp. 1275–1277 (2004).

*Исследование выполнено при поддержке гранта РФФ № 20-19-00153.*

# МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛОВ ПОСЛЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ

В.В. Рубаник<sup>1</sup>, Ю.В. Царенко<sup>\*1</sup>, J.T. Wang<sup>2</sup>, Y.W. Liu<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г.Витебск, Беларусь

<sup>2</sup>Нанкинский университет науки и технологии, г.Нанкин, КНР

\*E-mail: [labpt@vitebsk.by](mailto:labpt@vitebsk.by)

Формирование ультрамелкозернистой и нанокристаллической структур методами интенсивного пластического деформирования (ИПД) оказывает значительное, а иногда коренное влияние на деформационное поведение и механические свойства металлов и сплавов, что позволяет считать ИПД весьма перспективным методом управления структурой и свойствами. Наибольший интерес к наноструктурированным материалам обусловлен не только их уникальными физическими свойствами, но и весьма высокими механическими свойствами: прочностью, пластичностью, износостойкостью.

Объемные наноламинированные структуры никеля и меди были получены методом ИПД по методике, представленной в работе [1].

Для обработки образцов наноструктурного никеля и меди путем ультразвукового воздействия с точки зрения эффективности знакопеременного механического воздействия использован способ, в котором обработка образцов осуществляется в пучности напряжений стоячей волны волновода в закрепленном состоянии [2].

Обрабатываемый образец из наноматериала закреплялся внутри полости волновода в пучности напряжений с помощью специального винта, обеспечивая надежный акустический контакт между волноводом и обрабатываемым образцом. Питание преобразователя ПМС15А-18 осуществляли от ультразвукового генератора УЗГ2-4М.

Ультразвуковая обработка образцов проводилась с амплитудой знакопеременных напряжений в образцах от 17,5 до 100 МПа. Обработка наноструктурных образцов никеля и меди выполнялась при различных усилиях поджатия в пучности напряжений волновода. При проведении ультразвуковой обработки образцов контролировали температуру волновода, при максимальных значениях знакопеременных напряжений его температура не превышала 60 °С. Время ультразвуковой обработки образцов составляло 30с.

Результаты механических испытаний образцов наномеди на растяжение представлены на рис 1.

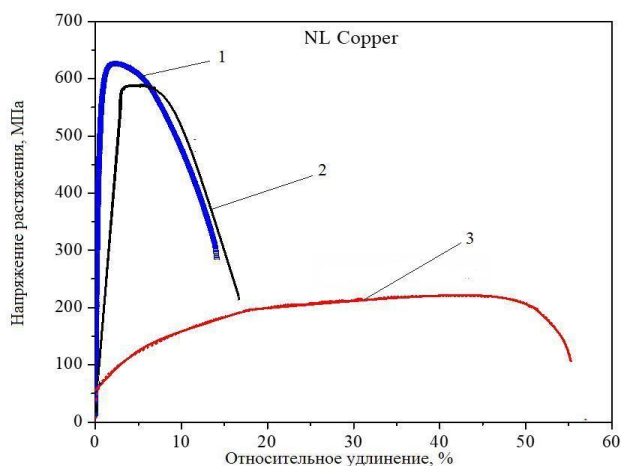


Рис 1. Кривые растяжения образцов наномеди: 1 – без УЗО; 2 - после УЗО (17,5 МПа); 3 – после отжига

Из рисунка видно, что предел прочности образцов наномеди без УЗО несколько выше, чем после УЗО с амплитудой напряжений 17,5 МПа. Относительное удлинение при этом образцов, испытанных растяжением после УЗО имеет более высокие значения до 16 %. Кривая 3 на графике характеризует образцы после отжига, т.е. находящиеся в крупнозернистом состоянии. Относительное удлинение отожженных образцов меди превышает 50 %, предел прочности при этом не достигает 250 МПа.

Исследования показали, что предел прочности образцов наноникеля без УЗО несколько выше, чем после обработки ультразвуком. Следует отметить, что уровень прочностных свойств для никеля выше 1200 МПа является высоким результатом. Относительное удлинение при этом образцов, испытанных растяжением после УЗО имеет более высокие значения, достигая значения 11 %. В то время как у образцов без УЗО эта величина составляет около 7,5 %.

Микротвердость образцов определяли методом микро-Виккерса на приборе типа HVS-1000Z (TIME Group Inc.). Испытания производили путем вдавливания алмазного индентора пирамидальной формы с испытательным усилием 0,98 Н в поверхность образца. Результаты измерений микротвердости наноструктурных образцов меди и никеля после различных режимов обработки представлены в таблице.

Табл. Микротвердость образцов наномеди и наноникеля

Обработка образца	Амплитуда УЗО, МПа	HV0.98, МПа
Nano-Cu	без УЗО	1514
Nano-Cu +УЗО	17.5	1653
Nano-Cu +УЗО	35	1580
Nano-Cu +УЗО	50	1532
Nano-Cu +УЗО	70	1503
Nano-Cu +УЗО	100	1413
Nano-Ni	без УЗО	4370
Nano-Ni +УЗО	17.5	4927
Nano-Ni +УЗО	35	4730
Nano-Ni +УЗО	50	4327
Nano-Ni +УЗО	70	4205
Nano-Ni +УЗО	100	4170

Результаты исследований физико-механические свойства наноструктурных образцов никеля и меди после ультразвуковой обработки показали, что после УЗО наноструктурных образцов наблюдается повышение пластических свойств и незначительное снижение предела прочности. Показано, что при малых амплитудах напряжений ультразвука до 17,5 МПа наблюдается заметный рост микротвердости

наноструктурных образцов, как меди, так и никеля, а дальнейшее увеличение интенсивности ультразвуковой обработки до 100 МПа приводит к снижению микротвердости.

*Работа выполнена при поддержке БРФФИ (проект T19КИТГ-003).*

1. J.T.Wang, Z. Li, T.G.Langdon. Scr. Mater.- 2012, Vol. 67, pp. 810-813.

2. Ю.В.Царенко, В.В. Рубаник, В.Ф.Луцко, J. T. Wang, Y.W. Liu АПП-2020, Витебск, С.366-368.

## **ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКА НА СИНТЕЗ И АНИОННО-ОБМЕННЫЕ СВОЙСТВА ЖЕЛЕЗО- И КОБАЛЬТСОДЕРЖАЩИХ СЛОИСТЫХ ДВОЙНЫХ ГИДРОКСИДОВ**

**О.А. Петрова-Буркина<sup>1</sup>, К.О. Ермалович<sup>1</sup>, Р.А. Голубев<sup>1</sup>, Ю.Г. Пашкевич<sup>2</sup>,  
В.В. Рубаник<sup>1</sup>, В.В. Рубаник мл.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>*Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь  
[ita@vitebsk.by](mailto:ita@vitebsk.by)*

<sup>2</sup>*Донецкий физико-технический институт НАН Украины, г. Киев, Украина*

Среди различных методов синтеза слоистых двойных гидроксидов (СДГ) наиболее простым и часто используемым является метод соосаждения [1]. Основным недостатком данного метода является образование трудно фильтрующихся, высокодисперсных и плохо окристаллизованных гелеобразных продуктов. Поэтому двойные гидроксиды, полученные методом соосаждения, подвергают длительному нагреванию в водных растворах для улучшения окристаллизованности, что значительно увеличивает время синтеза. Ранее проведенные исследования [2,3] показали, что воздействие ультразвуковых колебаний как на стадии кристаллизации, так и на стадии анионно-обменных реакций существенно ускоряют данные процессы и тем самым сокращают время синтеза СДГ. В связи с этим целью данной работы было установление оптимальных режимов ультразвуковой обработки (УЗО) при синтезе СДГ на основе систем кобальт-алюминий и магний-железо с соотношением в них двух и трехвалентных металлов 2:1 и 3:1 на стадии кристаллизации и анионного обмена.

Согласно рентгеноструктурным исследованиям, синтез кобальто-алюминиевых и железо-магниевого гидроксидов, в не зависимости от соотношения двух и трех валентных металлов, можно ускорить ультразвуковым воздействием на стадии: соосаждения или кристаллизации. В первом случае, продолжительную по времени стадию соосаждения (1,5-2 ч по стандартной методике) при ультразвуковом воздействии на суспензию на частоте ~22 кГц в кавитационном режиме удалось осуществить в течение 10 мин. При этом для всех типов гидроксидов достаточно 4 ч выдержки на водяной бане, что значительно ускоряет весь процесс для железо-магниевого гидроксидов (24 ч по стандартной методике). Во втором случае, ультразвуковая обработка позволила сократить время кристаллизации для  $\text{Co(2)Al-NO}_3$  до 5 мин, для образцов  $\text{Mg(2)Fe-CO}_3$  и  $\text{Mg(3)Fe-CO}_3$  - до 45 мин.

Ультразвуковая обработка на этапе реакции анионного обмена  $\text{NO}_3^- \rightarrow \text{CO}_3^{2-}$  в СДГ  $\text{Co(2)Al-NO}_3$  и  $\text{Co(3)Al-NO}_3$  и  $\text{CO}_3^{2-} \rightarrow \text{Cl}^-$  в СДГ  $\text{Mg(2)Fe-CO}_3$  во всех случаях значительно интенсифицирует анионный обмен в слоистых соединениях за счет ускорения диффузии в межслоевом пространстве. Воздействие ультразвука на частоте ~22 кГц на стадии анионного обмена  $\text{NO}_3^- \rightarrow \text{CO}_3^{2-}$  позволило сократить продолжительность анионно-обменной реакции с 7 дней до 30 мин для СДГ  $\text{Co(2)Al-NO}_3$  и до 10 мин для СДГ  $\text{Co(3)Al-NO}_3$ . В случае СДГ  $\text{Mg(2)Fe-CO}_3$  при УЗО на стадии

анионного обмена  $\text{CO}_3^{2-} \rightarrow \text{Cl}^-$  даже в течение 30 мин полного замещения не происходит. Это связано с тем, что карбонат является более предпочтительным анионом для интеркаляции. Однако, для слоистых гидроксидов  $\text{Mg}(2)\text{Fe}-\text{CO}_3$  и  $\text{Mg}(3)\text{Fe}-\text{CO}_3$  ультразвуковое воздействие в процессе регидратации в растворе  $\text{NaNO}_3$  способствует ускорению реконструкции гидроксидов с 2-ух суток до 30 мин.

Таким образом, показана возможность значительного ускорения процесса синтеза СДГ  $\text{Co}(2)\text{Al}-\text{NO}_3$ ,  $\text{Co}(3)\text{Al}-\text{NO}_3$ ,  $\text{Mg}(2)\text{Fe}-\text{CO}_3$  и  $\text{Mg}(3)\text{Fe}-\text{CO}_3$ , что существенно поднимает технологические и экономические возможности их применения и создает предпосылки по внешнему управлению анионно-обменными реакциями слоистых двойных гидроксидов. Возможность такого управления значительно повышает ценность прикладных применений слоистых двойных гидроксидов. Использование ультразвука может перевести процессы очистки/фильтрации с пассивных статических к динамически управляемым. В случае переноса лекарственных веществ ультразвук поможет целенаправленно локализовать действие лекарств в нужном месте.

*Работа выполнена в рамках двустороннего (Беларусь-Украина) проекта международного сотрудничества при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований и Министерства просвещения и Национальной академии наук Украины (гранты № T20УКА-020, N0120U000216).*

1. Elmoubarki R., *J MATER RES TECHNOL* **6**, pp. 271-283 (2017).
2. A.N. Salak [et al.] *ChemEngineering* **3**, pp. 62-73 (2019).
3. Критченков А.С. [и др.], *Техническая акустика: разработки, проблемы, перспективы: материалы Междунар. науч. конф., Витебск, 25-28 мая 2021 г.*, сс. 108-110 (2021).
4. В.В. Рубаник [и др.], *Перспективные материалы и технологии: материалы Междунар. симпозиума, Минск, 23-27 августа 2021 г.*, сс. 437-438 (2021).

## **СПОСОБ ЗАДАНИЯ ЛОКАЛЬНЫМ УЧАСТКАМ ПРОТЯЖЕННОГО TiNi ОБРАЗЦА ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКОЙ ЭДС**

**О.А. Петрова-Буркина, В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл.**

*Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь*

Email: [ita@vitebsk.by](mailto:ita@vitebsk.by)

Сплавы с памятью формы на основе никелида титана широко используются как функциональных материалов и обладают уникальным комплексом свойств. Сфера их применения чрезвычайно широка – от медицинских имплантатов до интеллектуальных конструкций космической техники [1]. Ранее установлено, что перемещение зоны нагрева в проволочных образцах сплава Ti-50ат.%Ni вызывает возникновение в них постоянной по величине и знаку термокинетической ЭДС [2]. Это обусловлено протеканием термоупругих фазовых превращений в зоне нагрева и возникновением контактной разности потенциалов между участками TiNi материала в разных фазовых состояниях. Величина такой термокинетической ЭДС изменяется в зависимости от температуры в зоне нагрева, количества теплосмен, толщины оксидного слоя и деформации [3-6].

Установлено, что используя термоциклирование образца в интервале температур неполного мартенситного превращения или деформирование можно целенаправленно изменять величину термокинетической ЭДС в пределах от 0 до 0,6 мВ на определенных участках TiNi проволоки и таким образом осуществлять запись информации на TiNi проволоку. Для решения поставленной задачи предлагается с помощью термического или деформационного воздействия записывать информацию на носитель, выполненный

из материала с эффектом памяти формы. Таким образом, на информационной дорожке можно формировать элементарные источники термокинетической ЭДС, значение которой будет пропорционально амплитуде записываемого сигнала. Длина информационных участков соответствует размеру области воздействия. Для возврата изделия в исходное состояние, т.е. стирания информации, достаточно нагреть необходимую область изделия выше 240 °С. Длина информационных участков соответствует размеру области воздействия.

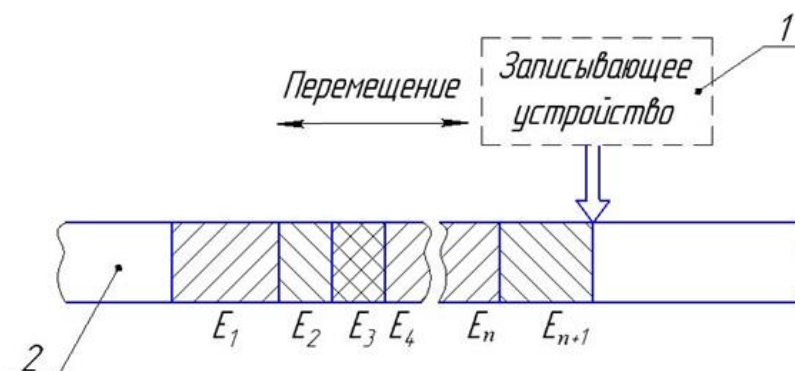


Рисунок 1. Схема способа задания локальным участкам протяженного TiNi образца термокинетической ЭДС:

1 – записывающее устройство; 2 – информационная дорожка.

Схема (Рис.1), поясняющая процесс записи информации на носитель, выполненный из материала с памятью формы, включает записывающее устройство 1 и объект, на который производится запись информации. Им является информационная дорожка 2, выполненная из никелида титана. Запись информации на носитель осуществляется последовательно, для чего записывающее устройство 1 перемещается относительно информационной дорожки 2. В данном случае, информационная дорожка после записи имеет вид последовательно расположенных информационных участков ( $E_1, E_2 \dots E_n, E_{n+1}$ ), различающихся по сигналу инициируемой термокинетической ЭДС. Длина информационных участков соответствует размеру области воздействия.

Предлагаемое техническое решение может быть использовано при проектировании устройств записи и считывания информации в виде термогальванического носителя

1. Пушин, В.Г., Юрченко Л.И., Куранова Н.Н., *Труды школы-семинара «Фазовые и структурные превращения в сталях»* **1**, сс. 135–191 (2020).
2. Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Петрова-Буркина О.А., *Материалы, технологии, инструменты* **17**, сс. 25-27 (2012).
3. Rubanik V.V., Rubanik V.V. Jr., Petrova-Burkina O.A., *Materials Science Forum* **738-739**. pp. 292-296 (2013).
4. Петрова-Буркина О.А., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., *Письма о материалах* **10**, сс. 422-426 (2020).
5. Петрова-Буркина О.А., Рубаник В.В. мл., Рубаник В.В., Гамзелева Т.В., *Весті НАН Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук* **65(4)**, сс. 413-421 (2020).
6. Petrova-Burkina O.A., Rubanik V.V Jr., Rubanik V.V., *Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series* **66(3)**, pp. 329-334 (2021).

## Секция 2 «Строение и прочность горных пород и минералов»

### СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ УГЛЕРОДНОГО МАТЕРИАЛА В ПРОЦЕССЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ДИСПЕРГИРОВАНИЯ

А.Г.Фазлитдинова<sup>1</sup>, В.А.Тюменцев<sup>1</sup>

Челябинский государственный университет, Челябинск

Email: [fazlitdinovaag@mail.ru](mailto:fazlitdinovaag@mail.ru)

Особенности разрушения структуры графита в процессе нейтронного облучения или механического диспергирования, а также процесса графитации углеродных материалов, исследованы в многочисленных работах. Показано, что по мере диспергирования или нейтронного облучения графита, а также повышения температуры графитации углеродного материала, на зависимостях изменения  $d_{002}$  от условий обработки наблюдаются плато при  $\sim 3,36$ ,  $\sim 3,37$ ,  $\sim 3,40$ ,  $\sim 3,425$ ,  $\sim 3,44$  и  $3,55/3,68$  ангстрем. Ступенчатое изменение  $d_{002}$  может быть обусловлено последовательным формированием метастабильных углеродных фаз, отличающихся значением межслоевого расстояния [1, 2].

В данной работе методом рентгеноструктурного анализа (D8 Advance, Bruker, Cu K $\alpha$  излучение) изучены закономерности изменения тонкой структуры при длительном диспергировании графита (до 2700 мин, записаны рентгенограммы 54 пробы), а также высокомодульного углеродного волокна (до 960 мин, записаны рентгенограммы 24 пробы). Профили максимумов 002 образцов, прошедших диспергирование, не симметричны (на рис.1 приведены примеры таких максимумов), что может быть обусловлено одновременным присутствием метастабильных углеродных фаз. Разделение таких максимумов проводили на минимальное количество компонент с использованием программы, которая позволяет выделить перекрывающиеся максимумы, имеющие разные положения центров тяжести, интенсивность и ширину.

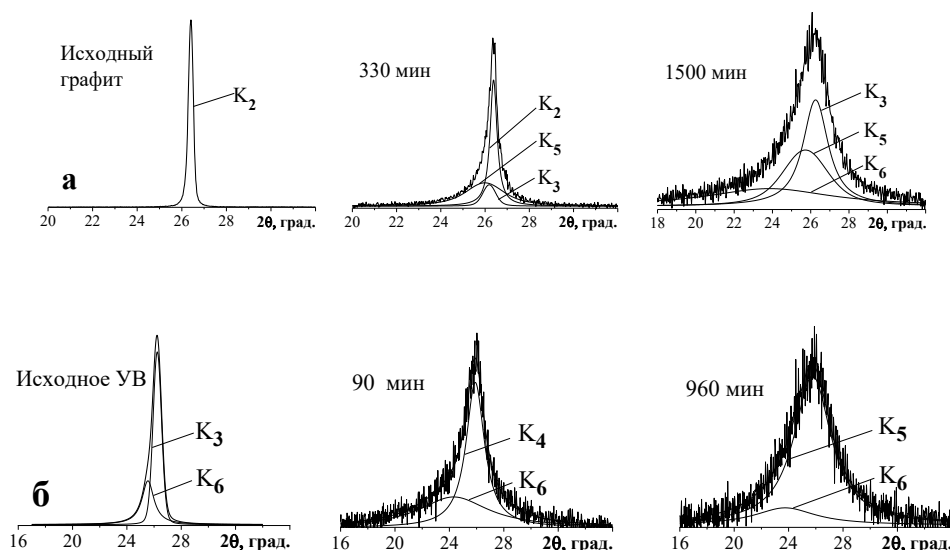


Рисунок 1. Изменение профиля дифракционных максимумов 002 образцов графита (а) и углеродного волокна (б) в зависимости от продолжительности диспергирования в планетарной мельнице Fritsch Pulverisette 6 и результаты разделения асимметричных максимумов на компоненты, описываемые функцией Войта.



Вычисленные значения  $d_{002}$  метастабильных компонент исследованных углеродных материалов на различных этапах диспергирования, как правило, находятся в достаточно хорошем соответствии с приведенными в литературе данными (табл.1 и табл.2, приведена иллюстрация последовательности изменения параметров структуры при диспергировании). Состав метастабильных углеродных состояний определяется продолжительностью механического диспергирования в планетарной мельнице. Увеличение продолжительности обработки в планетарной мельнице обуславливает формирование в углеродном материале компонент, межплоскостное расстояние  $d_{002}$  которых приближается к таковому турбостратного углерода. Средние размеры областей когерентного рассеяния углеродного материала по мере перехода к компонентам, соответствующим увеличенным значениям  $d_{002}$ , уменьшаются.

Наблюдаемая зависимость компонентного состава от продолжительности диспергирования позволяет предположить, что процесс перехода графита в неупорядоченный углеродный материал, по-видимому, развивается через ряд метастабильных состояний.

Таблица 1

*Изменение межслоевых расстояний  $d_{002}$  и размеров областей когерентного рассеяния  $L_{002}$  компонент разложения асимметричных максимумов 002 графита в зависимости от продолжительности диспергирования  $\tau$ .*

$\tau$ , мин.	Параметры структуры компонент разложения									
	$K_2= 3,37, \text{ \AA}$		$K_3= 3,40, \text{ \AA}$		$K_4= 3,425, \text{ \AA}$		$K_5= 3,44, \text{ \AA}$		$K_6=3,55/3,68, \text{ \AA}$	
	$d_2, \text{ \AA}$	$L_2, \text{ nm}$	$d_3, \text{ \AA}$	$L_3, \text{ nm}$	$d_4, \text{ \AA}$	$L_4, \text{ nm}$	$d_5, \text{ \AA}$	$L_5, \text{ nm}$	$d_6, \text{ \AA}$	$L_6, \text{ nm}$
0	3,377	32								
80	3,373	31	3,400	13						
360	3,375	26	3,405	13			3,437	3,6		
600	3,375	14			3,415	8,5	3,469	3,1		
780	3,372	10			3,417	6,8			3,498	2,6
1080			3,387	7	3,429	4,3			3,564	1,8
1500			3,393	6,5			3,445	3,5	3,619	1,2
2460					3,423	3,2	3,491	2,2	3,784	1

Таблица 2

*Изменение межслоевых расстояний  $d_{002}$  и размеров областей когерентного рассеяния  $L_{002}$  компонент разложения асимметричных максимумов 002 высокомолекулярного углеродного волокна в зависимости от продолжительности диспергирования  $\tau$ .*

$\tau$ , мин.	Параметры структуры компонент разложения							
	$K_3= 3,40, \text{ \AA}$		$K_4= 3,425, \text{ \AA}$		$K_5= 3,44, \text{ \AA}$		$K_6=3,55/3,68, \text{ \AA}$	
	$d_3, \text{ \AA}$	$L_3, \text{ nm}$	$d_4, \text{ \AA}$	$L_4, \text{ nm}$	$d_5, \text{ \AA}$	$L_5, \text{ nm}$	$d_6, \text{ \AA}$	$L_6, \text{ nm}$
0	3,395	12,2					3,485	8,5
10			3,425	10,5			3,511	7,3
90			3,429	5,8			3,638	2,0
300			3,431	5,2			3,674	1,9
560					3,443	3,4	3,765	1,9
880					3,445	2,8	3,737	2,0
960					3,457	2,7	3,745	1,7

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ-УРАЛ №20-43-740013.

1. J. Lachter, R.H. Bragg, *Phys. Rev. B.* **33(12)**, pp. 8903-8905 (1986).
2. J.B. Aladekomo, R.H. Bragg. *Carbon.* **28(6)**, pp. 897- 906 (1990).

# ПРОЧНОСТЬ МЕТЕОРИТОВ И ПРОБЛЕМЫ АСТЕРОИДНОЙ БЕЗОПАСНОСТИ

*В.И. Гроховский*

Физико-технологический институт, Уральский федеральный университет,  
г. Екатеринбург

Email: grokh47@mail.ru

Интересы материаловедов в обеспечении астероидной безопасности связаны с вопросами физики разрушения метеороидов различной природы в космическом пространстве и в земной атмосфере. В данной работе представлен обзор текущей информации о взаимосвязи строения метеоритов с опасными астероидами.

Опасность взаимодействия природных космических объектов с Землей была, есть и будет. Развитие астрономических возможностей регистрации тел, орбиты которых пересекают земную, позволяет вести наблюдение за потенциальными «гостями» из космоса. К началу 2022 года число таких тел, за которыми ведется наблюдение, приближается к 28000. Ежедневно регистрируются новые объекты размерами от 140 до 1000 м.

Опасность при вторжении астероида определяется прежде всего его размерами [1]. Объекты размером менее десятков метров могут нанести небольшой косвенный ущерб и представляют основной интерес для сбора вещества метеоритов и пополнения музейных коллекций. При размерах более 500 м вряд ли есть возможность противостоять последствиям удара астероида о Землю. Главная надежда здесь, что их легко наблюдать заранее и попытаться отклонить в случае угрозы. С другой стороны, известно, что при падении метеороида, подобного Челябинскому (19 м), большая часть его энергии рассеялась в виде звуковых и ударных волн, меньше в виде ионизации и излучения, при этом более 95 % вещества сгорело в атмосфере во время аблиции [2].

Объекты размером 50–150 м трудно обнаружить заранее средствами астрономии, поэтому трудно планировать их разрушение или отклонение, но они достаточно велики и могут вызвать значительные разрушения при ударе и образовании кратера. Поэтому важно понимать их поведение в атмосфере. К числу неопределенностей, необходимых для ответа на этот вопрос, относятся состав, строение, физические свойства и механика разрушения астероида. В настоящее время эти сведения можно получить в основном при исследовании вещества метеоритов [3]. Спектроскопическая связь метеоритов с астероидами позволяет предсказывать тип родительских тел. Однако наблюдается существенная разница между соотношениями известных типов метеоритов и таксонометрической классификацией астероидов по астрономическим данным. Этот парадокс заключается в том, что самая большая группа метеоритов - обыкновенные хондриты, не имеют окончательного спектрального соответствия ни одному классу астероидов. Эти различия обусловлены тем, что вещество астероидов изменяет спектральные свойства под действием факторов космического выветривания (удары, нагрев, солнечный ветер).

Тем не менее, измерения физических свойств метеоритов очень важны для определения физических характеристик опасных астероидов. Плотность является одним из ключевых факторов, влияющих на модели оценки риска астероидов, тем не менее, важны и другие характеристики: пористость, прочность на сжатие и растяжение, скорости распространения упругих волн, теплоемкость, теплопроводность, удельное электросопротивление, магнитная восприимчивость, альbedo, и излучательная

способность [3]. У большинства каменных метеоритов средняя плотность от 3 до 4 г/см<sup>3</sup> и пористость меньше 10%. Прочность метеоритов на растяжение зависит от типа метеорита и охватывает широкий диапазон от 0,8 МПа для углистого хондрита Tagish Lake до 402 МПа для железного метеорита Gibeon [4].

Существует множество данных об исследовании состава и строения метеоритов, которые указывают на широкий спектр минералов, попадающих в атмосферу Земли. Особенностью метеоритного вещества является тот факт, что почти всегда в нем присутствуют сплавы Fe-Ni-Co, при этом в них обнаружены продукты всех известных фазовых и структурных превращений в металлических системах. Разрушение наиболее опасных железных метеороидов определяется размерами кристаллов и прочностью межфазных границ. Максимальные значения ударной вязкости демонстрируют высоконикелевые атакситы с субмикроскопической смесью минералов камасита и тэнита [5].

В большинстве изученных фрагментов каменных метеоритов из разных коллекций мира наблюдается трещиноватость. Кроме того, траекториями трещин могут служить ослабленные ударные прожилки, пустоты в хондритах, брекчии, выделения сульфидов и фосфидов по границам крупных первичных кристаллов  $\gamma$ -фазы в железных метеоритах. В теле метеорита Челябинск ослабленными местами служили усадочные пустоты после кристаллизации ударного расплава. Этот взгляд на данные указывает на то, что механизм разрушения сильно варьируется в зависимости от класса метеорита. Также, существенным препятствием в определении прочностных характеристик астероидов является зависимость их от масштаба [6,7]. Кроме того, даже внутри класса уровень трещиноватости и механизмы разрушения могут значительно варьироваться от метеорита к метеориту. Детальное неконтактное 3D исследование хондрита Aبا Panu при сжатии показало, что дефекты микроструктуры играют определяющую роль в зарождение и распространение трещин [8].

В настоящем докладе представлен обзор текущей информации о структуре и физических свойствах метеоритов и астероидов. Также отмечено, какие дальнейшие исследования следует предпринять, чтобы наилучшим образом способствовать международным усилиям по борьбе с опасным воздействием астероидов.

9. Derek W.G. Sears et al., Planetary and Space Science **124**, pp. 105–117 (2016).
10. Popova O.P. et al., Science **342**, pp. 1069–1073 (2013).
11. Flinn G.J. et al., Chemie der Erde **78**, pp. 269-298 (2018).
12. Ostrowski D and Bryson K., Planetary and Space Science **165**, pp. 148–178 (2019).
13. Grokhovsky V. I. and Gladkovsky S., Meteoritics & Planetary Science **47 S1**, p. 5285 (2012).
14. Zaytsev D. et al., Earth, Moon, and Planets **125**:2 (2021).
15. Cotto-Figueroa D. et al., Icarus **277**, pp.73-77 (2016).
16. Rabbi M. F. et al., Meteoritics & Planetary Science **56**, pp. 2131–2143 (2021).

## **ОСОБЕННОСТИ МОРФОЛОГИИ ТРЕЩИН, ВОЗНИКАЮЩИХ В ГОРНЫХ ПОРОДАХ ПРИ ВЗРЫВЕ**

**Н.Н. Ефремовцев<sup>1</sup>, Г.П. Панфилов<sup>2</sup>, Д.В. Зайцев<sup>2,3</sup>, П.Е. Панфилов<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> *Институт комплексного освоения недр РАН, Москва;*

<sup>2</sup> *Уральский федеральный университет, Екатеринбург;*

<sup>3</sup> *Уральский государственный горный университет, Екатеринбург.*

*Email: [peter.panfilov@urfu.ru](mailto:peter.panfilov@urfu.ru)*

Одной из актуальных проблем на стыке горного дела и геомеханики является учет влияния трещин на деформационное поведение горного массива. Важным моментом, с точки зрения механики деформированного твердого тела, является аттестация моды разрушения горной породы, а именно, хрупкая она или вязкоупругая? Выяснить характер поведения можно путем металлографического исследования морфологии трещин в лабораторных образцах горных пород. Здесь возникает проблема «введения» трещин в малогабаритные образцы, одним из путей решения которой является использование образцов горных пород, подвергнутых воздействию взрыва.

В представленной работе методами оптической металлографии были изучены лабораторные образцы горных пород (кварцит, нефрит, гранит, аквамарин), содержащие трещины, которые возникли после взрывных испытаний с использованием композиционных имитационных моделей [1,2].



Рисунок 1. Образцы горных пород (кварцит, нефрит, гранит, аквамарин) с трещинами, возникшими при взрывном воздействии.

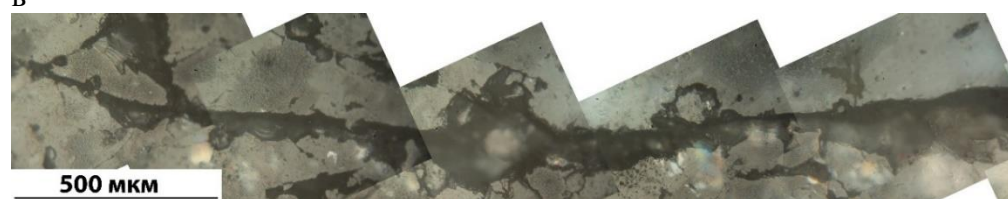
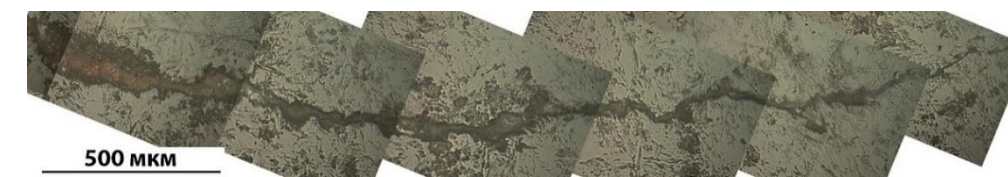


Рисунок 2. Трещины в образцах горных пород, возникшие при взрывном воздействии: а - кварцит, б - нефрит, в - гранит, г - аквамарин.

После испытаний рабочие поверхности образцов промывали в растворителях, проточной воде и сушили на воздухе. После чего поверхности образцов документировали при помощи оптического сканера высокого разрешения Epson Perfection V750 PRO© на увеличении x10. Отдельные трещины изучали на металлографическом микроскопе МИМ-8М с цифровой камерой высокого разрешения при увеличении x100. Из полученных изображений при помощи пакета программ Adobe Photoshop 2020© составляли топограммы трещин, по которым изучали морфологию и характер растрескивания модельных горных пород при взрывном воздействии.

Образцы вырезали из заготовок, подвергнутых взрывным испытаниям. Для исследований отбирали образцы, содержащие трещины (см. рисунок 1). Несмотря на то, что при распиловке заготовок образцы подвергались значительному вибрационному воздействию в водной среде, трещины, возникшие при взрыве, были стабильными, то есть не росли, хотя и пересекали образцы от края до края.

Металлографический анализ показал, что трещины в образцах кварцита, нефрита и гранита обладают ломаным профилем и состоят из слившихся друг с другом мелких порообразных трещин (рисунок 2а-в). По внешнему виду трещины в этих горных породах близки к трещинам в металлах, которые растут путем слияния с порами в области вершины основной трещины. Напротив, трещины в образцах аквамарина по внешнему виду напоминают трещины в стекле, моду разрушения которого определяют, как хрупкую (рисунок 2г). На основании полученных данных можно заключить, что на микроскопическом уровне аквамарин ведет себя как хрупкое твердое тело, тогда как поведение кварцита, нефрита и гранита близко к вязко-упругому.

Работа выполняется при поддержке РФФИ-СО (грант № 20-48-660017).

1 Ефремовцев Н. Н. Методические вопросы исследования дробящей способности взрывчатых веществ, Взрывное дело, 2015, 113 (70), сс. 96-106,

2 Ефремовцев Н.Н., Ефремовцев П.Н. К вопросу влияния скорости выделения энергии взрыва на дробимость горных пород с различной прочностью с применением имитационных композиционных моделей, Горный информационно-аналитический бюллетень, 2015, 58, сс. 13-17.

## **МЕХАНИЗМ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД И МАССИВОВ ПРИ ОБЪЕМНОМ СЖАТИИ**

**А.В. Жабко**

*ФГБОУ ВО «Уральский государственный горный университет»,*

Email: [zhabkoav@mail.ru](mailto:zhabkoav@mail.ru)

Горные породы и их массивы как материалы с внутренним трением, а соответственно хрупким характером разрушения обладают, в отличие от связанных материалов, целым рядом особенностей при пластическом деформировании и разрушении. Прежде всего явлением дилатансии, иерархическим строением массивов и связанными с этим диссипация упругой энергии, реидные и медленные волны, способностью разрушаться в динамической форме и связанные с этим целый ряд явлений, такие как горные удары и внезапные выбросы, толчки и горно-тектонические удары, землетрясения, не имеющие в рамках существующих концепций всеобъемлющих

объяснений и, в тоже время, приносящие большой социальный и экономический ущерб человечеству.

В работе [1] предложен ряд аналитических зависимостей на основе механики сплошной среды, прошедших верификацию, и объясняющие закономерности пластического деформирования и разрушения горных пород. Вариационный принцип (не приводится в силу громоздкости), определяющий форму поверхностей сдвигового разрушения горных пород и массивов. Доказывается, что радиус кривизны пропорционален девиатору главных напряжений и обратно пропорционален объемному весу пород. Получена зависимость для определения параметра иерархии горных массивов (отношение размеров соседних иерархических уровней массива) или критерий роста сдвиговой трещины:  $\lambda = L_n / L_{n-1} = 4 \sin(\pi/4 + \varphi/2) = 2,8 \dots 3,7$ ,  $\varphi$  – угол внутреннего трения. Необходимо отметить, что данная константа, в силу иерархичности землетрясений также выполнима при парных сейсмических событиях (отношение расстояния между очагами к длине разлома, вызывающего их). Предложен единый аналитический критерий пластичности и прочности горных пород [1-3], учитывающий сплошность и дилатансию и определяющий как предел упругости, так и предел прочности. Его преимущества над известными аналогами обсуждаются в работе [3], а записан он может быть, например, через главные напряжения следующим образом (имеются и другие формы записи):

$$(\sigma_1 - \sigma_3) / 2 = \text{ctg}\psi(C + \text{tg}\varphi\sigma_1), \quad (1)$$

где  $\sigma_1, \sigma_3$  – главные напряжения;  $C$  – сцепление;  $\psi$  – угол наклона площадки сдвига к минимальному главному напряжению. Однако, пожалуй главным достоинством предлагаемого аналитического критерия, является его фундаментальность, позволяющая понять процессы, происходящие при пластическом деформировании. В частности, из критерия (1) следует, что на пределе упругости, углы наиболее опасных площадок, возникающих на стадии деформационного упрочнения, несколько круче, чем на пределе прочности. Что расценивается как разворот объемов среды в окрестности образующихся микротрещин на стадии упрочнения. Такое трансляционно-ротационное деформирование на стадии упрочнения не является случайным, за этим кроется глубокий механический смысл. Минимизируется энергия деформации, посредством чего и возникает момент силы, создающий перераспределение напряжений в окрестности вершин микротрещин и препятствующий мгновенному их прорастанию до полного среза образца [3]. А следствием этих разворотов и, соответственно, разуплотнений, является дилатансия – явление, которое в большинстве не хотят замечать и учитывать при геомеханических расчетах. По

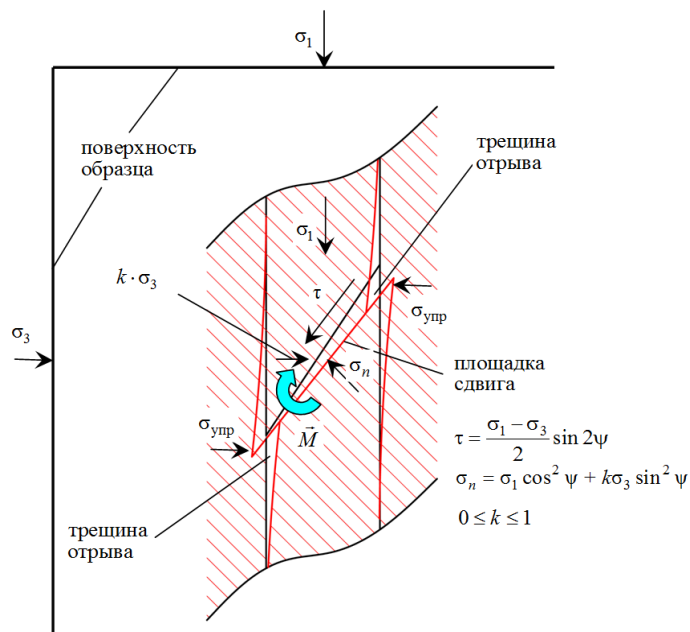


Рисунок 1. Механизм пластической деформации [3]

перераспределение напряжений в окрестности вершин микротрещин и препятствующий мгновенному их прорастанию до полного среза образца [3]. А следствием этих разворотов и, соответственно, разуплотнений, является дилатансия – явление, которое в большинстве не хотят замечать и учитывать при геомеханических расчетах. По

глубочайшему убеждению автора именно дилатансия или разворот структурных элементов в массиве являются инициаторами горных ударов, толчков, землетрясений. Итак, до предела упругости с горной породой не происходит структурных изменений (соосность тензоров). На пределе упругости в породе начинают накапливаться сдвиговые микротрещины, в окрестности которых происходит перераспределение напряжений посредством разворота элементов (трещин) и мобилизации упругого отпора боковых пород (рис. 1). Таким образом, на стадии упрочнения упругая энергия накапливается не только посредством сжатия, но и посредством изгиба объемов. Именно изогнутые, а не сжатые элементы обладают толкательным эффектом, который может спровоцировать горный удар [3]. Если же буферная (защитная) зона достаточно большая, то есть высокая степень обжатия, то разворот и, соответственно, дилатансия ограничены, поэтому разгрузка в форме горного удара не происходит, а идет накопление энергии блоков посредством их изгиба. В случае нарастания напряженного состояния (триггерный эффект) происходит разрушение участка внутри массива, но не в виде среза, а в виде разрыва объемно сжатого и изгибающегося до предела разрывной прочности объема. В этом случае мы наблюдаем, в зависимости от места возникновения, толчки, горно-тектонические удары и землетрясения. Условие перехода от хрупкого режима разрушения в пластический, то есть условие отсутствия дилатансии, или хрупкого (в том числе динамического) разрушения может быть выражено следующим аналитическим критерием [2]:

$$\sigma_1 / \sigma_3 \approx (1 + (3/2) \operatorname{tg} \psi \sin [2(\psi - \varphi)]) / (3 \sin^2 (\psi - \varphi)).$$

Современная наука не обладает достоверными сведениями о том, что представляет собой очаг землетрясения, оконтуривая его областью афтершоков. Исходя из предлагаемой концепции, очагом землетрясения представляется трещина отрыва, вызванная изгибом элементов (блоков) различных иерархических уровней, причиной ее образования являются сдвиги вдоль разломов и возникновение упругого отпора боковых пород (рис. 1), а упругая отдача или подвижка вдоль разлома после самого сейсмического события в очаге – накопившаяся упругая энергия боковых пород, препятствующих развороту элементов и дилатансии. Иницирующими пластичность структурами в массиве могут выступать как вновь образованные дефекты, так и существующие в массиве трещины отдельности, тектонические нарушения, разломы и т.д.

1. А.В. Жабко, Континуальная концепция сдвиговой дезинтеграции твердых тел, *Известия Уральского государственного горного университета* **3(55)**, сс. 111–123 (2019).
2. А.В. Жабко, Критерий прочности блочных сред и обратные геомеханические расчеты, *Известия вузов. Горный журнал* **6**, сс. 37–47 (2020).
3. А.В. Жабко, Критерии прочности горных пород, *Горный информационно-аналитический бюллетень* **11-1**, сс. 27–45 (2021).

## **ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЗОНЫ СКОЛЬЖЕНИЯ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ РАЗЛОМНОЙ ЗОНЫ**

**Г.Г. Кочарян**

Институт динамики геосфер имени академика М.А. Садовского РАН, г. Москва, Россия

Email: [gevorgkidg@mail.ru](mailto:gevorgkidg@mail.ru)

Разломы земной коры представляют собой области массива горных пород с особыми свойствами. Возможно впервые, связь между землетрясениями и разломами

коры была отмечена два века назад, при землетрясении Kutch  $M \sim 7.7 \pm 0.2$  1819г. в Индии. После работ G.Gilbert (1884.) и В.Koto (1893) и, в особенности Н.Reid (1910), представления о том, что неглубокое землетрясение есть результат динамического проскальзывания по тектоническому разлому, стали доминирующей парадигмой. Значительно позже, в последнее десятилетие прошлого века, были открыты и другие типы движений по разломам – события медленного скольжения, невулканический тремор, низкочастотные землетрясения и т.д.

В предлагаемом докладе приводится краткий обзор современных представлений о возникновении и эволюции процессов скольжения под действием природных и техногенных факторов, выполненный на основе исследований, ведущихся в ИДГ РАН в рамках научного направления «Геомеханика разломов», а также результатов, опубликованных другими авторами в последние годы.

Исследования, проведенные в последние 30 лет, существенно изменили классические представления о разломных зонах. Одним из важных достижений стало установление факта исключительно высокой локализации сдвига по сейсмогенным разломам. Макроскопические перемещения, особенно при динамических подвижках, оказываются не распределенными по толщине зоны материала, ранее разрушенного в процессе сдвига, а локализованными вдоль узкой поверхности скольжения. Эти образования неоднократно в течение длительного времени аккумулируют большую часть деформации. Соппротивление таких слоев сдвигу - часто называемое «трением на разломе» - является основным и потенциально доминирующим компонентом общей проблемы определения закономерностей деформирования разломной зоны.

Исходя из этого, в докладе рассматриваются такие вопросы, как структура зоны скольжения, роль топографии берегов разлома, сведения о характерных размерах «запертых» участков крупных разломных зон, особенности трения геоматериалов, слагающих зону магистрального сместителя, структура и свойства зоны влияния (повышенной трещиноватости). Анализируются результаты лабораторных и численных экспериментов в которых исследуются вопросы старта, распространения и остановки динамического разрыва на гетерогенных поверхностях, условия формирования различных режимов скольжения по разлому от, так называемых, “Slow slip events” – событий медленного скольжения, до “supershear” - разрывов, распространяющихся со скоростью выше скорости поперечных волн.

## **THE REHBINDER EFFECT IN FRACTURE OF ROCKS AND METALS (A REVIEW)**

**A.I. Malkin<sup>1</sup>, D.A. Popov<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>A.N. Frumkin Institute of Physical Chemistry and Electrochemistry Russian Academy of Sciences, Moscow, 119071, Russia

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

It has been known for years that the strength of solids contacting surface-active environment often appears to be significantly less than that in inactive one. On occasion the decrease in strength turns out to be so strong that the fracture acquires a catastrophic character. Adsorption-induced reduction of strength of solids (AIRS) is a typical phenomenon in nature. It is observed for the solids of various kinds of interatomic bonds and superatomic structure, but yet is chemically selective and sensitive with respect to the solid structure and test condition. The chemical selectivity is usually associated with the degree of adsorption-induced decrease



in surface free energy of a load free solid. This is however justified under the certain complementary condition. In the general case, the strong decrease in surface energy does not necessary result in pronounced manifestation of AIRS. On the other hand, the insignificant decrease in surface energy does not ensure the absence of the effect. As of now, the manifestation or absence of AIRS in a particular solid-environment couple cannot be predicted reasonably well.

Despite the great practical significance of AIRS and long-standing ambition of the researchers, the fundamental aspects of that phenomenon remain imperfectly understood. The main objective of the review is to call attention to unresolved problems, primarily, to atomic mechanisms and kinetics of AIRS – associated fracture. We touch briefly the history and the general concept of AIRS which has been suggested by P.A. Rehbinder early in the development of research. Chemistry and mechanochemical aspects of AIRS are considered with special attention to fracture of rocks and metals. The common regularities and the present notion of adsorption-assisted fracture are discussed.

## **ВЛИЯНИЕ МИНЕРАЛИЗАТОРА НА ПРОЦЕСС КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЦЕОЛИТОВ НА ОСНОВЕ МИНЕРАЛЬНОГО СЫРЬЯ НАХЧЫВАНА**

**Г.А. Мамедова, Г.Ф. Насирли**

*Нахчыванское Отделение Национальной Академии Наук Азербайджана Институт  
Природных Ресурсов*

Email: [gunelmamadova@mail.ru](mailto:gunelmamadova@mail.ru)

Была проведена гидротермальная модификация природного цеолита Нахчывана, 78.5% которого составляет основной минерал – морденит, 19.5% кварц и 2.00% анортит, в щелочной среде (NaOH, KOH, NaOH+KOH, Ca(OH)<sub>2</sub>, LiOH) без и в присутствии минерализатора (NaCl, KCl, NaCl+KCl, CaCl<sub>2</sub>, LiCl). Образец тщательно промывали дистиллированной водой и сушили при 100°C в течение 3 суток. Гидротермальный синтез проводили в автоклавах типа Мори объемом 18 см<sup>3</sup>, коэффициент заполнения автоклавов F=0.8. Опыты по гидротермальной кристаллизации проводились без создания температурного градиента и без перемешивания реакционной массы. Отношение твердой фазы к жидкой 1:10.

Идентификация цеолитовых фаз проведена рентгенографическим (2D PHASER «Bruker» (CuK<sub>α</sub>, 2θ, 20-80°)), термогравиметрическим (NETZSCH STA 449F3 STA449F3A-0757-M), ИК-спектроскопическим (Nicoletе IS-10) и электронно-микроскопическим (Hitachi 3000 ТМ (увеличение 30000 раз)) методами анализа.

В результате гидротермальной обработки природного минерала Нахчывана была получена серия практически важных цеолитов и их ассоциации, а также алюмосиликатов с каркасной структурой. Проведенные гидротермальные исследования позволили установить области существования индивидуальных фаз, различных ассоциаций цеолитов и алюмосиликатов. Установлено, что продукты синтеза в щелочной среде и в присутствии минерализатора отличаются, то есть минерализатор способствует проведению гидротермальной реакции в ином направлении.

В интервале концентраций 5–10 % минерализатора - NaCl и температуре 100–200°C образуется гарронит, клиноптилолит и анальцим. При той же концентрации минерализатора, но в температурном интервале 200–250°C структура гарронита

разрушается и остается клиноптилолит и анальцим. Дальнейшее поднятие температуры до 300°C образуется фожазит и продуктами реакции являются фожазит, клиноптилолит и анальцим. При концентрации растворителя 10–15 % при всех температурах эксперимента (100–300°C) присутствуют шабазит и гарронит.

В присутствии минерализатора – KCl при 180°C и концентрации 5–10 % кристаллизуется анальцим, при этой же концентрации, но при 250°C – фожазит и гидросодалит, а при концентрации минерализатора 10–15 % и температуре 230°C – шабазит и клиноптилолит.

В присутствии смеси минерализатора – NaCl+KCl в определенных условиях (температуре, концентрациях термального раствора и минерализатора) кристаллизуются индивидуальные фазы, такие как анальцим, шабазит, фожазит и гидросодалит.

В присутствии минерализатора - CaCl<sub>2</sub> при конкретных температурах образуются индивидуальные фазы, такие как скаполит, шабазит и некоторые их ассоциации – клиноптилолит+шабазит и кальсилит+гидросодалит.

В присутствии LiCl, поднятие температуры до 200°C и концентрации минерализатора 5–10 % приводит к образованию анальцима и клиноптилолита, дальнейшим поднятием температуры до 300°C кристаллизуется цеолит клиноптилолит. При высокой концентрации минерализатора (10–15 %) при всех температурах кристаллизуется фожазит.

## **ЭФФЕКТ КАЙЗЕРА В ПЕСЧАНИКЕ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ТРЕХОСНОМ НАГРУЖЕНИИ С ВРАЩЕНИЕМ ЭЛИПСОИДА ПРИЛОЖЕННЫХ НАПРЯЖЕНИЙ**

**И.А. Пантелеев<sup>1</sup>, А.В. Зайцев<sup>2</sup>, Н.И. Шевцов<sup>3</sup>, В.И. Карев<sup>3</sup>, Ю.Ф. Коваленко<sup>3</sup>, К.Б. Устинов<sup>3</sup>, В.А. Мубассарова<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Институт механики сплошных сред УрО РАН, ПФИЦ УрО РАН, г. Пермь, Россия

<sup>2</sup>Пермский национальный исследовательский политехнический университет, г. Пермь, Россия

<sup>3</sup>Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, г. Москва, Россия

Email: pia@icmm.ru

Разрушение горных пород, неоднородность структуры которых определяет анизотропную природу свойств, имеет многомасштабный и многостадийный характер. В настоящее время накоплены и систематизированы многочисленные экспериментальные данные о деформационных и прочностных свойствах горных пород, однако исследованию влияния ориентационной природы разрушения горных пород при циклическом (активное нагружение – разгрузка) многоосном нагружении различной интенсивности уделяется недостаточно внимания. Это связано с тем, что имеющееся в распоряжении исследователей оборудование позволяет проводить эксперименты для наиболее простых схем нагружения (сжатие и растяжение в одном направлении, трех- и четырехточечный изгиб), а экспериментальные установки по независимому трехосному нагружению уникальны, имеются в распоряжении у небольшого числа мировых научно-исследовательских центров. Проводимые авторами статьи эксперименты на трехосное независимое нагружение позволяют в лабораторных условиях воспроизводить природные условия, соответствующие естественному залеганию горных пород с учетом осложняющих факторов связанных с тектоническими и антропогенными процессами.

Помимо этого, установки по независимому трехосному нагружению горных пород позволяют моделировать эволюцию сложных трехмерных вращающихся в пространстве механических воздействий, имеющих место при эксплуатации месторождений углеводородов в условиях больших глубин и сложных геологических обстановок (континентальный шельф, зоны крупных разломов и т.д.)

В пионерских работах [1-2] впервые были представлены результаты исследования эффекта Кайзера при истинном трехосном нагружении с вращением главных напряжений. Было показано, что эффект Кайзера является эффектом памяти поврежденности, при этом его проявление зависит от взаимной ориентации ансамбля трещиноватости и приложенных напряжений. В экспериментах на истинное и традиционное трехосное нагружение была продемонстрирована возможность избирательного повторного инициирования ортогонально ориентированных ансамблей микротрещин. При этом вопрос о том, какие параметры напряженно-деформированного состояния, за исключением ориентации и величины максимального сжимающего напряжения, контролируют эффект памяти остается открытым.

Настоящее исследование является продолжением изучения проявления эффекта Кайзера при трехосном циклическом нагружении песчаника с изменением формы и ориентации эллипсоида Ламе (эллипсоида приложенных напряжений). Акцент в исследовании сделан на изучении механизма направленного эффекта памяти. Для этого разработаны и реализованы две экспериментальные программы непропорционального нагружения, отличающиеся возможными механизмами развития микротрещин. В первой программе были последовательно реализованы циклы истинного трехосного и традиционного нагружения со сменой направлений активного сжатия. Во второй программе реализовано циклическое трехосное нагружение образца с постоянным средним напряжением и последовательно возрастающим девиатором напряжения. Циклическая смена ориентации и формы эллипсоида Ламе приводит к формированию анизотропной поврежденности: системы разноориентированных ансамблей дефектов и трещин различного масштаба, каждый из которых может демонстрировать независимый контролируемый эффект памяти повреждений.

Результаты непропорционального трехосного сжатия по двум разработанным экспериментальным программам нагружения показали, что преобладающим механизмом проявления эффекта памяти повреждений в каждом определенно ориентированном ансамбле трещин является развитие микротрещин нормального отрыва, ориентированных субнормально к направлению минимального главного напряжения. Необходимо также отметить, что проявление эффекта памяти повреждений определяется не столько фактом раскрытия существующих "благоприятно" ориентированных микротрещин, сколько дискретным ростом (увеличением длины) существующих и появлением новых микротрещин.

Проведенные эксперименты по циклическому деформированию песчаника при постоянном среднем напряжении и изменяющемся уровне девиатора напряжений позволяют сделать, что на проявление эффекта Кайзера не влияет уровень интенсивности касательных напряжений, действующих на образец. Активизация АЭ наблюдалась в момент превышения ранее достигнутого уровня деформаций относительного растяжения в направлении действия минимального главного напряжения, который всегда предшествовал моменту начала превышения уровня касательных напряжений предыдущего цикла.

Полученные результаты являются основой для развития моделей деформирования и разрушения горных пород, учитывающих анизотропный характер накопления

повреждений. Действительно, подавляющее большинство моделей, описывающих неупругое поведение горных пород и их разрушение, оперирует критериями, базирующимися на линейном, квадратичном и третьем инвариантах тензоров напряжений и/или деформаций без учета естественной анизотропной природы материалов. Использование этих инвариантов исключает возможность описания преимущественной ориентации повреждений по отношению к приложенным главным напряжениям и их ориентациям. Полученные результаты, по мнению авторов, могут послужить триггером для развития подходов, учитывающих ориентационные эффекты развития поврежденности при различных сложных напряженно-деформированных состояниях и реальных условиях трехосного непропорционального нагружения, которые наблюдаются на практике при эксплуатации подземных сооружений.

1. J. Browning, P.G. Meredith, C.E. Stuart, D. Healy, S. Harland, T.M. Mitchell, *Journal of Geophysical Research: Solid Earth* **122**, pp. 4396–4412 (2017)
2. J. Browning, P. G. Meredith, C. Stuart, S. Harland, D. Healy, T.M. Mitchell, *Geophysical Research Letters* **45**, pp. 6878–6886 (2018).

## **ОРИЕНТАЦИЯ ТРЕЩИНОВАТОСТИ В ХРУПКОМ ТВЕРДОМ ТЕЛЕ ПРИ ТРАДИЦИОННОМ ТРЕХОСНОМ СЖАТИИ**

**И.А. Пантелеев<sup>1</sup>, В.А. Ляховский<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Институт механики сплошных сред УрО РАН, ПФИЦ УрО РАН, г. Пермь, Россия

<sup>2</sup>Геологическая служба Израиля, г. Иерусалим, Израиль

Email: pia@icmm.ru

В работе представлено обобщение скалярной нелинейной реологической модели [1] на случай тензорного параметра поврежденности. Тензор поврежденности второго ранга вводится в рамках устоявшихся представлений континуальной механики поврежденности, главные значения которого описывают сокращение площади поперечного сечения материала в трех ортогональных направлениях. Преимущество такого представления заключается в возможности определения компонент тензора для любого набора разноориентированных ансамблей микротрещин, полученного по томографическим или петрофизическим данным. Введенный тензор позволяет описать индуцированную поврежденностью анизотропию упругих свойств. В общем случае в процессе деформирования исходный изотропный материал становится ортотропным, а его упругие свойства зависят как от вида текущего напряженно-деформированного состояния, так и от уровня поврежденности в трех ортогональных направлениях.

Разработанная модель в отличие от многих современных моделей деформирования и разрушения горных пород не требует соосности тензоров поврежденности, деформации и напряжения. Эта особенность открывает новые возможности для описания деформационного поведения трещиноватых сред при сложных криволинейных трехмерных траекториях нагружения и позволяет описать ориентационные эффекты при развитии поврежденности в поле приложенных напряжений.

Для случая одноосного сжатия материала с боковым подпором рассмотрены две характерные задачи: определение ориентации поврежденности (микротрещиноватости) во всем материале и определение ориентации зоны локализованной поврежденности, обеспечивающие максимальную скорость ее роста. Решение первой задачи с использованием разработанной модели позволило определить степень разориентировки исходной трещиноватости и скорости роста новой трещиноватости в зависимости от

параметра анизотропии поврежденности. Показано, что максимальная разориентировка составляет до  $18^{\circ}$ , а в случае исходного ансамбля вертикальных или горизонтальных микротрещин ориентация новых микротрещин в точности совпадает с направлением минимального главного напряжения.

В результате решения второй задачи показано, что использование нелинейной реологической модели со скалярным параметром поврежденности позволило получить точное соответствие найденного оптимального угла наклона локализованной зоны поврежденности с углом Кулона-Мора. Использование тензорного параметра поврежденности позволило конкретизировать внутреннее строение зоны с позиции скорости диссипации энергии. Показано, что оптимальным углом наклона зоны локализованной поврежденности является угол, близкий к углу Кулона-Мора. Степень близости определяется уровнем анизотропии исходной поврежденности. При этом внутри зоны оптимальными являются две ориентации микротрещин: вертикальная ориентация трещиноватости, которая не зависит от степени анизотропии исходной поврежденности, ориентация относительно направления зоны локализованной поврежденности под углом, близким к углу Кулона-Мора. Степень близости также определяется степенью анизотропии поврежденности в материале. Необходимо отметить, что первое найденное решение соответствует механизму образования магистральных трещин в горных породах при традиционном трехосном сжатии, предложенному в [2] по результатам обобщения большего количества экспериментальных наблюдений. Второе найденное решение описывает возможность появления вторичных микротрещин, аналогичных R-сколам в модели Риделя [3]. Так в модели формирования сдвиговых зон Риделя предполагается, что зона основного сдвига располагается под углом  $45^{\circ}$  к направлению действия максимального сжимающего напряжения, а R-сколы под углом  $\varphi/2$  к этой зоне ( $\varphi$  – угол внутреннего трения). В случае традиционного трехосного сжатия и изотропной поврежденности, построенная модель предсказывает формирование основной зоны локализованной поврежденности под углом  $45^{\circ}-\varphi/2$  к направлению действия максимального сжимающего напряжения и формирование вторичной трещиноватости под этим же углом.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского научного фонда в рамках научного проекта (№19-77-3008).

3. V. Lyakhovsky, Y. Ben-Zion, *J. Geophys. Res* **102**, pp. 27635-27649 (1997)
4. Z. Reches, D. Lockner, *J. Geophys. Res. Solid Earth* **99**, pp. 18159-18173 (1994)
5. E.S. Hills *Elements of Structural Geology*. London: Methuen, 1972. 502 p.

## **ЯДЕРНОФИЗИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ В СИСТЕМЕ РАЦИОНАЛЬНОГО ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЯ**

**А.Г. Талалай, И.С. Неймышев, И.В. Мирошниченко**

*ФГБОУ ВО «Уральский государственный горный университет»*

Email: [talalay58@bk.ru](mailto:talalay58@bk.ru)

Исторически задача определения элементного состава вещества решалась вначале методами аналитической химии. Затем на стыке ядерной физики, радиохимии и других дисциплин возникло новое направление - ядерно-физические методы анализа (ЯФМА). По сути это применение методов ядерной физики для определения состава вещества. В настоящее время существует большое число таких методов (более 50). Они различаются по типу бомбардирующей частицы, и разделяются на два направления по способу

выделения активированных элементов: а) *радиохимический* (традиционный) – трудоёмок, длителен и б) *инструментальный* (современный), когда без всяких собственно химических методов разделения решают задачи анализа на базе современных детекторов высокого разрешения и достижений электроники. Инструментальный анализ более экспрессен, совместим с компьютерной обработкой, более экономичен и менее трудоёмок.

По технологии проведения анализа ЯФМА делятся на *мгновенные* (эмиссионные), когда регистрируют вторичные излучения, являющиеся непосредственно продуктом ядерной реакции (в этом случае облучение образца и регистрация вторичного излучения совпадают по времени), и *активационные*, основанные на регистрации излучений радионуклидов, возникающих под воздействием возбуждающего излучения (облучение образца и регистрация его наведенной активности во времени разнесены).

В настоящее время арсенал ЯФМА насчитывает много разновидностей, определяемых как типом излучений, воздействующих на анализируемое вещество, так и способом регистрации эффектов, явившихся следствием этого воздействия. Все эти разновидности обладают рядом преимуществ и недостатков, а следовательно, и определенными границами их применимости в общем диапазоне аналитических задач. Ядерно-физические методы анализа вещества нашли своё применение не только в традиционных областях – геофизике и промышленности, но и в медицине, криминалистике, археологии, экологии и т.д.

**Методика рентгенофлуоресцентного анализа (РФА) горных пород, руд и отходов их переработки.** Предлагаемая методика выполнения измерений содержания элементов в горных породах, рудах и отходах их переработки использует традиционные для РФА методические приемы и способы учета фона, влияния матрицы и мешающих элементов. Методика предназначена для определения содержаний хрома, марганца, железа, кобальта, никеля, меди, цинка, мышьяка, свинца, вольфрама, рубидия, стронция, иттрия, циркония, ниобия, молибдена в порошковых пробах горных пород, руд и отходов их переработки.

Наиболее хорошие результаты при анализе отходов металлургического производства были получены с использованием двух способов - разбавление проб нейтральной средой и анализ в «тонком» слое. Эти методические подходы используются при анализе руд различных элементов, а также в отсутствии стандартных образцов («тонкий» слой), но связаны с более высокими временными затратами, а также повышенными требованиями к качеству подготовки проб.

**Нейтронный активационный многоэлементный анализ горных пород, руд и отходов промпроизводств.** Методика нейтронного активационного количественного анализа горных пород, руд, минералов, продуктов и отходов их переработки, почв для определения в них содержания следующих элементов La, Ce, Nd, Sm, Eu, Tb, Gd, Ho, Yb, Lu, Th, Sc, Au, Ta, W, As, Sb, Re, Hf, Hg, Co заключается в облучении исследуемых проб в реакторе потоком тепловых нейтронов и последующем измерении наведенной активности на гамма-спектрометре с полупроводниковыми детекторами. На точность нейтронного активационного анализа влияет ряд факторов, к важнейшим из которых относятся: эффект самоэкранирования; конкурирующие реакции; микропримеси в материале упаковки; периодичность потока нейтронов; интерферирующее излучение.

Для анализа сплавов применяется метод фундаментальных параметров, а для количественного определения микропримесей – компараторный вариант нейтронного активационного анализа.

**Рекомендации по применению ядернофизической аппаратуры и методического обеспечения при анализе горных пород, руд и флюидов месторождений, техногенных образований и объектов окружающей среды**

Анализируемые компоненты	Вскрышные г.п.	Шламы ХМС	Шлаки	Почвы, техноген.	Почвы, илы, осадки	Вода	Нефть, водонефт. смесь	Дренажные воды	Воздух	Биомониторы	Металлолом и электр. лом	Методы измерений и реком. обор-е	Методическое обеспечение		
Тяжелые металлы (Pb, Zn, Cu, Ni, Co, Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , MnO, Cr)													МВИ № 6-94		
													МВИ № 7-96		
													МВИ № 883-93		
													МВИ № 8-94		
Редкоземельные металлы													МВИ № 5-94		
Благородные металлы													МВИ № 5/1-94		
												РСФА	МВИ № 6/1-94		
Вредные примеси													МВИ № 113-94		
													МВИ № 242/1-168-96/184		
													МВИ 02.14/96		
													МВИ № 5-94		
Петрогенные элементы													РСФА		
Петрогенные элементы (in situ)													РСМ, Барс-3М		
Радионуклиды	Th, K, Cs, Ra												ГСМ	МВИ № 1-94	
						Th, K, Ra								ГСМ	МВИ № 1/1-94
						Rn, Th и ДПР								ЭМ	МВИ № 3-94

Обозначения: РСФА – рентгено-спектральный флюоресцентный анализ, ННА – нейтронно-активационный анализ, РСМ – рентгено-спектральный метод, ГСМ – гамма-спектрометрический метод, ЭМ – эманационный метод

1. Талалай А. Г. Глушкова Т. А., Давыдов Ю. Б., Лефтон О. Л. Ядернофизическое опробование керна буровых и шлама буровзрывных скважин в условиях открытого рудника // Изв. вузов. Горный журнал. 2015. № 3. С. 156–163.

2. Талалай А. Г. Глушкова Т. А., Лефтон О. Л., Шинкарьок И. Е. Технология совместного применения ГИС и экспресс-геохимии для поисков и прогнозирования медного оруденения // Успехи современного естествознания. 2016. № 9. С. 112-116.

3. Глушкова Т. А., Савин Е. А., Талалай А. Г. Рентгенофлюоресцентный анализ титано-циркониевого сырья / Известия вузов. Горный журнал. – Екатеринбург: Изд-во УГГУ, 2018. № 4. С. 97-103. DOI: 10.21440/0536-1028-2018-4-97-103

4. Глушкова Т. А. Ядернофизический анализ в системе рационального природопользования: автореферат дис. на соиск. учен. степ. канд. техн. наук: 04.00.12: утв. 02.04.1996 / Глушкова Татьяна Анатольевна. – Екатеринбург, 1995. 203 с.

# ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОТРЕЩИН В ГОРНЫХ ПОРОДАХ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ВЫСОКОВОЛЬТНЫХ НАНОСЕКУНДНЫХ ИМПУЛЬСОВ

А.Н. Кочанов, И.Ж. Бунин, О.Н. Малинникова

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова РАН, [kochanov@mail.ru](mailto:kochanov@mail.ru)

Целью работы является экспериментальное изучение структурных изменений и оценка параметров морфологии микродефектов в объеме и на поверхности образцов горных пород в результате нетеплового воздействия наносекундных импульсов высокого напряжения (МЭМИ, [1, 2]). Для оценки структурных изменений горных пород применялись методы неразрушающего контроля: растровая электронная микроскопия (РЭМ) и рентгеновская компьютерная микротомография (РКТ). Образцы горных пород (уголь, песчаник, гранит) представлены в виде кусочков неправильной формы размером от 5 до 10 мм. Электромагнитную импульсную обработку образцов проводили с использованием экспериментального лабораторного стенда (ИПКОН РАН; НПП ФОН, г. Рязань) при стандартных условиях и следующих параметрах наносекундных МЭМИ: длительность импульса  $\tau \sim 50$  нс, амплитуда импульса  $U \sim 25$  кВ,  $E \sim 10^7$  В/м, частота повторения импульсов 100 Гц, энергия в импульсе  $\sim 0.1$  Дж, диапазон изменения времени обработки образцов от 60 до 300 с.

Электронная микроскопия поверхности образцов (низковакуумный растровый электронный микроскоп Jeol JSM 5610LV) и томографическая съемка, выполненная для образцов угля в исходном (без воздействия МЭМИ) состоянии показали, что микродефекты типа трещин и пор в образцах практически отсутствовали. Исключения составляли небольшая часть образцов угля, в которых имелись немногочисленные микротрещины с раскрытием 0,2-0,3 мкм. Методом РЭМ установлено, что в результате воздействия МЭМИ в образцах песчаника по границам зерен формировались отдельные микротрещины (Рис.1а). В образцах гранита в локальных областях наблюдались немногочисленные дефекты в виде пор эллиптической формы с максимальным размером  $\sim 10$  мкм (Рис. 1б).

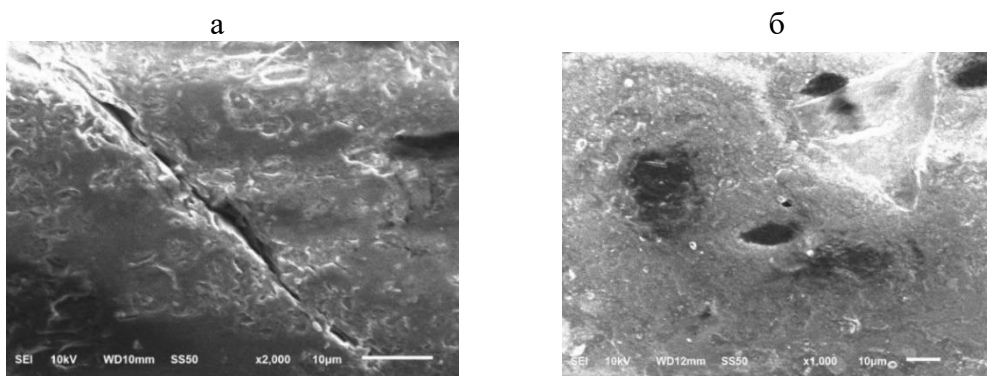


Рисунок 1. Вид микродефектов в песчанике (а) и граните (б) после воздействия МЭМИ

Наиболее характерные структурные изменения в виде образовавшихся микротрещин обнаружены в образцах угля. По данным РЭМ, в результате воздействия МЭМИ в них наблюдались микротрещины с шириной раскрытия до 2,0-2,5 мкм, имеющие, как правило, прямолинейную траекторию распространения (Рис. 2а); также, но значительно реже, образовывались трещины извилистой формы (Рис.2б). По данным рентгеновской компьютерной микротомографии углей на отдельных проекциях и сечениях образцов иногда встречались протяженные микротрещины с раскрытием до 10



мкм (рис.3). Следует отметить тот факт, что для образцов, на поверхности которых после воздействия МЭМИ обнаружены многочисленные трещины (РЭМ, рис. 2а), по результатам компьютерной микротомографии объемной структуры этих же образцов микротрещин не обнаружено.

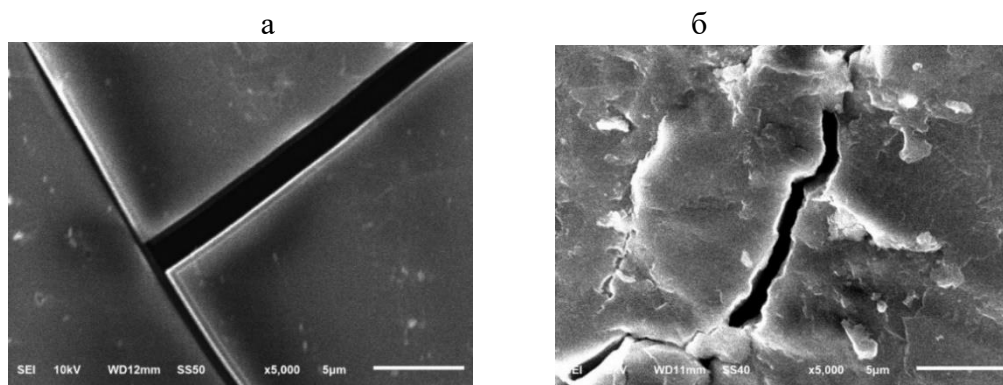


Рисунок 2. Характер микротрещин в образцах угля после воздействия МЭМИ: (а) прямолинейный; (б) извилистый

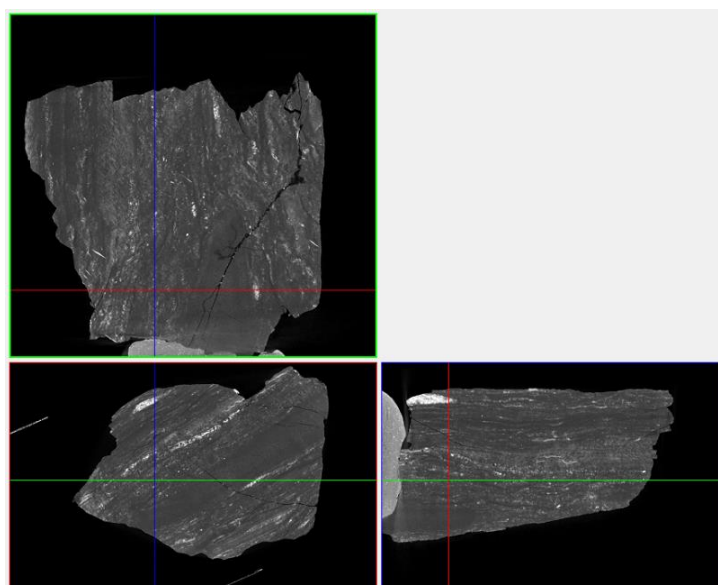


Рисунок 3. Вид сечения образца угля с микротрещинами в различных проекциях по данным рентгеновской компьютерной микротомографии

По всей видимости, развитие микротрещин на поверхности образцов может быть связано с проявлением скин-эффекта – уменьшением амплитуды электромагнитных волн по мере их проникновения вглубь проводящей среды, в результате чего диссипация энергии электромагнитного поля происходит не равномерно по сечению образца, а преимущественно в поверхностном слое. Результаты экспериментов представляют научный интерес в области физики прочности и микромеханики разрушения.

#### ЛИТЕРАТУРА

- [1] В.А. Чантурия, Ю.В. Гуляев и др., Док. АН. 366, 5, сс680-683 (1999).
- [2] И.Ж. Бунин, Н.С. Бунина, В.А. Вдовин и др, Изв. РАН. Сер. физич.65,12, СС1788-1792 (2001).

# ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СДВИГОВОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ РАЗЛОМА В БЛИЖНЕЙ ЗОНЕ ШЕРОХОВАТОСТИ

И.Н. Худорожко<sup>1</sup>, М.М. Немирович-Данченко<sup>2,1</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет

<sup>2</sup>Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники

Email: [ivan\\_hudorozhko@mail.ru](mailto:ivan_hudorozhko@mail.ru)

Теоретическое исследование посвящено изучению влияния шероховатости поверхности берегов разрыва на запаздывание дальнейшего роста разрыва при внешнем воздействии.

Задачи об относительном скольжении двух поверхностей при наличии трения возникают в различных областях знаний. Например, это изучение относительного движения берегов трещин (в физике прочности и материаловедении), или наблюдение за движением берегов геологических разломов (в сейсмологии и геодинамике). Так, установлено, что причинами землетрясений часто могут являться триггерные воздействия одного крупного сейсмического события на несколько последующих с различной временной задержкой [1, 2].

В работе с помощью численного моделирования будет рассмотрено решение задачи о запаздывании отклика на приходящее возмущение, направленное на разлом, который находится под действием комбинации сил сжатия и сдвига. В геометрию берегов разлома закладывается усложнение в виде шероховатости (ступень на рис. 1). В нашем случае на образец разлома влияет внешнее воздействие (например, волна, пришедшая от крупного сейсмического события либо от прилива).



Рисунок 1. Разлом со ступенчатым усложнением.

Расчеты опираются на метод Уилкинса дополненный возможностью расчета трещин с определением их берегов как свободных поверхностей

При прохождении внешнего воздействия на шероховатости образуется зацеп (локальное залечивание трещины). Продолжающееся воздействие приводит, вследствие невозможности свободного скольжения берегов разлома, к образованию явно

выраженных зон концентрации напряжений при существенно конечных деформациях в ближней зоне зацепа.

В результате проведенного моделирования показано возникновение области концентрации напряжений (рис. 2), которые могут непосредственно сразу не привести к разрушению. При этом будет происходить накопление повреждений в результате зацепа на ступеньке разлома, и реакция на внешнее воздействие замедлится. С течением времени среда исчерпывает возможности по реализации всех механизмов аккомодации к нагрузке, что приводит к разрыву в окрестностях шероховатости с излучением очередной порции сейсмических волн. Этот и дальнейшие акты роста разлома могут быть интерпретированы как афтершоки,

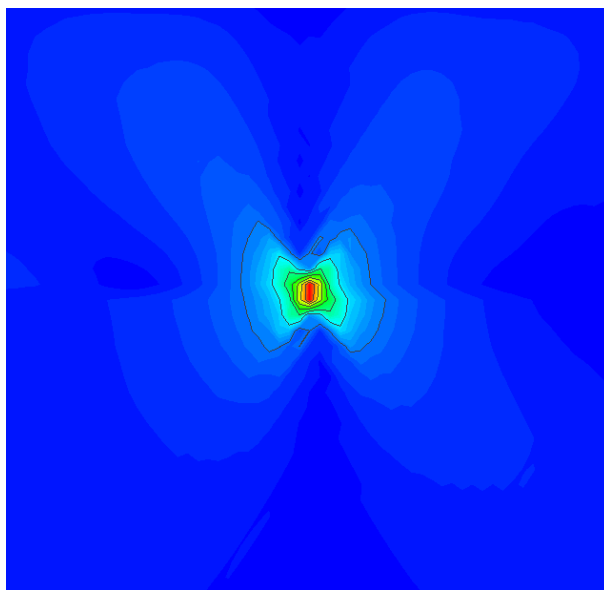


Рисунок 2. Область концентрации напряжений на ступеньке разлома.

Запуск всех актов разрушения при таком подходе будет происходить с временной задержкой относительно непосредственного прихода внешнего триггерного усилия. Величина указанной задержки зависит как от свойств внешнего воздействия, так и от динамики развития поля напряжений, и от особенностей строения ближней зоны шероховатости (ступеньки).

Моделирование описанного сценария в такой постановке может быть использовано в сейсмологии для моделирования инициируемых землетрясений, а также в трибологии при описании относительного движения поверхностей при наличии трения.

## Литература

1. Ф. Омори, *On the Aftershocks of Earthquakes – Journal of the College of Science* 7, pp. 111-120 (1894).
2. Г.Г. Кочарян *Геомеханика разломов; Российская академия наук; Институт динамики геосфер; Российский научный фонд* (2016).

## ТРИГГЕРНЫЙ ХАРАКТЕР ПОТЕРИ ПРОЧНОСТИ И РАЗРУШЕНИЯ КРОВЛИ ВЫРАБОТКИ В ГОРНОМ МАССИВЕ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ СВОЙСТВ ПОРОДЫ

**В.А.Трофимов, И.Е. Шиповский**

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем комплексного освоения недр им. Академика Н.В. Мельникова Российской академии наук (ИПКОН РАН)*

Email: [iv\\_ev@mail.ru](mailto:iv_ev@mail.ru)

Эффективное и безопасное ведение горных работ на горнодобывающих предприятиях и объектах подземного строительства возможно только при условии детального предварительного анализа вариантов развития геомеханических процессов, вызванных техногенным воздействием на массив горных пород. При деформировании массива вследствие ведения в нем горных работ может происходить его разрыхление, вследствие этого величины его упругих постоянных (модуль Юнга  $E$ , коэффициент Пуассона  $\nu$  и т.п.), полученных в лабораторных условиях, уже не отражают его реальные деформационно-прочностные свойства. При развитии горных работ напряженно-деформированное состояние вмещающего массива горных пород претерпевает существенные изменения, обусловленные как геометрическими размерами и положением выработок, так и деформационно-прочностными свойствами слагающих массив пород.

Целью работы является изучение и моделирование закономерностей, определяющих динамику изменения свойств и состояния массива в результате техногенного вмешательства в него при извлечении полезного ископаемого, ведущего к формированию значительных выработанных пространств.

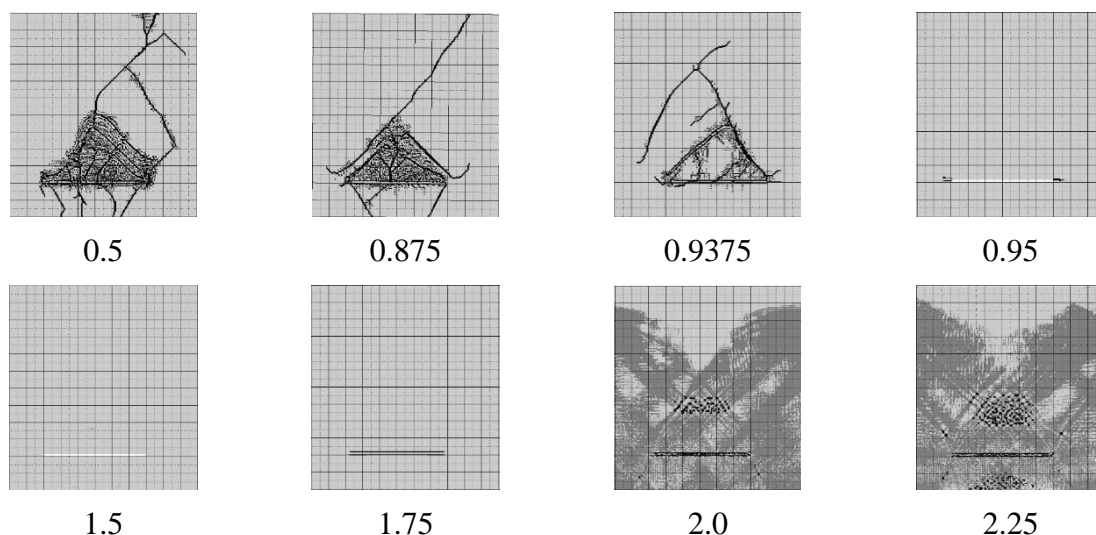
Типичная схема рассматриваемой задачи в плоской постановке представляет собой прямоугольную расчетную область (на рис.1. показано вертикальное сечение массива с выработанным пространством, в которой рассчитывается напряженно-деформированное состояние. Верхняя грань расчетной области – земная поверхность, свободная от нагрузок. На боковых гранях заданы нулевые горизонтальные смещения, а нижняя грань полностью закреплена. Задача решалась численно в динамической постановке методом SPH. Первоначально вся область свободна от нагрузок, и в момент времени  $t=0$  прикладывается гравитация, нагружающая область. По истечении достаточно малого промежутка времени волновые процессы затухают (обусловлено заданной моделью среды), и начинается процесс деформирования и разрушения массива вокруг выработанного пространства.

Деформационное и прочностное поведение геоматериала оценивается критерием, подобным критерию Друкера - Прагера, согласно которому при достижении предела упругости происходит переход к пластическому течению. Упругое состояние среды в пространстве напряжений ограничено поверхностью предельного состояния, при достижении которого начинается процесс неупругого, пластического деформирования, или разрушения. При численных расчетах поверхность предельного состояния в пространстве инвариантов представляется ломанной линией, заданной несколькими точками. Представляет несомненный интерес исследование взаимосвязи этой поверхности с состоянием и поведением массива горных пород в масштабе горнотехнической конструкции, скажем горной выработки.

С этой целью для расчетов построена поверхность, достаточно близкая к конусу Друкера-Прагера для материала, представлявшего породы кровли (песчаник). Она в дальнейшем варьировалась путем пропорционального изменения предела упругости в

каждой из точек кривой. Варьирование было направлено на установление связи уровня допустимого предельного состояния породы с характерными проявлениями горного давления в кровле выработанного пространства.

На рисунке 1 отражены полученные результаты, отвечающие разным предельным кривым. Числа ( $k$ ) под рисунками показывают уровень соответствующей предельной кривой в сравнении со стандартной кривой для песчаника, которой соответствует число – 1.0. Меньшие единицы числа свидетельствуют об уменьшении соответствующих пределов упругости, т.е. материал становится более подверженным разрушению. Большие единицы – более прочным.



*Рисунок 1. Рассчитанные картины состояния массива с выработкой.*

На рисунке 1 приведена последовательность деформационных картин, отражающих характер разрушения в кровле выработки длиной 60 м и высотой 2 м для различных значений  $k$ . Можно отметить наличие граничного значения величины  $k$ , равного  $\sim 0.95$ , при котором качественно изменяется характер деформирования и разрушения массива кровли по типу триггерного эффекта. При  $k$  меньше этой величины наблюдается обрушение породы кровли в виде клинообразного вывала с углом  $\sim 90^\circ$  в вершине. При этом высота вывала практически не зависит от величины  $k$ , по крайней мере в диапазоне  $0.5 < k < 0.95$ . При  $\sim 0.95 < k < \sim 1.5$  обрушения кровли не наблюдается и только в концевых точках выработанного пространства формируются незначительные трещины, а выработанное пространство остается открытым, т.е. кровля и почва не соприкасаются, массив остается упругим, достаточно жестким и прочным. При дальнейшем увеличении  $k$  массив становится более податливым, и кровля опускается на почву без образования разрушений в кровле в виде протяжённых трещин.

Отметим, что в проведенном исследовании основным результатом является выявление того факта, что имеет место скачкообразное изменение состояния всего массива с образованием значительных по размерам областей разрушенного материала в кровле пласта. Размеры разрушенной области зависят как от прочностных свойств материала, так и от размеров выработанного пространства. Т.е. в данной горнотехнической ситуации реализуется неустойчивый характер деформирования, когда смещения в массиве по мере увеличения протяженности выработанного пространства остаются небольшими, т.е. в пределах упругого деформирования, а при достижении предельной протяженности происходит потеря устойчивости кровли, и она обрушается в значительном масштабе.

### ИСПОЛЬЗОВАНИЕ НЕЙРОННЫХ СЕТЕЙ ДЛЯ ЦИФРОВОЙ ОБРАБОТКИ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ В ПРОГРАММНОМ ОБЕСПЕЧЕНИИ SIAMS

Т.А. Сивкова<sup>1</sup>, А.О. Гусев<sup>1</sup>, Р.М. Кадушников<sup>1,2</sup>, С.В. Сомина<sup>1</sup>, Е.Ю. Нурканов<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Общество с ограниченной ответственностью «СИАМС»

<sup>2</sup> ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

Email: sveta@siams.com

Многие аппаратные и программные технологии цифровой микроскопии нашли свое воплощение в анализаторах микроструктуры SIAMS: съемка и анализ панорамных изображений, удаленное управление микроскопическим исследованием, а также использование нейронных сетей для распознавания объектов на изображениях.

Точность результата автоматизированного анализа микроструктуры во многом зависит от этапа сегментации изображения. Сегментация разделяет изображение на составные части (объекты). Излишне подробная сегментация усложняет процесс решения задачи обработки изображения, с другой стороны, недостаточно подробная или же ошибочная сегментация приводит к возникновению ошибок на финальной стадии обработки [1]. Одним из фундаментальных подходов к сегментации изображений, завоевавшим значительную популярность, особенно в задачах, в которых важнейшим фактором является быстроедействие, является пороговая сегментация (Binary Thresholding) [2]. В более сложных случаях корректное выделение объектов возможно с помощью адаптивной сегментации, а также сегментации, основанной на графе (Graph-Based Image Segmentation) [3,4]. Несмотря на положительные результаты применения перечисленных способов сегментации, они не являются универсальными и не подходят для решения более сложных задач анализа изображений. Часто требуется обнаружить и классифицировать на изображении объекты, схожие по яркостным и цветовым характеристикам, внутреннему градиенту и текстуре, по форме и размерам, а также объекты, не всегда имеющие четко видимую границу раздела фаз. В таких случаях для автоматизированного анализа изображений программное обеспечение SIAMS использует семантическую сегментацию, в основе которой лежит нейронная сеть [5]. На рисунках 1, 2 представлены результаты семантической сегментации, выполненной на базе u-net-подобной нейронной сети, предварительно обученной на серии образцов чугуна различных марок. U-net сети являются классическим примером сверточных нейросетей. С помощью сверточных сетей успешно решаются такие типичные задачи как локализация объекта на изображении, классификация объекта или объектов на изображении или, как в нашем случае, семантическая сегментация объектов.

С помощью технологии нейронных сетей в ПО SIAMS на изображениях микроструктуры выделены структурные составляющие высокопрочного чугуна, серого чугуна и легированного чугуна типа «нирезист» [6]. Преимущества использованной технологии заключаются в следующем: обученный алгоритм устойчив к вариациям условий пробоподготовки, травления и съемки образцов, которые при использовании классического метода сегментации приводили к ложным контурам и/или неверно ооконтуренным объектам; не требуется настройка порогов чувствительности как при использовании основных типов сегментации; сокращение времени анализа. Полученные результаты выделения структурных составляющих чугуна использовались для дальнейшего расчета количественных характеристик в соответствии с требованиями

ГОСТ 3443-87. Алгоритмы анализа интегрированы в программный пакет ПО SIAMS и рекомендуются для серийного контроля микроструктуры в производственных лабораториях.

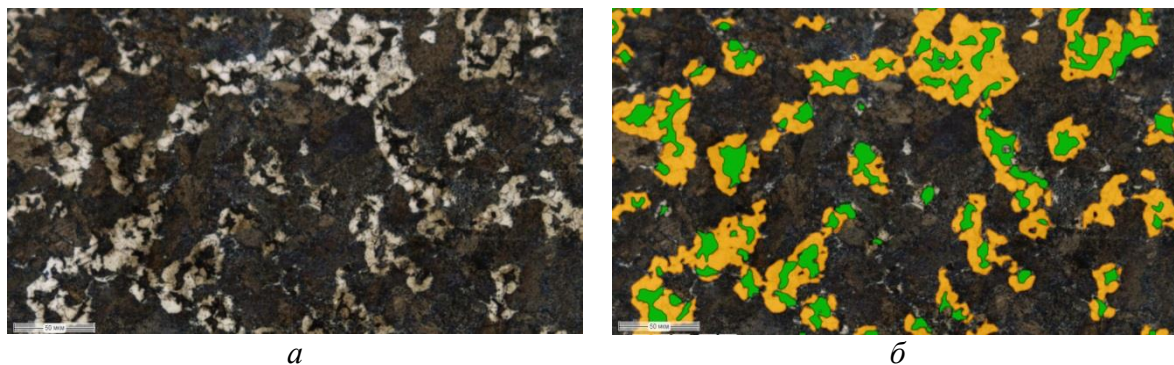


Рисунок 1. Семантическая сегментация фаз в чугуна: а – исходное изображение образца; б - изображение с выделенными масками феррита (■) и графита (■)

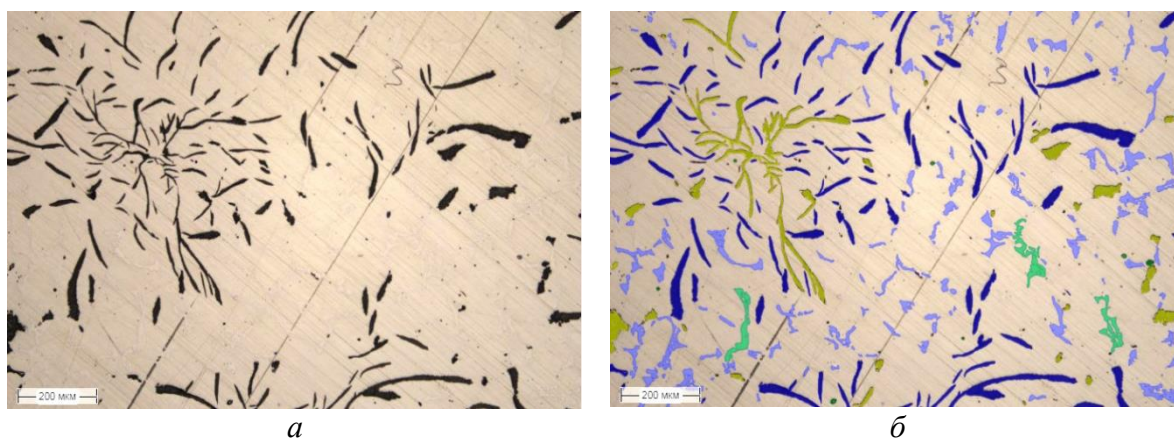


Рисунок 2. Семантическая сегментация фаз в чугуна: а – исходное изображение образца; б - изображение с выделенными масками графита ПГФ1 (■), ПГФ2 (■), цементита (■),наибольших частиц цементита (■), шаровидного графита (■)

Помимо анализа микроструктуры чугуна, нейронные сети в ПО SIAMS использовались для распознавания альфа-фазы в титане, определения количества вязкой и хрупкой составляющих в изломах, сегментации дендритной структуры, оконтуривания нерудных минералов в продуктах переработки минерального сырья. Комплексный научно-исследовательский подход, использованный при интеграции нейронных сетей в ПО SIAMS, существенно расширяет круг решаемых задач микроструктурного анализа в материаловедении.

1. Р. Гонсалес, Р. Вудс, *Цифровая обработка изображений*, (Техносфера, Москва, 2005).
2. Национальная библиотека им. Н. Э. Баумана [Электронный ресурс]. *Основные типы методов сегментации изображений*. Режим доступа: <https://ru.bmstu.wiki>.
3. Т.А. Сивкова, С.В. Губарев, Труды конференции GraphiCon 2019 **1**, сс. 255-259 (2019).
4. Т. Сивкова, С. Губарев, И. Каменин, Труды конференции GraphiCon 2020 **1**, сс. 15-26 (2020)
5. O. Ronneberger, P. Fischer, T. Brox, arXiv [Электронный ресурс]. Режим доступа: <https://arxiv.org/pdf/1505.04597.pdf>
6. T. Sivkova, A. Gusev, A. Syropyatov, GraphiCon 2021 **2**, pp. 772-780 (2021)

## **AB INITIO BASED MODELLING OF PHASE TRANSFORMATION AND MICROSTRUCTURE FORMATION IN ADVANCED MATERIALS**

*Ю.Н. Горностырев*

*ИФМ УрО РАН, Екатеринбург*

Email: [yug@imp.uran.ru](mailto:yug@imp.uran.ru)

Computer Aided Design (CAD) plays now a significant role in the development of new materials and the improvement of technological processes. This approach includes modeling methods at various scale levels and reduces the amount of empirical research required for development of new technologies.

Here we discuss recent progress in modern methods of modeling of the phase transformation, microstructure formation and properties of steels and alloys. Special attention is paid to combined multiscale approaches, providing reliability in predicting of properties considered materials and include the results of first-principles calculations and atomistic modeling. By now, the methods of the electron density functional theory have achieved high reliability in predicting physical properties and phase equilibria in multicomponent systems. Their use brings physical content and understanding of the properties of materials at the atomic.

As examples, the processes of precipitation and phase transformation, as well as the microstructure formation in Al and Fe based alloys are considered. We focus on (i) the problem of the Guinier-Preston zone formation in Al alloys, (ii) the core-shell structure of precipitates and the thermal stability of the structure of multicomponent alloys, (iii) the role of magnetism in the decomposition Fe-based alloy and (iv) mechanism of polymorphic transformations in iron and steel.

## **МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ**

**К.В. Аксёнова<sup>1</sup>, Е.С. Ващук<sup>2</sup>, В.Е. Громов<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет<sup>1</sup>, г. Новокузнецк

<sup>2</sup>Филиал Кузбасского государственного технического университета им. Т.Ф. Горбачева в г. Прокопьевске

Email: [19krestik91@mail.ru](mailto:19krestik91@mail.ru)

Российские железные дороги являются второй по величине транспортной системой мира. В настоящее время Российская Федерация осуществляет более 20 процентов грузооборота и 10 процентов пассажирооборота всех железных дорог мира. Строительство высоконагруженных железных дорог и возрастание объема железнодорожных грузоперевозок ужесточает требования к качеству рельсовых сталей. 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. В связи с этим рельсы должны обладать требуемыми механическими свойствами, такими как твердость, прочность, пластичность, ударная вязкость [1-3].

В качестве материала исследования были использованы железнодорожные рельсы типа Р65 дифференцированно термоупрочнённые с прокатного нагрева общего назначения категории ДТ350, изготовленные на металлургическом комбинате ООО «ЕВРАЗ ЗСМК», химический состав которых приведен в табл. 1 [4].



Таблица 1. Химический состав рельсовой стали (остальное Fe, мас. %)

C	Mn	Si	Cr	V	Cu	Ni	S	P	Al
0,71-0,82	0,75-1,25	0,25-0,60	0,20-0,80	0,03-0,15	0,05-0,25	≤0,2	≤0,02	≤0,02	≤0,004

В настоящей работе были исследованы механические свойства рельсовой стали в условиях испытаний на одноосное сжатие на универсальной испытательной машине Instron 3369 со скоростью 1,2 мм/мин при автоматической записи нагрузки и размеров образца. Испытаниям подвергали 3 образца в форме параллелепипедов высотой 9,7 мм, площадью поперечного сечения 22 мм<sup>2</sup>. Сжатие, как способ деформации, было удобно использовать, поскольку в этом случае удается достигать более глубоких деформаций, чем при растяжении.

Машинные кривые деформации в координатах «нагрузка  $P$  – полное удлинение  $\Delta l$ » (рис. 2, а) пересчитывались и перестраивались в зависимости «истинное напряжение  $\sigma$  – истинная деформация  $\varepsilon$ » (рис. 2, б). Образцы исследуемой стали при испытании на сжатие не удалось довести до разрушения, поэтому для них не может быть определён предел прочности при сжатии. Это связано с тем, что исследуемая сталь способна весьма сильно деформироваться без разрушения и образцы сплющиваются.

Математическая обработка кривых деформационного упрочнения показывает, что на зависимости  $\sigma$ - $\varepsilon$  можно выделить стадию упругой деформации (стадия I) и стадию пластической деформации (II) с параболической функциональной зависимостью  $\sigma$ - $\varepsilon$ . Предел текучести составляет  $\sigma_T \approx 930$  МПа (рис. 2, б).

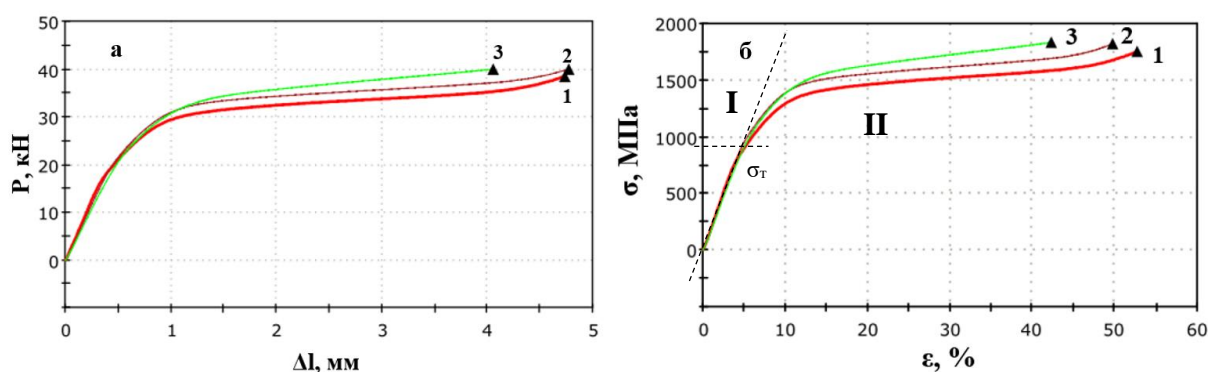


Рисунок 2 – Машинная диаграмма сжатия (а) и диаграмма упрочнения при сжатии (б) рельсовой стали, подвергнутой нагружению одноосным сжатием. Пунктирными линиями указан предел текучести (упругости) материала

Как правило, деформационное упрочнение стали характеризуется коэффициентом деформационного упрочнения  $\theta = \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}$ , выявляемым путем дифференцирования зависимости  $\sigma$ - $\varepsilon$ . Анализируя приведенные на рис. 3 результаты, можно выделить следующие стадии деформационного упрочнения рельсовой стали: стадию с постоянным или почти постоянным высоким упрочнением ( $\varepsilon = 0-4\%$ ), стадию с параболической зависимостью  $\sigma$ - $\varepsilon$  или убывающим коэффициентом упрочнения  $\theta$  ( $\varepsilon =$

4-15%) и стадию со слабо изменяющимся и низким значением коэффициента упрочнения ( $\varepsilon = 15-45\%$ ). Если сопоставить вид зависимости  $\sigma$ - $\varepsilon$  и  $\Theta$ - $\varepsilon$  с тем, что наблюдается на этой стадии в ГЦК-сплавах, где стадийность кривых течения к настоящему моменту хорошо изучена, то вышеупомянутые стадии следует называть стадиями II, III и IV [5].

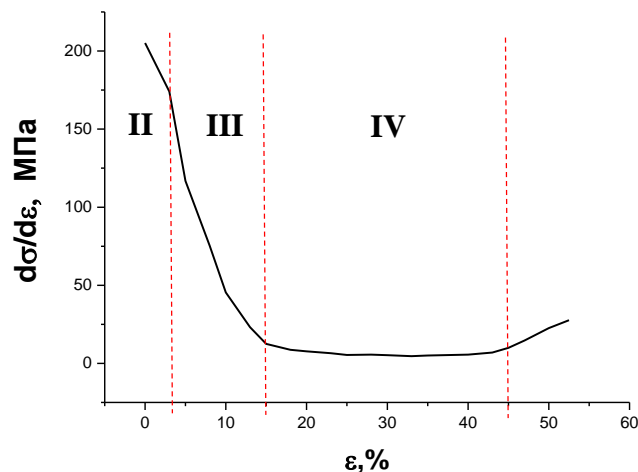


Рисунок 3 – Зависимость коэффициента деформационного упрочнения образца №1 от степени деформации рельсовой стали, подвергнутой нагружению одноосным сжатием

1. Е.А. Шур, *Повреждения рельсов* (Интекст, Москва, 2012).
2. А.А. Юрьев, Р.В. Кузнецов, В.Е. Громов [и др.]. *Длинномерные рельсы: структура и свойства после сверхдлительной эксплуатации* (Полиграфист, Новокузнецк: 2022).
3. Р.В. Кузнецов, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов [и др.] *Фундаментальные проблемы современного материаловедения* **18(3)**, сс. 328-337 (2021).
4. ГОСТ Р 51685–2013. *Рельсы железнодорожные. Общие технические условия* (ФГУП «Стандартинформ», Москва, 2013).
5. Н.А. Конева, *Соросовский образовательный журнал* **10** сс. 99-105 (1998).

## ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ЗАГОТОВКИ ИЗ УМЗ Т1 GRADE 4, ПОДВЕРГНУТОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ФИНИШНОЙ ОБРАБОТКЕ

Р.Н. Асфандияров<sup>1,3</sup>, Г.И. Рааб<sup>2</sup>, Д.А. Аксенов<sup>1,3</sup>, С.Д. Гундерова<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup>Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, пр. Октября, 151, 450075, Уфа, Россия

<sup>2</sup>Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, пр. Ленина, 38, 455000, Магнитогорск, Россия

<sup>3</sup>Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, ул. Маркса, 12, 450077, Уфа, Россия

Email: a.r.n@list.ru

Одной из основных причин разрушения имплантатов, работающих в условиях активных нагрузок, являются циклические знакопеременные напряжения. Исходя из этого, особую актуальность приобретает задача по разработке и исследованию методов повышения характеристик сопротивления усталости металлических материалов медицинского применения. Благодаря хорошей биосовместимости, в качестве материалов для имплантатов широко используют титан и его сплавы. Однако прочностные и усталостные характеристики технически чистого титана зачастую не

удовлетворяют современным требованиям, а применение сплавов связано с возможным негативным влиянием легирующих элементов на организм пациента [1-3].

Известно, что усталостное разрушение изделия, как правило, начинается с поверхности, где под действием растягивающих напряжений в условиях несовершенства рельефа зарождается трещина, которая развивается вплоть до разрушения [4, 5]. Таким образом, одним из методов снижения рисков возникновения трещин и, соответственно, повышения надежности изделий, является создание остаточных сжимающих напряжений в поверхностных областях и снижение параметра шероховатости. Исследования показывают, что для титана и его сплавов существенные результаты достигаются методами поверхностно-пластического деформирования (ППД), такими как обкатка, накатка, ультразвуковая модификация поверхности и т.д. [6, 7]. Среди методов ППД высокую эффективность показывает импульсно-упрочняющая чистовая обработка с использованием ультразвуковых колебаний – безабразивная ультразвуковая финишная обработка (БУФО), заключающаяся в поверхностном пластическом деформировании обрабатываемой заготовки путем наложения механических колебаний деформирующим инструментом - индентором с ультразвуковой частотой посредством ультразвукового генератора, магнитострикционного преобразователя и волновода-концентратора.

В ходе настоящей работы методом конечно-элементного компьютерного моделирования в программном комплексе Deform 3D проведено исследование напряженно-деформированного состояния очага деформации заготовки из технически чистого титана марки Grade 4 в процессе безабразивной ультразвуковой финишной обработки при воздействии индентора с радиусами закругления 1-3 мм на глубину проработки равную 25-100 мкм. Моделирование проводилось для одного удара индентора. Было определено влияние величины внедрения индентора при БУФО на осевые остаточные напряжения и глубину их залегания. Проведена оценка средних напряжений и накопленной степени деформации.

Результаты моделирования показывают, что схема напряженного состояния при БУФО является «мягкой», т.е. преобладающими в очаге деформации являются сжимающие напряжения. Согласно анализу, полученных данных, для глубин проработки равных 50-100 мкм максимальные сжимающие напряжения достигают 2100-2300 МПа, а для 25 мкм в 2 раза меньше и составляют порядка 1200 МПа. Установлено, что характер распределения накопленной степени деформации  $\epsilon$  градиентный с уменьшением значений от поверхности к центру заготовки. С уменьшением радиуса значение  $\epsilon$  увеличивается. Так при глубине проработки 100 мкм для варианта с радиусом  $R = 1$  мм значения  $\epsilon = 0,370$ , для  $R = 2$  мм –  $\epsilon = 0,240$ , а для  $R = 3$  мм –  $\epsilon = 0,160$ . Показано, что с увеличением глубины проработки увеличиваются и значения сжимающих осевых остаточных напряжений. Максимальные значения наблюдаются на поверхности и достигают 100-125 МПа, при глубине проработки 75-100 мкм, в направлении к центру заготовки значения снижаются, глубина залегания при этом достигает 2 мм. Анализ результатов моделирования показывает, что осевые остаточные напряжения в области очага деформации преимущественно сжимающие, и соответственно, позволят увеличить сопротивление усталости готового изделия.

*Благодарность:*

*«Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-00124, <https://rscf.ru/project/21-79-00124/>»*

1. H. Sibum, V. Güther, O. Roidl, F. Habashi, H. Uwe Wolf, H. and C. Siemers *Ullmann's encyclopedia of industrial chemistry*, pp. 1-35 (2017).

2. R. Z. Valiev, I.P. Semenova, V. V. Latysh, H. Rack, T. C. Lowe, J. Petruzelka, L. Dluhos, D. Hrusak, J. Sochova *Advance Engineering Materials* **8**, pp. B15 (2008).
3. D J Fernandes, C N Elias, R Z Valiev *Materials Research* **18(6)**, pp. 1163-1175 (2015).
4. А. А. Эрдеди, Ю. А. Медведев, Н. А. Эрдеди *Техническая механика: Теоретическая механика. Сопротивление материалов* (Москва, Высшая школа, 1991).
5. C. S. Pande, M. A. Imam, T. S. Srivatsan *Fundamentals of fatigue crack initiation and propagation: a review, Fatigue of Materials Advances and Emergences in Understanding The Minerals, Metals & Materials Society*, pp. 1–18 (2010).
6. H. Zhang, R. Chiang, H.F. Qin, Z.C. Ren, X.N. Hou, D. Lin, G.L. Doll, V.K. Vasudevan, Y.L. Dong, C. Ye, *International Journal of Fatigue* **103**, pp. 136–146 (2017).
7. О.В. Федчишин, В.В. Трофимов, В.А. Клименов *Сибирский медицинский журнал* **6**, (2009).

## НЕТИПИЧНОЕ ЭЛИНВАРНОЕ ПОВЕДЕНИЕ $\beta$ -СПЛАВА Ti-22Nb-6Zr

А.П. Баранова<sup>1</sup>, С.М. Дубинский<sup>1</sup>, С.Д. Прокошкин<sup>1</sup>, Г.В. Маркова<sup>2</sup>, В.  
Браиловский<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Национальный исследовательский технологический университет “МИСиС”, Москва, Россия

<sup>2</sup> Тульский государственный университет, Тула, Россия

<sup>3</sup> Ecole de technologie superieure, Монреаль, Канада

Email: [baranova.al.pavlovna@yandex.ru](mailto:baranova.al.pavlovna@yandex.ru)

Сплавы с памятью формы системы Ti-Nb-Zr являются перспективными материалами для медицинского применения. Важнейшей характеристикой данных сплавов являются модуль Юнга. Для определения физического модуля упругости был проведен эксперимент на обратном крутильном маятнике на сплаве с памятью формы Ti-22Nb-6Zr (ат. %), который показал аномальное постоянство квадрата резонансной частоты (пропорциональной модулю Юнга), то есть элинварное поведение, при охлаждении в широком температурном интервале 550 – 150 °С (Рисунок 1).

Такое поведение является нетипичным для этих сплавов, поэтому представляет особый интерес. Существует несколько известных механизмов элинварного поведения: (1) взаимодействие магнитных доменов, (2) предмартенситные явления, (3) фазовые превращения, (4) высокая плотность дислокаций.

Поиск подходящего механизма, для объяснения элинварного поведения был проведен на образцах сплава Ti-22Nb-6Zr (ат. %), подвергнутых холодной прокатке с истинной деформацией  $e=0,3$  и последующему отжигу для получения полигонизованного (600°С, 30 мин) и рекристаллизованного (750°С, 30 мин) состояний истинной деформацией  $e=0,3$  и последующему отжигу для получения полигонизованного (600°С, 30 мин) и рекристаллизованного (750°С, 30 мин) состояний

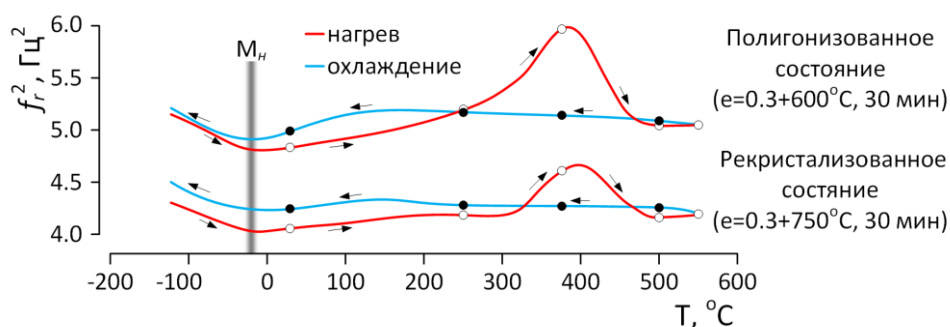


Рис. 1. Температурная зависимость квадрата резонансной частоты в полигонизованном и рекристаллизованном СПФ Ti-22Nb-6Zr; ключевые точки для рентгенодифракционного анализа: ○ (нагрев) и ● (охлаждение)

$\beta$ -фазы, с помощью рентгеновской дифрактометрии, магнитного анализа и обратного крутильного маятника.

Показано, что намагниченность, измеренная в полигонизованном сплаве Ti-22Nb-6Zr на три порядка ниже, чем в чистом железе, и даже ниже, чем у чистого титана, т.е. сплав парамагнитен. Таким образом, элинварное поведение сплава Ti-22Nb-6Zr определенно имеет немагнитную природу. Предмартенситное размягчение решетки происходит при температурах ниже 150°C и не может быть причиной наблюдаемого элинварного эффекта. Рентгенодифракционный анализ после закалки от критических точек 250 °C, 375 °C, 500 °C, 550 °C при нагреве и охлаждении (Рисунок 2), показал, что основной фазой во всем диапазоне температур является ОЦК  $\beta$ -фаза.

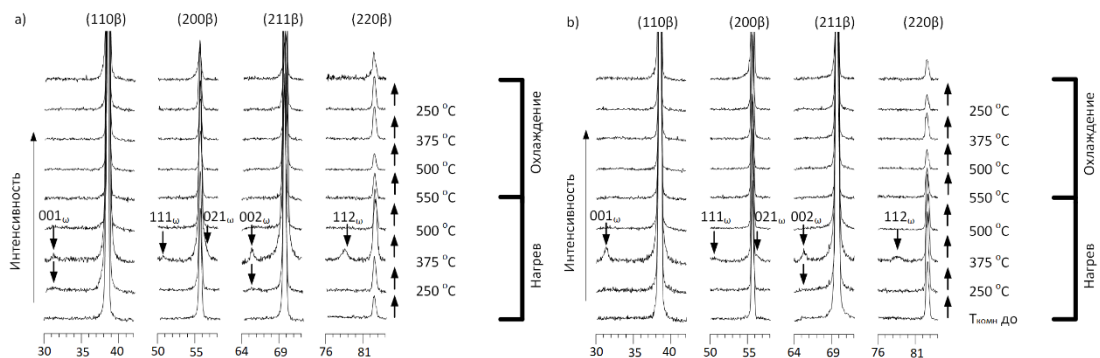


Рисунок 2 Рентгеновские дифрактограммы полигонизованного (а) и рекристаллизованного (б) Ti-22Nb-6Zr (ат. %) при комнатной температуре после закалки от характерных температур, имитирующих условия эксперимента с крутильным маятником

При нагреве наблюдается ярко выраженное образование  $\omega$ -фазы при 375°C, что соответствует пику на графике температурной зависимости  $f_r^2$ . При охлаждении в интервале элинварного поведения никаких фазовых превращений или расслоений не обнаружено. Соответственно, наблюдаемое элинварное поведение не является результатом фазовых превращений. Поскольку элинварное поведение характерно и для рекристаллизованного состояния, данная аномалия не связана с высокой плотностью дислокаций. На основании проведенных исследований, сделан вывод о том, что элинварное поведение связано с особенностями межатомного взаимодействия в чистой  $\beta$ -фазе, что коррелирует с теоретическим предсказанием в [1] для чистого  $\beta$ -титана.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-73-10167, <https://rscf.ru/project/21-73-10167/>

1. A. V. Shapeev, E. V. Podryabinkin, K. Gubaev, F. Tasnádi, I.A. Abrikosov, *New J. Phys.* **22** (2020), 113005.

# ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ОБРАБОТКЕ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ХОЛОДНЫМ ГАЗОДИНАМИЧЕСКИМ НАПЫЛЕНИЕМ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ Ti-C-Cu, ПРОПУСКАНИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА

Т.М. Видюк<sup>1,2</sup>, Д.В. Дудина<sup>1,2,3</sup>, В.С. Шикалов<sup>2</sup>, И.С. Батраев<sup>3</sup>, В.Ф. Косарев<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск

<sup>2</sup> Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск

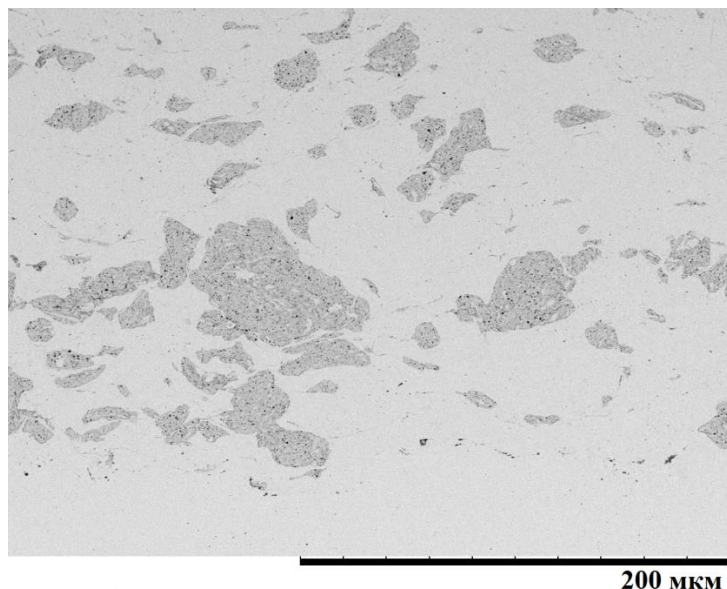
<sup>3</sup> Институт гидродинамики им. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск

Email: [vidyuk@itam.nsc.ru](mailto:vidyuk@itam.nsc.ru)

Метод холодного газодинамического напыления (ХГН) позволяет получать покрытия из пластичных металлов или смесей металл-керамика. В процессе ХГН частицы порошковой смеси разгоняются сверхзвуковым потоком газа и при столкновении с подложкой пластически деформируются, формируя плотное покрытие [1]. При ХГН не происходит существенного перегрева порошка, сохраняется фазовый состав материала напыляемых частиц. Для синтеза новых фаз в покрытии требуется дополнительная термообработка. Отжиг с целью изменения фазового состава покрытий, полученных ХГН, может осуществляться различными методами, такими как печной нагрев, обработка в условиях горячего или горячего изостатического прессования. Перспективным среди способов термообработки является метод электроискрового спекания (ЭИС), традиционно применяемый для консолидации порошков. ЭИС осуществляется за счет пропускания импульсного электрического тока через пуансоны и пресс-форму, в которой находится образец, с одновременным приложением давления по одноосной схеме. Преимущество ЭИС заключается в обеспечении высоких скоростей нагрева (до 200 °С) и малых времен выдержки (5-10 мин). Сокращение времени нахождения обрабатываемого материала при высоких температурах позволяет сохранить его мелкозернистую структуру. Отжиг медных покрытий, полученных ХГН, в условиях ЭИС приводит к повышению адгезионной прочности между частицами в сформированных слоях [2]. Покрытия в состоянии после напыления обладают невысокой адгезией с подложкой. Обработка пропуском электрического тока с приложением внешнего давления может улучшить адгезию «покрытие/подложка» одновременно с синтезом новых фаз в покрытии.

В данной работе показана возможность получения композиционных покрытий TiC-Cu при объединении методов ХГН и ЭИС под давлением. Порошок для напыления состава Ti-C-3Cu подготавливали механической обработкой в высокоэнергетической шаровой мельнице АГО-2 в течение 5 мин с целью улучшения его реакционной способности. Агломераты в мехобработанных смесях представляли собой частицы, в объеме которых равномерно распределены все реагенты. Мехобработанные порошки, как правило, имеют низкую способность к формированию покрытий методом ХГН. Для напыления слоев толщиной 400 мкм использовали смесь мехобработанного порошка Ti-C-3Cu с порошком меди. В качестве рабочего газа при ХГН использовали воздух, нагретый до 400 °С. Фазовый состав напыляемой смеси не менялся в процессе ХГН. В мехобработанной смеси Ti-C-3Cu при нагреве до 650 °С происходит синтез карбида титана, который является наиболее термодинамически стабильным соединением в этой системе [3]. Полученные покрытия обрабатывали в условиях ЭИС при температуре

900 °С в течение 5 минут. В процессе термообработки в покрытиях была синтезирована фаза TiC. Кроме того, обработка методом ЭИС позволила устранить поры и трещины на границе «покрытие/подложка». Структура покрытия TiC-Cu, полученного объединением ХГН и ЭИС показана на Рис. 1. Покрытие имеет медную основу и композитные области (более темные) состава TiC-3Cu.



*Рисунок 1. Структура покрытия TiC-Cu, полученного методом ХГН на медной подложке с последующей обработкой пропуском электрического тока*

Обработка покрытий, полученных ХГН, электрическим током не привела к существенному снижению твердости напыленного слоя, что обусловлено малыми временами выдержки при ЭИС. Твердость покрытий TiC-Cu по Виккерсу после отжига электрическим током составила  $85 \pm 10$  HV. Одновременно с этим после термообработки улучшилась адгезия покрытия ХГН к подложке. В состоянии после напыления и после обработки в условиях ЭИС, адгезия «покрытие/подложка» составила 7 и 14 МПа, соответственно. Материалы TiC-Cu, сформированные методом ХГН с последующим отжигом в условиях ЭИС, представляют интерес для изготовления электродов для сварки сопротивлением.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-33-90035.

1. A. Papyrin, V. Kosarev, S. Klinkov, A. Alkhimov, V. Fomin, *Cold spray technology* (Elsevier, 2007).
2. K. Ito, K. Ogawa, *Journal of Thermal Spray Technology* **23**, pp. 104–113 (2014).
3. D.V. Dudina, T.M. Vidyuk, A.I. Gavrilov, A.V. Ukhina, B.B. Bokhonov, M.A. Legan, A.A. Matvienko, M.A. Korchagin, *Ceramics International* **47**, pp. 12494-12504 (2021).

# ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА МУЛЬТИСТАДИЙНОСТЬ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СТАРЕЮЩЕМ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ TiNi

С.Л. Гирсова, Т.М. Полетика, С.М. Биттер, А.И. Лотков

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Email: [poletm@ispms.tsc.ru](mailto:poletm@ispms.tsc.ru)

Нанокристаллические сплавы TiNi благодаря повышенной функциональной стабильности, широко используют в качестве материалов медицинского назначения. Особый интерес вызывают сверхэластичные сплавы TiNi с избытком Ni, подверженные старению с образованием когерентных частиц  $Ti_3Ni_4$ , что приводит к появлению мультистадийности мартенситных превращений. Природа мультистадийности в нанокристаллических сплавах TiNi остается не ясной, что связано с недостатком данных о локализации частиц  $Ti_3Ni_4$  в наноструктуре. В работе исследовали влияние зеренно/субзеренной наноструктуры, типичной для сплава TiNi после интенсивной холодной деформации, на размеры, пространственное распределение частиц  $Ti_3Ni_4$  в процессе старения, а также на мультистадийность мартенситных превращений.

Использовали коммерческий нанокристаллический сплав Ti-50,9 ат.% Ni с зеренно/субзеренной B2-аустенитной наноструктурой, включающей элементы двух масштабов: (i) конгломераты (до 800 мкм) слаборазориентированных субзерен с размерами 40÷60 нм; (ii) бездислокационные нанозерна средним размером 70 нм с большеугловыми границами, включенные в области субструктуры. Образцы отжигали в интервале температур 300-500°C с целью генерировать частицы  $Ti_3Ni_4$  различных размеров и морфологии. Температуры мартенситных превращений определяли методами терморезистометрии и дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на NETZSCH DSC404F1. Структуру исследовали методом электронной микроскопии на микроскопе JEM 2100 (JEOL) в НОЦ «Нанотех» в ИФПМ СО РАН.

Показано, что в процессе низкотемпературного старения при 300°C происходит выделение когерентных сферических наночастиц  $Ti_3Ni_4$  размером менее 5 нм преимущественно внутри субзерен на дислокациях. Установлено, что тип внутренних границ в зеренно/субзеренной наноструктуре является основным фактором, определяющим неоднородное распределение наночастиц  $Ti_3Ni_4$  в интервале температур их интенсивного выделения (400°C). Так, частицы, имеющие близкую к линзовидной форму с длиной до 20 нм, выделяются преимущественно на малоугловых границах в субструктуре. Наблюдается подавление распада B2-твердого раствора в нанозернах с большеугловыми границами.

Установлено, что неоднородность пространственного распределения когерентных частиц  $Ti_3Ni_4$  в зеренно/субзеренной наноструктуре в процессе старения в интервале интенсивного распада B2-твердого раствора служит одной из причин реализации в сплаве мультистадийности мартенситных превращений  $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$ . Методом ДСК обнаружен эффект аномального двухстадийного R-фазового превращения в последовательности превращений  $B2 \rightarrow R_1, R_2 \rightarrow B19'$ . Различие в структурно-фазовом состоянии областей субструктуры и нанозерен приводит к тому, что при охлаждении сплава сначала реализуется превращение  $B2 \rightarrow R_1$  в субструктуре, содержащей частицы  $Ti_3Ni_4$ , затем развивается более низкотемпературное превращение  $B2 \rightarrow R_2$  в нанозернах, свободных от частиц.



Обсуждается возможность использования результатов при выборе режимов термообработок в технологии производства медицинских стентов из сплава TiNi.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0004.*

## **СТРУКТУРА И МОРФОЛОГИЯ Ti-Cr СПЛАВОВ ОТОЖЖЕННЫХ В ДВУХФАЗНОЙ ОБЛАСТИ ( $\alpha+\beta$ ) И ТВЕРДОСТЬ $\alpha$ И $\beta$ ФАЗ**

**А.С. Горнакова<sup>1</sup>, Б.Б. Страумал<sup>1</sup>, Н.С. Афоникова<sup>1</sup>, Е.Ю. Постнова<sup>1</sup>,  
А.Н. Некрасов<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипяна Российской академии наук (ИФТТ РАН), 142432, Черноголовка, Россия

<sup>2</sup> Институт экспериментальной минералогии имени академика Д.С. Коржинского Российской академии наук (ИЭМ РАН), 142432, Черноголовка, Россия

E-mail: [alenahas@issp.ac.ru](mailto:alenahas@issp.ac.ru)

Титан и его сплавы давно исследуются и имеют широкое применение от медицины до авиапромышленности, и всё благодаря своим исключительным свойствам [1]. Как правило, детали конструкций и медицинские протезы изготавливают из двухфазных титановых сплавов. Морфология титановых ( $\alpha+\beta$ ) сплавов имеет вид –  $\beta$ -зерно с колониями из ламелей  $\alpha$ -фазы. С повышением температуры обработки происходит укрупнение ламелей и их распад в  $\beta$ -зерне, и выделение  $\alpha$ -фазы по границам зерен в виде зернограничных (ЗГ) прослоек со своими отличными от зерна свойствами [2-3].

Система Ti-Cr была выбрана, т.к. хром часто присутствует в виде примеси в титане или в виде одной из основных компонент сплава [4]. В работе было исследовано влияние доли хрома на микроструктуру и твердость ( $\alpha$ Ti) и ( $\beta$ Ti) фаз титана.

В работе исследовалась микроструктура трех сплавов Ti-2wt.%Cr, Ti-4wt.%Cr и Ti-5.5wt.%Cr, отожженных в двухфазной области ( $\alpha+\beta$ ) фазовой диаграммы Ti-Cr [5]. Сплавы были выплавлены из титана (марка ТИ-1 99.98%) и хрома (99.99%), методом левитации в атмосфере чистого аргона. Из полученных цилиндрических слитков диаметром 10 мм были отрезаны шайбы толщиной 2.0 мм. Затем каждый образец запаивался в кварцевую ампулу и отжигался в вакууме при остаточном давлении  $4 \cdot 10^{-4}$  Па. Отжиг проводился при температурах: 665°C (1032 ч.), 690°C (840 ч.), 730°C (768 ч.), 770°C (1200 ч.) и 810°C (720 ч.). После закалки в воду микроструктуру поликристаллических образцов исследовали с помощью оптического и сканирующего микроскопов. Для структурно-фазового анализа образцов использовались рентгеновские дифрактограммы, полученные с помощью рентгеновского дифрактометра Siemens D-500 в излучении Cu-K $\alpha$ 1. Измерения твердости поверхности образцов проводили на приборе ПМТ-3. Измерения проводились в область зерна и ЗГ прослойки, значения усреднялись по 10 значениям для каждой фазы.

Результаты, полученные в работе: 1) Рассчитан средний размер зерна для каждого отожженного образца, и определено, что самые крупные зерна в сплаве с 2wt.%Cr, ~350 мкм. 2) Измерена толщина ЗГ прослоек ( $\alpha$ Ti), при увеличении температуры на ~100°C толщина ЗГ прослойки увеличивается в 3 раза. 3) Для каждого сплава, при каждой температуре отжига, была определена доля границ зерен ( $\beta$ Ti)/( $\beta$ Ti) покрытых ЗГ ( $\alpha$ Ti) фазой. 4) Определено, чем больше доля второй компоненты в сплаве, тем тверже ( $\alpha$ Ti) и

( $\beta$ Ti) фазы. Значение твердости ( $\alpha$ Ti) фазы не зависит от температуры отжига, но, чем ниже температура отжига, тем выше значение твердости для ( $\beta$ Ti) фазы.

1. J. Chrapon'ski, W. Szkliniarz. *Materials Characterization* **46**, pp.149– 154 (2001).
2. A.S. Gornakova, B.B. Straumal, A.N. Nekrasov, A. Kilmametov, and N.S. Afonikova. *JMEPEG* **27**, pp. 4989–4992 (2018).
3. B.B. Straumal, A.S. Gornakova, S.I. Prokofjev, N.S. Afonikova, B. Baretzky, A.N. Nekrasov, and K.I. Kolesnikova. *JMEPEG* **23**, pp. 1580–1584 (2014)/
4. Sani A. Salihu, I. Y. Suleiman. *IOSR Journal of Applied Physics (IOSR-JAP)* **11**, pp. 35-39 (2019).
5. Binary Alloy Phase Diagrams, Massalski, T.V., Ed.. *Materials Park, OH: ASM*, 1980.

## ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ОТЖИГА НА ОБРАЗОВАНИЕ ОМЕГА ФАЗЫ В СПЛАВАХ Ti-2ВЕС.%V ПОСЛЕ КВД

Г.С. Давдян, Б.Б. Страумал, А.С. Горнакова

Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна Российской академии наук (ИФТТ РАН), 142432, Черноголовка, Россия

E-mail: [alenahas@issp.ac.ru](mailto:alenahas@issp.ac.ru)

Сплавы титана имеют низкую плотность, высокую прочность и хорошую коррозионную стойкость [1]. Благодаря этим свойствам сплавы титана играют важную роль в авиации, химической промышленности и медицине [2]. Структуру и свойства титановых сплавов можно изменять, комбинируя механическую (как пример, интенсивная пластическая деформация) и термическую обработку. Титан может существовать в трех различных кристаллических модификациях: низкотемпературная ( $\alpha$ Ti) фаза с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решеткой, высокотемпературная ( $\beta$ Ti) фаза с объёмно-центрированной кубической (ОЦК) структурой решетки и  $\omega$  фаза, образующаяся под высоким давлением и имеющая искаженную ГПУ решетку [3].

Была исследована зависимость фазового состава от температуры предварительного отжига до кручения под высоким давлением (КВД) и после на образцах сплава Ti-2вес.% V.

Отжиг проводился при температурах 400°C (1992 ч.), 700°C (1896 ч.) и 1000°C (24 ч.) (Рис. 1). Рентгеноспектральный анализ отожженных образцов показал, что практически весь объем вещества занимает ( $\alpha$ Ti) фаза (Рис. 2). При этом повышение температуры отжига приводит к увеличению доли ( $\beta$ Ti) фазы.

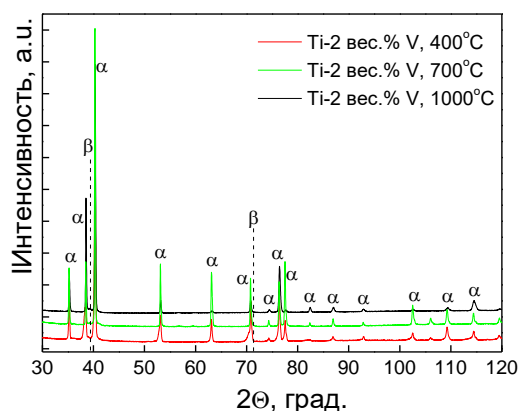
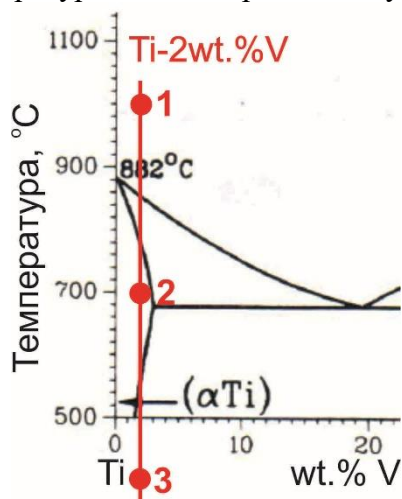


Рисунок 1. Часть объемной фазовой диаграммы сплава Ti-V: т.(1) - 2вес.%V до КВД, где черная линия 1000 °С область ( $\beta$ Ti,V), т.(2) - 700 °С область ( $\alpha$ Ti) и т.(3) - 400 °С двухфазная область ( $\beta$ Ti,V +  $\alpha$ Ti).

На Рис. 3 представлены кривые нагружения полученные после обработки образцов с помощью КВД. Кручение проводилось при комнатной температуре, образцы находились под давлением 7 ГПа, скорость деформации 1 об/мин и 5 оборотов плунжера. До КВД толщина образцов составляла 0,6–0,7 мм, после КВД толщина образцов уменьшилась до 0,35 мм. По полученным кривым нагружения можно сделать предположение, что повышение температуры отжига приводит к увеличению прочностных характеристик сплавов.

Рентгеноструктурный анализ образцов показал наличие омега фазы после КВД, и ее объем увеличивается с повышением температуры предварительного отжига (Рис. 4). В то время как объемная доля ( $\alpha$ Ti) фазы, наоборот, уменьшается при увеличении температуры отжига. После КВД в образцах, отжигаемых при 400 и 700 °С отсутствует ( $\beta$ Ti) фаза. При этом в образце, отжигаемом при 1000 °С, бета фаза присутствует.

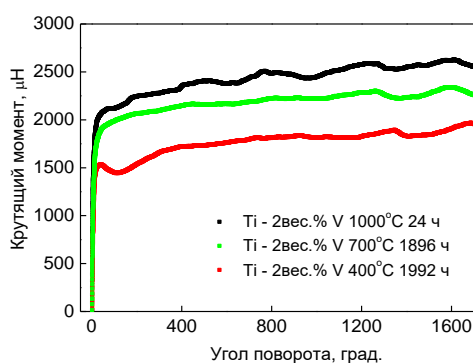


Рисунок 3. Зависимости крутящего момента при КВД от угла поворота для сплава Ti – 2вес.% V.

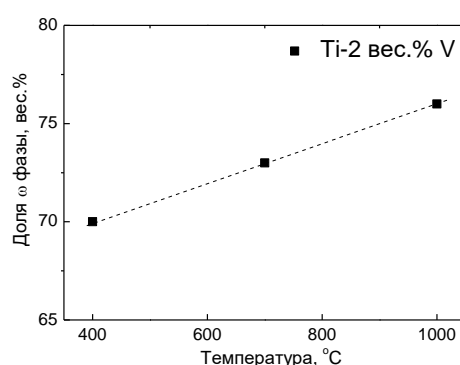


Рисунок 4. Температурная зависимость увеличения доли омега фазы в сплаве Ti–2вес.%V после КВД, предварительно отожженного при 1000 °С, 700 °С и 400 °С.

Анализ полученных результатов показывает, что повышение температуры предварительного отжига повышает объемную долю омега фазы на 6%. Помимо этого, из полученных зависимостей кривых нагружения можно сделать предварительный вывод о том, что повышение температуры предварительного отжига повышает прочностные характеристики сплавов Ti-2вес.% V.

1. Д. И. Гаврилов, М. О. Карягин, В. Д. Нуяндин, *Academy* **5**, сс 20, (2017).
2. М. Ю. Мастушкин, Ю. Н. Кусакина, *Международный научно-исследовательский журнал* **105**, сс. 156–159 (2021).
3. T. S. Kuan, R. R. Ahrens, S. L. Sass, *Metallurgical Transactions* **6**, pp. 1767 (1975).

# STRUCTURE, PHASE COMPOSITION, PROPERTIES AND STRENGTHENING MECHANISMS OF RAILS IN ULTRA LONG-TERM OPERATION

V.E. Gromov<sup>1</sup>, R.V. Kuznetsov<sup>1</sup>, Yu.F. Ivanov<sup>2</sup>, V.E. Kormyshev<sup>1</sup>, Yu.A. Shliarova<sup>1</sup>, A.A. Yuriev<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Siberian State Industrial University, 42 Kirov Str., 654007 Novokuznetsk, Russia

<sup>2</sup>Institute of High-Current Electronics, SB RAS, 2/3 Akademicheskii Ave., 634055 Tomsk, Russia

E-mail: [gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

By the methods of modern physical materials science the change in mechanical properties, structure, phase composition, dislocation substructure, distribution of carbon along cross-section of head of differentially quenched 100-meter rail of DT350 category after ultra long-term operation (passed tonnage of 1770 million gross tons) is studied. The regularities of change in main parameters: the relative content of different morphological types of structure, scalar and excess dislocation density, volume fraction of cementite, redistribution of carbon atoms are revealed in cross-section of rails' head along central axis of symmetry and radius of fillet rounding at a distance of 0, 2, 10 mm from the surface [1-10]. It is shown that rails operation is accompanied by numerous transformation of rail head structure along central axis and symmetry axis of fillet. The transformation of pearlite structure of surface layer consists in the fragmentation of ferrite plates; fracture of cementite plates; repeated precipitation of carbide phase particles of nanodimensional range; occurrence of dynamic recrystallization process resulting in the formation of ferrite grains of submicron (150-200 nm) dimensions. A considerable decrease in volume fraction of carbide phase in head's surface layer is noted. It is suggested that it can be caused by both the decarburization of surface layer and the escape of carbon atoms to defects of structure – lines of dislocations, boundaries of grains and subgrains i.e. by the development of dynamic aging process, which contributes to embrittlement of rails. A higher level of strain transformation of lamellar pearlite structure in surface layer of working fillet in comparison with tread surface structure is detected. The analysis of distribution of strength (yield point, ultimate strength to fracture) and plastic properties (elongation, lateral contraction) in the head, neck and base of rails is made. The dependences of hardness and microhardness on distance from tread surface of head along central axis of symmetry and along radius of fillet rounding are established. The quantitative estimation of strengthening mechanisms is made and dependence of total yield point on distance to head surface along different directions is determined. A comparison is made between the corresponding dependencies for initial state and passed tonnage of 691.8 and 1411 million tons.

The research was supported by RFBR grant no. 19-32-60001.

1. V.E. Kormyshev, V.E. Gromov, Yu.F. Ivanov, A.M. Glezer, A.A. Yuriev, A.P. Semin, R.V. Sundeev, *Materials Letters* **268**, pp. 127499 (2020).
2. V.E. Kormyshev, E.V. Polevoi, A.A. Yur'ev, V.E. Gromov, Yu.F. Ivanov, *Izvestiya. Ferrous Metallurgy* **63**(2), pp. 108-115 (2020).
3. S.E. Panin, V.E. Gromov, Yu.F. Ivanov, A.A. Yuriev, V.E. Kormyshev, *Doklady Physics* **65**(10), pp. 394-396 (2020).
4. V.E. Kormyshev, Yu.F. Ivanov, V.E. Gromov, A.A. Yuriev, Yu.A. Rubannikova, A.P. Semin, *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*, **14**(6), pp. 1186-1189 (2020).
5. V.E. Panin, Yu.F. Ivanov, A.A. Yuriev, V.E. Gromov, S.V. Panin, V.E. Kormyshev, Yu.A. Rubannikova, *Physical mesomechanics* **24**(2), pp. 202-210 (2021).
6. V.E. Gromov, Yu.F. Ivanov, V.E. Kormyshev, A.A. Yuriev, A.P. Semin, Yu.A. Rubannikova, *Progress in Physics of Metals* **21**(4), pp. 527-553 (2020).

7. A. Yuriev, V. Kormyshev, V. Gromov, Yu. Ivanov, A. Semin, *Materials Research* **23**(6), pp. e20200258 (2020).  
8. Yu. Ivanov, V. Gromov, A. Yuriev, V. Kormyshev, Yu. Rubannikova, A. Semin, *Journal of Materials Research and Technology* **11**, pp. 710-718 (2021).  
9. A.A. Yuriev, A.M. Glezer, V.E. Gromov, V.E. Kormyshev, Yu.F. Ivanov, A.P. Semin, *Letters on Materials* **11**(1), pp. 100-103 (2021).  
10. A.A. Yuriev, V.E. Gromov, Yu.F. Ivanov, Yu.A. Rubannikova, M.D. Starostenkov, P.Y. Tabakov, *Structure and Properties of Lengthy Rails after Extreme Long-Term Operation* (Materials Research Forum LLC, 2021).

## **ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕМПЕРАТУР МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ДВОЙНОМ СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ TiNi ПРИ АВС ПРЕССОВАНИИ**

**А.А. Гусаренко, А.И. Лотков, В.Н. Гришков, Н.В. Гирсова, Д.Ю. Жапова, Ю.П. Миронов, К.В. Круковский, О.Н. Кашина**

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

Email: [agg@ispms.ru](mailto:agg@ispms.ru)

Сплавы на основе никелида титана являются яркими представителями многофункциональных сплавов, проявляющих эффект памяти формы и сверхэластичность. В основе этих эффектов лежат термоупругие мартенситные превращения (МП). Одним из ключевых факторов, обуславливающих механические и функциональные свойства металлов и сплавов, является средний размер зёрен-субзёрен микроструктуры материала [1,2]. Известно, что интенсивная (мегапластическая) деформация (ИПД) является эффективным способом измельчения структуры и приводит к улучшению физико – механических свойств металлов и сплавов. В данной работе представлены результаты исследования влияния ИПД при 573К на изменение зёрно-субзёрной структуры и температуры мартенситных превращений в сплаве  $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат. %).

Деформацию образцов осуществляли методомковки с переменной осидеформирования (abc – прессование). Величина истинной деформации  $\epsilon$ , заданная образцам, составляла от 1,84 до 9,55. Исследование эволюции зёрно-субзёрной структуры проводили методами оптической микроскопии, а также просвечивающей и растровой электронной микроскопии. Температуры МП определяли методами терморезистометрии и рентгеноструктурного анализа (РСА) с использованием высокотемпературной камеры. Образцы сплава испытывали мартенситное превращение  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ .

В результате исследований обнаружено, что уже после первой же заданной образцам abc деформации  $\epsilon \cong 1.84$  наблюдается резкое уменьшение среднего размера зёрен – субзёрен. При дальнейшем увеличении abc деформации до  $\epsilon = 9,55$  процесс измельчения зёрен-субзёрен продолжается, но более медленно. С увеличением abc-деформации на всех структурно - масштабных уровнях наблюдаются изменения: уменьшается средняя величина первоначально крупных материнских зёрен и средняя величина зёрен-субзёрен внутри этих зёрен, увеличивается доля субмикро- и нанокристаллической фракций. При максимальной величине истинной abc деформации  $\epsilon = 9,55$  средняя величина зёрен субзёрен составляет примерно 130 нм, а их минимальная величина достигает 20 нм, рис.1.

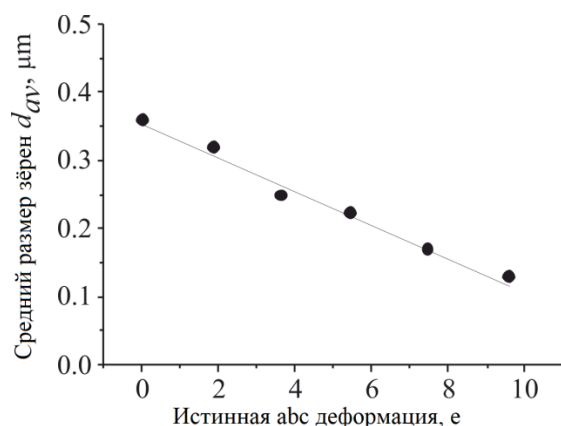


Рисунок 1. Зависимость среднего размера зёрен – субзёрен от величины истинной абс деформации образцов сплава  $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$ (ат.%).

Ранее в [3] нами было обнаружено, что абс - прессование при  $T \geq 723$  К не влияет на температуры МП, что связывается с активными процессами возврата. Установлено, что при прессовании при 573К задание образцам сплава  $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$ (ат.%) деформации  $\epsilon = 1,84$  приводит к резкому понижению температур начала и конца как прямого МП ( $T_R$ ,  $M_S$ ,  $M_F$ , соответственно), так и обратного ( $A_S$  и  $A_F$ , соответственно), рис.2. При дальнейшем увеличении абс деформации температуры мартенситных превращений изменяются слабо.

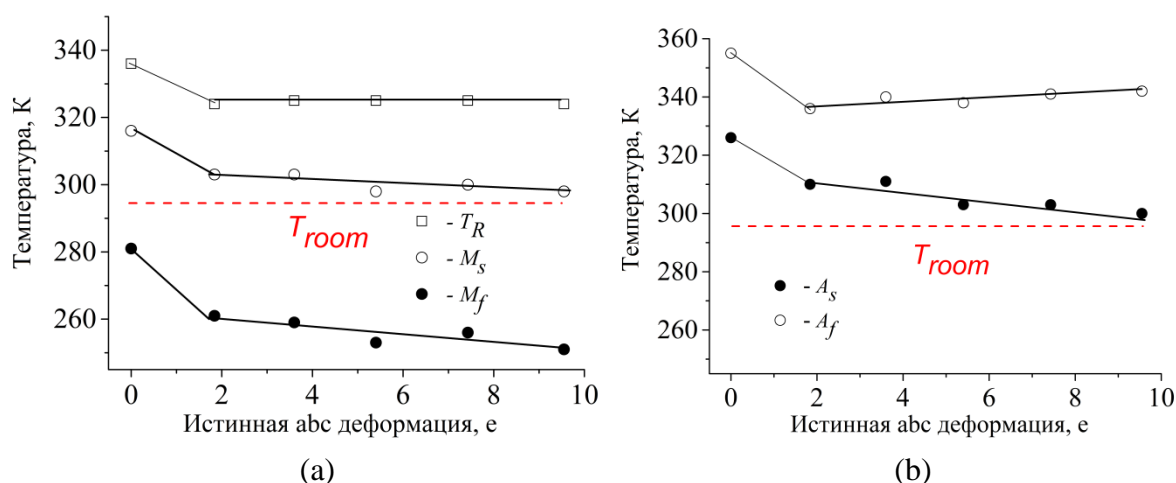


Рисунок 2. Температуры мартенситных превращений в зависимости от величины истинной абс деформации сплава  $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$ (ат.%): при охлаждении (a) и при нагреве (b).  $T_{room}$  -комнатная температура.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0004.

1. M.A.Meyers, A.Mishra, D.J.Benson, *Progress in Material Science* 51, pp. 427–556 (2006).
2. Y. Estrin, A. Vinogradov, *Acta Materialia* 61, pp. 782–817 (2013).
3. A. I. Lotkov, O. A. Kashin, V. N. Grishkov, K. V. Krukovskii *Inorganic Materials: Applied Research* 6, pp. 96–104 (2015).

# ИССЛЕДОВАНИЕ РЕАКТИВНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

В.А. Плотников<sup>1</sup>, А.В. Гусева<sup>1</sup>, А.С. Грязнов<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Алтайский государственный университет, г. Барнаул, Россия

<sup>2</sup> Алтайский государственный педагогический университет, г. Барнаул, Россия

Email: [schannavac@mail.ru](mailto:schannavac@mail.ru)

Исследование реактивных напряжений в условиях заневоливания образца представляет достаточный интерес, так как в связи с этим могут возникнуть дополнительные изменения в структуре материала. Кроме изменений в кристаллах наблюдается генерирование полных дислокаций при достижении механических напряжений или в окрестности мартенситных кристаллов предела текучести сплава. Эти дислокации накапливаются в кристаллах, упрочняя сплав. Данное явление называется фазовый наклеп [1]. Процесс циклирования мартенситных превращений при изменении температуры в цикле приведет к эволюции процесса генерации реактивных напряжений, а также будет способствовать тому, что фазовый наклеп выйдет на насыщение [2].

Для исследования процесса генерации и релаксации реактивных напряжений был выбран тройной сплав  $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ . Образец сплава имеет геометрию:  $h=40$  мм,  $a=2.4$  мм,  $b=1.6$  мм ( $h$  – длина образца,  $a$  – высота,  $b$  – ширина). Мартенситные превращения в сплавах, легированных медью, характеризуются микрокинетикой взрывного появления и исчезновения мартенситных кристаллов.

Перед проведением эксперимента образец из сплава  $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$  отжигался при температуре  $750^{\circ}C$  и охлаждался до температуры  $200^{\circ}C$ , затем производилось механическое нагружение. В первой серии нагрузка составляла около 27 МПа, во второй около 40 МПа, в третьей и четвертой сериях, соответственно около 53 МПа и 66 МПа. Согласно схеме испытания дальнейшее охлаждение происходило до комнатной температуры, при этом осуществлялось прямое  $B2 \rightarrow B19'$  превращение под заданной нагрузкой. После завершения охлаждения (накопления деформации) образец «неволился» и происходил его нагрев до температуры  $200^{\circ}C$ . При нагреве образца в его объеме происходит образование аустенитной фазы. По причине заневоленности образца изменение формы невозможно, однако развиваемые реактивные напряжения удается фиксировать с помощью тензодатчика. Они возникают из-за реакции системы на стремление материала восстановить предварительно накопленную деформацию. Основной вклад в рост реактивных напряжений вносит обратное мартенситное превращение.

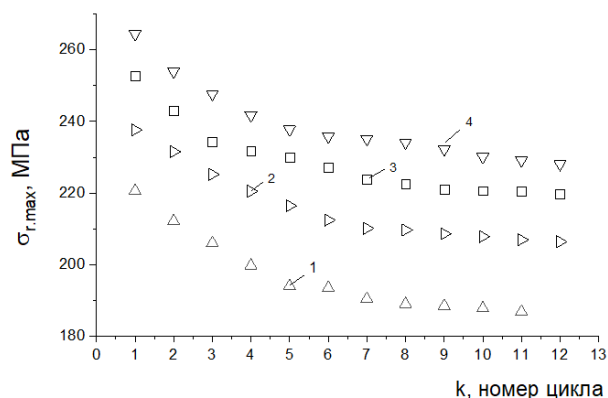


Рисунок 1. Зависимость реактивных напряжений сплава  $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$  от номера цикла при первоначальной нагрузке: 1 – 27 МПа; 2 – 40 МПа; 3 – 53 МПа; 4 – 66 МПа

Как видно из рисунка 1, следует экспоненциальный спад максимального реактивного напряжения в цикле мартенситных превращений в сплаве  $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ . В первом цикле каждого эксперимента наблюдается максимальное значение реактивных напряжений, в последующих же циклах значение реактивных напряжений уменьшается.

Наблюдаемое упрочнение от цикла к циклу в каждой серии эксперимента в условиях действия реактивных напряжений, может характеризовать явление фазового наклёпа, упрочняющего структуру материала.

Усилия, создаваемые сплавом на основе никелида титана возникают благодаря развитию в сплаве реактивных напряжений при условии внешнего противодействия восстановлению исходной формы. Эти напряжения зависят от фазового состава и структурного состояния сплава, а также от условий механического и температурного воздействия на образец. Циклирование мартенситных превращений при циклическом изменении температуры может привести к эволюции процесса генерации реактивных напряжений вследствие структурных изменений в материале [3].

Циклирование мартенситных превращений в условиях действия реактивных напряжений позволяет сделать вывод о том, что существует стабилизация мартенситной фазы в цикле. Этот эффект оказывает влияние на величину мартенситной, то есть обратимой деформации.

Стоит отметить, что при генерации реактивным напряжениям свойственен упругий характер. Когда происходит процесс достижения напряжения мартенситного сдвига, реактивные напряжения релаксируют. При этом наблюдается переориентация мартенситных кристаллов в поле упругих напряжений. Пластическая деформация материала возникает, когда реактивные напряжения достигают предела текучести.

В экспериментах по циклированию мартенситных превращений в условиях заневоливания образца отмечается эффект генерации реактивных напряжений в ходе обратного мартенситного превращения, возникающий при фиксации деформации в никелиде титана [4]. При достижении некоторого значения фиксированной деформации, когда обратимая деформация выходит на насыщение начинает проявляться эффект стабилизации мартенситной фазы механическими напряжениями, локализованными на единичных мартенситных кристаллах. Чем выше реактивные напряжения в цикле, тем выше эффект стабилизации. Под стабилизацией мартенситной фазы понимается снижение содержания мартенситных кристаллов при проведении циклов мартенситного превращения.

Список используемой литературы

1. В.Н. Хачин, В.Г. Пушин, В.В. Кондратьев. Никелид титана, структура и свойства. М.: Наука, 161 с (1992)
2. Гюнтер В.Э. и др. Медицинские материалы и имплантаты с памятью формы. Томск, Издательство Томского Университета 486 с (1998)
3. В.А. Плотников, А.С. Грязнов А.С. В.Э. Гюнтер. Накопление и возврат деформации в никелиде титана при термомеханическом циклировании в интервале термоупругих мартенситных превращений, *Деформация и разрушение материалов №2*, сс. 24-28 (2013)
4. А.И. Лотков, А.В. Кузнецов. Упругие свойства монокристаллов  $Ti-Ni$  перед мартенситными превращениями  $B2 \rightarrow B19'$  и  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ , *ФММ Т.66, №5*, сс. 904-909 (1988)



# МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ЭВОЛЮЦИИ ДЕФЕКТНОЙ ПОДСИСТЕМЫ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ С ГЦК-МАТРИЦЕЙ

О.И. Данейко, Т.А. Ковалевская

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

Email: [olya\\_dan@mail.ru](mailto:olya_dan@mail.ru)

В настоящее время научно-техническое развитие мирового сообщества ставит перед материаловедческими науками задачи создания принципиально новых материалов с уникальными свойствами. Композиционные материалы занимают все большее место в нашей жизни. Области их применения многочисленны: авиационно-космическая, энергетическое турбостроение, автомобильная и металлургическая промышленность, строительство. Известно, что прочность и пластичность сложных гетерофазных материалов - характеристики, очень чувствительные к структурному состоянию и структурным превращениям. Поэтому исследование дефектного строения, генерации, аннигиляции дефектов, их взаимного превращения при пластической деформации составляет основу совершенствования, а также создания новых гетерофазных материалов.

Для анализа влияния температуры деформации на закономерности деформационного упрочнения и состояние дефектной подсистемы дисперсно-упрочненных материалов использована математическая модель пластической деформации для ГЦК материалов с недеформируемыми упрочняющими частицами [1-3]. Предполагается, что частицы являются некогерентными, сферическими, их диаметр варьировался в пределах от 5 нм до 20 нм, расстояние между частицами изменялось от 50 нм до 100 нм.

Модель представляет собой систему дифференциальных уравнений эволюции типа «рождение – гибель», каждому элементу деформационной дефектной структуры соответствует дифференциальное уравнение баланса этого дефекта. В модели учтены релаксационные и аннигиляционные процессы, связанные с генерацией дефектов различного типа. Каждый параметр модели имеет определенный физический смысл. В общем виде систему дифференциальных уравнений баланса деформационных дефектов можно представить следующим образом [4-6]:

$$\frac{d\bar{X}}{da} = G(\bar{X}, \bar{Y}, a, t) - A(\bar{X}, \bar{Y}, a, t) - R(\bar{X}, \bar{Y}, a, t), \quad (1)$$

где  $\bar{X}$  – вектор переменных, характеризующих дефектную среду,  $\bar{Y}$  – вектор переменных, характеризующих внешнее воздействие,  $a$  – степень деформации сдвига,  $t$  – время,  $G(\bar{X}, \bar{Y}, a, t)$ ,  $A(\bar{X}, \bar{Y}, a, t)$ ,  $R(\bar{X}, \bar{Y}, a, t)$  – функции генерации, аннигиляции и релаксационной трансформации деформационных дефектов.

Математическая модель включает уравнения баланса сдвигообразующих дислокаций (плотность  $\rho_m$ ), призматических дислокационных петель межузельного типа ( $\rho_p^i$ ) и вакансионного типа ( $\rho_p^v$ ), дислокаций в дипольных конфигурациях вакансионного типа ( $\rho_d^v$ ) и межузельного типа ( $\rho_d^i$ ), межузельных атомов (концентрация  $c_i$ ), моновакансий ( $c_{1v}$ ) и бивакансий ( $c_{2v}$ ), а также уравнение,

связывающее скорость деформации с внешним воздействием и дефектностью деформируемого материала.

Результаты расчетов получены для случая деформирования кристалла с постоянной скоростью деформации  $\dot{\epsilon} = \text{const}$ . Основные расчеты проведены для значений параметров модели, характерных для дисперсно-упрочненных материалов с медной матрицей и при начальных условиях:  $\rho_m = 10^{12} \text{ м}^{-2}$ ,  $\rho_p^v = \rho_p^i = \rho_d^v = \rho_d^i = 0$ ,  $c_v = c_i = c_{2v} = 0$ .

При увеличении температуры деформации от 93 К до 393 К увеличивается плотность сдвигообразующих дислокаций и уменьшается плотность дислокаций в призматических петлях вакансионного типа при всех скоростях деформации (рис. 1). При средних температурах (393 К–793 К) скоростная и температурная зависимость плотности как сдвигообразующих дислокаций, так и дислокаций в призматических петлях не выражена (рис.1). При высоких температурах (793К-893К) наблюдается уменьшение плотности сдвигообразующих дислокаций и дислокаций в призматических петлях за счет термодинамически равновесных точечных дефектов. Это особо заметно при низких скоростях деформации (рис 1, а, б, кривая 3).

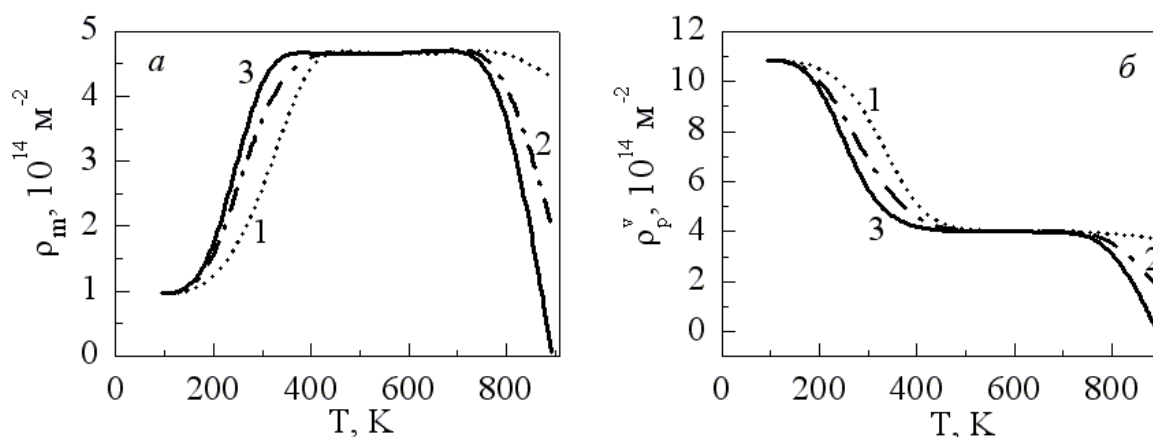


Рисунок 1. Температурная зависимость плотности: а – сдвигообразующих дислокаций, б – дислокационных призматических петель вакансионного типа. Размер частиц 10 нм, расстояние между частицами 100 нм, степень деформации 0,3, скорость деформации: 1 –  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ , 2 –  $10^{-4} \text{ с}^{-1}$ , 3 –  $10^{-5} \text{ с}^{-1}$ .

Дипольные дислокационные конфигурации не формируются в материалах с мелкими (наноразмерными) частицами при всех температурах деформации, так как критическая плотность дислокаций [6, 7], при которой начинается образование диполей, не достигается в рассматриваемых материалах.

Проанализированы вклады дислокаций различного типа в суммарную плотность дислокаций при различных степенях деформации, температурах и скоростях деформации и исходной дефектности материала. Показано, что при наноразмерных масштабных характеристиках упрочняющей фазы генерация дислокаций в дипольных конфигурациях отсутствует вплоть до высоких степеней деформации.

1. Ковалевская Т.А., Данейко О.И., Колупаева С.Н., *Известия РАН. Серия физическая* **68**, сс. 1412–1418 (2004).
2. Данейко О.И., Ковалевская Т.А., Колупаева С.Н., Семёнов М.Е., Мелкозёрова Н.А., *Известия вузов. Физика* **52**, сс. 125–131 (2009).
3. Ковалевская Т.А., Колупаева С.Н., Данейко О.И., Семёнов М.Е., Кулаева Н.А., *Деформация и разрушение материалов* **12**, сс. 5–9 (2010).
4. Данейко О.И., Ковалевская Т.А., *Известия вузов. Физика* **61**, сс. 120–127 (2018).

5. Matvienko O., Daneyko O., Kovalevskaya T., *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)* **31**, pp 1297–1304 (2018).
6. О. И. Данейко, Т. А. Ковалевская, Т. А. Шалыгина, В. Г. Симоненко, *Известия вузов. Физика* **64**, сс. 98-103 (2021).
7. Ковалевская Т.А., Данейко О.И., Шалыгина Т.А., *Известия вузов. Физика* **63**, сс. 139–143 (2020).

## **МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ГЦК-МАТЕРИАЛОВ С НАНОДИСПЕРСНОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗОЙ**

**О.И. Данейко, Т.А. Ковалевская**

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

Email: [olya\\_dan@mail.ru](mailto:olya_dan@mail.ru)

Создание материалов все более сложного фазового и компонентного состава является неуклонной тенденцией технологии конструкционных материалов. Разработка теории оптимальных структурных состояний конструкционных дисперсно-упрочненных материалов, как и управление их прочностными и пластическими свойствами невозможны без исследования механизмов формирования высокой прочности при деформации.

В данной работе исследование проводилось методами математического моделирования и вычислительного эксперимента на основе модели пластической деформации дисперсно-упрочненных материалов с ГЦК-матрицей и недеформируемыми частицами упрочняющей фазы [1]. Предполагалось, что частицы упрочняющей фазы являются некогерентными, недеформируемыми, имеют сферическую форму и равномерно распределены в материале матрицы.

Модель пластической деформации скольжением дисперсно-упрочненных материалов включает систему дифференциальных уравнений баланса сдвигообразующих дислокаций, вакансионных и межузельных дипольных дислокаций, призматических петель вакансионного и межузельного типа, межузельных атомов, моновакансий и бивакансий [2, 3]. В модель включены наиболее существенные из механизмов генерации и аннигиляции деформационных дефектов [1, 4]. Плотность сдвигообразующих дислокаций интенсивно увеличивается за счет перехода разрастающихся призматических петель и диполей в разряд сдвигообразующих дислокаций.

Учтено, что для гетерофазных материалов с недеформируемыми частицами существует критическая величина плотности дислокаций, определяемая масштабными характеристиками упрочняющей фазы, при превышении которой качественно изменяется характер дефектной структуры зоны сдвига. При плотности дислокаций ниже критической величины дислокационная структура дисперсно-упрочненного материала включает сдвигообразующие дислокации и геометрически необходимые дислокации у частиц. При плотности дислокаций, превышающей критическую величину, начинается образование дислокаций в дипольных конфигурациях [5].

Модель дополнена уравнением, которое связывает переменные, характеризующие деформирующее воздействие и деформационную дефектную подсистему кристаллического тела, с откликом материала на деформирующее воздействие – скоростью деформации [1].

На основе математической модели пластической деформации дисперсно-упрочненных материалов с некогерентной упрочняющей фазой проведено

систематическое исследование влияния характеристик второй фазы, параметров воздействия и исходного дефектного состояния материала на кривые деформационного упрочнения и кинетику составляющих дефектной подсистемы. Выявлено, что в дисперсно-упрочненных материалах с нанодисперсной упрочняющей фазой напряжение течения и плотности составляющих деформационной дефектной подсистемы значительно больше, чем в материалах с более крупными частицами (0,05-0,15 мкм) при одинаковой объемной доле упрочняющей фазы [6].

Установлено, что при малых степенях деформации (примерно до 0,1) доминирующим элементом дислокационной подсистемы являются дислокационные призматические петли. При последующем развитии деформации при низких температурах доминирующими становятся дислокации в дипольных конфигурациях, при высоких температурах – сдвигообразующие дислокации, при умеренных температурах происходит многократная смена в течение деформации определяющего вклада дислокаций различного типа в общую плотность дислокаций.

Расчеты показали, что температурная зависимость напряжения течения при малых степенях деформации ( $a = 0,05$ ) менее выражена, чем при больших деформациях. При высоких температурах значимый вклад в аннигиляционные процессы в дислокационной подсистеме вносят термодинамически равновесные точечные дефекты, что приводит к заметному снижению напряжения течения.

Концентрация деформационных точечных дефектов всех типов, а также плотность дислокационных призматических петель и дислокаций в дипольных конфигурациях снижается с повышением температуры. Плотность сдвигообразующих дислокаций изменяется немонотонно при повышении температуры деформации. Таким образом, вклад дислокаций различного типа в общую плотность при разных температурах деформации изменяется сложным образом в ходе пластической деформации.

Показано, что изменение скорости деформации от  $10^{-2} \text{ с}^{-1}$  до  $10^{-4} \text{ с}^{-1}$  при низких температурах деформирования (93 К, 193 К для материалов с медной матрицей) незначительно влияет на деформационное упрочнение и на эволюцию составляющих дислокационной подсистемы. При данных температурах деформации только концентрация межузельных атомов чувствительна к изменению скорости деформации. Но при достаточно высоких температурах выраженная скоростная зависимость наблюдается как для напряжения течения, так и для всех составляющих деформационной дефектной подсистемы дисперсно-упрочненных материалов с ГЦК матрицей и некогерентными частицами второй фазы.

8. Ковалевская Т.А., Данейко О.И., Колупаева С.Н., *Известия РАН. Серия физическая* **68**, сс. 1412-1418 (2004).
9. Данейко О.И., Ковалевская Т.А., Колупаева С.Н., Семёнов М.Е., Мелкозёрова Н.А., *Известия вузов. Физика* **52**, сс. 125–131 (2009).
10. Ковалевская Т.А., Колупаева С.Н., Данейко О.И., Семёнов М.Е., Кулаева Н.А., *Деформация и разрушение материалов* **12**, сс. 5–9 (2010).
11. Колупаева С.Н., Ковалевская Т.А., Данейко О.И., Семёнов М.Е., Кулаева Н.А., *Известия РАН. Серия физическая* **74**, сс. 1588–1593 (2010).
12. Данейко О.И., Ковалевская Т.А., *Известия вузов. Физика* **61**, сс. 120–127 (2018).
13. Matvienko O., Daneyko O., Kovalevskaya T., *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)* **31**, pp 1297–1304 (2018).

# ПРИМЕНЕНИЕ НАНОЧАСТИЦ ОКСИДОВ МЕТАЛЛОВ В ЛИТИЙ-ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРАХ

Е. Подлеснов<sup>1</sup>, Н.В. Чиркунова<sup>1,2</sup>, М.В. Дорогов<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Университет ИТМО

<sup>2</sup>Тольяттинский государственный университет

Email: mvdorogov@itmo.ru

В настоящее время в связи с переходом на зеленую энергетику системы хранения энергии получили широкое распространение не только в промышленности и транспорте, но и в частных домовладениях. Самым распространёнными системами хранения энергии остаются литиевые аккумуляторы. Для них важными характеристиками являются удельная емкость и срок службы (количество циклов заряд-разряд). Существенное влияние на эти характеристики оказывают применяемые материалы: электроды и электролит.

Для разработки электродных материалов с высокой удельной емкостью перспективным является применение наночастиц оксидов металлов [1]. Например, оксид меди имеет высокую теоретическую емкость порядка 680 мА·ч /г [2]. В данной работе в качестве активного материала анодов использовались наночастицы и нановискеры оксида меди, нано и микроленты оксида олова, наночастицы диоксида титана.

Аккумуляторы в виде ячеек CR-2032 собирались в перчаточном боксе VBOX SS 1000, наполненном аргоном и оборудованном системой газоочистки VPURE, поддерживающей содержание кислорода и паров воды ниже 1 ppm. В качестве катода использовали металлический литий, а анод состоял из смеси графика, связующего и активного материала. Аккумуляторные ячейки испытывались на многоканальном потенциостате/гальваностате Р-2Х8 в режиме зарядки/разрядки при постоянном токе. Электрохимические исследования проводились на потенциостате/гальваностате Р-45Х с модулем измерения импеданса FRA-24М фирмы Electrochemical Instruments. Электрохимический импеданс измеряли в диапазоне частот от 0,1 МГц до 0,1 Гц с синусоидой 10 мВ. Для изучения морфологических особенностей и разрушения анодных материалов использовали сканирующую электронную микроскопию (TESCAN Mira-3). Изменение структуры и фазовые превращения в процессе литизации/делитизации исследовали рентгеновской дифракцией (XRD-7000).

Показано, что одномерные материалы хорошо переносят механические напряжения, возникающие в процессе литизации/делитизации, и демонстрируют стабильные значения удельной емкости (для нановискеров оксида меди 200 мА·ч/г) на протяжении более 100 циклов и высокую кулоновскую эффективность (более 98%).

*Работа поддержана Российским научным фондом (грант № 19-72-10112).*

1. A.R.C. Bredar, A.L. Chown, A.R. Burton, B.H. Farnum, *ACS Appl. Energy Mater.* **3**, pp. 66-98 (2020).

2. P. Hu, M. Dorogov, Y. Xin, K.E. Aifantis, *ChemElectroChem* **6**, pp. 3139-3144 (2019).

# ВЛИЯНИЕ УПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ТВЕРДОФАЗНОЕ СМАЧИВАНИЕ В МНОГОСЛОЙНЫХ СТРУКТУРАХ СИСТЕМЫ Cu/W

А.В. Дружинин<sup>1</sup>, Л.П.Х. Йоргенс<sup>2</sup>, К. Канчеллэри<sup>2</sup>, Б.Б. Страумал<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup>Институт физики твердого тела им. Осипяна РАН и Научный центр РАН в Черноголовке, Черноголовка, Россия

<sup>2</sup>EMPA Swiss federal laboratories for material science, г. Дюбендорф, Швейцария

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

Email: [druzhinin@issp.ac.ru](mailto:druzhinin@issp.ac.ru)

Многослойные структуры (МС) представляют собой функциональные покрытия, физические свойства которых поддаются контролю путем изменения объемной микроструктуры. В процессе термического отжига, слоистая микроструктура МС на основе металлических систем со слабой растворимостью компонент друг в друге деградирует, что может приводить к формированию микроструктуры нанокompозита. Движущая сила процесса деградации имеет капиллярную природу, т.е. система стремится уменьшить избыточную энергию внутренних границ раздела путем твердофазного смачивания последних.

В настоящей работе исследовалась деградация МС системы Cu/W с различными толщинами слоев (3, 5, 10 нм) в процессе термического отжига (400–800 °С; длительность отжига 100 мин). Было обнаружено, что формирование микроструктуры нанокompозита происходит, когда весовая доля остаточных механических напряжений в слоях претерпевает релаксацию (напряжения:  $-0.5 \div -3.0$  ГПа в Cu;  $-3.0 \div -7.0$  ГПа в W). Такое поведение может быть связано с большой абсолютной величиной межфазных напряжений («interface stress»), которые представляют собой работу, которую необходимо затратить, чтобы упруго деформировать межфазную границу раздела Cu/W: значение в образцах после изготовления  $11.25 \pm 0.56$  Дж/м<sup>2</sup>. Межфазные напряжения увеличивают работу, необходимую для формирования упруго деформированной межфазной границы раздела Cu/W. Было обнаружено, что величина межфазных напряжений стремится к нулевому значению при температуре начала процесса деградации МС (700–800 °С), а ее зависимость от температуры линейная. Таким образом, необходимая работа уменьшается, что приводит к твердофазному смачиванию границ зерен вольфрама атомами меди и росту канавок термического травления, т.е. процесс смачивания границ зерен тесно взаимосвязан с механическими напряжениями в слоях меди и вольфрама.

## СТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ АК4-1 И АК12Д, ИЗГОТОВЛЕННОГО ОБРАБОТКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Г.Р. Закирова<sup>1</sup>, Г.Р. Халикова<sup>1,2</sup>, В.Г. Трифонов<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Уфимский государственный нефтяной технический университет, г. Уфа

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

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

Разработка методов поверхностного упрочнения алюминиевых сплавов с целью увеличения эффективности некоторых конструкций является актуальной в области машиностроения. Одним из современных методов поверхностного упрочнения алюминиевых сплавов является обработка трением с перемешиванием, которая основана на физических принципах сварки трением с перемешиванием и заключается в интенсивной пластической деформации при повышенных температурах, достигающих 0,9 Тпл. Структурные изменения, имеющие место в процессе такой обработки, приводят к модификации и упрочнению поверхности алюминиевого сплава.

В работе показана принципиальная возможность локального поверхностного упрочнения алюминиевого сплава АК4-1 (Al-Cu-Mg-Fe-Ni) сплавом АК12Д (Al-Si-Fe-Cu) в твердофазном состоянии при обработке трением с перемешиванием. В заготовке из алюминиевого сплава АК4-1 были вырезаны пазы глубиной 2 мм и шириной 2 мм, в которые помещались вставки в виде прямоугольного параллелепипеда из сплава АК12Д. Посредством вращающегося инструмента (пина) сплав АК12Д замешивался в сплав АК4-1. Экспериментально подобраны режимы обработки трением с перемешиванием, позволяющие изготовить бездефектное соединение (Рис. 1).

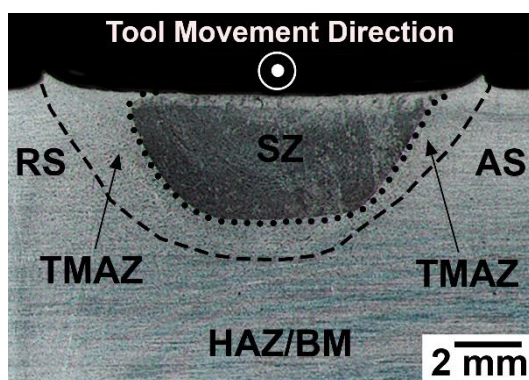


Рисунок 1. Макроструктура биметаллического соединения из алюминиевых сплавов АК4-1 и АК12Д (RS – наступающая сторона, AS – отступающая сторона, SZ – зона перемешивания, TMAZ – зона термомеханического воздействия, HAZ – зона термического воздействия, BM – основной металл).

В работе обсуждена природа структурно-фазовых изменений и влияние ее на микротвёрдость биметаллического соединения из алюминиевых сплавов АК4-1 и АК12Д, после обработки трением с перемешиванием и последующей упрочняющей термической обработки.

## СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ КОБАЛЬТОМ СИСТЕМЫ Ni-Mn-In

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

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

Email: kaletina@imp.uran.ru

Ферромагнитные сплавы с эффектом памяти формы на основе Ni-Mn-In демонстрируют различные магнитные состояния в мартенсите и аустените, когда мартенситное превращение происходит ниже температуры Кюри высокотемпературной фазы [1, 2]. Интерес к изучению таких сплавов связан с рядом эффектов - эффектом магнитной памяти формы, гигантским магнитосопротивлением и большим

магнитокалорическим эффектом. Эти материалы могут применяться в качестве исполнительных механизмов и различных датчиков.

В работе изучали сплавы семейства  $\text{Ni}_{47-x}\text{Co}_x\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ , где  $x$  изменяется от 0 до 5. Введение кобальта в качестве легирующего элемента связано с проблемой повышения магнитного момента аустенитной фазы для увеличения магнитокалорического эффекта. Сплавы были выплавлены методом индукционной плавки в атмосфере аргона, затем их подвергали гомогенизирующему отжигу в вакууме при температуре 1173 К в течение 216 часов с последующей закалкой в воду, после чего вырезали образцы для структурных исследований, дилатометрических и магнитных измерений.

Получены экспериментальные зависимости относительного удлинения ( $\Delta L/L$ ) от температуры, а также температурные зависимости коэффициента термического расширения ( $\alpha$ ) для исследованных сплавов  $\text{Ni}_{47-x}\text{Co}_x\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$  ( $0 \leq x \leq 5$ ). Анализ экспериментальных данных показал, что в зависимости от состава сплавов изменяются критические температуры и интервал структурного мартенситного перехода. Установлено, что на температурных зависимостях линейного теплового расширения наблюдаются пики в области температур, совпадающих с температурами мартенситного превращения. Наблюдаемые изменения линейных размеров связаны с перестройкой кристаллической структуры сплавов при изменении температуры.

Исследованы особенности структуры мартенсита в сплавах с разным содержанием кобальта. Показано, что при охлаждении в сплавах  $\text{Ni}_{47-x}\text{Co}_x\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$  формируется сложная мартенситная структура и выявлены различные морфологические типы мартенсита (тонкопластинчатый модулированный мартенсит 14M, внутренне двойникованный мартенсит). При охлаждении ниже температуры мартенситного превращения образуется парамагнитная или антиферромагнитная мартенситная фаза.

Установлено, что с увеличением содержания кобальта от 1 до 5 ат. % температура магнитного фазового перехода существенно повышается с 310 К в сплаве  $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$  до 418 К в сплаве  $\text{Ni}_{42}\text{Co}_5\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ .

*Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Структура» г.р. № АААА-А18-118020190116-6) при частичной поддержке РФФИ (проект № 20-03-00056).*

1. V.D. Buchelnikov, V.V. Sokolovskiy, *Physics of Metals and Metallography* **112**, pp. 633–665 (2011).
2. Yu.V. Kaletina, E.G. Gerasimov, *Physics of the Solid State* **56**, pp. 1634-1638 (2014).

## **ОБРАЗОВАНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ АЛЮМИНИЯ И МЕДИ**

**Л.У. Киеккужина<sup>1</sup>, Ю.В. Логачев<sup>2</sup>, В.Н. Даниленко<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, 450001, Россия

<sup>2</sup>Уфимский государственный технический университет, Уфа. 450008, Россия

Email: leilamtm@mail.ru

При сварке трением с перемешиванием (СТП) вращающийся инструмент, представляющий собой цилиндр с плоскими заплечиками и фиксированным наконечником-пином меньшего диаметра, вставляется в стык соединяемых металлических пластин и перемещается вдоль стыка с заданной постоянной скоростью. Инструмент выполняет две основные функции: нагрев заготовки и перемешивание



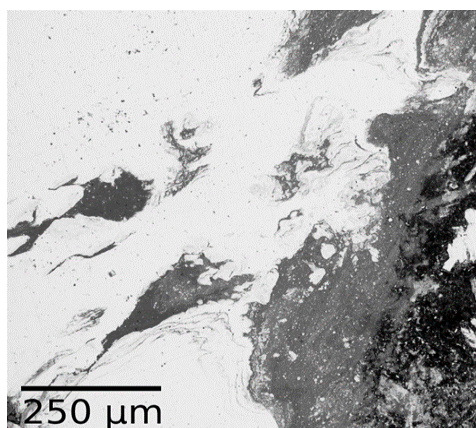
материала для создания соединения. Нагрев осуществляется за счет трения между инструментом и заготовкой и пластической деформации заготовки [1,2]. СТП была разработана как технология соединения толстых алюминиевых пластин. В настоящее время область применения этого процесса расширилась. Значительный интерес представляет соединение разнородных материалов с сильно различающимися физико-механическими свойствами.

Целью данной работы является получение сварного соединения тонких пластин меди и алюминия с помощью СТП и проведение анализа структуры и механических свойств сварного шва.

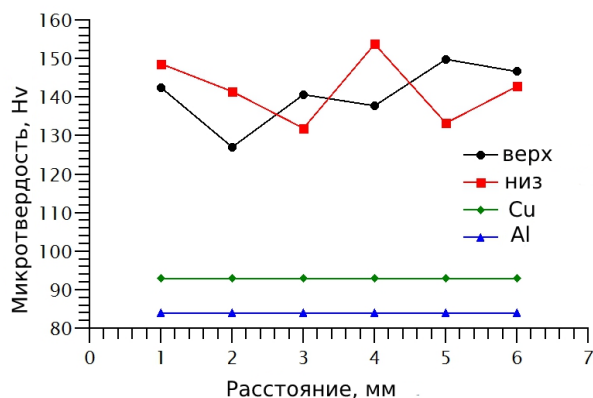
Для сварки трением с перемешиванием использовали пластины меди М1 и алюминиевого сплава АМг2М, толщиной 1 мм. Сварка проводилась на фрезерном станке марки 6В75. При этом использовался сварочный инструмент в виде цилиндра с плоским заплечиком диаметром 12 мм и фиксированным наконечником – пином диаметром 4 мм и длиной 0.8 мм. Пластины сваривали при постоянной скорости вращения инструмента 1050 об/мин и скорости сварки 104 мм/мин, глубиной вдавливания инструмента 0,8 мм.

Исследование микроструктуры и энергодисперсионный анализ (ЭДА) поверхности деформированного образца проводился на растровом электронном микроскопе VEGA 3 SBH с детектором вторичных электронов. ЭДА проводился по отдельным точкам и линиям. В исследуемых линиях через каждые 2,5 мкм проводилось измерение состава. Полученные образцы исследовали с помощью рентгенструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН 4-07 с использованием графитного кристалл монохроматора на дифрагированном луче в  $\text{Cu} - \text{K}\alpha$  излучении. Микротвердость образцов измеряли методом восстановленного отпечатка на оптическом микроскопе AFFRI DM8A. Статическая нагрузка, приложенная к алмазному наконечнику в течение 10 секунд, составляла 100г

Микроструктура микроструктуры со стороны заплечика представлен на рисунке 1 а, где светлый цвет соответствует меди, а темный алюминию. Результаты ЭДА, полученные в отдельных точках темных областей, где преобладает алюминий, показали, что в них всегда есть медь, а в светлых областях, где преобладает медь доля алюминия в исследованных точках меньше 1 ат. %. ЭДА по линиям показал наличие точек соотношение меди и алюминия в которых соответствуют следующим интерметаллидным соединениям:  $\text{Al}_3\text{Cu}_2$ ,  $\text{Al}_4\text{Cu}_9$ ,  $\text{Cu}_3\text{Al}$ ,  $\text{Cu}_4\text{Al}$ ,  $\text{AlCu}$ ,  $\text{Al}_2\text{Cu}$ ,  $\text{Al}_9\text{Cu}_{11}$ . С обратной стороны сварного соединения наблюдается преимущественно медь. Только в небольшой области наблюдалось перемешивание металлов.



а)



б)

Рис. 1 Микроструктура сварного шва со стороны заплечика (а), значения микротвердости сварного шва со стороны заплечика (верх), с обратной стороны (низ) и исходных алюминия и меди (б).

Рентгеноструктурный анализ показал образование интерметаллидных соединений  $Al_2Cu$  и  $Al_4Cu_9$  только со стороны заплечика. На дифрактограмме нижней стороны наблюдали только максимумы меди. Интегральная ширина дифракционных максимумов меди с нижней стороны сварного шва больше, чем от одноименных атомных плоскостей со стороны заплечика. Это говорит о том, что степень деформация меди с нижней стороны была выше.

Значения микротвердости с обеих сторон сварного шва имеют примерно одинаковые значения (рис. 1 б) и намного выше чем у исходных алюминия и меди. С верхней стороны вклад в микротвердость дают интрметаллидные фазы и деформированное состояние сварного шва, а с нижней стороны только вклад деформированного состояния.

Таким образом, сваркой трения с перемешиванием тонких пластин меди алюминия получено сварное соединение. В верхней части сварного шва происходит образование интерметаллидных фаз  $Al_2Cu$  и  $Al_4Cu_9$  и интенсивное перемешивание алюминия и меди. В нижней части сварного шва преобладает медь.

Микротвердость сварного шва, полученного сваркой трением с перемешиванием, увеличилась по сравнению с микротвердостью исходных пластин меди и алюминия.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-12-00440

Литература

1. R.S. Mishra, Z.Y. Ma. Materials Science and Engineering R, 50, pp. 1-78, (2005)
2. A. Heidarzadeha, S. Mironovb, R. Kaibyshev, G. Çamc, A. Simard, A. Gerliche, F. Khodabakhshif, A. Mostafaeig, D.P. Fieldh, J.D. Robsoni, A. Deschampsj, P.J. Withers. Progress in Materials Science, 117, p. 100752, (2021)

## **НАПРЯЖЕНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОГО СДВИГА КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ ГЕТЕРОФАЗНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВАРЬИРОВАНИИ РАЗМЕРОВ НЕКОГЕРЕНТНЫХ УПРОЧНЯЮЩИХ ЧАСТИЦ**

**Т.А. Ковалевская, О.И. Данейко**

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

Email: [takov47@mail.ru](mailto:takov47@mail.ru)

Математическое моделирование формирования зоны пластического сдвига дисперсно-упрочнённых кристаллических сплавов с ГЦК-матрицей некогерентными наноразмерными частицами и алюминиевой матрицей, использующее детальное рассмотрение физических процессов генерации и аннигиляции [1-3] деформационных дефектов, позволило проанализировать поведение различных видов дислокаций: матричных (сдвигообразующих) ( $\rho_m = \rho_m(a)$ ), призматических петель ( $\rho_p = \rho_p(a)$ ), дипольных дислокаций, формирующихся вблизи некогерентных частиц [4, 5] ( $\rho_d = \rho_d(a)$ ).

Математическая модель включает уравнения баланса сдвигообразующих дислокаций, дислокаций в призматических петлях вакансионного и межузельного типа, дислокаций в дипольных конфигурациях вакансионного и межузельного типа, межузельных атомов, бивакансий и моновакансий [6, 7], а также уравнение, связывающее скорость деформации с характеристиками дефектной структуры и внешнего воздействия [8]. В модели учтены основные механизмы генерации и аннигиляции деформационных дефектов [9, 10]. Проанализирован вклад этих дефектных структур в напряжение течения  $\tau = \tau(a)$  и изменение деформационного упрочнения ( $\Theta = d\tau/da$ ) в зависимости от различных исходных параметров: размеров  $\delta$  и объёмной доли  $f$  некогерентных частиц, температуры  $T$  и скорости пластического сдвига  $\dot{\gamma}$ .

Расчёты показывают, что при  $T_1 = 193$  К на стадии накопления матричных дислокаций и призматических петель при возрастании размеров упрочняющих частиц напряжение течения  $\tau$  уменьшается (рис. 1 а). При этом протяжённость стадии с накоплением призматических петель уменьшается с ростом размеров частиц от  $a_p = 0,25$  ( $\delta = 10$  нм) до  $a_p = 0,02$  ( $\delta = 50$  нм). Последующая стадия, определяемая добавлением в состав дефектной структуры дипольных дислокаций, характеризуется достаточно резким возрастанием коэффициента деформационного упрочнения  $\Theta = d\tau/da$ . На рис. 1 а видно, что величина  $\Theta$  на стадии с дипольными дислокациями заметно больше в сплаве с минимальным размером  $\delta$  ( $\delta_1 = 10$  нм). Эта тенденция сохраняется и при возрастании температуры деформации (рис. 1, б, в, г). При возрастании температуры деформации при малых значениях размеров  $\delta$  стадия с накоплением диполей и, соответственно, стадия с возрастанием деформационного упрочнения, – отсутствует (рис. 1).

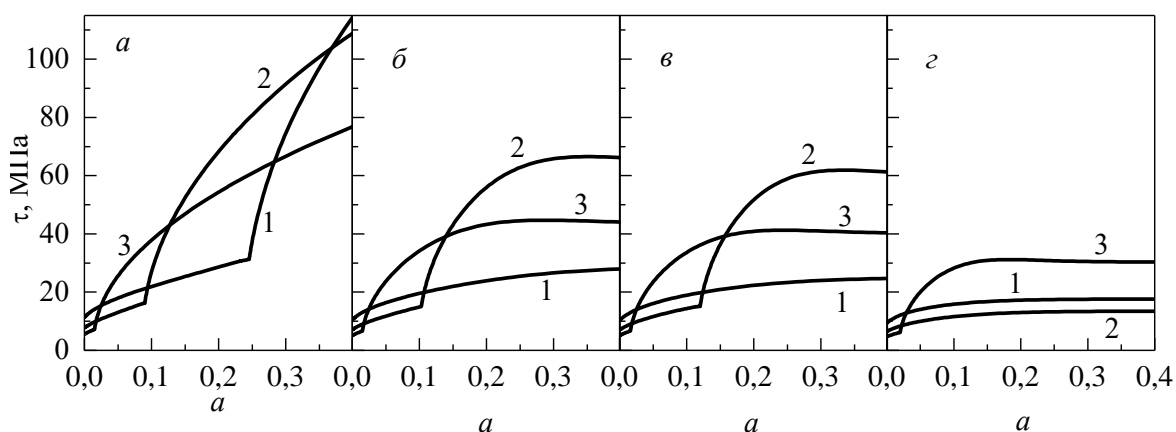


Рисунок 1. Кривые деформационного упрочнения дисперсно-упрочнённого материала на основе алюминия. Масштабные характеристики упрочняющей фазы: размер частиц – 10 нм (кривая 1), 20 нм (кривая 2), 50 нм (кривая 3); расстояние между частицами – 1000 нм (кривая 1), 2000 нм (кривая 2), 5000 нм (кривая 3). Температура: 193 К (а), 293 К (б), 393 К (в), 493 К (г). Скорость деформации  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

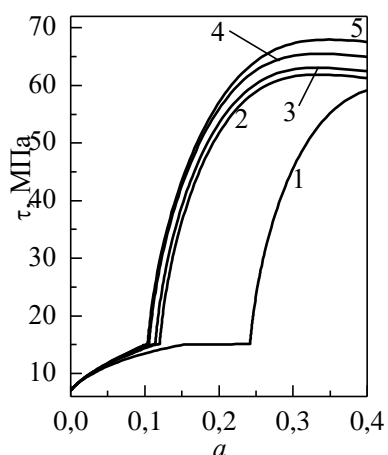


Рисунок 2. Кривые деформационного упрочнения. Размер частиц 20 нм, расстояние между частицами 2000 нм, скорость деформации,  $s^{-1}$ : 1 –  $10^{-4}$ , 2 –  $10^{-3}$ , 3 – 0,002, 4 – 0,005, 5 – 0,01. Температура

Уменьшение скорости деформации в 10 раз (от  $\dot{\alpha} = 10^{-3} s^{-1}$  до  $\dot{\alpha} = 10^{-4} s^{-1}$ ) отодвигает стадию начала формирования диполей в зоне сдвига в область более глубоких степеней деформации (при  $T = 393 K$ ) (рис. 2). Уменьшение скорости пластического сдвига (до  $\dot{\alpha} \sim 10^{-4} s^{-1}$ ) способствует увеличению времени аннигиляционных процессов в кристалле и, соответственно, возможности достижения критической плотности дислокаций  $\rho_c$  [3, 5], при которой начинают усиливаться процессы деформационного упрочнения.

Термодинамически равновесные точечные дефекты играют роль в аннигиляционных процессах только при высоких температурах, уменьшая плотности составляющих дислокационной подсистемы и напряжение течения.

1. Ковалевская Т.А., Колупаева С.Н., Данейко О.И., Семёнов М.Е., Кулаева Н.А., *Деформация и разрушение материалов* **12**, сс. 5–9 (2010).
2. Данейко О.И., Ковалевская Т.А., Колупаева С.Н., Семёнов М.Е., Мелкозёрова Н.А., *Известия вузов. Физика* **52**, сс. 125–131 (2009).
3. Ковалевская Т.А., Данейко О.И., Колупаева С.Н., *Известия РАН. Серия физическая* **68**, сс. 1412–1418 (2004).
4. Данейко О.И., Ковалевская Т.А., Шалыгина Т.А., Симоненко В.Г., *Известия вузов. Физика* **64**, сс. 98–103 (2021).
5. Колупаева С.Н., Ковалевская Т.А., Данейко О.И., Семёнов М.Е., Кулаева Н.А., *Известия РАН. Серия физическая* **74**, сс. 1588–1593 (2010).
6. Данейко О.И., Ковалевская Т.А., *Известия вузов. Физика* **61**, сс. 120–127 (2018).
7. Ковалевская Т.А., Колупаева С.Н., Данейко О.И., Кулаева Н.А., Семёнов М.Е., *Материаловедение* **8**, сс. 6–11 (2011).
8. Matvienko O., Daneyko O., Kovalevskaya T., *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)* **31**, pp 1297–1304 (2018).
9. Ковалевская Т.А., Данейко О.И., Шалыгина Т.А., *Известия вузов. Физика* **63**, сс. 139–143 (2020).
10. Ковалевская Т.А., Данейко О.И., *Известия РАН. Серия физическая* **85**, сс. 1002–1007 (2021).

## ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПОВЕРХНОСТНЫХ ЗОН ОБРАЗЦОВ СПЛАВА $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$ ПОСЛЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ В ФИЗИОЛОГИЧЕСКОМ РАСТВОРЕ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ДЛИТЕЛЬНОМ СТАРЕНИИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Ю.П. Миронов, В.Н. Гришков, А.И. Лотков

ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Email: myp@ispms.ru

Сплавы на основе никелида титана, обладающие эффектами памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности, хорошей пластичностью, высокой коррозионной стойкостью и биосовместимостью, применяются, как в различных технических устройствах [1], так и в качестве медицинских материалов для изготовления имплантатов [2, 3]. Вместе с тем, при длительном контакте с водородсодержащими средами (в том числе с

биологическими средами живых организмов) они подвержены развитию водородной хрупкости. Насыщение водородом сплавов на основе TiNi приводит к понижению температур термоупругих мартенситных превращений, деградации ЭПФ и сверхэластичности [4-6], а также к развитию трещинообразования и разрушению [7, 8]. Одним из важных факторов, способствующих деградации функциональных и механических свойств, является формирование гидридных фаз в процессе наводороживания [8]. Ранее показано, что при наводороживании в физиологическом растворе, в образцах сплава Ti<sub>49,4</sub>Ni<sub>50,6</sub> (ат.%) формируется орторомбическая гидридная фаза [9], структура которой отличается от тетрагональной структуры гидридной фазы, наблюдавшейся в сплавах на основе TiNi другими исследователями [7, 10-12].

В работе исследовано влияние старения при комнатной температуре электролитически наводороженных в физиологическом растворе 0.9% NaCl образцов сплава Ti<sub>49,4</sub>Ni<sub>50,6</sub> (ат.%) на изменение его структурно-фазового состояния.

Образцы сплава Ti<sub>49,4</sub>Ni<sub>50,6</sub> при комнатной температуре находились в состоянии высокотемпературной B2 фазы (кубическая структура, упорядоченная по типу CsCl). Насыщение образцов водородом проводили при комнатной температуре в физиологическом растворе (0,9NaCl) в течении 0,5, 1, 1,5, 2, 3, 4 и 6 часов. Плотность тока при этом составляла 20 А/м<sup>2</sup>. Концентрацию водорода в исследуемых образцах определяли на анализаторе RHEN 602 фирмы LECO, а распределение водорода по глубине образцов исследовали на установке GD Profiler 2. Рентгеноструктурный анализ (РСА) проведен на дифрактометре ДРОН-7 (Буревестник, Россия) с фильтрованным излучением Co-K $\alpha$  (ЦКП «Нанотех», ИФПМ СО РАН).

Дифрактограммы наводороженных образцов, полученные в процессе их последующего старения при комнатной температуре, представлены на Рис. 1. Время старения указано в часах от момента окончания наводороживания. По мере старения образцов наиболее существенно уменьшаются интенсивности рефлексов гидридной фазы (обозначены (hkl)<sup>H</sup><sub>ОРТ</sub>) вблизи углов 2 $\theta$   $\approx$  48-49°, правее которых в результате

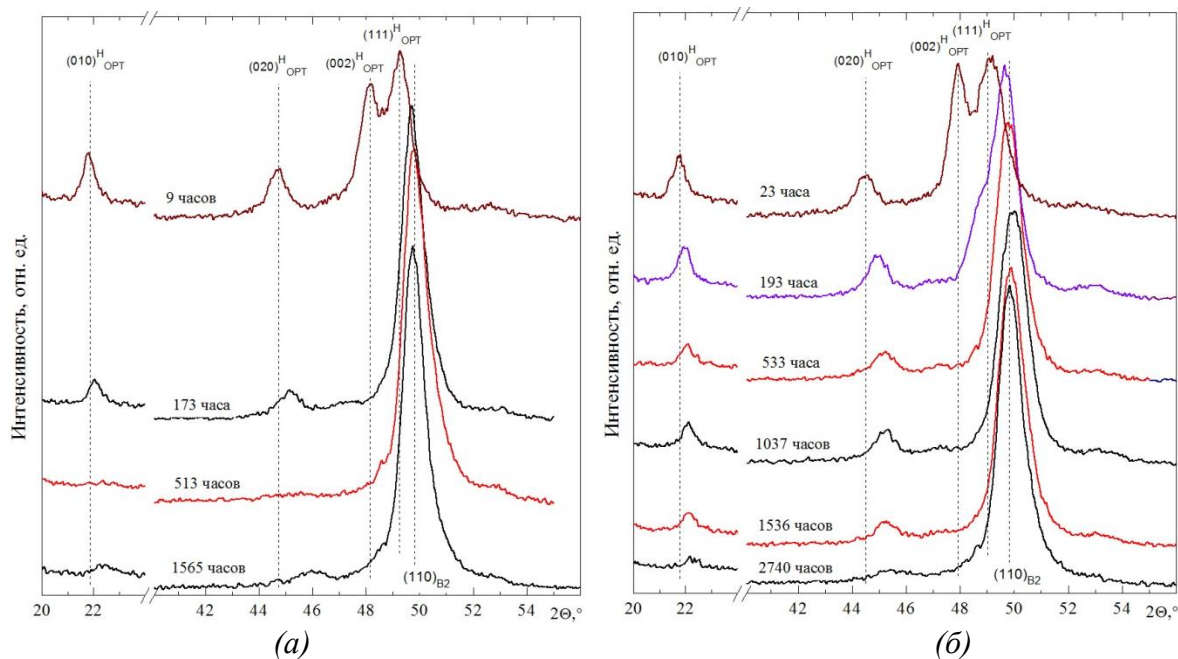


Рисунок 1. Фрагменты дифрактограмм образца исследуемого сплава в процессе старения при комнатной температуре, после 2 часов (а) и 6 часов (б) наводороживания в физиологическом растворе (20 А/м<sup>2</sup>).

старения появляется рефлекс (110) фазы В2, и более плавно снижаются интенсивности рефлексов (hkl)<sup>H</sup>Орт вблизи углов  $2\theta \approx 22^\circ$  и  $45^\circ$ . При этом одновременно положения всех отражений гидридной фазы сдвигаются вправо, указывая на уменьшение соответствующих межплоскостных расстояний  $d_{hkl}$ . Для образцов, наводороженных в течение 2 часов ( $C_H=150$  вес.ррм), рефлексы гидридной фазы исчезают после старения в течение 513 часов, Рис. 1а. Для образца со средним содержанием водорода 300 вес.ррм ( $t_n = 6$  ч) слабые отражения гидридной фазы вблизи  $2\theta \approx 22^\circ$  и  $2\theta \approx 45^\circ$  заметны даже после старения при комнатной температуре в течение 2745 часов, Рис. 1б.

Обнаружено, что в процессе длительного старения наводороженных образцов при комнатной температуре, вследствие развития диффузии водорода из поверхностных слоёв в объём образцов, орторомбическая гидридная фаза диссоциирует. Выявлена корреляция полноты диссоциации орторомбического гидрида со средним содержанием водорода в образцах: при содержании водорода 150 вес.ррм полная диссоциация гидрида происходит в течение 513 ч. хранения при комнатной температуре, а при повышении содержания водорода до 300 вес.ррм остаточный орторомбический гидрид сохраняется даже после 2745 ч.

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием ИФПМ СО РАН (проект № FWRW-2021-0004).

1. А.С. Тихонов, А.П. Герасимов, И.И. Прохорова, *Применение эффекта памяти формы в современном машиностроении* (М.: Машиностроение, 1981).
2. В.Н. Журавлев, В.Г. Пушин, *Сплавы с термомеханической памятью и их применение в медицине* (Екатеринбург: УрО РАН, 2000).
3. D. Kapoor, *Johnson Matthey Technology Review* **61**, pp. 66-76 (2017).
4. K. Asaoka, K. Yokoyama, M. Nagumo, *Mater. Trans. A* **33A**, pp. 495-501 (2002).
5. A. Baturin, A. Lotkov, V. Grishkov, I. Rodionov, Y. Bordulev, Y. Kabylkakov, *Int. J. Hydrogen Energy* **44**, pp. 29371-29379 (2019).
6. Y. Adachi, N. Wade, Y. Hosoi, *J. Ins. Metals* **54**, pp. 525-531 (1990).
7. H. Hagi, M. Mizuno, T. Ibe, *J. of the Surface Finishing Society of Japan* **48**(8), pp. 826-831 (1997).
8. J.Y. He, K.W. Gao, Y.J. Su, L.J. Qiao, W.Y. Chu, *Smart Mater. Struct* **13**, pp. 24-28 (2004).
9. V. Grishkov, A. Lotkov, D. Zhapova, Y. Mironov, V. Timkin, E. Barmina, O. Kashina, *Materials* **14**(22), 7046 (2021).
10. D. Noreus, P.-E. Werner, K. Alasafi, *Int. J. Hydrogen Energy* **10** No.7/8, pp. 547-550 (1985).
11. J.L. Soubeyroux, D. Fruchart, G. Lorthioir, P. Ochin, D. Colin, *J. Alloys Comp* **196**, pp. 127-132 (1993).
12. T.H. Nam, K. Shimizu, T. Saburi, S. Nenno, *Mater. Trans. JIM* **30** No.8, pp. 539-548 (1989).

## **ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ СПЛАВА ВТ1-0 ИМПЛАНТИРОВАННОГО ИОНАМИ АЛЮМИНИЯ**

**А.В. Никоненко<sup>1</sup>, Н.А., Попова<sup>2</sup>, Е.Л. Никоненко<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск, Россия

<sup>2</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

Email: aliska-nik@mail.ru

В настоящему времени установлено, что высокая прочность любого материала определяется многими факторами, основными из которых являются: 1) наличие легирующих элементов, находящиеся в твердом растворе; 2) высокая плотность дислокаций; 3) наличие частиц вторых фаз; 4) наличие границ зерен [1]. На основании многочисленных теоретических и экспериментальных исследований получен целый ряд

соотношений, позволяющих установить количественную связь параметров тонкой структуры материала с его механическими свойствами [2–4].

Целью работы являлся расчет прочностных составляющих, входящих в предел текучести субмикроструктурного (СМК) сплава ВТ1-0, имплантированного ионами алюминия с дозой  $1 \times 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>.

Ранее [5] было установлено, что имплантация сплава ВТ1-0 в СМК-состоянии приводит к формированию градиентной структуры, состоящей из 5 слоев: 1 – оксидный слой; 2 – ионно-легированный слой; 3 – слой с измельченной зеренной структурой; 4 – слой остаточного влияния имплантации; 5 – слой с исходной зеренной структурой. Также было установлено, что все слои градиентной структуры различаются, во-первых, протяженностью: чем дальше удален слой от поверхности облученного образца (чем больше номер слоя), тем больше толщина слоя. Во-вторых, фазовый состав, расположение частиц фаз, размеры частиц, плотность распределения и их объемная доля в слоях различны.

В настоящей работе расчет предела текучести проводился по формуле, где квадратично складывались вклады упрочнения дислокациями «леса» и упрочнение дальнедействующими полями напряжений, остальные вклады складывались аддитивно:

$$\sigma_{0,2} = \Delta\sigma_n + \Delta\sigma_{mv} + \Delta\sigma_z + \Delta\sigma_{op} + \sqrt{(\Delta\sigma_d^2 + \Delta\sigma_l^2)} \quad (1)$$

$\Delta\sigma_n$  – напряжение трения дислокаций в кристаллической решетке  $\alpha$ -Ti;

$\Delta\sigma_{mv}$  – упрочнение твердого раствора на основе  $\alpha$ -Ti атомами легирующих элементов;

$\Delta\sigma_z$  – упрочнение за счет границ зерен (зернограничное упрочнение);

$\Delta\sigma_l$  – упрочнение дислокациями «леса», которые перерезают скользящие дислокации;

$\Delta\sigma_d$  – упрочнение дальнедействующими полями напряжений;

$\Delta\sigma_{op}$  – упрочнение материала некогерентными частицами при обходе их дислокациями по механизму Орована.

Используя формулу (1) были рассчитаны вклады в предел текучести сплава ВТ1-0 в СМК-состоянии до и после имплантации в каждом слое градиентной структуры. Полученные результаты представлены в таблице 1.

Из результатов, представленных в таблице 1, видно, что основной вклад в предел текучести в слое 2 вносит твердорастворное упрочнение и упрочнение внутренними дальнедействующими полями напряжений. В слое 3 – только упрочнение внутренними дальнедействующими полями напряжений. В слоях 4–5  $\sigma_{0,2}$  в основном обеспечивается зернограничным упрочнением. Дислокации «леса» вносят свой вклад в  $\sigma_{0,2}$  только в 4 и 5 слоях.

Таким образом, если в сплаве ВТ1-0, находящемся в СМК-состоянии, самой упрочненной оказывается поверхность образца (слой 2).

Таблица 1 – Предел текучести и вклады отдельных механизмов упрочнения до и после имплантации при дозе  $1 \times 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> СМК-сплава

№ слоя	Расстояние от поверхности	$\Delta\sigma_n$ МПа	$\Delta\sigma_{mv,p}$ МПа	$\Delta\sigma_z$ МПа	$\Delta\sigma_l$ МПа	$\Delta\sigma_d$ МПа	$\Delta\sigma_{op}$ МПа	$\sigma_{0,2}$ МПа
	Исх.	150	235	765	310	200	60	1580
2	100-300 нм	150	1585	800	0	1190	495	4220
3	300-800 нм	150	235	735	0	1050	570	2740

	800-1100 нм	150	235	745	0	980	360	2470
4	1,1-1,5 мкм	150	235	720	245	770	140	2055
	113 мкм	150	235	765	280	275	85	1625
5	500 мкм	150	235	765	310	200	60	1580

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ № 20-38-90066 и в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2020-0004).*

1. Э.В. Козлов, Н.А. Конева Природа упрочнения металлических материалов, *Изв. вузов. Физика* 45, №3, сс.52–71 (2002).
2. Н.А. Конева, Э.В. Козлов, Природа субструктурного упрочнения, *Изв. вузов. Физика* 25, №8, сс.3–14 (1982).
3. М.А. Штремель *Прочность сплавов. Дефекты решетки* (Металлургия, Москва, 1982).
4. М.И. Гольдштейн, В.М. Фарбер, *Дисперсионное упрочнение стали* (Металлургия, Москва, 1979).
5. A.V. Nikonenko, N.A. Popova, E.L. Nikonenko et al. Influence of the aluminum ion implantation dose on the phase composition of submicrocrystalline titanium, *Vacuum* 189, pp.110230 (2021).

## ИССЛЕДОВАНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ПРОВОДНИКОВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ Al-0.5%Mg-Sc

А.В. Нохрин<sup>1</sup>, Я.С. Шадрин<sup>1</sup>, К.В. Лихницкий<sup>1</sup>, А.А. Бобров<sup>1</sup>, В.И. Копылов<sup>1</sup>,  
В.Н. Чувильдеев<sup>1</sup>, Н.Ю. Табачкова<sup>2</sup>

<sup>1</sup> *Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского*

<sup>2</sup> *НИТУ «МИСИС»*

Email: [nokhrin@nifti.unn.ru](mailto:nokhrin@nifti.unn.ru)

Целью работы является исследование термической стабильности микроструктуры и механических свойств, а также исследование характеристик сверхпластичности мелкозернистых алюминиевых сплавов Al-0.5%Mg-Sc. Разрабатываемые сплавы могут быть использованы в электротехнике.

Объектом исследования выступали алюминиевые сплавы Al-0.5%Mg с различным содержанием скандия (от 0 до 0.5%), полученные методом индукционного литья. Мелкозернистая (МЗ) структура в сплавах была сформирована методом равноканального углового прессования (РКУП). Отжиг МЗ сплавов проводили в воздушной печи. Для исследований микроструктуры использовали методы металлографии и электронной микроскопии. Контроль степени распада твердого раствора осуществляли с помощью измерения удельного электросопротивления (УЭС) вихретоковым методом. Испытания на сверхпластичность проводили при температурах 300-500 °С, в интервале скоростей деформации от  $3.3 \cdot 10^{-3}$  до  $3.3 \cdot 10^{-1}$  с<sup>-1</sup>. После растяжения исследовали рост зерен и измеряли твердость в области разрушения и в недеформированной области (области захватов).

Литые сплавы имеют дендритную макроструктуру – столбчатые кристаллы в центре слитка и зона равноосных мелких зерен по краям слитка. В микроструктуре сплавов присутствуют выделения первичных субмикронных частиц Al<sub>3</sub>Sc. После РКУП формируется мелкозернистая ~0.5 мкм. Показано, что макроструктура сплавов после РКУП характеризуется пересекающимися макро-полосами локализованной пластической деформации (рис. 1а). Установлено, что для исследуемых сплавов выполняется соотношение Холла-Петча; величина коэффициента Холла-Петча немонотонно зависит от концентрации скандия в сплаве.



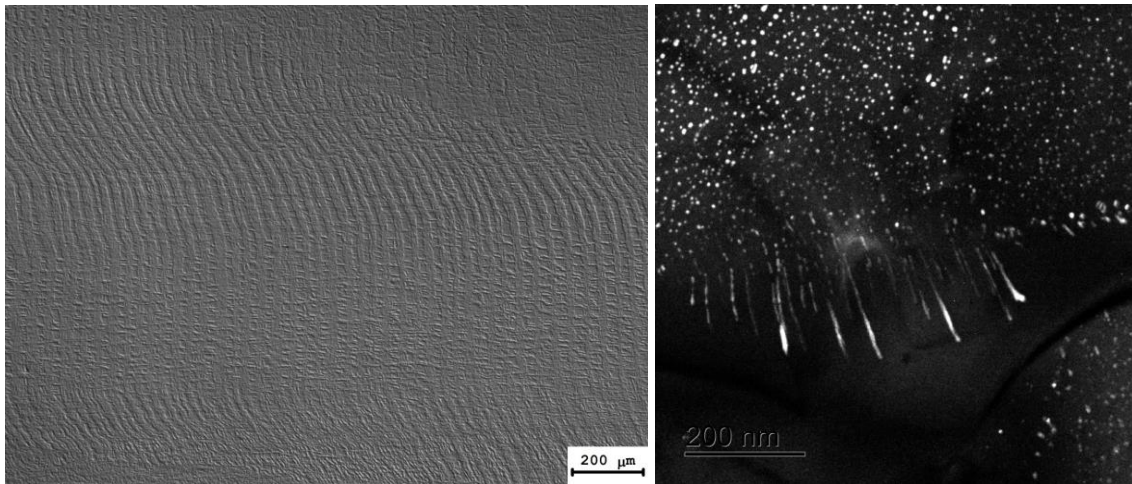


Рис. 1 Полосы локализованной пластической деформации и прерывистый распад твердого раствора в МЗ сплаве Al-0.5%Mg-0.3%Sc после отжига 300 °С, 300 ч

Обработка сплавов методом РКУП при температуре 225 °С позволяет обеспечить высокую термическую стабильность мелкозернистой структуры – температура начала рекристаллизации составляет 375 °С. Для определения механизмов выделения частиц  $Al_3Sc$  анализировали зависимости УЭС от времени отжига при различных температурах с использованием уравнения Джонсона - Мела - Авраами – Колмогорова (см. [1, 2]). Кинетика распада выделения частиц  $Al_3Sc$  в мелкозернистых сплавах определяется интенсивностью процессов диффузии по ядрам решеточных дислокаций и по границам зерен. Обнаружен неожиданный эффект – прерывистый распад твердого раствора Al-Sc при длительных изотермических выдержках (до 300 ч) в интервале температур 275-325 °С (рис. 1б). Показано, что мелкозернистые сплавы обладают хорошим комплексом прочностных характеристик (твердость, предел прочности, предел текучести, предел макроупругости) и электропроводности. Установлено, что прерывистый распад твердого раствора не позволяет обеспечить максимально возможное упрочнение МЗ сплавов Al-0.5%Mg-Sc.

Исследовано влияние скандия на характеристики сверхпластичности МЗ алюминиевых сплавов Al-0.5%Mg-Sc. В МЗ сплавах с 0.4 и 0.5%Sc при температуре деформации 500 °С и скорости деформации  $10^{-1} \text{ с}^{-1}$  достигаются высокие значения относительного удлинения до разрушения ( $\sim 1060\%$ ). В процессе сверхпластической деформации МЗ сплавов Al-0.5Mg-Sc наблюдается интенсивное образование пор на частицах  $Al_3Sc$ , которые выделились в процессе нагрева и/или в процессе кристаллизации. По нашему мнению, в соответствии с [3], наиболее предпочтительным для образования микропор и ускоренного разрушения являются крупные частицы  $Al_3Sc$ , образовавшиеся в результате прерывистого распада твердого раствора.

Установлено, что процесс сверхпластической деформации в МЗ сплавах Al-0.5%Mg-Sc характеризуется сильной локализацией пластической деформации, которая приводит к неравномерности протекания процессов рекристаллизации в объеме образцов. Высказано предположение, что характер локализации пластической деформации связан с наследуемой дендритной структурой, а также с наличием полос локализованной макродеформации после РКУП. Показано, что при сверхпластической деформации МЗ сплавов Al-0.5Mg-Sc наблюдается деформационно-стимулированный рост зерен с показателем  $k = \partial \lg(\bar{d}) / \partial \lg(\dot{\epsilon})$  изменяющимся от 0.8 до 1.3 в зависимости от концентрации скандия. Для описания деформационно-стимулированного роста зерен использована модель [4]. Установлено, что в сплавах с малым содержанием скандия

кинетика деформационно-стимулированного роста зерен контролируется подвижностью стыковых дисклинаций, а в сплавах с повышенным содержанием скандия – подвижностью дислокаций ориентационного несоответствия.

1. В.Н. Чувильдеев и др., *Металлы* **4**, сс. 70-84 (2012).
2. В.Н. Чувильдеев и др., *Металлы* **6**, сс. 82-91 (2012).
3. V.N. Perevezentsev et al., *Acta Metallurgica et Materialia* **40**, pp. 907-914 (1992).
4. В.Н. Перевезенцев и др., *Поверхность* **11**, сс. 130-139 (1986).

Работа выполнена при поддержке РНФ (грант №20-19-00672).

## **РОЛЬ КОЛЕБАТЕЛЬНОЙ ЭНТРОПИИ В ФАЗОВОМ РАВНОВЕСИИ И ФОРМИРОВАНИИ МИКРОСТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ Ti-(AlZr)**

**Петрик М.В.<sup>1</sup>, Разумов И.К.<sup>1</sup>, Насчетникова И.А.<sup>1,2</sup>, Горностырев Ю.Н.<sup>1</sup>**

1. Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН
2. Уральский Федеральный Университет им. Б.Н. Ельцина, Институт новых материалов и технологий

Формирование в сплаве определенного структурного состояния путем выбора химического состава и режимов термообработки представляет собой одну из основных стратегий разработки материалов с требуемыми свойствами. Сплавы на основе  $\alpha$ -титана, легированные Al, Zr, Mo, отличающиеся низкой плотностью и высокими прочностными свойствами при повышенных температурах, являются привлекательными для использования в различных приложениях, имеющих важное практическое значение. Формирование структурного состояния в этих сплавах в процессе термической обработки является предметом активных исследований, однако механизмы, контролируемые фазовое равновесие и образование структуры остаются предметом дискуссий.

В настоящей работе фазовое равновесие в системах Ti-Al и Ti-(AlZr) исследовано с использованием результатов первопринципных расчетов энергий различных фаз, энергий эффективных межатомных взаимодействий и спектров атомных колебаний (фононов) с учетом теплового расширения решетки. В согласии с ранее полученными результатами (Axel van de Walle, Ghosh, Asta, 2007) мы нашли, что колебательная энтропия вносит значительный вклад в фазовое равновесие системы Ti-Al. При этом, для последовательного описания фазового равновесия в рассматриваемых системах необходимо учитывать концентрационную зависимость колебательной энтропии и влияние теплового расширения на энергию межатомных взаимодействий. Показано, что добавки Zr могут существенно изменить кинетику распада в системе Ti-Al. Полученные результаты позволяют объяснить наблюдаемые особенности формирования микроструктуры в рассматриваемых сплавах.

# ДЕФЕКТНАЯ СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Zr-Nb-H, ОБЛУЧЕННОГО ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

Г.П. Грабовецкая<sup>1</sup>, Е.Н. Степанова<sup>2</sup>, И.П. Мишин<sup>1</sup>, Р.С. Лаптев<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск, Россия

E-mail: [grabg@ispms.tsc.ru](mailto:grabg@ispms.tsc.ru)

В последние годы для повышения эксплуатационных характеристик металлических материалов и создания защитных покрытий используется модификация поверхности путем ее облучения электронными пучками. В процессе воздействия электронных пучков в поверхностных слоях материала возникают большие градиенты температур и напряжений, в результате чего происходит образование дефектов. От типа и количества тех или иных дефектов зависят механические свойства материала. Плотность и тип образующихся при облучении дефектов может существенно измениться в случае присутствия в материале водорода. Водород может индуцировать образование в материале новых дефектов и активно взаимодействовать с уже имеющимися дефектами структуры.

В настоящей работе проведено сравнительное исследование влияния режима облучения импульсным электронным пучком на дефектную структуру и механические свойства циркониевых сплавов системы Zr-1 мас.% Nb-H с содержанием водорода 0,0014 и 0,25 мас. % (далее сплавы Zr-1Nb и Zr-1Nb-H).

В исходном состоянии циркониевый сплав Zr-1Nb содержит две фазы:  $\alpha$ -Zr и  $\beta$ -Nb. В сплаве Zr-1Nb-H кроме указанных фаз присутствуют гидриды ZrH и ZrH<sub>2</sub>. Фаза  $\beta$ -Nb в виде частиц размерами от нескольких десятков нанометров до нескольких микрон присутствует в объеме и на границах зерен фазы  $\alpha$ -Zr.

Облучение сплавов было проведено импульсным пучком электронов с плотностью энергии 5 Дж/см<sup>2</sup> (режим без плавления поверхности) и 12 Дж/см<sup>2</sup> (режим плавления поверхности).

Установлено, что облучение импульсным электронным пучком в режиме без плавления поверхности не изменяет средний размер зерен, объемную долю и распределение частиц фазы  $\beta$ -Nb в сплавах Zr-1Nb и Zr-1Nb-H. В то же время в приповерхностном слое сплава Zr-1Nb увеличивается как плотность дислокаций с  $1,6 \cdot 10^{13}$  до  $1,5 \cdot 10^{14}$  м<sup>-2</sup>, так и величина микроискажений кристаллической решетки фазы  $\alpha$ -Zr – с  $3,2 \cdot 10^{-4}$  до  $1,0 \cdot 10^{-3}$ . В приповерхностном слое сплава Zr-1Nb-H плотность дислокаций увеличивается с  $3,0 \cdot 10^{14}$  м<sup>-2</sup> до  $6,7 \cdot 10^{14}$  м<sup>-2</sup>, а величина микроискажений кристаллической решетки фазы  $\alpha$ -Zr – с  $1,4 \cdot 10^{-3}$  до  $2,1 \cdot 10^{-3}$ . При этом в основном объеме сплавов величина микроискажений кристаллической решетки и плотность дислокаций практически не изменяются.

В результате облучения импульсным электронным пучком в режиме плавления в приповерхностном слое обоих сплавов толщиной 8–12 мкм формируется пластинчатая структура с размерами пакетов параллельных пластин 1–2 мкм. Ширина пластин в пакетах колеблется от 20 до 300 нм. Пластины являются  $\alpha$ - и  $\alpha'$ -фазами циркония. В модифицированном слое отсутствуют выделения фазы  $\beta$ -Nb. В приповерхностном слое сплава Zr-1Nb-H шириной ~1 мкм не наблюдаются гидриды. При этом общая

концентрация водорода в сплаве уменьшается незначительно (на 0,002–0,004 мас. %). Плотность дислокаций в модифицированном слое сплавов Zr-1Nb и Zr-1Nb-H увеличивается до  $3,2 \cdot 10^{14}$  и  $7,4 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , а величина микроискажений кристаллической решетки – до  $1,3 \cdot 10^{-3}$  и  $2,0 \cdot 10^{-3}$ , соответственно. В основном объеме исследуемых сплавов указанные параметры структуры практически не отличаются от исходных значений.

Методом позитронной аннигиляции установлено, что в приповерхностном слое сплавов после облучения электронным пучком в режиме плавления наряду с ростом плотности дефектов, увеличивающих свободный объем (дислокации, вакансии и вакансионные комплексы), происходит растворение фазы  $\beta$ -Nb и формирование дефектов типа «вакансия-примесь». Присутствие водорода способствует при облучении импульсным электронным пучком в режиме плавления образованию в приповерхностном слое сплава Zr-1Nb-H сложных водород-вакансионных комплексов. При этом дислокации остаются основным типом дефектов.

При исследовании механических свойств при растяжении было установлено, что облучение импульсным электронным пучком в режиме плавления поверхности приводит в интервале температур 293–673 К к росту прочностных характеристик образцов наводороженного сплава Zr-1Nb-H на 25–15% по сравнению с исходными образцами с соответствующей концентрацией водорода (рис. 1, а). При этом в 1,2–1,5 увеличивается однородная деформация облученного сплава (рис. 1, б), что свидетельствует о росте его сопротивления водородной хрупкости. При более высоких температурах испытания (723–973 К) облучение электронным пучком, как в режиме отсутствия плавления, так и в режиме плавления практически не влияет на прочностные и пластические характеристики сплавов Zr-1Nb-H (рис. 1).

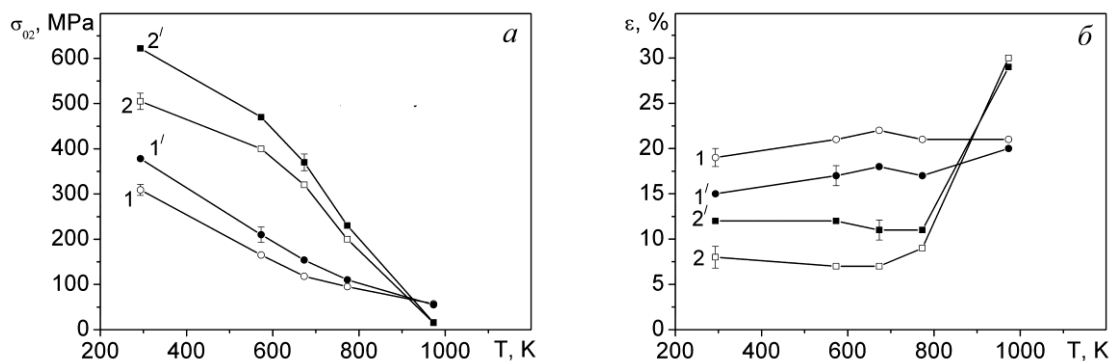


Рисунок 1. Температурная зависимость предела текучести (а) и однородной деформации (б) сплавов Zr-1Nb (кривые 1 и 1') и Zr-1Nb-H (кривые 2 и 2') до (кривые 1 и 2) и после облучения импульсным электронным пучком (кривые 1' и 2')

Детальное исследование деформационного рельефа, формирующегося на предварительно полированной поверхности образцов исследуемых сплавов, показало, что уже на стадии однородной деформации на поверхности сплава Zr-1Nb-H образуются трещины. После облучения указанного сплава в режиме плавления трещины на его поверхности после растяжения наблюдаются только вблизи места разрушения. Можно предполагать, что отсутствие в приповерхностном слое сплава Zr-1Nb-H гидридов задерживает образование поверхностных трещин, что приводит к увеличению однородной деформации.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0004.

# ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ МОДУЛЕЙ УПРУГОСТИ ПРИ ПОМОЩИ НЕЙРОННЫХ СЕТЕЙ

А.Д. Гусев<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Тульский Государственный университет, Тула, Россия.

Email:dkines07@gmail.com

Модули упругости - важнейшая величина, входящая в множество инженерных расчетов при определении прочности и устойчивости деталей машин и конструкций, нахождении частот собственных колебаний движущихся частей машин и механизмов и т.п. В нашу современную эпоху, точность определения значений модулей упругости и их изменения вследствие влияния различных факторов, считается крайне важной задачей.

Одними из ключевых факторов, влияющих на модуль упругости различных материалов, является температура и легирование материала. Ввиду повышенной сложности измерения модуля упругости материалов при повышенных температурах, из-за близости к температуре плавления, вопрос точного прогнозирования модуля упругости в интервал высоких температур считается одним из методов решения данной проблемы [1]. Современные технологии нейронных сетей, активно используемые повсеместно, могут использоваться и для прогнозирования, причем точность их значительно выше, чем при стандартных прогностических методах [2].

Целью данной работы явилось установление возможности использования нейронных сетей для прогнозирования температурных зависимостей модулей нормальной упругости в зависимости от химического состава.

Построение нейронной сети осуществлялось в ППП STATISTICA при помощи блока STATISTICA Automated Neural Networks. Для обучения нейронной сети использовались таблицы стандартов справочных данных по температурным зависимостям модулей упругости различных материалов (такие как ГСССД 133-68, 159-92, 144-89, 74-84, 75-84, 118-88, 113-87, 85-85, 58-83, 9-79).

Данные по значению модулей от температуры сталей из ГСССД, в пределах от комнатной температуры до 300 °С и их химический состав в % по массе (за исключением содержания примесей), разбивали в ППП STATISTICA на три выборки: обучающую, тестовую и контрольную. Уровень точности выборок означает процент полного совпадения спрогнозированных данных с исходными в соответствующих выборках. Проведя множество циклов обучения нейронных сетей получили нейронную сеть вида многослойный перцептрон с точностью обучающих, тестовых и контрольных выборок – 91, 90 и 92 % соответственно.

Для проверки прогностической способности полученной нейронной сети использовали значения температурных зависимостей модулей упругости нескольких сталей из ГСССД, которые не были включены ни в одну из выборок для обучения. Результаты прогнозирования сети сравнивались с экспериментальными данными (рис.1). Проверка прогностической способности показала соотношение прогностических и экспериментальных данных 90-92 %, что можно считать приемлемым.

Для упрощения дальнейшего прогнозирования, воспользовались функцией выгрузки нейронной сети из ППП STATISTICA, после чего она была переделана на языке VisualBasic (VBA) (рис.2).

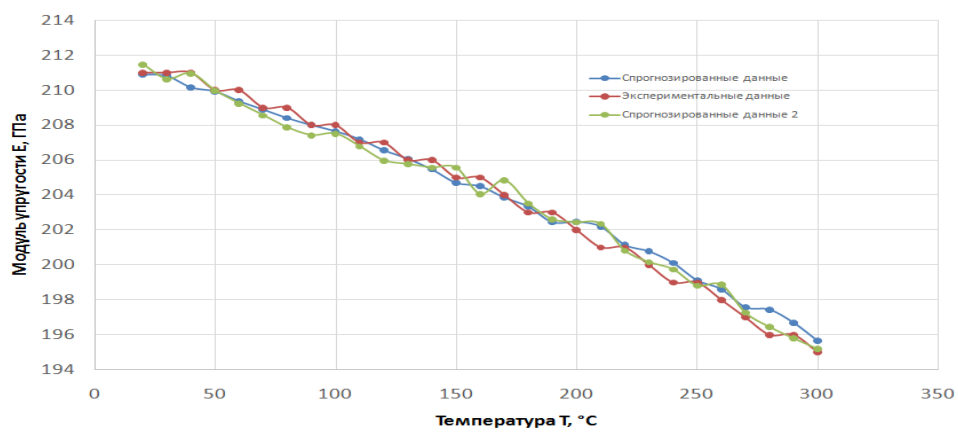


Рисунок 1 – Сравнение температурной зависимости модулей упругости от 20 до 300 °С, полученных экспериментально и спрогнозированных нейронной сетью для химического состава, аналогичного стали 45ХН

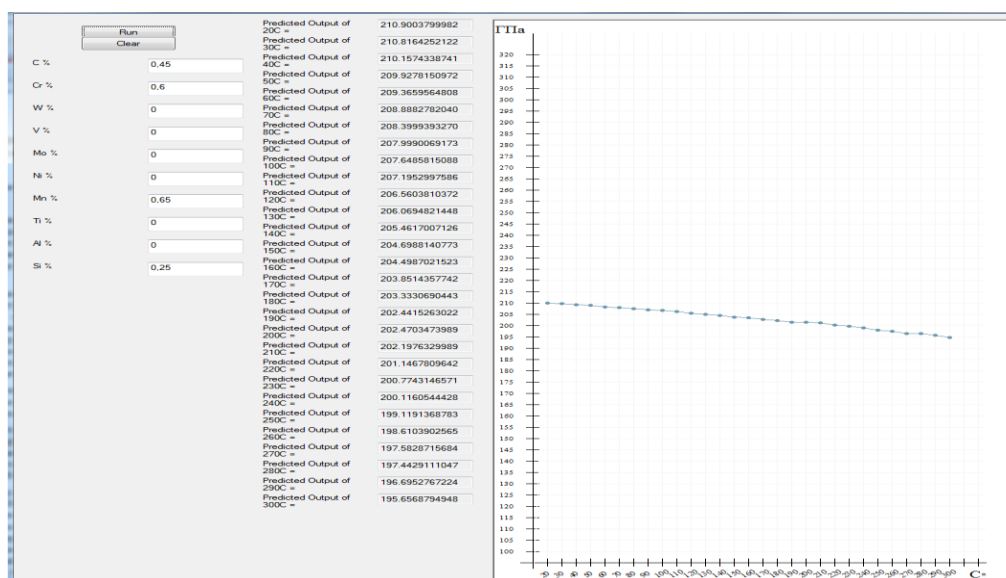


Рисунок 2 – Пример интерфейса и работы полученной программы

В данную программу был полностью внедрен массив исходных данных, по которому обучалась полученная нейронная сеть. Программа поддерживает моментальный вывод графика полученных данных по соответствующим осям; кнопка “Clear” позволяет очищать данную область от графиков.

Комплекс выполненных исследований показал перспективность применения технологии нейронных сетей для прогнозирования температурных зависимостей модуля упругости. Дальнейшее развитие данного модуля, позволит расширить температурный диапазон до более широких интервалов, включающих в себя как отрицательные, так и крайне высокие значения температур.

1. Свойства сплавов в экстремальном состоянии / Драпкин Б.М., Кононенко В.К., Безъязычный В.Ф. - М.: Машиностроение, 2004. 256с.

2. Marchand D., Abhinav J., Glensk A., Curtin W.A. Machine learning for metallurgy I. A neural-network potential for Al-Cu // Physical review materials. - 2020. Vol. 4. №. 10. - p. DOI:<https://doi.org/10.1103/PhysRevMaterials.4.103601>.

# СТРУКТУРА НИКЕЛЯ, ДЕФОРМИРОВАННОГО ПРИ ПОВЫШЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

К. Ю. Карамышев, М.В. Дегтярев, Т.И. Чашухина, Л.М. Воронова

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М. Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург, Россия

Email: [gusvasily@mail.ru](mailto:gusvasily@mail.ru)

Исследован Ni (99,98% масс.), деформированный при 20, 100, 150, 200 и 250 °С сдвигом под давлением (СПД) 6 ГПа поворотом наковальни на 5 оборотов. Образцы имели форму дисков диаметром 5 мм и толщиной 0,3 мм. Расчетная истинная деформация  $e$  изменялась в интервале от 6,7 до 9,2. Величину деформации рассчитывали по формуле [1]:

$$e = \ln \left( 1 + \left( \frac{\varphi r}{h_i} \right)^2 \right)^{\frac{1}{2}} + \ln \left( \frac{h_0}{h_i} \right), \quad (1)$$

где  $\varphi$  – угол поворота (рад.);  $r$  – радиус от центра (мм);  $h_0$  – исходная толщина (мм);  $h_i$  – толщина образца (мм) после деформации, измеренная по двум взаимно перпендикулярным диаметрам с шагом 0,5 мм. Температурно-скоростные характеристики деформации рассчитывали по формуле [2]:

$$\ln Z = \ln \dot{\epsilon} + \left( \frac{\Delta H}{RT} \right), \quad (2)$$

где  $\dot{\epsilon}$  – скорость истинной деформации,  $s^{-1}$ ;  $\Delta H$  – энергия активации роста зерен, кДж/моль;  $R$  – универсальная газовая постоянная, Дж  $K^{-1}$ ;  $T$  – температура деформации, К. Структуру исследовали методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии (ПЭМ и СЭМ) на приборах JEM 200CX и QUANTA200, соответственно.

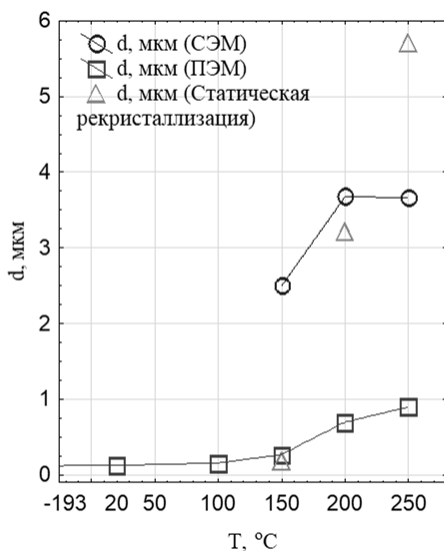


Рисунок 1. Зависимость среднего размера элементов структуры от температуры деформации.

Размер зерна определяли методом секущих. Долю рекристаллизованной структуры оценивали используя EBSD анализ (рекристаллизованными считали зерна, в которых разброс ориентировок в пределах зерна не превышал  $2,5^\circ$ ).

Размер элементов структуры оценивали методами ПЭМ и СЭМ, поскольку размеры динамически рекристаллизованных зерен и микрокристаллитов отличаются на порядок. На рис. 1 указаны средние размеры статически рекристаллизованного зерна, полученного в результате отжига после деформации при 20 °С. Видно, что как при 150 °С, так и при 200 °С размер статически и динамически рекристаллизованного зерна близки, а при температуре деформации 250 °С формируется более мелкое зерно, чем в результате статической рекристаллизации.

СПД на 5 оборотов при 20 и 100 °С формирует однородную СМК структуру, состоящую из разориентированных микрокристаллитов (рис 2 а,б). Внутри некоторых микрокристаллитов наблюдаются дислокационные скопления и малоугловые дислокационные границы, что является признаком динамического возврата (ДВ). Деформация при 150 - 250°С (рис. 2 в-д) приводит к динамической рекристаллизации (ДР). В структуре присутствуют зерна как свободные от дислокаций, так и содержащие дислокации и дислокационные стенки. Также наблюдаются наклепанные участки и отдельные микрокристаллиты.

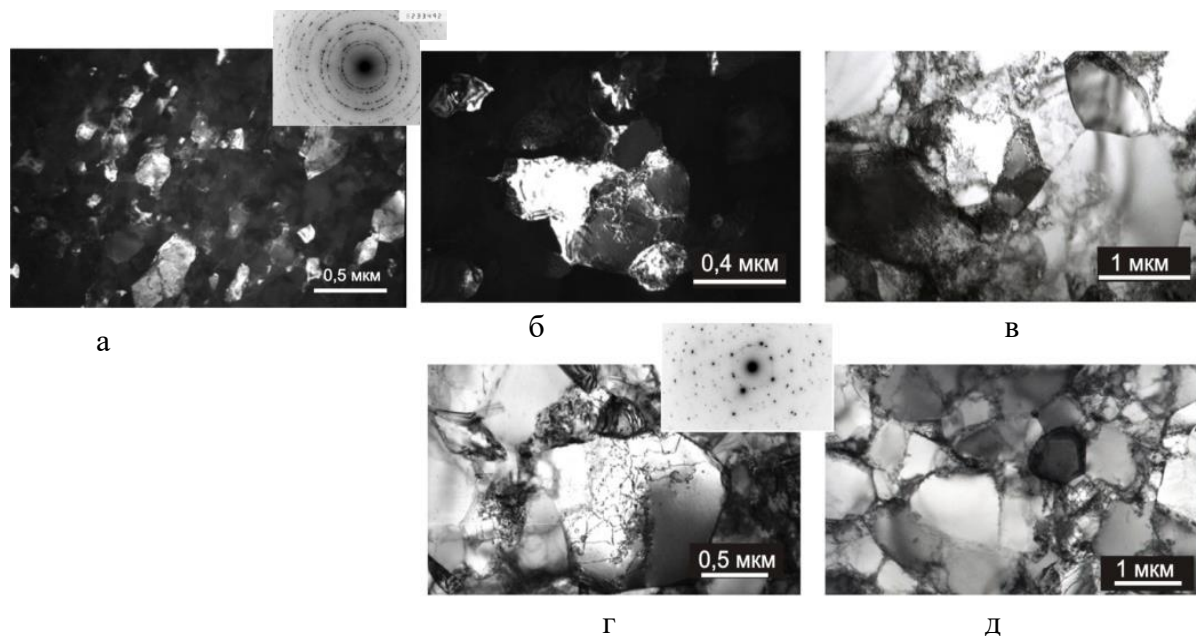


Рисунок 2. Структура никеля, деформированного при 20°С (а), 100°С (б), 150°С (в), 200°С(г) и 250°С (д)

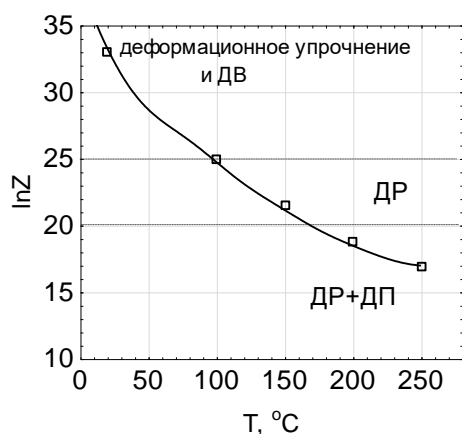


Рисунок 3. Температурно-скоростные параметры деформации никеля.

Сопоставление структуры и параметра  $\ln Z$  позволяет определить интервалы, соответствующие различным процессам структурообразования при деформации, таким как деформационное упрочнение, ДВ, ДР и динамическая полигонизация (ДП). При  $\ln Z > 25$  (рис.3) на стадии СМК структуры наряду с деформационным упрочнением развивается ДВ. В интервале  $\ln Z < 25$  протекает ДР. При снижении  $\ln Z$  ниже 20 в ДР зернах наблюдается субструктура ДП.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Давление» Г.р.№ АААА-А18-118020190104-3.

1. М.В. Degtyarev, Т.И. Chashchukhina, Л.М. Voronova, А.М. Patselov, В.Р. Pilyugin, Acta Mater **55**, pp. 6039–6050 (2007).
2. Т.И. Чащухина, М.В. Дегтярев, М.Ю. Романова, Л.М. Воронова, ФММ **98**, сс. 98-107 (2004)



# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 01570 ПРИ МОДИФИКАЦИИ ПОРОШКОМ МО МЕТОДОМ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Е.О. Княжев<sup>1</sup>, Т.А. Калашникова<sup>1</sup>, А.В. Чумаевский<sup>1</sup>

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

Email: [clothoid@ispms.ru](mailto:clothoid@ispms.ru)

Фрикционная перемешивающая обработка (ФПО) в последнее время стала одним из методов локального упрочнения материала. Данный метод позволяет обрабатывать заготовки из различного материала, измельчая зеренную структуру и устраняя внутренние дефекты, что положительно сказывается на физико-механических свойствах изделия. Особенности процесса ФПО заключаются не только в измельчении структуры в зоне обработки, но и в проходящих потоках пластифицированного материала. Это дает возможность локально модифицировать изделие путем добавления легирующих элементов в виде порошков.

Применение алюминиевых сплавов уже сейчас приводит к снижению энергозатрат за счет облегчения массы конструкций кораблей. Однако, даже в области алюминиевых сплавов ведутся многочисленные работы по улучшению свойств ради получения еще более энергоэффективных конструкций. Так, например, использование сплава 01570 легированного Sc в ракетостроении вместо АМгб привело к снижению массы конечного изделия на 20 % [1]. При этом достаточно актуальной остается проблема поиска совершенствования механических свойств Al-Mg сплавов. Исследования показывают, что применение добавок молибдена (Mo) в качестве легирующего компонента алюминиевых сплавов приводит к значительному увеличению показателей прочности и микротвердости за счет образования интерметаллидных частиц состава  $Al_{12}Mo$  и  $Al_5Mo$  и др. [2, 3], что говорит об актуальности данной работы.

В данной работе было рассмотрено модифицирование алюминиевого сплава 01570. В качестве легирующего компонента был взят порошок Mo. В исходной пластине 01570 толщиной 5 мм были подготовлены на фрезерном станке отверстия глубиной 3 мм диаметрами 1,5, 2 и 2,5 мм для варьирования процентного содержания количества Mo 5, 10 и 15 %, соответственно. ФПО была проведена в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН на экспериментальном станке для отработки режимов сварки и обработки трением с перемешиванием. Был проведен анализ структуры на микроскопе Altam1 MET1-C. Измерение микротвердости проводили по методу Виккерса на микротвердомере Duramin 5. Была проведена двухмерная компьютерная томография для выявления дефектов и особенностей внутренней структуры материала на установке рентгеновского контроля YXLON Cheetah EVO.

Проведенные исследования показали, что при модификации сплава 01570 порошком Mo методом ФПО происходят структурные изменения, которые приводят к увеличению значений микротвердости в 1,2-1,5 раза по сравнению с необработанным сплавом.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0012.*

1. А.В. Бронз, В.И. Ефремов, А.Д. Плотников, А.Г. Чернявский, *Космическая техника и технологии* **4** (7), сс. 62-67 (2014).
2. I.S. Lee, P.W. Kao, C.P. Chang, N.J. Ho, *Intermetallics* **35**, pp. 9-14 (2013).
3. S. Selvakumarab, I. Dinaharanc, R. Palanivelc, B. Ganesh Babu, *Materials Characterization* **125**, pp. 13-22 (2017).

# ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЁННЫХ МАТЕРИАЛОВ С НЕКОГЕРЕНТНЫМИ НАНОРАЗМЕРНЫМИ ЧАСТИЦАМИ

Т.А. Ковалевская, О.И. Данейко

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

Email: [takov47@mail.ru](mailto:takov47@mail.ru)

Развитие современной техники связано с использованием новых высокопрочных материалов, постоянный прогресс в конструировании которых требует опережающего исследования фундаментальных физических процессов, происходящих в материалах при пластической деформации. В данной работе исследование проведено с использованием математической модели пластической деформации гетерофазных материалов с некогерентной недеформируемой упрочняющей фазой, включающей уравнения баланса сдвигообразующих дислокаций, призматических дислокационных петель, дислокаций в дипольных конфигурациях, моновакансий, бивакансий и межузельных атомов [1, 2]. Использовано предположение, что частицы упрочняющей фазы являются сферическими, некогерентными, недеформируемыми и равномерно распределенными в материале матрицы. Исследованы материалы с наноразмерными частицами ( $\delta = 10$  нм) при небольшой величине их объёмной доли. Модель дополнена уравнением, связывающим скорость пластического сдвига и напряжение течения [3, 4].

Моделирование позволило проанализировать изменение плотностей различных типов дислокаций в процессе пластической деформации дисперсно-упрочнённых кристаллических сплавов при различных скоростях пластического сдвига  $\dot{\epsilon}$  и различных температурах деформации. Также рассчитано изменение напряжения течения  $\tau(\epsilon)$  для всех указанных варьируемых параметров.

Расчеты показали, что в дисперсно-упрочнённых материалах с нанодисперсной упрочняющей фазой напряжение течения и плотность составляющих деформационной дефектной подсистемы значительно выше, чем в материалах с более крупными частицами (0,05-0,15 мкм) при одинаковой объёмной доле упрочняющей фазы. При этом поведение кривых напряжения течения и плотностей составляющих дислокационной подсистемы аналогично.

Одним из основных различий состава дислокационного ансамбля при разных температурах является появление или отсутствие дипольных дислокационных конфигураций, формирующихся вблизи некогерентных частиц (рис. 1, *a-v*). Видно, что при повышении температуры деформации появление диполей смещается в область более высоких величин сдвига. Так при  $T = 193$  К величина сдвига, при которой появляются диполи, равна  $a_{\delta} = 0,25$ . При возрастании температуры до  $T = 293$  К  $a_{\delta} \geq 0,3$ , а при  $T = 393$  К диполи в рассматриваемом диапазоне величин сдвига вообще не появляются. На появление диполей при  $T = 293$  К влияет скорость деформации (рис. 1, *б*, кривые 4, 5). Дипольные конфигурации формируются, когда значения  $\dot{\epsilon}$  увеличиваются до величин  $\dot{\epsilon}_1 = 5 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  и  $\dot{\epsilon}_2 = 10^{-2}$ . При малых значениях  $\dot{\epsilon}$  ( $\dot{\epsilon} = 10^{-4}, \dots, 2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ ), когда аннигиляционные процессы более активны из-за увеличения времени аннигиляции, и, соответственно, критическая плотность дислокаций  $\rho_c$  [5, 6] при этих условиях не достигается, диполи не формируются. При повышенной температуре

( $T = 393 \text{ K}$ ) идут активные аннигиляционные процессы, что препятствует достижению величины  $\rho_c$  и, соответственно, появлению диполей (рис. 1, в).

С появлением в составе зоны сдвига дипольных дислокационных конфигураций резко увеличивается напряжение течения, на кривой течения появляется излом, и заметно увеличивается коэффициент деформационного упрочнения (рис. 1 г, д).

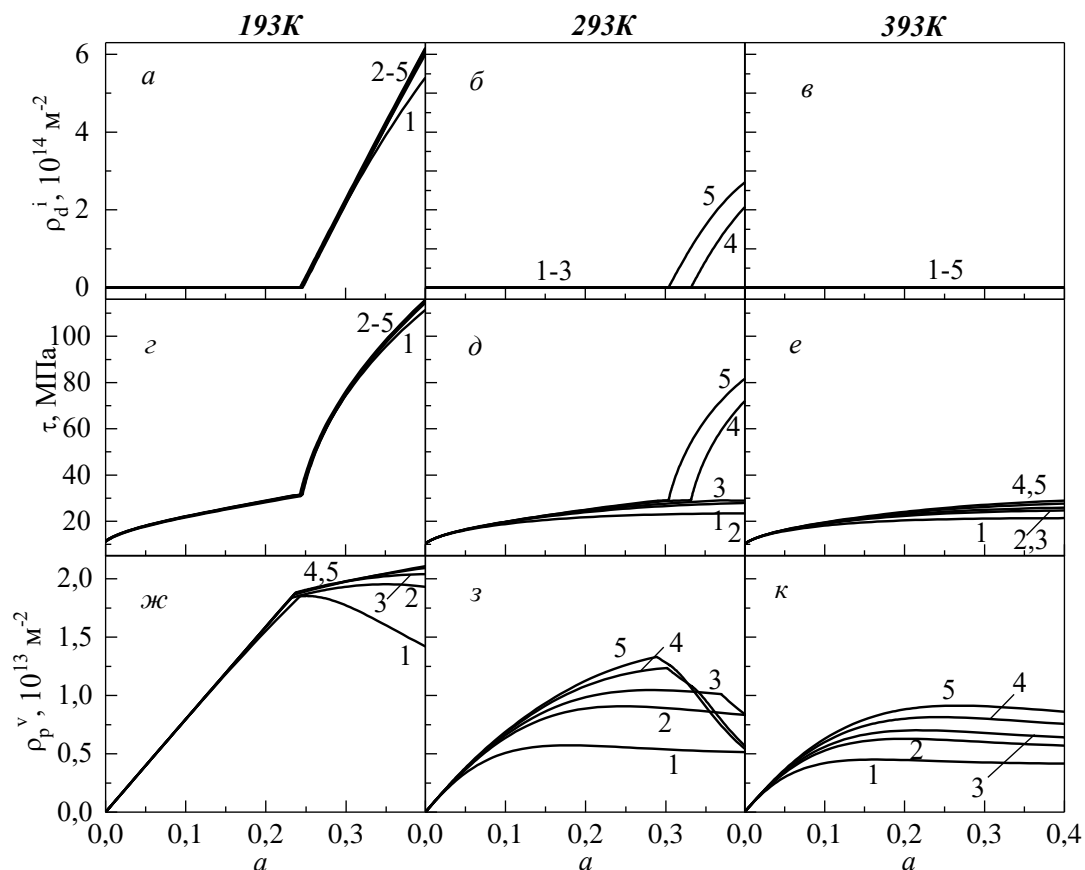


Рисунок 1. Зависимость плотности дислокаций в дипольных конфигурациях (а – в), в призматических петлях (ж, з, к) от деформации, и кривые деформационного упрочнения (г-е). Алюминиевая матрица, упрочнённая частицами диаметром 10 нм, расположенными на расстояниях 1000 нм. Скорость деформации,  $s^{-1}$ : 1 –  $10^{-4}$ ; 2 –  $10^{-3}$ ; 3 – 0,002; 4 – 0,005; 5 – 0,01.

На формирование призматических дислокационных петель также оказывают значения  $\dot{\epsilon}$  и  $T$ : чем меньше скорость деформации  $\dot{\epsilon}$ , тем активнее аннигиляционные процессы и тем меньше  $\rho_p$  (рис. 1, ж, з, к). Повышение температуры деформации значительно понижает значения всех исследуемых характеристик.

1. Ковалевская Т.А., Данейко О.И., Колупаева С.Н., *Известия РАН. Серия физическая* **68**, сс. 1412–1418 (2004).
2. Данейко О.И., Ковалевская Т.А., Колупаева С.Н., Семёнов М.Е., Мелкозёрова Н.А., *Известия вузов. Физика* **52**, сс. 125–131 (2009).
3. Ковалевская Т.А., Колупаева С.Н., Данейко О.И., Семёнов М.Е., Кулаева Н.А., *Деформация и разрушение материалов* **12**, сс. 5–9 (2010).
4. Колупаева С.Н., Ковалевская Т.А., Данейко О.И., Семёнов М.Е., Кулаева Н.А., *Известия РАН. Серия физическая* **74**, сс. 1588–1593 (2010).
5. Данейко О.И., Ковалевская Т.А., *Известия вузов. Физика* **61**, сс. 120–127 (2018).
6. Ковалевская Т.А., Колупаева С.Н., Данейко О.И., Кулаева Н.А., Семёнов М.Е., *Материаловедение* **8**, сс. 6–11 (2011).

# ФОРМИРОВАНИЕ УПОРЯДОЧЕННОЙ $L_{12}$ ФАЗЫ В СПЛАВЕ Cu–5,9 АТ.%Pd В РЕЗУЛЬТАТЕ ДЛИТЕЛЬНОГО НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА

А.Е. Костина, О.С. Новикова, А.Ю. Волков

*Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург 620108, Россия*

E-mail: kostina\_a@imp.uran.ru

Сплавы на основе меди представляют интерес для многих практических приложений. Сплавы Cu-Pd с низким содержанием Pd обладают хорошим сочетанием высокой прочности и коррозионной стойкости [1]. Для эффективного повышения свойств этих сплавов важно знать точную фазовую диаграмму системы Cu-Pd.

В настоящее время известны два варианта фазовой диаграммы Cu-Pd [2, 3]. Необходимо отметить, что оба эти варианта практически не имеют экспериментальных точек на участках с содержанием Pd менее 10 ат.%. Превращения в области температур ниже 300°C также остались практически не исследованными. В то же время, данные модельных расчетов [4] дают основания полагать, что упорядоченная фаза  $L_{12}$  может формироваться даже в сплаве Cu-5ат.%Pd. Можно сделать вывод, что положение температурно-концентрационной границы существования фазы  $L_{12}$  в разбавленных сплавах Cu-Pd до конца не установлено. Целью данной работы является изучение эволюции структуры и свойств сплава Cu-5,9ат.%Pd после низкотемпературных длительных отжигов.

Образцы сплава Cu-5,9ат.%Pd исследовались с помощью резистометрии, рентгеноструктурного анализа (РСА) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Предварительно образцы подвергались отжигу в течение двух месяцев при температуре 250°C. После такого длительного отжига на дифрактограммах сплава наблюдается слабое сверхструктурное (100) отражение. Это представляется аномальным, так как на фазовой диаграмме этот сплав помещен в область неупорядоченного однофазного твердого раствора. Количественный анализ данных РСА выявил наличие двух новых фаз с разным содержанием Pd. Выдвинуто предположение, что в результате длительного низкотемпературного отжига в исследуемом сплаве образовалось две фазы. Причем, фаза, обогащенная Pd, формирует сверхструктуру  $L_{12}$ . Особенности, наблюдаемые на температурной зависимости удельного электросопротивления, а также результаты ПЭМ подтверждают выдвинутую нами гипотезу. Температуру фазового перехода порядок–беспорядок ( $L_{12} \rightarrow A1$ ) в сплаве Cu-5,9Pd оценили как  $T_c \approx 340^\circ\text{C}$ . Образование зародышей упорядоченной фазы  $L_{12}$  в сплаве Cu-5,9ат.%Pd может хорошо объяснить все полученные результаты.

По результатам проведенного исследования сделан вывод, что двухфазная область ( $A1+L_{12}$ ) в сплавах Cu-Pd несколько шире, чем показано на общепринятой фазовой диаграмме Cu-Pd, и температурно-концентрационная граница перехода  $A1 \leftrightarrow (A1+L_{12})$  должна охватывать сплавы с меньшим содержанием палладия.

*Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Давление» №АААА-А18-118020190104–3.*

1. Волков А.Ю., Новикова О.С., Костина А.Е., Антонов Б.Д. *ФММ* **116** 977–986 (2016)
2. Subramanian P.R., Laughlin D.E. *J. Phase Equilibria*. **12** 231–243 (1991)
3. P. Huang, S. Menon, D. de Fontaine. *J. Phase Equilibria* **12** 3-5 (1991)
4. Barthlein S., Winning E., Hart G., Muller S. *Acta Materialia* **57** 1660-1665 (2008)

# ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТАЛЕЙ 25Х2ГСМА И 30Х3МФА ЗАРУБЕЖНОГО ПРОИЗВОДСТВА

М.В. Майсурадзе<sup>1</sup>, А.А. Куклина<sup>1,2</sup>, Е.В. Антаков<sup>1</sup>, В.А. Коротаева<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ФГАОУ ВО УрФУ, г. Екатеринбург, [m.v.maisuradze@urfu.ru](mailto:m.v.maisuradze@urfu.ru)

<sup>2</sup>ФГБОУ ВО УГГУ, г. Екатеринбург, [kuklina.aleksandra@rambler.ru](mailto:kuklina.aleksandra@rambler.ru)

За рубежом широко распространены и применяются в машиностроении низко- и среднеуглеродистые легированные стали мартенсито-бейнитного класса разных систем легирования [1]. Исследуемые стали 25Х2ГСМА и 30Х3МФА в исходном состоянии обладали микроструктурой, состоящей из глобулярных карбидных частиц, равномерно распределенных в ферритной матрице. Значения критических температур  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$ , определенные в результате нагрева со скоростью  $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$ , составили соответственно: для 25Х2ГСМА –  $805$  и  $875\text{ }^{\circ}\text{C}$ , для 30Х3МФА –  $805$  и  $865\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

При охлаждении со скоростью  $0,1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$  в стали 25Х2ГСМА формируется феррито-перлитная смесь, бейнит и небольшое количество мартенсита (рис. 1, а). При повышении скорости охлаждения до  $0,3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$  количество феррита и перлита в структуре стали уменьшается, твердость повышается от  $26$  до  $41\text{ HRC}$ . Дальнейшее увеличение скорости охлаждения до  $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$  приводит к подавлению диффузионного превращения аустенита, и в стали формируется только бейнит и мартенсит (рис. 1, б). Полностью мартенситная микроструктура с твердостью  $50\text{ HRC}$  в стали 25Х2ГСМА формируется при охлаждении со скоростью  $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$  и выше. Термокинетическая диаграмма превращения переохлажденного аустенита приведена на рис. 2, а.

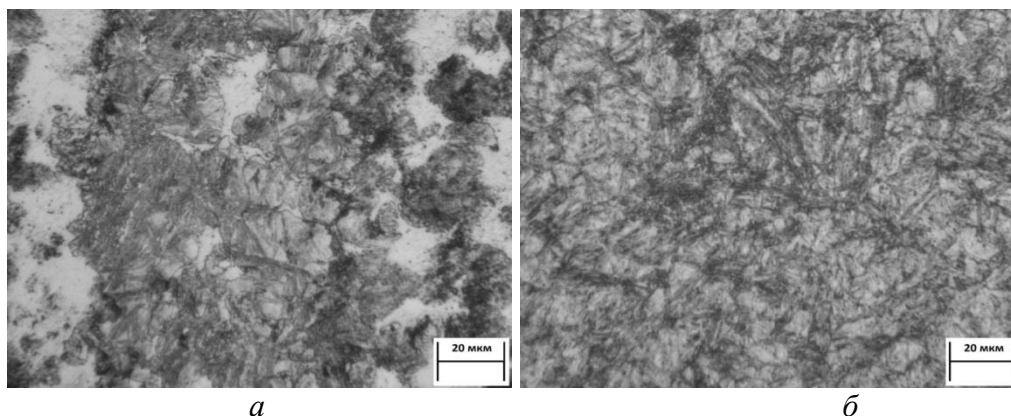
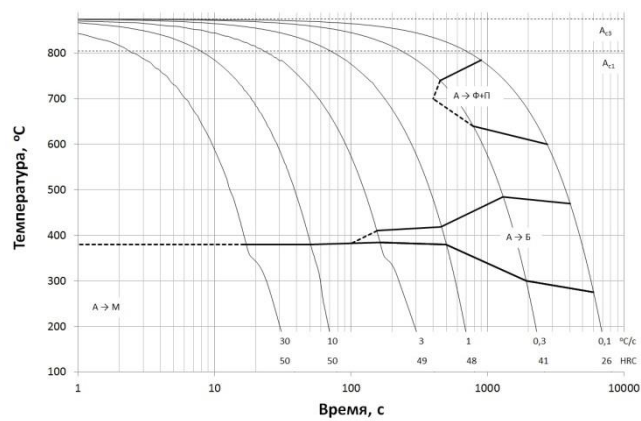
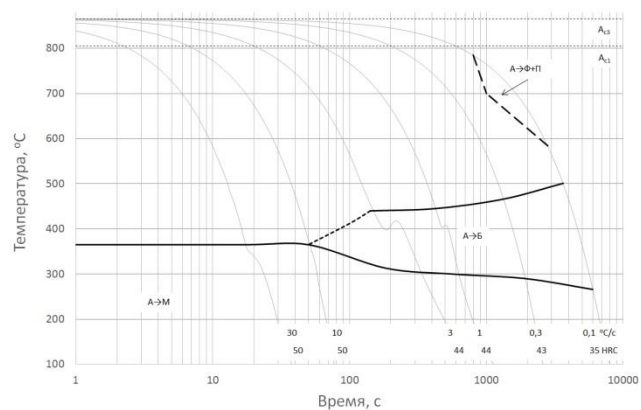


Рис. 1. Микроструктура стали 25Х2ГСМА после охлаждения от температуры  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  со скоростью  $0,1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$  (а) и  $1,0\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$  (б)

При охлаждении со скоростью  $0,1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$  в стали 30Х3МФА формируется микроструктура феррита, перлита, бейнита и мартенсита с твердостью  $35\text{ HRC}$  (рис. 3, а). Повышение скорости охлаждения до  $0,3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$  приводит к подавлению образования феррита и перлита, и в структуре стали формируется только бейнит и мартенсит (рис. 3, б), а твердость возрастает до  $43\text{ HRC}$ . Повышение скорости охлаждения до  $1...3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$  не приводит к существенному изменению микроструктуры. При охлаждении со скоростью  $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$  и выше в стали 30Х3МФ формируется полностью мартенситная микроструктура с твердостью  $50\text{ HRC}$ . На рис. 2, б приведена соответствующая термокинетическая диаграмма превращения аустенита.

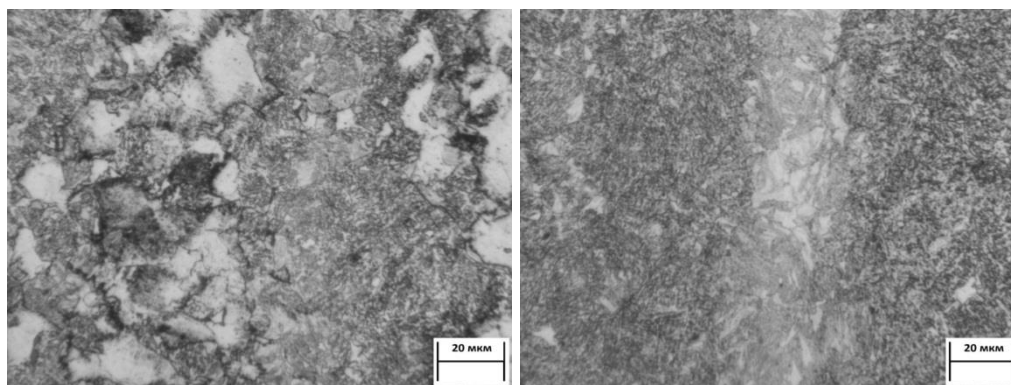


а



б

Рис. 2. Термокинетическая диаграмма превращения переохлажденного аустенита в стали 25X2ГCMA (а) и 30X3MΦA (б)



а

б

Рис. 3. Микроструктура стали 30X3MΦA после охлаждения от температуры 900 °C со скоростью 0,1 °C/c (а) и 0,3 °C/c (б)

#### Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда №22-29-00106.

1. M.V. Maisuradze, M.A. Ryzhkov, A.Yu Zhilyakov, *Defect and Diffusion Forum* **410**, pp. 215-220, (2021)

# ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ НА ПРОЧНОСТЬ И УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

М.В. Майсурадзе<sup>1</sup>, А.А. Куклина<sup>1,2</sup>, Е.В. Антаков<sup>1</sup>, Д.И. Лебедев<sup>1,3</sup>,  
Ю.В.Юдин<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ФГАОУ ВО УрФУ, г. Екатеринбург, [m.v.maisuradze@urfu.ru](mailto:m.v.maisuradze@urfu.ru)

<sup>2</sup>ФГБОУ ВО УГГУ, г. Екатеринбург, [kuklina.aleksandra@rambler.ru](mailto:kuklina.aleksandra@rambler.ru)

<sup>3</sup>ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, [dumohleb@mail.ru](mailto:dumohleb@mail.ru)

Проведено исследование механических свойств машиностроительных сталей с высокой устойчивостью переохлажденного аустенита (18Х2Н4МА, 20Х2Г2СНМА, 25ХНЗМА, 25Х2Н4МА, 25Х2ГСМА, 30Х3МФ) после охлаждения с различными скоростями от температуры аустенитизации. При помощи специального термозонда [1...3] экспериментально установлены температурные траектории, полученные при реализации охлаждения от температуры  $850 \pm 10$  °С в масле, на спокойном воздухе и с применением контейнера, заполненного чугунной стружкой (рис. 1, а). Определены скорости охлаждения термозонда (рис. 1, б), которые составили в среднем для температурного интервала бейнитного и мартенситного превращений в низкоуглеродистых и среднеуглеродистых сталях (500...200 °С): 25 °С/с при охлаждении в масле; 1,0 °С/с при охлаждении на спокойном воздухе; 0,2 °С/с при охлаждении в контейнере. Таким образом, в экспериментальных условиях были реализованы скорости охлаждения, различающиеся более, чем в 100 раз.

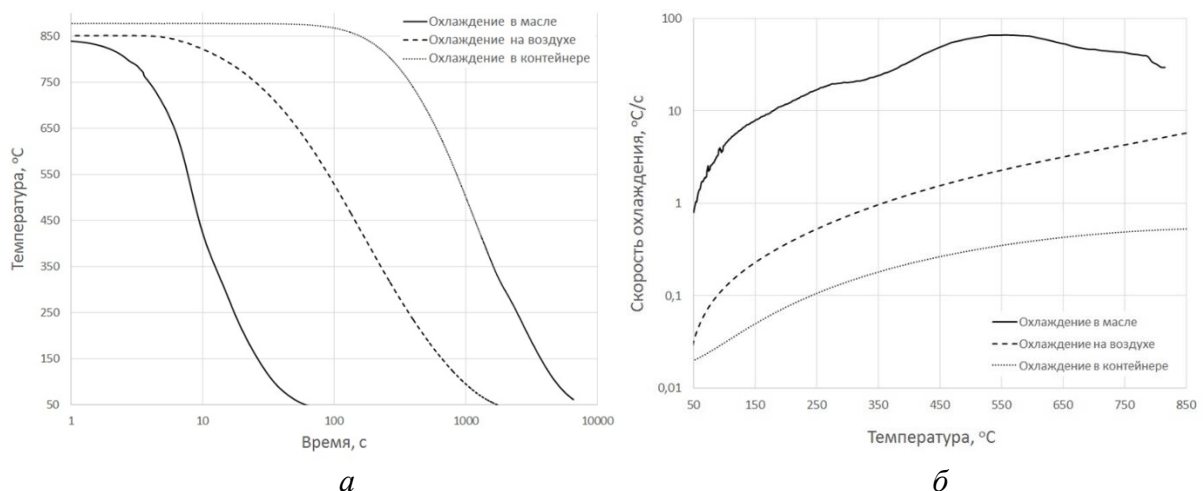


Рис. 1. Траектории охлаждения термозонда (а) и зависимость скорости охлаждения термозонда от температуры (б)

Установлено, что прочность всех исследуемых сталей снижается при уменьшении интенсивности охлаждения (рис. 2, а), что связано, в основном, с увеличением доли бейнита в структуре. Однако для сталей 20Х2Г2СНМА и 25Х2Н4МА прочность изменяется в меньшей степени. Данное явление связано с более высокой устойчивостью переохлажденного аустенита данных сталей по сравнению с остальными. В частности, у стали 20Х2Г2СНМА после охлаждения в масле, на воздухе и в контейнере морфология формируемой микроструктуры заметно не изменяется.

Из всех исследуемых сталей наименьшей прочностью при рассматриваемых скоростях охлаждения обладает сталь 18Х2Н4МА, что связано с меньшим содержанием в ней углерода. Благодаря этому данная сталь обеспечивает максимальную ударную

вязкость, которая составляет от 1,05 МДж/м<sup>2</sup> при охлаждении в масле до 1,45 МДж/м<sup>2</sup> при замедленном охлаждении в контейнере (рис. 2, б). Подобное повышение ударной вязкости при уменьшении скорости охлаждения, вероятно, характерно для сталей с содержанием никеля более 4 мас. %. При этом ударная вязкость стали 25Х2Н4МА практически не изменяется, однако сохраняется тенденция к ее повышению при уменьшении скорости охлаждения, хоть и не такая явная, как для стали 18Х2Н4МА. Для стали 20Х2Г2СНМА характерно монотонное снижение ударной вязкости, а для сталей 25ХН3МА, 25Х2ГСМА и 30Х3МФ наблюдается заметное понижение ударной вязкости при уменьшении скорости охлаждения от 1 до 0,2 °С/с (при этом в результате охлаждения на воздухе со скоростью 1 °С/с уровень ударной вязкости сталей 25ХН3МА и 25Х2ГСМА на 10...15 % выше, чем после закалки в масле).

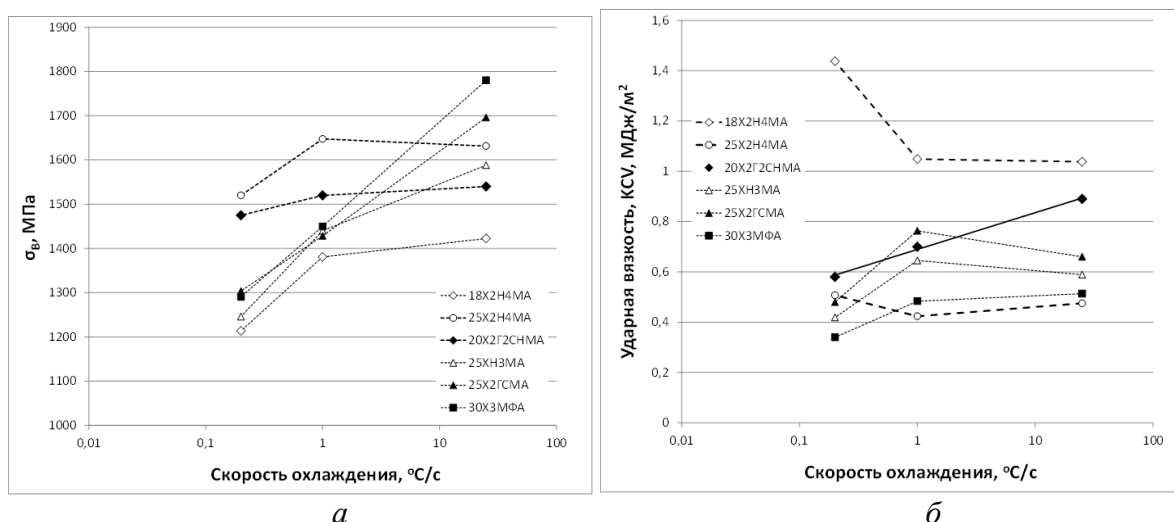


Рис. 2. Зависимость временного сопротивления (а) и ударной вязкости (б) исследуемых сталей от интенсивности охлаждения

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда №22-29-00106.

1. M.V. Maisuradze, M.A. Ryzhkov, Yu.V. Yudin, *Metal Science and Heat Treatment* **57**, pp. 515-518, (2015)
2. ASTM D6200-01. Standard Test Method for Determination of Cooling Characteristics of Quench Oils by Cooling Curve Analysis (West Conshohocken, ASTM International, 2017)
3. G.E. Totten, G.M. Webster, H.M. Tenst, B. Liscic, *Heat Treatment of Metals* №4, pp. 92-94, (1997)

## ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В СТАЛИ 18Х2Н4МА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ АУСТЕНИТИЗАЦИИ

М.В. Майсурадзе<sup>1</sup>, А.А. Куклина<sup>1,2</sup>, Е.В. Антаков<sup>1</sup>, Д.И. Лебедев<sup>1,3</sup>,  
В.В. Назарова<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ФГАОУ ВО УрФУ, г. Екатеринбург, [m.v.maisuradze@urfu.ru](mailto:m.v.maisuradze@urfu.ru)

<sup>2</sup>ФГБОУ ВО УГГУ, г. Екатеринбург, [kuklina.aleksandra@rambler.ru](mailto:kuklina.aleksandra@rambler.ru)

<sup>3</sup>ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, [dumohleb@mail.ru](mailto:dumohleb@mail.ru)

Проведено дилатометрическое исследование превращений переохлажденного аустенита стали 18Х2Н4МА при непрерывном охлаждении от температуры 850 °С со скоростями 0,1...30 °С/с. Установлено, что значительное количество бейнита в



исследуемой стали формируется только при скорости охлаждения  $0,1 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$ , а при повышении интенсивности охлаждения до  $0,3 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$  количество бейнита в структуре составляет не более 20 % (рис. 1). Дальнейшее повышение скорости охлаждения приводит к формированию преимущественно мартенситной структуры с твердостью 45 HRC. По результатам проведенных исследований построена термокинетическая диаграмма превращения аустенита в стали 18X2H4MA (рис. 2).

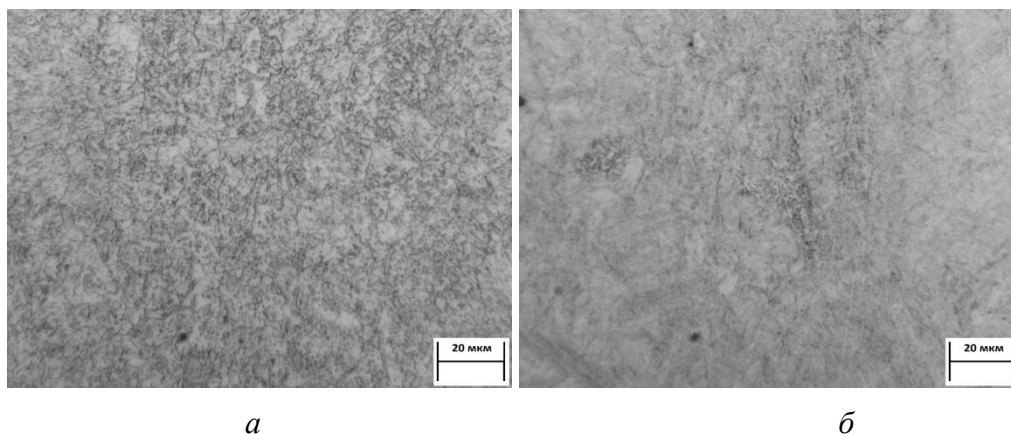


Рис. 1. Микроструктура стали 18X2H4MA после охлаждения от температуры  $850 \text{ } ^\circ\text{C}$  со скоростью  $0,1 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$  (а) и  $0,3 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$  (б)

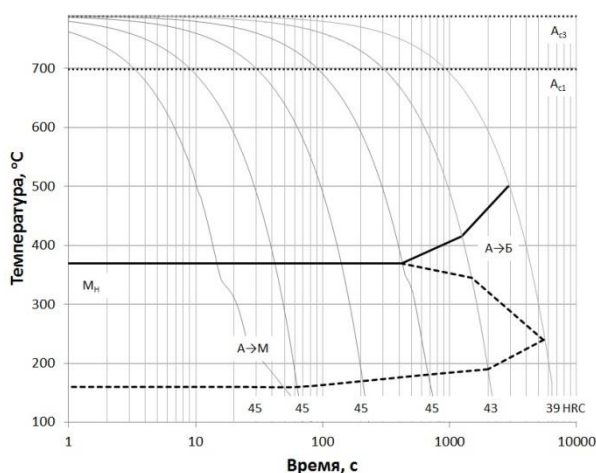


Рис. 2. Термокинетическая диаграмма превращения переохлажденного аустенита в стали 18X2H4MA

В отличие от условий дилатометрического эксперимента, охлаждение при термической обработке происходит с переменными скоростями [1, 2]. В связи с этим наложение экспериментальных термических траекторий, полученных при охлаждении образцов с переменной скоростью, на термокинетическую диаграмму стали, построенную при постоянных скоростях охлаждения, не совсем корректно.

Например, в случае охлаждения в контейнере с чугушной стружкой экспериментальная траектория охлаждения образца пересекает область бейнитного превращения на термокинетической диаграмме левее постоянной скорости охлаждения  $0,3 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$  (рис. 3, а). Однако микроструктура стали 18X2H4MA, полученная при постоянной скорости охлаждения  $0,3 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$  (рис. 1, б), содержит незначительное

количество бейнита по сравнению с образцом, охлажденным в контейнере с чугушной стружкой (рис. 3, б). В этом случае для более точной оценки микроструктуры, формируемой при охлаждении с переменной скоростью, необходимо пользоваться моментальными усредненными скоростями охлаждения в различных температурных интервалах и соотносить их с соответствующими дилатометрическими кривыми, как показано на рис. 3, а. В этом случае становится понятно, что количество бейнита в структуре стали 18Х2Н4МА после охлаждения в контейнере с чугушной стружкой будет значительно больше, чем предполагалось изначально при непосредственном наложении экспериментальной траектории охлаждения на термокинетическую диаграмму.

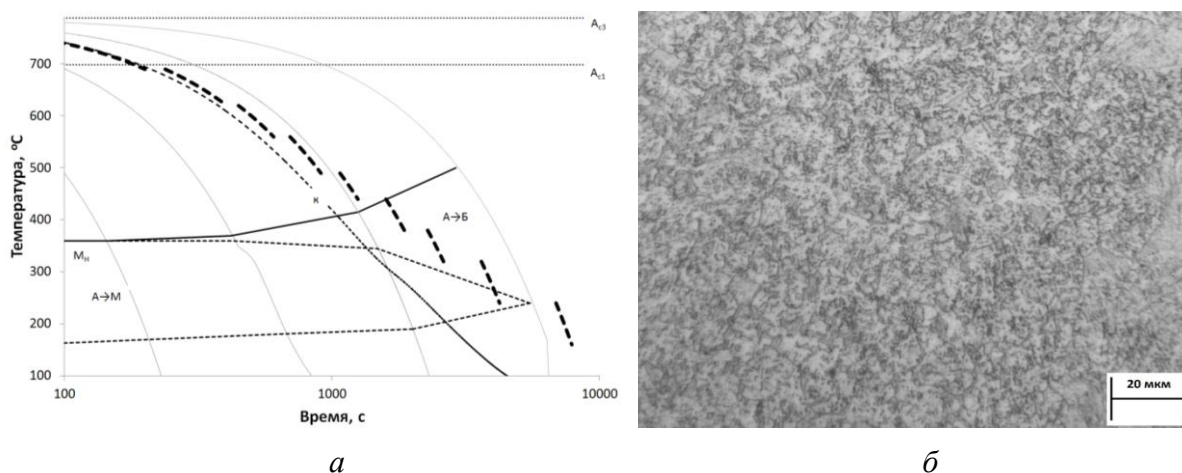


Рис. 3. Охлаждение образца стали 18Х2Н4МА в контейнере с чугушной стружкой: а) экспериментальная траектория охлаждения ( $\kappa$ ) и ее разбивка на постоянные скорости охлаждения по температурным интервалам (жирный пунктир); б) микроструктура образца

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда №22-29-00106.

1. M.V. Maisuradze, M.A. Ryzhkov, Yu.V. Yudin, *Metal Science and Heat Treatment* **57**, pp. 515-518, (2015)
2. G.E. Totten, G.M. Webster, H.M. Tenst, B. Liscic, *Heat Treatment of Metals* №4, pp. 92-94, (1997)

## АКУСТИЧЕСКАЯ АКТИВАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В АЛЮМИНИИ В УСЛОВИЯХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

С.В. Макаров, В.А. Плотников

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия

Email: [makarov@phys.asu.ru](mailto:makarov@phys.asu.ru)

В экспериментах по деформированию алюминия в условиях мягкой схемы нагружения при постоянной нагрузке и внешне меняющихся параметрах температуры наблюдается немонотонный (квазискачкообразный) характер накопления деформации – монотонный и скачкообразный (рис. 1). При этом амплитуда среднеквадратичного напряжения акустической эмиссии коррелирует со скоростью накопления деформации: монотонное накопление деформации сопровождается монотонной акустической

эмиссии, а деформационные эффекты в виде скачкообразного накопления деформации сопровождаются единичными импульсами среднеквадратичного напряжения акустической эмиссии. Скачкообразно-монотонный характер накопления деформации реализуется как квазипериодический процесс и проявляется при определенном соотношении температуры и нагрузки в ходе деформирования алюминия, что свидетельствует о пороговом характере эффекта. Непрерывная и импульсная акустическая эмиссия представляют поток сигналов, различающихся амплитудой и частотой появления.

При достижении некоторой деформации (критической температуры) в эксперименте фиксируются механические осцилляции напряжения, причем с увеличением температуры амплитуда осцилляций растет. Переход к осцилляциям механического напряжения может свидетельствовать о существенном изменении микромеханизма накопления деформации, а увеличение амплитуды акустических импульсов по мере повышения температуры характеризует увеличение колебательной энергии акустической эмиссии в объеме деформируемого материала. Амплитуда акустического сигнала характеризует корреляцию в ансамбле элементарных излучателей, то есть в ансамбле элементарных деформационных актов [1].

Одним из признаков корреляции элементарных деформационных актов (самоорганизации дислокационного ансамбля) является эффект скачкообразного накопления деформации при термомеханическом нагружении алюминия. Таким образом, экспериментальные результаты по немонотонной деформации кристаллических структур позволяют считать акустическую эмиссию фактором корреляции элементарных деформационных актов в процессах пластической деформации, активизирующей элементарные пластические сдвиги наряду с механическими напряжениями и тепловыми флуктуациями.

Активная роль акустической эмиссии в процессах пластической деформации и разрушения обсуждается давно. В этих обсуждениях скачкообразная деформация и дискретная акустическая эмиссия трактуется как проявление пространственно-временной упорядоченности движения дефектов в кристалле [2]. Так в рамках модели автоакустической эмиссии кристалл представляет собой автоколебательную систему (естественный резонатор в наших терминах), для которой характерно возбуждение колебаний, а микроскопические процессы пластической деформации происходят кооперативно и самосогласованно. Скачкообразная деформация и связанные с ней высокоамплитудные акустические импульсы свидетельствуют не только о пространственно-временной упорядоченности движения дефектов, но и об акустическом волновом механизме локализации деформации в макроскопическом масштабе, где масштаб локализации определяется длиной стоячей акустической волны, сформированной путем преобразования первичных сигналов акустической эмиссии на естественных резонаторах деформируемого объема.

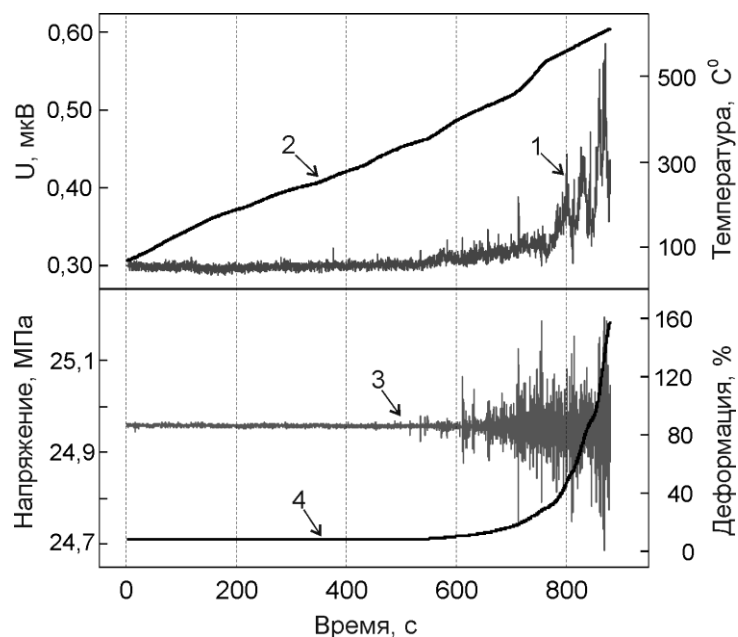


Рис. 1. Монотонно-скачкообразный характер накопления деформации и монотонно-импульсный характер акустической эмиссии в неизотермическом термомеханическом цикле для алюминия: 1 – среднеквадратичное напряжение акустической эмиссии, 2 – зависимость температуры от времени, 3 – осцилляции механического напряжения (среднее значение около 25 МПа); 4 – накопление деформации.

При пластическом течении кристаллическая решетка представляет собой колебательную систему, возбужденную в режиме стоячей волны, а активация элементарного деформационного акта есть результат действия как тепловых флуктуаций, так акустических колебаний. Так как стоячая волна имеет макроскопический масштаб, то и активация элементарных деформационных актов осуществляется в макроскопическом масштабе в некоторой совокупности плоскостей скольжения, благоприятно ориентированных по отношению к колебательным смещениям стоячей волны.

Периодичность (квазипериодичность) процесса накопления обусловлено быстрыми процессами упрочнения разупрочнения структуры деформируемого материала. Эффект корреляции элементарных деформационных актов (зарождение и расширение деформационных полос) связан с совместным действием тепловых флуктуаций, статических смещений поля механических напряжений и динамических смещений стоячих акустических волн в объеме деформируемого материала.

1. С.В. Макаров, В.А. Плотников, А.И. Потекаев // Известия вузов. Физика. – 2014. – №7. – С. 81–86.
2. Л.Б. Зуев, В.И. Данилов // ФТТ. – 1997. – Т.39. – №8. – С. 1399–1403.

# РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ОБРАЗОВАНИЙ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВАХ CoCrFeNi И CoCrFeMnNi В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

С.В. Дивинский<sup>1,2</sup>, С.Г. Магамедова<sup>1</sup>, А.В. Покоев<sup>1</sup>, С.Р. Макеев<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С. П. Королева»

<sup>2</sup>Институт физики материалов, Университет Мюнстера, ул. Вильгельм-Клемма 10, 48149 Мюнстер, Германия

Email: seregazd30@yandex.ru

Высокоэнтروпийные сплавы (ВЭС) — сплавы, которые состоят из большого количества компонентов в равных или почти равных долях. Для таких сплавов характерны повышенные, по сравнению с традиционными многокомпонентными сплавами, значения энтропии смешения  $S_{mix}$  [1]. Одной из особенностей ВЭС является формирование однофазного стабильного термодинамически устойчивого твердого раствора замещения преимущественно с ГЦК- или ОЦК- решеткой [2]. Но, согласно работам [3,4], возможно формирование других упорядоченных и неупорядоченных фаз в зависимости от состава, метода получения и обработки сплава.

Цель работы заключалась в том, чтобы исследовать влияние постоянного магнитного поля (ПМП) на процесс фазообразования в высокоэнтропийных сплавах на основе CoCrFeNi и CoCrFeMnNi при разных режимах термомагнитной обработки.

Образцы из высокоэнтропийных сплавов на основе CoCrFeNi и CoCrFeMnNi прошли гомогенизационный отжиг при температуре 1200 °С в вакууме  $\sim 10^{-4}$  Торп длительностью 10 ч с целью устранения дендритности структуры. После этого, проводилась термомагнитная обработка образцов при температуре отжигов – 800 °С и 900 °С в течение 3 ч с ПМП напряженностью 7,0 кЭ и без него.

Микротвердость измеряли с помощью микротвердомера HAUSER при нагрузке 100 г и времени нагружения 7 с. Каждое значение микротвердости получали усреднением по 10 измерениям: относительная среднеквадратичная ошибка отдельного измерения составляла  $\sim 3\%$ .

Рентгенофазовый анализ образцов проводили в  $Co K\alpha$ -излучении на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2 с компьютерным управлением, записью и обработкой получаемых данных.

Результаты, полученные методами микротвердости и рентгенофазового анализа, представлены в Таблице 1.

*Таблица 1. Изменение характеристик микротвердости и дифрактограмм образцов после термомагнитной обработки*

Режим отжигов	$H_{иср}$ , МПа	МПЭ	Количество основных линий	$I_{max}$ , имп/с	Кристаллическая фаза большинства линии
CoCrFeNi					
Исходное состояние	1 390	-	4	2500	ГЦК-Co

Отжиг (t=3ч, H=0 кЭ, T=800 °С)	1 900	-	5	800	ГЦК-Со
Отжиг (t=3ч, H=7 кЭ, T=800 °С)	1 940	+2,2%	5	450	ГЦК-Со
Отжиг (t=3ч, H=0 кЭ, T=900 °С)	2 170	-	7	550	ГЦК-Со
Отжиг (t=3ч, H=7 кЭ, T=900 °С)	2 170	+0,1%	7	700	ГЦК-Со
CoCrFeMnNi					
Исходное состояние	1 120	-	4	800	ГЦК-Со
Отжиг (t=3ч, H=0 кЭ, T=800 °С)	1 590	-	10	450	ГЦК-Со
Отжиг (t=3ч, H=7 кЭ, T=800 °С)	1 310	-17,8%	8	800	ГЦК-Со
Отжиг (t=3ч, H=0 кЭ, T=900 °С)	1 550	-	5	1500	ГЦК-Со
Отжиг (t=3 ч, H=7 кЭ, T=900 °С)	1 740	+12,2%	6	450	ГЦК-Со

Анализ результатов выполненной работы позволяют сделать следующие выводы:

1. Микротвердость образцов сплава CoCrFeNi при всех режимах термомагнитной обработки оказалась выше микротвердости сплава CoCrFeMnNi.

2. Наложение ПМП 7 кЭ на отжиг CoCrFeNi при температурах 800 и 900 °С в пределах ошибки эксперимента не влияет на микротвердость сплава.

3. Наложение ПМП напряженностью 7 кЭ на отжиг сплава CoCrFeMnNi при температуре 800 °С приводит к понижению микротвердости сплава на – 17,8 % по отношению к образцу отожженного без поля, наблюдается положительный МПЭ, однако повышение температуры отжига до 900 °С приводит к смене знака МПЭ, величина которого в этом случае достигает 12,2 % по отношению к образцу отожженного без поля.

4. Результаты расшифровки дифрактограмм исследуемых сплавов показывают, что их структура предпочтительно представляет собой твердые растворы на основе ГЦК – модификации кобальта. Кроме этого, на дифрактограммах обнаружены линии, которые в настоящий момент не представляется возможным идентифицировать, но, согласно литературным данным, они могут представлять собой интерметаллические фазы NiMn, FeCo и Cr-обогащенные ОЦК-фазы [5].

[1] Y.F. Ye, Q. Wang, J. Lu and Y. Yang. High-entropy alloy: challenges and prospects. *Material Today*, December 2015, pp. 1-14. DOI: 10.1016/j.mattod.2015.026

[2] D.B. Miracle, O.N. Senkov. A critical review of high entropy alloys and relative concepts. *Acta Materialia*, V. **122**, pp. 448-511 (2017).

[3] A. Semenyuk, M. Klimova, D. Shuysultanov, G. Salishchev, S. Zhrebtsov, N. Stepanov. *Journal of Alloys and Compounds*, V. **888**, pp. 161452 (2021).

[4] S.V. Divinski, A. Pokoev, N. Esakkiraia and A. Paul. *Diffusion Foundation*, V. **17**, pp. 69-104 (2018).

[5] Marcel Glienke, Mayur Vaidya, Lydia Daum, Bengü Tas, Lukas Rogal, K.G. Pradeep, Gerhard Wilde, Sergiy V. Divinski. Grain boundary diffusion in CoCrFeMnNi high entropy alloy: kinetic hints towards a phase decomposition. *Acta Materialia*, V. **195**, pp. 304-316 (2020). [doi.org/10.1016/j.actamat.2020.05.009](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.05.009)

# ВЛИЯНИЕ НЕОРГАНИЧЕСКИХ ДОБАВОК В СОСТАВЕ ЭЛЕКТРОЛИТОВ НА МОРФОЛОГИЮ ПОВЕРХНОСТИ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ

Н.С. Матвеева, Т.А. Боргардт, А.М. Грызунов, Н.Н. Грызунова

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,*

Email: *nad.matveeva96@mail.ru*

Покрyтия, нанесенные методом электроосаждения широко применяются в современной промышленности. При подготовке деталей к электроосаждению и выборе наносимых на них покрyтий, необходимо учитывать природу и состояние детали-подложки, свойства и химическое взаимодействие материала с покрyтием, условия эксплуатации и многое другое.

При всех перечисленных условиях ресурс детали с нанесенным металлическим покрyтием сильно зависит от состава, толщины и качества электроосажденного слоя металла. В последнее время для улучшения структуры и свойств наносимых покрyтий стало широко применяться модифицирование электролитов, в том числе неорганическими добавками. Особый интерес исследователей коснулся применения для модифицирования электролитов углеродных нанотрубок (УНТ). Так в работах [1–3] отмечаются положительные изменения некоторых характеристик никелевых покрyтий, полученных из модифицированных электролитов никелирования. В работах [4,5] описаны результаты исследования влияния добавок многостенных УНТ на процессы хромирования, приводятся данные об увеличении микротвердости и изменении микроструктуры покрyтий.

Известно, что в однослойных электролитических никелевых покрyтиях наблюдается высокое содержание пор, что приводит к низким показателям твердости и снижению коррозионной стойкости. Полностью беспористое однослойное покрyтие получить сложно. Для исключения появления сквозной пористости необходимо увеличивать толщину покрyтия.

В работе рассматриваются возможности получения однородного беспористого никелевого покрyтия не за счет увеличения толщины покрyтия, а за счет введения в электролит углеродных нанотрубок (УНТ) в разной концентрации.

Получение экспериментальных покрyтий осуществлялось из электролита на основе 7-водного сульфата никеля –  $\text{NiSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$  с добавлением УНТ ART-nano (Беларусь). Электроосаждение осуществлялось в лабораторной электрохимической ячейке установленной в термостате ВТ-8. Температура электролита поддерживалась  $55^\circ\text{C}$ . Электродная схема состояла из никелевого анода и медной подложки-катода. Анод и катод, на котором формировалось покрyтие, располагались параллельно друг другу. Межэлектродное расстояние составляло примерно 20 мм. В качестве источника питания для реализации экспериментальных режимов использовался потенциостат-гальваностат Р-50 фирмы Elins.

Введение добавки осуществлялось путем непосредственного введения ее в электролит перед началом электроосаждения. Режим электроосаждения – гальваностатический при катодной плотности тока 2-3  $\text{A}/\text{dm}^2$  и времени электроосаждения 20-25 минут. Перед электроосаждением подложка-катод подвергалась промывке и обезжириванию.

Микроскопические исследования полученных образцов проводились на электронном микроскопе JCM-6000.

На основании проведенных электронно-микроскопических исследований (Рис. 1) можно сделать следующие выводы:

- при электроосаждении из электролита в котором отсутствует модифицирующая добавка (при приведенных выше режимах осаждения) покрытие получается неоднородным с пустотами и отслоениями (Рис. 1 а);

- при введении в электролит 0,01% УНТ от объема электролита, при тех же условиях электроосаждения, получается мелкокристаллическое, более однородное покрытие без видимых пустот (Рис.1 б). При этом средний размер кристаллов в покрытии не превышает 0,6 мкм (Рис. 1 в). Появляется ярко выраженный металлический блеск;

- при увеличении концентрации УНТ в электролите неоднородность покрытия начинает увеличиваться, при этом отсутствуют участки отслоения осаждаемого металла и отсутствуют пустоты. Растет толщина никелевого слоя на поверхности катода. Увеличиваются средние размеры кристаллов в покрытии (Рис. 1 в). При концентрации УНТ 1% в электролите, никелевое покрытие становится матовым.

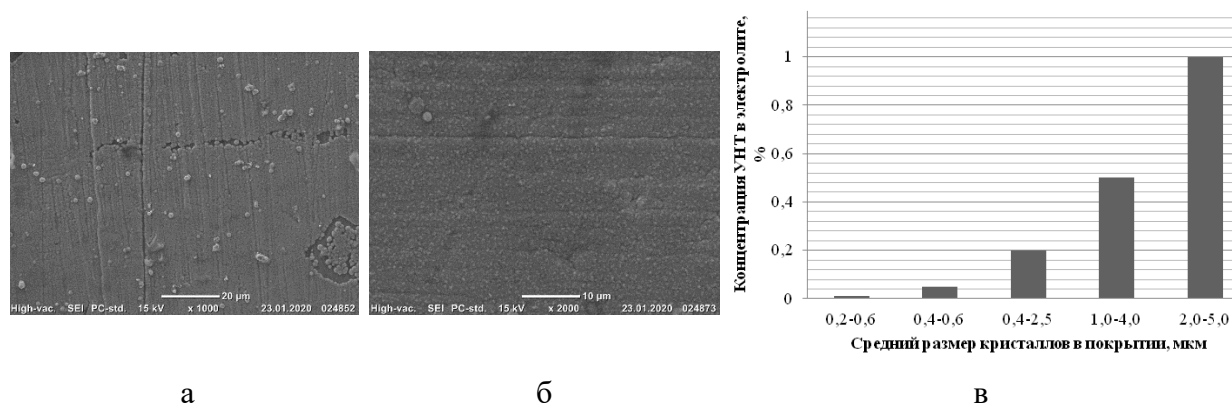


Рисунок 1. Морфология поверхности тонкого однослойного никелевого покрытия: а) из чистого электролита; б) электролита в добавлении 0,01% УНТ; в) диаграмма зависимости средних размеров кристаллов никеля в покрытии от концентрации модифицирующей добавки

По результатам экспериментов можно сделать выводы о положительном влиянии модифицирующей добавки в виде УНТ в электролит никелирования на результаты электроосаждения. Увеличение концентрации УНТ приводит к увеличению средних размеров кристаллов никеля в покрытии. Так же было определено, что УНТ влияют на металлический блеск покрытий, а также скорость образования сплошного покрытия.

1. Dai P.Q., Xu W.C., Huang Q.Y. // Materials Science and Engineering A. 2008. V. 483–484. P. 172–174.
2. Kim S.K., Oh T.S. // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 2011. V. 21. P. s68–72. 8. Chen X.H., Chen C.S., Xiao H.N., Cheng F.Q., Zhang G., Yi G.J. // Surface & Coatings Technology. 2005. V. 191. P. 351–356.
3. Jeon Y.S., Byun J.Y., Oh T.S. // Journal of Physics and Chemistry of Solids. 2008. V. 69. P. 1391–1394.
4. Wang Y., Deng M., Cui X., Wu H., Zhu L., Ding G. Research and Application of CNT Composite Electroplating. Carbon Nanotubes // Carbon Nanotubes - From Research to Applications., 2017. P. 82-110.
5. Minh P.N., Khoi P.H. // Journal of Physics: Conference Series. 2009. V. 187. № 1. P. 1–10. doi:10.1088/1742-6596/187/1/012002.



# ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНОГО СПЛАВА $Fe_{20}Cr_{20}Mn_{20}Ni_{20}Co_{15}C_5$

Е.В. Мельников, С.В. Астафуров, К.А. Реунова,

М.Ю. Панченко, В.А. Москвина, Е.Г. Астафурова

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

E-mail: melnickow-jenya@yandex.ru

В работе методами просвечивающей (ПЭМ) и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), рентгенофазового (РФА) и рентгеноструктурного (РСА) анализа, одноосного статического растяжения (при комнатной температуре со скоростью  $5 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ ) исследовали влияние термической и термомеханической обработок на микроструктуру и механические свойства углеродистого многокомпонентного сплава  $Fe_{20}Cr_{20}Mn_{20}Ni_{20}Co_{15}C_5$ . Высокоэнтропийный сплав  $Fe_{20}Cr_{20}Mn_{20}Ni_{20}Co_{20}$  и сплав  $Fe_{20}Cr_{20}Mn_{20}Ni_{20}Co_{15}C_5$  были получены методом вакуумно-индукционной плавки. Литой сплав  $Fe_{20}Cr_{20}Mn_{20}Ni_{20}Co_{20}$  подвергали гомогенизации: отжиг ( $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ , 2 ч)  $\rightarrow$  холодная прокатка (80 % обжатия)  $\rightarrow$  отжиг ( $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ , 2 ч.). Сплав  $Fe_{20}Cr_{20}Mn_{20}Ni_{20}Co_{15}C_5$  исследовали в литом и отожженном ( $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ , 1 ч.) состояниях, а также после двух многоступенчатых термомеханических обработок: первый режим включал в себя комбинацию высокотемпературных отжигов ( $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ , общая продолжительность выдержки 25 ч.) с горячей ковкой и холодной прокаткой (общая степень обжатия 80 %); второй заключался в холодной многоходовой прокатке (общая степень обжатия 80 %) с промежуточными высокотемпературными отжигами ( $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ , 9 ч.).

С использованием РСА было установлено, что оба сплава в литом состоянии обладают аустенитной структурой. Параметр кристаллической решетки ( $a$ ) аустенита для сплава  $Fe_{20}Cr_{20}Mn_{20}Ni_{20}Co_{20}$  составляет 0,3599 нм. Легирование углеродом сопровождается увеличением этого значения до 0,3610 нм. По результатам ПЭМ- и СЭМ-исследований литой сплав  $Fe_{20}Cr_{20}Mn_{20}Ni_{20}Co_{15}C_5$  представляет собой композиционный материал, состоящий из аустенитной фазы, содержащий крупные карбидные частицы. Однако РФА не выявил второй фазы, из чего следует, что ее объемная доля не превышает 5 %. Закалка и термомеханическая обработка образцов приводит к частичному растворению и фрагментации карбидов, но добиться однофазной структуры в сплаве  $Fe_{20}Cr_{20}Mn_{20}Ni_{20}Co_{15}C_5$  не удастся. При этом значения параметра  $a$  увеличиваются до 0,3611-0,3619 нм после обработок, что свидетельствуют о дополнительном твердорастворном упрочнении аустенита атомами углерода.

Литой сплав  $Fe_{20}Cr_{20}Mn_{20}Ni_{20}Co_{15}C_5$  обладает более высокими прочностными и более низкими пластическими свойствами ( $\sigma_{0,2} = 342 \text{ МПа}$ ,  $\sigma_b = 500 \text{ МПа}$ ,  $\delta = 2 \text{ } \%$ ), чем гомогенный сплав  $Fe_{20}Cr_{20}Mn_{20}Ni_{20}Co_{20}$ , не содержащий атомов внедрения ( $\sigma_{0,2} = 180 \text{ МПа}$ ,  $\sigma_b = 495 \text{ МПа}$ ,  $\delta = 62 \text{ } \%$ ). Термическая обработка способствует росту предела прочности углеродистого сплава, но его удлинение остается низким из-за присутствия хрупкой карбидной фазы ( $\sigma_{0,2} = 342 \text{ МПа}$ ,  $\sigma_b = 550 \text{ МПа}$ ,  $\delta = 4 \text{ } \%$ ). Термомеханические обработки, способствующие частичному растворению карбидов в сплаве  $Fe_{20}Cr_{20}Mn_{20}Ni_{20}Co_{15}C_5$ , вызывают существенный рост его механических свойств ( $\sigma_{0,2} = 446\text{-}450 \text{ МПа}$ ,  $\sigma_b = 835\text{-}859 \text{ МПа}$ ,  $\delta = 23\text{-}27 \text{ } \%$ ) по сравнению с литым состоянием. Таким образом, термомеханические обработки способствуют формированию высокопрочного состояния с хорошей пластичностью в легированном углеродом многокомпонентном сплаве  $Fe_{20}Cr_{20}Mn_{20}Ni_{20}Co_{15}C_5$ .

*Работа поддержана Российским научным фондом (проект № 20-19-00261).  
Исследования проведены на оборудовании ИФПМ СО РАН (ЦКП «Нанотех»).*

## **ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПСЕВДО $\beta$ ТИТАНОВОГО СПЛАВА В ПРОЦЕССЕ ПОЛУЧЕНИЯ ПРОВОЛОКИ**

**И.П. Мишин<sup>1</sup>, Е.В. Найденкин<sup>1</sup>, О.В. Забудченко<sup>1</sup>, Д.И. Бобров<sup>1</sup>,  
А.И. Манишева<sup>2</sup>, Э.К. Александровский<sup>3</sup>**

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

<sup>2</sup>*Томский государственный университет*

<sup>3</sup>*Томский политехнический университет*

Email: [mip@ispms.ru](mailto:mip@ispms.ru)

Метастабильные  $\beta$ -титановые сплавы благодаря высоким удельным прочностным характеристикам, усталостным характеристикам и коррозионной стойкости представляют большой научный и практический интерес [1-3]. Кроме того, такие сплавы обладают высокой пластичностью при низких температурах, что позволяет подвергать их холодной обработке [4]. В частности, это может быть важно при производстве проволоки из титановых сплавов с высокими прочностными характеристиками. Известно, что проволоку из  $\alpha$ + $\beta$ -титановых сплавов производят методом горячей экструзии [1], что приводит к ее окислению и снижению пластичности [5]. В случае псевдо  $\beta$  титановых сплавов такое окисление в результате старения на воздухе приводило к одновременному снижению как пластичности, так и прочности сплава [6]. В связи с этим представляет интерес изучение возможности получения высокопрочной проволоки из титанового сплава преимущественно в условиях холодной деформации прокаткой. В связи с вышеизложенным, в данной работе изучена эволюция структуры, механических свойств и разрушения  $\beta$ -титанового сплава Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr-1Mo-1Zr в процессе получения проволоки.

Исследования проводили на псевдо  $\beta$  титановом сплаве состава: Ti-14,5V-2,7Al-2,8Sn-2,8Cr-1,0Mo-0,9Zr (сплав ВТ35). Деформационная обработка проводилась радиально сдвиговой прокаткой (РСП) в сочетании с ручьевой прокаткой [6]. В результате такой комбинированной прокатки получена проволока сечением 1,5x1,5 мм<sup>2</sup> с коэффициентом вытяжки  $k \sim 560$  (накопленная истинная логарифмическая деформация  $e \sim 6.3$ ).

Проведенные структурные исследования показали, что РСП приводит к уменьшению толщины вытянутых вдоль прутка в исходном состоянии зерен с 200 до 50 мкм. При этом наблюдается усиление, характерной для  $\beta$  сплава текстуры (110).

В результате последующей ручьевой прокатки с суммарной логарифмической деформацией  $e \sim 6.3$  согласно данным просвечивающей электронной микроскопии в исследуемом сплаве наблюдается формирование полосовой фрагментированной структуры. Толщина полос, вытянутых в направлении прокатки, составляет 50–100 нм.

Рентгеноструктурные исследования показали, что с увеличением степени деформации наблюдается снижение размеров области когерентного рассеяния.

Рассчитанная величина плотности дислокаций [7] с ростом степени деформации существенно возрастает с  $1.5 \cdot 10^9$  см<sup>-2</sup> до  $7.7 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>. Помимо этого, в сплаве с ростом деформации наблюдается непрерывное увеличение параметра решетки. Такое изменение

можно было бы связать с развитием ( $\beta$ - $\alpha$ ) фазового превращения, сопровождающегося перераспределением легирующих элементов.

Изучение механических свойств показало, что с увеличением степени деформации в сплаве наблюдается повышение прочностных характеристик с соответствующим снижением пластичности по сравнению с исходным состоянием за исключением деформации РСП. В этом случае прочностные характеристики практически не изменяются, а пластичность даже растет. Это может быть связано с высокой температурой РСП, что приводит, несмотря на увеличение вытянутости зерен и плотности дислокаций, к формированию более равновесных границ зерен, обеспечивающих аккомодацию (релаксацию) дислокаций при растяжении.

Испытания на растяжение проволоки показало, что, благодаря сформированной в результате прокатки полосовой структуре, в ней наблюдаются высокие прочностные характеристики ( $\sigma_{\text{в}}=1320$  МПа), при сохранении удовлетворительной пластичности (6 %). Достигнутая прочность существенно превышает наблюдаемые величины в случае проволоки из  $\alpha+\beta$  титанового сплава [9], а также из  $\beta$  титанового сплава [10].

Псевдо  $\beta$  титановые сплавы упрочняются путем термической обработки, заключающейся в закалке и последующем старении. При этом в сплаве происходит выделение пластинчатой  $\alpha$ -фазы толщиной несколько нанометров. Старение сплава после дополнительной прокатки  $e \sim 6.3$  приводит к тому, что пределы прочности и текучести сплава превышают на 400-450 МПа соответствующие значения для сплава в исходном состоянии после старении при тех же условиях.

Анализ картин разрушения сплава после различных степеней деформации показал, что во всех случаях наблюдается вязкий характер разрушения. Только в случае разрушения проволоки появляются участки хрупкого разрушения, занимающие по площади  $\sim 20\%$ . Кроме того, в этом случае несколько изменяется и картина вязкого разрушения. Так, если в образцах сплава с деформацией до  $e \sim 2.1$  наблюдается чашечный излом, на стенках которых (явно) четко проявляются следы дислокационного скольжения, то в случае разрушения проволоки такой рельеф внутри чашек слабо заметен. Это может быть обусловлено тем, что в полосовой структуре проволоки толщиной 30-100 нм зарождение дислокаций затруднено. В связи с этим, дислокационные скопления с небольшим числом дислокаций не могут сформировать ступеньку больше чем в несколько нм, которые наблюдаются при более высоком увеличении.

Таким образом, проведенные исследования показали, что РСП в сочетании с ручьевой прокаткой до степени деформации  $e \sim 6.3$  приводит к формированию в сплаве Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr-1Mo-1Zr полосовой фрагментированной структуры толщиной 50-100 нм. В результате получена проволока из  $\beta$ -титанового сплава с высоким пределом прочности (1320 МПа) и удовлетворительной пластичностью (6 %).

Не смотря на высокую степень пластической деформации, в том числе и холодную, полученная проволока из  $\beta$ -титанового сплава демонстрирует преимущественно вязкий характер разрушения.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №19-19-00033)

1. G. Lütjering, J.C. Williams, (Springer, Berlin, Heidelberg, 2007).
2. V.N. Moiseyev, (CRC Press., New York, 2005).
3. A.P. Mouritz, *Woodhead, Publishing in Materials*, (2012).
4. I. Weiss, S.L. Semiatin, *Mater. Sci. Eng. A*, **243**, p. 46, (1998).

5. O.M. Ivasishin, R.V. Teliovich, *Mater. Sci. Eng. A*, **263**, p. 142, (1999).
6. E.V. Naydenkin, I.P. Mishin, I.V. Ratochka, O.N. Lykova, O.V. Zabudchenko. *Mater. Sci. Eng. A.*, **769**, p. 138495, (2020).
7. Williamson G.K. and Smallman R.E. *Phil. Mag.*, **34**, p. 1, (1956).
8. A. Gupta, R. Khatirkar, A. Kumar, K. Thool, N. Bibhanshu, S. Suwas, *Mater. Char*, **156**, p. 109884, (2019).
9. Y.M. Hwang, G.W. Kuo, H.H. Liu, *Proc. Man.*, **15**, p. 294, (2018).
10. H.P. Chang, Y.C. Tseng, *Kao. J. Med. Sci.*, **34**, p. 202, (2018).

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА СКЛОННОСТЬ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ У8 К ДЕФОРМАЦИОННОМУ СТАРЕНИЮ

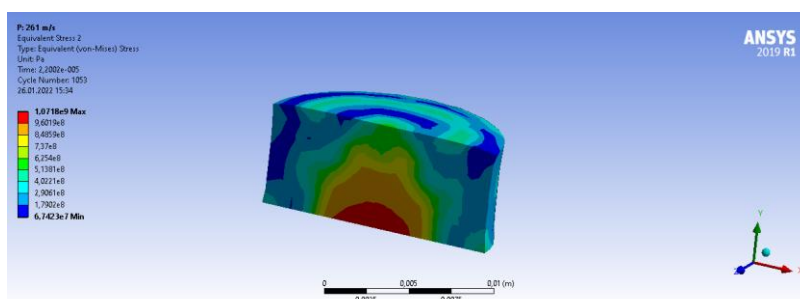
**Г.С. Нагичева, А.В. Нохрин, Н.В. Мелехин, Н.Н. Берендеев, А.М. Брагов,  
В.В. Баландин**

*Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет  
им. Н.И. Лобачевского*

E-mail: [nagicheva@nifti.unn.ru](mailto:nagicheva@nifti.unn.ru)

Целью работы являлось исследование склонности углеродистой стали к деформационному старению после различных видов деформирования. Особое внимание уделялось изучению деформационного старения после высокоскоростного нагружения углеродистой стали.

Объектом исследования являлась сталь У8 в нормализованном состоянии. Образцы исследовались в исходном состоянии, после квазистатической и динамической осадки на заданную степень деформации. Методика динамического сжатия была реализована с помощью газовой пушки ПГ-20, позволяющей метать образцы со скоростью до 800 м/с (при использовании сжатого гелия). Ударное нагружение осуществлялось стальным плоским ударником по исследуемому образцу. В результате удара в образце стали У8 возбуждалась волна сжатия, амплитуда которой зависела от скорости ударника (209, 261 м/с). Деформированные образцы исследовали в трех областях: в центральной части образца (center), на тыльной стороне образца относительно удара (back) и в стороне, на которую пришелся удар (front). Структура стали исследовалась с использованием методики металлографии и растровой электронной микроскопии; для аттестации механических свойств использовалась методика измерения микротвердости. Для визуализации изменения физико-механических величин в процессе высокосортного деформирования проводили моделирование в программной среде Ansys Workbench.



*Рисунок 1. Распределение значений предела текучести образца стали У8 после удара  
плоским ударником*

Металлографические исследования показали, что сталь У8 в исходном состоянии имеет перлитную микроструктуру, преимущественно пластинчатого характера. В структуре стали присутствуют зоны сфероидизированного перлита, что приводит к неоднородному распределению и снижению микротвердости в этих участках.

После квазистатической и динамической осадки микроструктура стали У8 не претерпевает значительных изменений; фрагментации пластин цементита не происходит до степени деформации более 30%. Установлено, что динамическое сжатие вызывает незначительное повышение твердости в центральной части образцов. Полученные результаты согласуются с результатами конечно-элементного моделирования, где максимальная величина предела текучести достигается в центральной области тыльной стороны образца (см. рис. 1).

Исследовано влияние термической обработки на микротвердость деформированной стали У8.

Показано, что низкотемпературный отжиг (150-500 °С) недеформированной стали У8 приводит к монотонному снижению твердости. Установлено, что квазистатическая осадка и динамическое нагружение углеродистой стали приводят к реализации эффекта деформационного старения, проявляющегося в повышении твердости при отжиге деформированной стали У8. Увеличение степени и скорости деформации сопровождается повышением твердости отожженной стали (см. рис. 2). Максимальная микротвердость для стали после динамического сжатия (удара) наблюдается при более низкой температуре отжига, чем в случае образцов, подвергнутых квазистатической осадке.

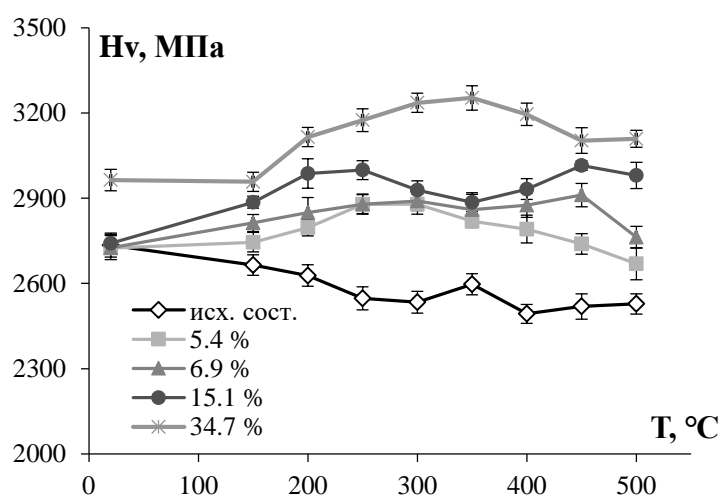


Рисунок 2. Зависимость микротвердости стали У8 от температуры отжига в случае квазистатической осадки

Показано, что эффект деформационного старения в стали У8 после квазистатической осадки и динамического нагружения (сжатия) обусловлен повышением плотности решеточных дислокаций, дальнедействующие поля внутренних напряжений от которых приводят к диссоциации пластин цементита  $Fe_3C$  и повышению концентрации атомов углерода в кристаллической решетке феррита.

Проведен анализ влияния скорости и степени деформации на склонность углеродистой стали У8 к деформационному старению.

Работа выполнена при поддержке проекта №075-03-2020-191/5 Минобрнауки России.

# ВЛИЯНИЕ Cu НА ФОРМИРОВАНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОЛИМЕТАЛЛА VT6/Cu

А.В. Николаева, А.В. Чумаевский, А.П. Зыкова

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

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

В работе исследовано влияние Cu на эволюцию микроструктуры и механических свойств полиметалла VT6/7,5об.%Cu, полученного методом электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) с одновременной подачей титановой и медной проволоки. Электронно-лучевое аддитивное производство считается одним из наиболее перспективных методов изготовления титановых изделий, но из-за высоких температурных градиентов и быстрых скоростей охлаждения во время электронно-лучевой печати происходит формирование крупных столбчатых  $\beta$ -зерен, что приводит к анизотропии механических свойств [1,2,3]. Медь является стабилизирующим элементом  $\beta$ -фазы титана, т. о. добавление данного элемента во время печати может значительно увеличить долю  $\beta$ -Ti, тем самым подавляя рост первичных  $\beta$ -зерен, что позволит управлять микроструктурой полиметалла и, следовательно, его механическими свойствами.

Интерес к полиметаллическим системам VT6/Cu связан с использованием их для производства сложно-профильных деталей в авиа- и ракетно-космической промышленности. Одним из примеров применения композита VT6/Cu является изготовление шар-баллонов методом ЭЛАП, которые нужны для использования в пневмосистемах ракетно-космической техники. Большие столбчатые  $\beta$ -зерна, порядка 11 мм в длину и 4,5 мм в ширину, формируемые во время печати шар-баллона из титановой проволоки без добавления меди могут привести к его преждевременному разрушению во время эксплуатации.

Для аддитивного производства полиметалла VT6/7,5%Cu были использованы проволоки из титанового сплава VT6 диаметром 1,6 мм и из медного сплава диаметром 1 мм, которые подавались в единую ванну расплава. На первом этапе производства на подложку из технически чистого титана VT1-0 были нанесены два слоя только VT6. На втором этапе были нанесены два слоя с одновременной подачей проволок VT6 и Cu. Таким образом были получены заготовки размером 110×40×16 мм<sup>3</sup>. Для проведения механических испытаний методом одноосного растяжения и исследования микроструктуры методами оптической (ОМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) были вырезаны образцы в поперечном сечении.

По данным ОМ в поперечном сечении композита VT6/7,5%Cu образуются преимущественно равноосные зерна размером от 100-500 мкм. Кроме того, микроструктура полиметалла содержит столбчатые зерна длиной до 3 мм и шириной до 200 мкм, что значительно меньше и тоньше, чем у VT6, изготовленного ЭЛАП без добавления меди [4]. Микроструктура в средней части VT6/7,5%Cu состоит из  $\alpha/\beta$ -колоний преимущественно в виде корзиночного плетения внутри первичных зерен  $\beta$ -фазы. Просвечивающая электронная микроскопия показывает присутствие наноразмерных частиц Ti<sub>2</sub>Cu, расположенных в  $\beta$ -области. Образование частиц Ti<sub>2</sub>Cu обусловлено высокими скоростями охлаждения, что приводит к выделению эвтектоида

Испытания полиметаллических образцов ВТ6/7,5%Cu на одноосное растяжение проводили при комнатной температуре со скоростью 1 мм/мин, были вырезаны плоские образцы размерами 12×2,7×1,5 мм вдоль направления печати в форме собачьей кости. Результаты испытаний на одноосное растяжение композита ВТ6/7,5%Cu показали повышение предела прочности на разрыв примерно на 20% по сравнению со сплавом ВТ6, полученным тем же способом, но без добавления меди. Однако с увеличением прочности пластичность снизилась в три раза по сравнению со сплавом ВТ6 без добавления Cu (рис. 1).

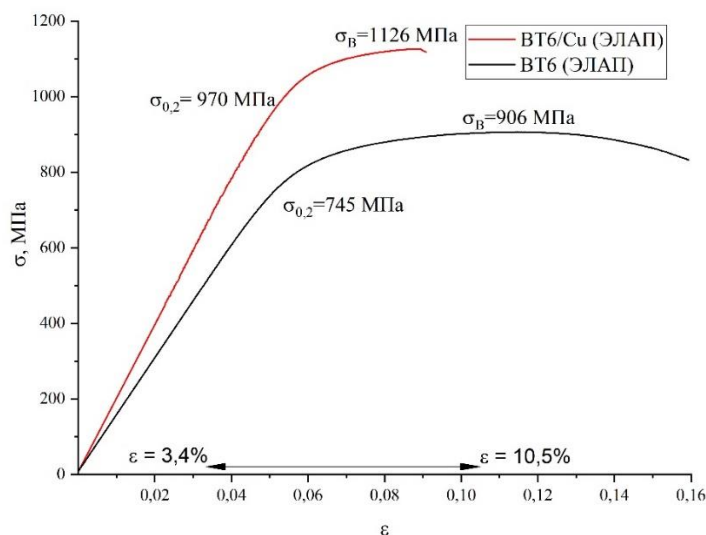


Рисунок 1. Диаграмма напряжение-деформация для полиметалла ВТ6/7,5%Cu и сплава ВТ6, полученных методом ЭЛАП.

Таким образом, при получении композита ВТ6/7,5%Cu методом ЭЛАП с одновременной подачей двух проволок происходит столбчатый рост зерен меньшего размера по сравнению с аддитивным ВТ6 без меди и формирование преимущественно равноосных зерен размером 100-500 мкм. Предел прочности сплава ВТ6 без добавления меди составил 906 МПа, в то время как легирование материала позволило повысить данную величину до 1126 МПа.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0012.

1. D. Zhang, D. Qiu, M.A. Gibson, Y. Zheng, H.L. Fraser, D.H. StJohn, M.A. Easton, *Nature* **576**, pp. 91-95 (2019).
2. M.J. Bermingham, D.H. StJohn, J. Krynen, S. Tedman-Jones, M.S. Dargusch, *Acta Mater* **168**, pp. 261-274 (2019).
3. X. Tan, Y. Kok, Y.J. Tan, M. Descoins, D. Mangelinck, S.B. Tor, K.F. Leong, C. K. Chua, *Acta Mater* **97**, pp. 1-16 (2015).
4. K.N. Kalashnikov, A.V. Chumaevskii, T.A. Kalashnikova, K.S. Osipovich, E. A. Kolubaev, *Russ. Phys. J.* **63**, pp. 962-967 (2020).

# ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ПОСЛЕ ПОЛЗУЧЕСТИ

А.В. Никоненко<sup>1</sup>, Н.А. Попова<sup>2</sup>, Е.Л. Никоненко<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск, Россия

<sup>2</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

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

Методами просвечивающей дифракционной и растровой электронной микроскопии проведены исследования фазового состава и структуры двух сплавов на основе Ni-Al-Co в двух состояниях: 1) исходном состоянии – после направленной кристаллизации (НК); 2) НК+ ползучесть (100 ч, 900 °С, 100 МПа). Химический состав сплавов различался только содержанием молибдена и титана. Сплав №1 с содержанием молибдена 1 вес.% и титана 2 вес.%, а сплав №2 с содержанием молибдена 2 вес.% и титана 1 вес.% –. Содержание остальных элементов было одинаково: Ni – 53.4 вес.%, Co – 30 вес.%, Al – 9.5 вес.%, Cr и Nb по 2 вес.%

Исследования методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) и растровой электронной микроскопии (РЭМ) показывают набор фаз, качественный и количественный состав которых зависит от термической обработки (табл. 1).

Таблица 1. Фазовый состав исследуемых сплавов

№ образца	доля фазы, $\delta \pm 0,05$			
	$\gamma'$	$\gamma$	$\beta$	$\epsilon$
№1 НК	0,78	0,15	0,05	0,02
№2 НК	0,61	0,25	0,09	0,05
№1 НК + ползучесть 100 часов, 900°С, 100 МПа	0,79	0,05	0,15	0,01
№2 НК + ползучесть 100 часов, 900°С, 100 МПа	0,84	0,08	0,03	0,05

Фазы, наблюдаемые в суперсплаве, можно классифицировать по исходному состоянию как основные и вторичные. Эта классификация основана на объемной доле фаз, их роли в сплаве и постоянном или единичном присутствии. Как мы видим из табл. 1, основными фазами являются  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фазы. Они образуют основную структуру сплава практически во всех суперсплавах. В исследуемом сплаве они присутствуют в виде квазикубоидов  $\gamma'$ -фазы, разделенных прослойками  $\gamma$ -фазы [1-3]. Где  $\gamma'$ -фазы - многокомпонентная интерметаллидная фаза со сверхструктурой  $L1_2$  и  $\gamma$ -фаза - ГЦК твердый раствор с ближним порядком в расположении атомов. Выполненные в работе измерения позволили классифицировать частицы  $\gamma'$ -фазы на два масштабных уровня:  $\gamma'$ -фаза первого уровня ( $\gamma'_I$ ) – крупные округлые частицы с размером 25-35 мкм; второй масштабный уровень  $\gamma'$ -фазы –  $\gamma'$ -фаза второго уровня ( $\gamma'_{II}$ ) – частицы квазикубоидной формы размером от 0,25 до 0,6 мкм, находящиеся в двухфазной смеси  $\gamma + \gamma'_{II}$ , которая окружает крупные частицы  $\gamma'_I$  [1-3].

Обнаруженные в сплавах  $\beta$ - и  $\epsilon$ -фазы являются вторичными.  $\beta$ -фаза упорядочена и имеет сверхструктуру B2.  $\epsilon$ -фаза имеет гексагональную плотноупакованную кристаллическую решетку с упорядоченным расположением атомов со сверхструктурой



DO<sub>24</sub>. Присутствие β-фазы и ε-фазы обнаруживается только при исследовании методом ПЭМ, и обе фазы располагаются внутри крупных частиц γ'-фазы [1-3]. β-фаза имеет игольчатую форму, а ε-фаза имеет пластинчатый вид.

Образцы сплавов после (НК) были подвергнуты 100 часовой ползучести при температуре 900 °С и нагрузке 100 МПа. Ползучесть не меняет фазовый состав в обоих сплавах, но изменяет объемные доли обнаруженных фаз: в сплаве №1 доля γ'-фазы и ε-фазы практически не изменяются, но объемная доля γ-фазы уменьшилась в три раза, в то время как, объемная доля β-фазы увеличилась в такое же количество раз (см. табл. 1).

Процесс ползучести на сплав № 2 влияет по-иному: наблюдается значительное увеличение объемной доли γ'-фазы (см. табл. 1), а объемные доли γ-фазы и β-фазы уменьшились в три раза, при этом доля ε-фазы остается неизменной.

Несомненно, в процессе ползучести имеет место фазовая перекристаллизация, которая является одним из механизмов ползучести. Основным же механизмом ползучести для обоих сплавов является дислокационная ползучесть, в которую активно включается γ'-фаза. Плотность дислокаций в крупных частицах γ'-фазы (в частицах γ'<sub>1</sub>) в образце № 1 после испытания на ползучесть составляет  $3.1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ , в образце № 2 –  $2.7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Это высокое значение плотности дислокаций свидетельствует, с одной стороны, о значительной степени деформации в γ'-фазе и, с другой стороны, о большом сопротивлении ползучести этой фазы. Дислокационная структура, как показали исследования, в γ'-фазе – ячеисто-сетчатая. Этот факт подтверждает выше сказанное. В двухфазной смеси γ + γ' дислокации присутствуют в обоих образцах. Здесь скалярная плотность дислокаций выше –  $7.3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Это значение соответствует как сплаву №1, так и сплаву №2. Более высокое значение скалярной плотности дислокаций в двухфазной смеси указывает на большее сопротивление ползучести этого состояния. Естественно ожидать, что дополнительным механизмом торможения в двухфазной смеси является межфазная граница γ'/γ. Установлено, что скалярная плотность дислокаций повышается вблизи межфазных границ. Можно констатировать, что длительная ползучесть при 900 °С исследуемых сплавов реализуется путем дислокационного скольжения, главным образом, в γ'-фазе.

Таким образом, исследования показали, что различное содержание молибдена и титана, как и ползучесть, не влияет на фазовый состав, но приводит к его количественному изменению.

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

1. Э.В. Козлов, А.Н. Смирнов, Е.Л. Никоненко, Н.А. Попова, Н.А. Конева, *Морфология фаз и фазовые превращения при термической обработке суперсплавов на основе Ni-Al-Cr и Ni-Al-Co. Масштабные и концентрационные эффекты* (Москва, 2016).
2. Ю.Р. Колобов; Е.Н. Каблов; Э.В. Козлов и др., *Структура и свойства интерметаллидных материалов с наночастицами упрочнением* (Москва, 2008).
3. N.A. Koneva, E.L. Nikonenko, A.V. Nikonenko, N.A. Popova, *Crystals* **11**, pp. 89 (1-13) (2021).

# ОСОБЕННОСТИ РЕЛАКСАЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ Ni<sub>3</sub>Al, СИНТЕЗИРОВАННОГО МЕТОДОМ ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

Д.А. Осипов<sup>1,2</sup>, И.В. Смирнов<sup>1,2</sup>, К.В. Гриняев<sup>1,2</sup>, И.А. Дитенберг<sup>1,2</sup>

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

<sup>2</sup>Томский государственный университет, Томск

Email: osipov\_ff\_tsu@mail.ru

На сегодняшний день одним из интенсивно развивающихся направлений порошковой металлургии является комбинированное использование механической активации (МА) порошков и их смесей с последующей консолидацией получаемых прекурсоров методом искрового плазменного спекания (ИПС) [1,2]. Показано [2], что при таком подходе синтез интерметаллидных соединений в процессе ИПС возможен при более низких температурах, по сравнению с традиционными технологиями переплавки. В связи с этим актуальным вопросом физического материаловедения является изучение термической стабильности микроструктуры и механических свойств получаемых материалов.

Целью настоящей работы является изучение влияния продолжительности предварительной МА на особенности релаксационных процессов в образцах Ni<sub>3</sub>Al, полученных методом ИПС.

Смесь порошков 3Ni (99.85%, марки ПНК 1Л5) – Al (98 %, марки ПА-4) была подвергнута МА продолжительностью 1, 3.5, 5.5 и 10.5 минут в энергонапряженных планетарных шаровых мельницах АГО-2 с водяным охлаждением. Объем каждого из двух стальных барабанов мельницы 160 см<sup>3</sup>. Диаметр шаров 8 мм, масса шаров в каждом барабане 200 г, масса образца 10 г. Центробежное ускорение шаров составляло 400 м/с<sup>2</sup> (40g). Для предотвращения окисления обработку и выгрузку образцов осуществляли в атмосфере аргона. Искровое плазменное спекание с выдержкой не менее 5 минут выполнено на установке SPS Labox-1575 в условиях давления 40 МПа и температуры 1050–1100 °С. Консолидированные образцы Ni<sub>3</sub>Al подвергали одночасовому вакуумному отжигу при температурах 1100, 1200 и 1300 °С.

Структурные исследования проведены методами растровой (РЭМ) и просвечивающей (ПЭМ) электронной микроскопии соответственно на приборах: электронно-ионном микроскопе FEI Quanta 200 3D (30 кВ) и просвечивающем электронном микроскопе Philips CM 12 (120 кВ).

Для определения температурной зависимости удельного электросопротивления ( $\rho$ ) использован стандартный четырехконтактный потенциометрический метод: чувствительность измерений – 0.001 мкОм×см; площадь поперечного сечения образцов 1 мм<sup>2</sup>; расстояние между контактами – 10 мм; сила тока 800 мА; интервал температур от 20 до 1000 °С; скорость нагрева 400 °С/час.

Микротвердость ( $H_v$ ) образцов после консолидации методом ИПС и последующих отжигов определяли методом Виккерса на приборе «Neophot 21». Нагрузка составляла 0.5 Н, выдержка 10 – 15 секунд. Измерения проведены на подготовленных металлографических шлифах в сечениях, параллельных направлению осадки под давлением.

Установлено, что зеренная структура образцов Ni<sub>3</sub>Al после ИПС зависит от продолжительности предварительной МА. Структурное состояние после 1 минуты предварительной МА характеризуется зернам имеющими близкую к равноосной форму. Размеры зерен находятся в интервале от 0.7 до 13 мкм, что свидетельствует о сильной разнотерности получаемого консолиданта. Увеличение продолжительности

предварительной МА до 3.5, 5.5 и 10.5 минут сопровождается уменьшением размеров зеренной структуры, которые находятся в интервалах 0.5-3 мкм, 0.3-2.7 мкм и 0.2-2.7 мкм соответственно. В крупных зернах наблюдается градиентная окраска, свидетельствующая о наличии структурных состояний с малоугловыми (дискретными и/или непрерывными) разориентировками. В процессе исследования методом просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг установлено, что участкам с высокой плотностью «выбитых точек» на получаемых методом EBSD картах ориентации зерен соответствуют области из зерен субмикронных и микронных размеров с развитой дефектной субструктурой. Обнаружено, что после ИПС, не зависимо от продолжительности предварительной МА, формируется высокая плотность двойников. В свою очередь ширина двойников уменьшается с увеличением продолжительности предварительной МА. В случае 1 минуты предварительной МА ширина двойников составляет 150 – 300 нм. При МА 3.5 минуты ширина двойников 30 – 160 нм. Наименее широкие двойники (20 – 50 нм) наблюдаются при МА продолжительностью 10.5 минут. Помимо этого, на электронно-микроскопических изображениях многие большеугловые границы характеризуются наличием полосчатого контраста, что свидетельствует об их равновесном состоянии. Таким образом, разнотернистая структура образцов  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , получаемые методом ИПС после энергонапряженной МА, может быть представлена как структурный композит, состоящий из зерен микронных и субмикронных размеров.

Установлено, что карты ориентации зерен по мере повышения (от 1100 °С до 1300 °С) температуры отжига характеризуются увеличением размеров зерен, уменьшением плотности «выбитых точек» и исчезновением градиентной окраски. При этом уже при 1100 °С процессы релаксации в первую очередь активизируются в наиболее дефектных участках, состоящих из субмикроструктурных зерен, в то время как в более равновесном крупнозернистом окружении релаксация идет менее интенсивно. Кроме того, обнаружено, что увеличение продолжительности МА от 1 до 10.5 минут сопровождается плавным снижением температуры активизации процессов релаксации дислокационной структуры более чем на сто градусов (от 602 °С до 490 °С).

По сравнению с образцами  $\text{Ni}_3\text{Al}$  после синтеза [3], после часовых отжига при температурах 1100, 1200 и 1300 °С наблюдается плавное снижение значений микротвердости. Образцы с 1 минутой предварительной МА после отжига при 1300 °С характеризуются снижением микротвердости ~ 12 % (от 5.27 до 4.63 ГПа). Максимальное уменьшение значений микротвердости (до 33 %) с 7.58 до 5.20 ГПа после такого отжига обнаружено в образцах с предварительной активацией 3.5 минуты. Образцы после МА продолжительностью 5.5 и 10.5 минут демонстрируют одинаковое снижение значений микротвердости (около 25 %), соответственно от 7.67 до 5.63 ГПа и от 8.51 до 6.26 ГПа. Кроме того, для малых времен предварительной МА характерны более сильные отклонения от средних значений микротвердости, что, по нашему мнению, связано с формированием неоднородной зёрненной структуры. Следовательно, при описании микроструктуры таких разнотернистых состояний и анализе природы их физико-механических свойств использование такой характеристики как средний размер зерен представляется не целесообразным.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований гранта № 20-32-90094 аспиранты. Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования НИ ТГУ.

1. P. Cavaliere, “Spark plasma sintering of materials: advances in processing and applications”, Springer, (2019).
2. J. Meng, C. C. Jia, Q. He, *Powder Metall.* **51**, 227-230 (2008).
3. I.A. Ditenberg et al., *Russian Physics Journal*, **61** (10), 1947-1950 (2019).

# ВЛИЯНИЕ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТОНКО-ЛИСТОВОЙ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ ТРИП-СТАЛИ ПРИ СТАТИЧЕСКИХ И УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЯХ

А.Г. Пенкин<sup>1\*</sup>, И.О. Банных<sup>1</sup>, Н.А. Минина<sup>1</sup>, А.О. Теплов<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ИМЕТ РАН, Москва, 119991, Россия

\*E-mail: [alexgpenkin@gmail.com](mailto:alexgpenkin@gmail.com)

С использованием методов акустико-эмиссионной (АЭ) диагностики и рентгенофазового анализа проведено исследование влияния состояния поверхностного слоя на физико-механические свойства тонколистовой высокопрочной аустенитно-мартенситной стали с повышенным содержанием мартенсита деформации в приповерхностных слоях в процессе статических и циклических испытаний.

Материалом исследования служила холоднокатаная лента толщиной 0,273 мм аустенитно-мартенситной трип-стали 23X15H5AM3-Ш. Химический состав стали: 0,25 С; 14,5-16,0 Cr; 4,8-5,8 Ni; 2,7-3,2 Mo; Mn ≤ 1,0; Si ≤ 0,6; 0,03-0,07 N; S ≤ 0,01; P ≤ 0,015; Fe-основа. Структура стали представляла собой смесь мартенсита деформации и нагартованного аустенита [1]. Количество мартенсита деформации в поверхностном слое ленты составляло 68,5%. Объемное содержание мартенсита в образцах было не более 30%. Рентгенофазовый анализ был проведен с использованием рентгеновского дифрактометра Ultima IV.

Образцы для испытаний, как на статическое растяжение, так и на усталость имели форму двойной лопатки с размером рабочей части 20x25 мм и радиусом перехода 50 мм. Известно [2, 3], что состояние поверхностного слоя металлических материалов оказывает существенное влияние на механические свойства и, в особенности, на характеристики усталостной прочности. В связи с чем, в работе исследовано два типа образцов: образцы прошедшие только механическую шлифовку абразивом в жидкой среде и образцы, помимо аналогичной механической шлифовки, прошедшие электрополировку с удалением поверхностного слоя толщиной 8-10 мкм.

Определение механических свойств, исследованных серий образцов ленты трип-при статическом растяжении, проводилось на малошумной механической машине Instron 3382 со скоростью деформации  $V = 5$  мм/мин, а испытания на усталость в условиях повторного растяжения с постоянным минимальным напряжением цикла  $\sigma_{\min} = 100$  МПа на сервогидравлической испытательной машине Instron 8801.

Регистрацию параметров акустической эмиссии в процессе статических испытаний на растяжение проводили с использованием АЭ диагностической системы СДС1008, обеспечивающей анализ амплитудных, энергетических и спектральных характеристик сигналов АЭ в частотном диапазоне 50-1000 кГц.

Кинетика изменения параметров АЭ образцов трип-стали с различным состоянием поверхностного слоя в процессе статического растяжения (рис.1.а, б) имеет сходный характер. Для обоих типов образцов сохраняются основные закономерности изменения активности сигналов АЭ ( $\dot{N}$ ): на стадии микротекучести регистрируются два пика активности при  $\sigma=600$  МПа (движение дислокаций в области границ зерен и преимущественно в поверхностных слоях металла) и  $\sigma=1250$  МПа (размножение дислокаций в поверхностных и внутренних слоях металла). На стадии деформационного упрочнения при степени деформации более 23% наблюдается постепенное повышение активности и энергии АЭ сигналов, что коррелирует с возрастанием зубчатости процесса пластического течения, обусловленного интенсивным образованием мартенсита деформации за счет проявления трип-эффекта. При этом, после удаления

поверхностного слоя наблюдается существенное снижение значений регистрируемых параметров АЭ по сравнению с АЭ характеристиками исходного образца с более высоким содержанием мартенсита в поверхностном слое материала.

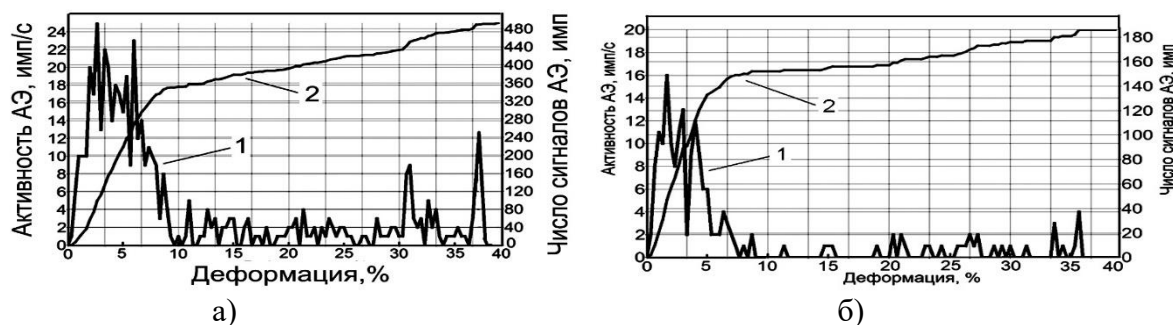


Рис. 2. Диаграммы изменения активности  $\dot{N}$  (1), суммарного числа (2) сигналов АЭ при статическом растяжении образцов аустенитно-мартенситной стали: а)- образца в исходном состоянии (после механической шлифовки абразивом в жидкой среде и б)- образца стали после снятия электро-полировкой поверхностного слоя 8-10 мкм.

Усталостная прочность аустенитно-мартенситной стали зависит от структурного состояния поверхностного слоя и наличия концентраторов напряжений на поверхности кромок образцов (рис.3). Электро-полировка образцов приводит к повышению предела

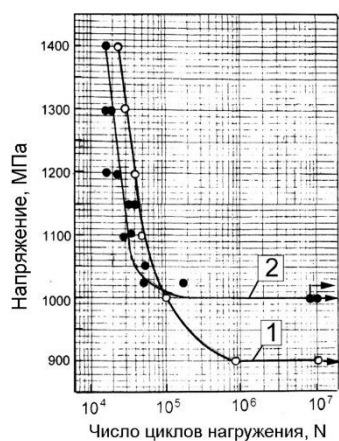


Рис.3. Кривые усталости образцов стали (1-исходное состояние, 2-после электро-полировки)

усталости с 900 до 1000 МПа. АЭ испытания показали, что значения пределов усталости лежат в области напряжений микротекучести между двумя характерными пиками активности акустической эмиссии. В интервале циклических напряжений 1400 - 1000 МПа долговечность до разрушения образцов после электро-полировки несколько меньше по сравнению с долговечностью образцов в исходном состоянии. При этом образцы после полировки имели очень малый разброс экспериментальных данных и все образцы разрушались по рабочей части образца, в то время как часть образцов в исходном состоянии разрушилась в захватах испытательной машины. Меньшая долговечность до разрушения образцов после полировки при высоких циклических напря-

жениях обусловлена существенным снижением количества мартенсита деформации в поверхностных слоях образцов с 65 до 31%, а, как показано [3], усталостная прочность напрямую зависит от фазового состава поверхностного слоя метастабильных аустенитных сталей. При этом при высоких амплитудах циклического нагружения образование мартенсита приводит к более быстрому зарождению усталостной трещины и ее ускоренному росту, а при низких амплитудах - наоборот задерживает возникновение трещины и замедляет ее распространение.

1. Терентьев В.Ф., Рошупкин В.В., Пенкин А.Г., Пенкин М.А. Влияние содержания мартенсита на механическое поведение и акустико-эмиссионные характеристики тонколистовой трип-стали при статическом растяжении // *Деформация и разрушение материалов*. 2019. № 12. С. 36-41.
2. Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Рошупкин В.В., Слизов А.К., Сиротинкин В.П. Анализ стадийности деформации трип-стали методом акустической эмиссии // *Деформация и разрушение материалов*. 2016. № 10. С. 35-41.
3. Терентьев, В. Ф., Слизов А.К., Просвирнин Д.В. и др. Влияние фазового состава поверхностного слоя на механические свойства тонколистовой трип-стали 23X15H5AM3-Ш // *Деформация и разрушение материалов*. 2015. № 7. С. 30-33.

# МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ЛЕНТ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ УФ-ЛАЗЕРА

И.Е. Пермякова<sup>1</sup>, А.А. Иванов<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», 105005, Москва, ул. Радио, 23/9, стр. 2

<sup>2</sup> НИЯУ «МИФИ», 115409, Москва, Каширское ш., 31

E-mail: inga\_perm@mail.ru

Аморфные сплавы (АС) существенно отличаются от кристаллических в связи с неупорядоченной и метастабильной структурой, обеспечивающей необычное сочетание эксплуатационных свойств [1-3]. Среди разнообразия АС быстрозакалённые сплавы на основе Fe широко используются в силовых трансформаторах и магнитных датчиках благодаря превосходным магнитомягким свойствам, выдающейся коррозионной стойкости и сверхвысокой прочности [4, 5]. Наносекундная импульсная лазерная обработка в настоящее время является одним из перспективных способов улучшения характеристик и модификации структуры таких материалов как на поверхности, так и в объёме [6-8]. В качестве объекта исследования выбрана лента АС Fe<sub>53.3</sub>Ni<sub>26.5</sub>B<sub>20.2</sub>, полученная методом спиннингования, толщиной  $h = 25$  мкм. Обработку её поверхности осуществляли эксимерным ультрафиолетовым KrF лазером CL-7100 (OptoSystems Ltd., Russia) с длиной волны  $\lambda = 248$  нм и длительностью импульса  $\tau = 20$  нс. Количество импульсов  $n$  изменялось от 1 до 1000 (с шагом 100), а другие параметры лазерной установки оставались постоянными ( $f = 2$  Гц,  $E_i = 150$  мДж,  $W = 0.6$  Дж/см<sup>2</sup>). Облученные зоны имели вид круга (рис. 1), поскольку лазерное воздействие АС проводилось через специальную оснастку (диафрагму) с круговыми отверстиями. Морфологию поверхности АС, её рельеф изучали с привлечением оптического микроскопа DM 2500 P (Leica, Germany) и оптического интерференционного профилометра NewView 7300 (ZYGO, USA).

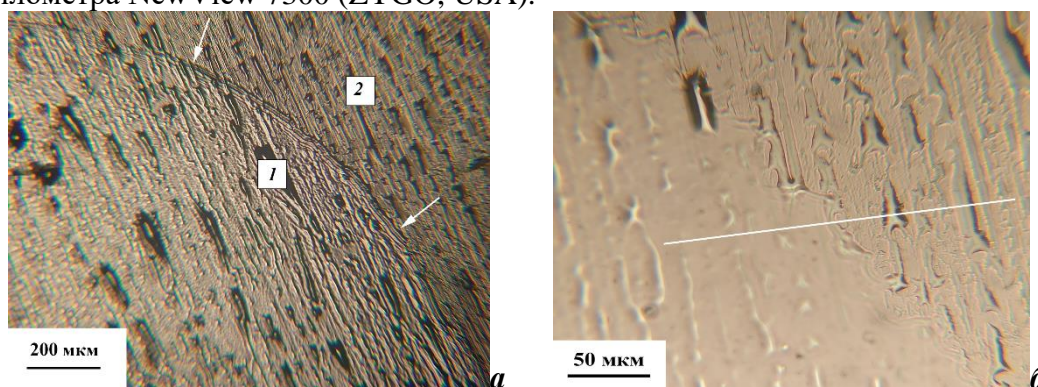


Рисунок 1. Поверхность ленты АС Fe-Ni-B при импульсном воздействии лазера  $n = 100$ : а – стрелками указана граница между круглой зоной, подвергнутой облучению (1), и необработанной (2); б – фото при большем увеличении границы двух зон с отмеченной линией, вдоль которой изучен рельеф.

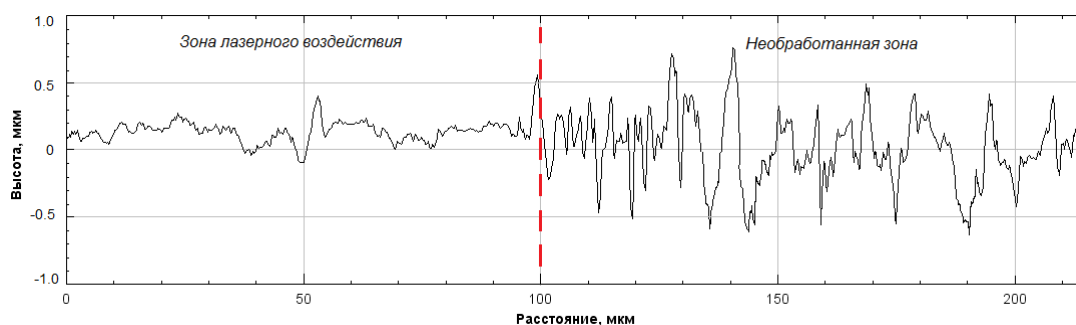


Рисунок 2. Профилограмма АС вдоль плоскости сечения, указанного линией на рис. 1б.

Установлено, что лазерная обработка при небольших дозах облучения ( $n < 200$ ) способствует улучшению качества поверхности АС (рис. 1, рис. 2): снижению её шероховатости, устранению несплошностей и микропор. Кроме того, происходит снятие остаточных напряжений, формируемых при получении ленты АС.

При  $n > 300$ , на краю зоны лазерной обработки можно наблюдать «складки» (рис. 3). Их образование связано с тем, что при воздействии многочисленных импульсов генерируются ударные волны, которые распространяется вглубь АС, а на поверхности перемещают расплавленные слои, затвердевающие позже. Иными словами, визуализация концентрической круговой ряби – это прямое доказательство волнового движения расплавленного материала по поверхности. По предварительным оценкам скорость волны составляет  $\sim 0.5$  км/с, температуры нагрева при значительном количестве импульсов могут превышать  $2000$  °С, а скорости затвердевания (охлаждения) –  $10^7$ - $10^9$  °С/с [9].

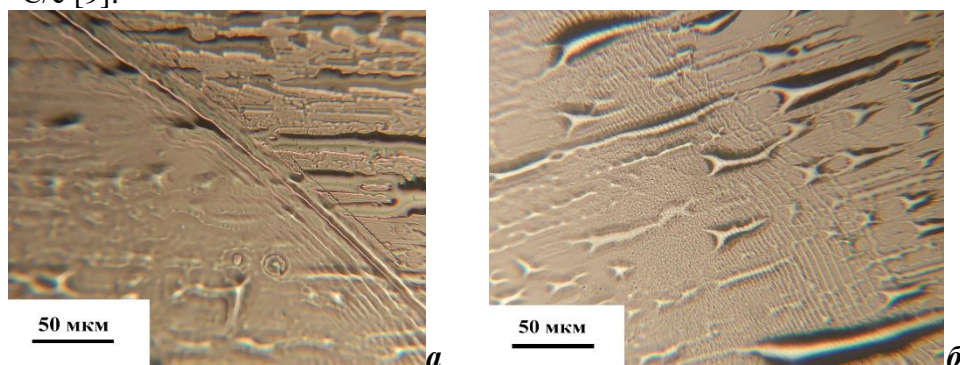


Рисунок 3. Формирование волн на границе облученной зоны при  $n = 500$  (а),  $n = 700$  (б).

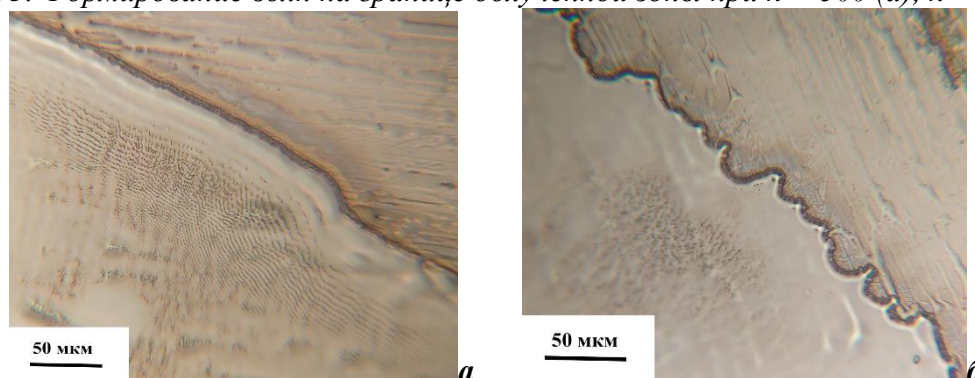


Рисунок 4. Граница области лазерного облучения АС при  $n = 800$  (а),  $n = 1000$  (б).

При дальнейшем увеличении импульсов ( $n > 700$ ) происходит наложение складок и формирование уплотненного края области лазерного воздействия (рис. 4а), а при  $n > 800$  наблюдаются «пальцеобразная» (рис. 4б) неустойчивость Саффмана-Тейлора в результате сильного взаимодействия между плазменным факелом, вызванным взрывом фазы, и образующимся расплавленным слоем.

1. A. Inoue, *Acta Mater.* **48**, pp. 279-306 (2000).
2. А.М. Глезер, И.Е. Пермякова, В.В. Громов, В.В. Коваленко *Механическое поведение аморфных сплавов.* (Новокузнецк, СибГИУ, 2006).
3. F.E. Luborsky *Amorphous Metallic Alloys.* (London, Butterworth and Co. Ltd., 1983).
4. A. Makino, T. Kubota, C.T. Chang et al. *J. Magn. Magn. Mater.* **320**, pp. 2499-2503 (2008).
5. T. Chang, T. Kubota, A. Makino et al. *J. Alloys Compd.* **473**, pp. 368-372 (2009).
6. I.E. Permyakova *Bull. Russ. Acad. Sci.: Phys.* **82**, pp. 1086-1095 (2018).
7. H. Huang, M. Jiang, J. Yan *J. Alloys Compd.* **754**, pp. 215-221 (2018).
8. A.V. Shelyakov, N.N. Sitnikov, D.V. Sheyfer et al. *Smart Mater. Struct.* **24**, pp. 115031(1-7) (2015).
9. I.E. Permyakova *Bull. Russ. Acad. Sci.: Phys.* **84**, pp. 839-843 (2020).

## **ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И ВРЕМЕНИ СТАРЕНИЯ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti–50,7 АТ.%Ni, ПОЛУЧЕННОГО РАДИАЛЬНО- СДВИГОВОЙ ПРОКАТКОЙ**

**К.А. Полякова, В.С. Комаров**

НИТУ «МИСиС»

Email: vachiyar@yandex.ru

Сплавы с памятью формы (СПФ) являются перспективными функциональными материалами в машиностроении и медицине. Наиболее распространенным сплавом в этой группе является никелид титана (Ti-Ni). Термомеханическая обработка является эффективным способом создания и регулирования структурного состояния, фазовых превращений и соответственно функциональных и механических свойств сплава. Сплавы с содержанием Ni более 50.5 ат.% являются стареющими, отжиг в температурном интервале 250–500°C позволяет регулировать их механические и функциональные свойства в широком диапазоне. Известно, что температура и время выдержки в процессе старения оказывает значительное влияние на формирующуюся микроструктуру и фазовые превращения в сплаве, а также функциональные и механические свойства. В данной работе исследовали влияние температуры и времени старения на фазовые превращения и механические свойства сплава Ti–50,7 ат.%Ni.

Пруток сплава Ti–50,7 ат.%Ni диаметром 20 мм был получен методом горячей радиально-сдвиговой прокатки, с последующим охлаждением на воздухе (ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ»). Исследование температур фазовых превращений проводили методом дифференциально-сканирующей калориметрии в интервале температур от минус 100 °C до плюс 100 °C со скоростью нагрева/охлаждения 10 °C/мин (Metler Toledo DSC 3+). Статические испытания на растяжение проводили на универсальной испытательной машине Instron 5966 при комнатной температуре и скорости растяжения 2 мм/мин. Сплав при комнатной температуре во всех случаях отжига находился в R – фазе. Определяли фазовый и дислокационный пределы текучести и их разницу, предел прочности и относительное удлинение. Средний размер исходного рекристаллизованного зерна по всему сечению прутка составляет ~ 25 мкм.

Исследование температур фазовых превращений показало, что температура пика B2→R превращения не изменяется от 400 до 450 °C (1 – 10 ч). При времени старения 1 ч в интервале температур 400 – 450 °C наблюдается трехстадийное мартенситное превращение, при увеличении времени старения до 10 ч превращение становится двухстадийным.



Полученные результаты позволяют заключить, что наиболее высокие значения фазового предела текучести в исходном состоянии обусловлены высокой плотностью дислокаций, и, как следствие, стабилизацией В2-аустенита и препятствию протекания фазовых превращений. Это подтверждается наиболее низким (по температурной шкале) положением пика на калориметрической кривой охлаждения исходного образца по сравнению с образцами, подвергнутыми последеформационному отжигу.

Увеличение температуры и времени старения приводит к снижению фазового предела текучести, увеличению предела прочности, а также увеличению дислокационного предела текучести (только при времени старения 1 ч).

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

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

*Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания (код проекта 0718-2020-0030).*

## **ОСОБЕННОСТИ МЕТАЛЛА ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ Cr-Mo-Ni-V СТАЛИ**

**А.А. Чернобаева, Д.Ю. Ерак, Р.О. Полякова, К.И. Медведев, Д.А. Журко,  
Н.В. Степанов, Д.А. Мальцев, С.А. Бубякин, М.А. Скундин**

НИЦ «Курчатовский институт», [Savicheva\\_ro@nrcki.ru](mailto:Savicheva_ro@nrcki.ru)

Корпус реактора типа ВВЭР состоит из кованных деталей (обечаек и эллиптических элементов днища и верхнего блока), которые соединены между собой сварными соединениями. В сварных соединениях корпусов реакторов принято различать наплавленный металл, металла обечайки и металл зоны термического влияния (ЗТВ). Металлом ЗТВ принято называть узкий слой металла обечайки, прилегающий к линии сплавления с металлом сварного шва. Целью настоящей работы является исследование металла ЗТВ, свойства которого отличаются от свойств металла обечайки из-за того, что они подвергаются в процессе сварки дополнительным нагревам. Исследование металла ЗТВ в настоящей работе предусматривает поиск зоны сварного соединения с максимальной склонностью к хрупкому разрушению в исходном, термоохлажденном и облученном состояниях. Это может быть, как наплавленный металл (СШ), так и ЗТВ или основной металла обечайки (ОМ).

*Таблица 1 - Химический состав металла обечаек сварного соединения 50 и М*

Сварное соединение	Содержание, вес. %									
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo	Ni	V
50	0.16	0.32	0.45	0.005	0.007	0.02	2.03	0.51	1.46	0.09
М	0.17	0.29	0.47	0.009	0.010	0.05	2.25	0.51	1.34	0.09

Для настоящей работы были выбраны два штатных сварных соединения стали марки 15X2НМФАА для корпусов реакторов ВВЭР-1000. Выполнено распределение твердости, в сварных соединениях включая наплавленный металл, линию сплавления, ЗТВ и основной металл. Химический состав металла свариваемых обечаек представлен в табл. 1.

Выявлено характерное распределение твердости в зависимости от расстояния от линии сплавления. Результаты измерения твердости показали, что твердость в области ЗТВ отличается от твердости основного металла (~ 225 HV). В ней можно выделить зону повышенной твердости (~ 260 HV) и пониженной твердости (~ 210 HV). В соответствии с результатами измерения твердости область металла ЗТВ составляет 5-6 мм.

Для оценки склонности к хрупкому разрушению локальных зон: линии сплавления, зоны повышенной твердости, зоны пониженной твердости, а также основного металла и металла сварного шва использованы испытания на ударный изгиб миниатюрных образцов типа Шарпи ( $5,0 \pm 0,1 \times 5,0 \pm 0,1 \times 27,5 \pm 0,2$ ) с определением критической температуры хрупкости для каждой выделенной зоны (Рис. 1).

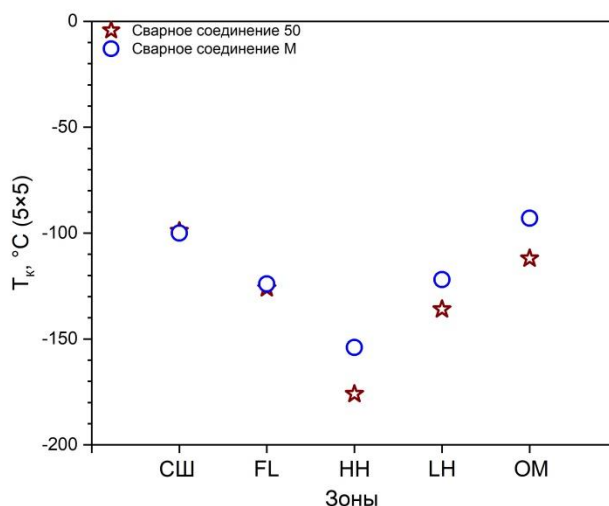


Рисунок 1 – Результаты испытаний образцов мини-Шарпи из локальных зон сварного соединения М и 50

Максимальные значения  $T_k$  сварного соединения 50 соответствует зоне СШ, а для сварного соединения М соответствует зоне ОМ. Минимальное значение  $T_k$  сварного соединения 50 и М соответствует зоне НН.

Выполнена работа по оценке размера первичного аустенитного зерна в исследуемых зонах. Результаты представлены в табл. 2.

Таблица 2 - Средний размер зерен, определенный в различных зонах швов М и 50

шов	Средний размер зерна, мкм				
	СШ	FL	НН	LH	ОМ
М	$324 \pm 137$	$74 \pm 24$	$16 \pm 4$	$93 \pm 32$	$99 \pm 33$
50	$260 \pm 83$	$63 \pm 23$	$11 \pm 6$	$100 \pm 43$	$101 \pm 36$

Показано, что, выделенным областям соответствуют характерные диапазоны размеров зерен. Наиболее мелкое зерно относится к зоне повышенной твердости ЗТВ. Область низкой твердости и основного металла имеют одинаковые параметры зеренной структуры.

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МОНОЛИТНЫХ СВС-КОМПОЗИТОВ С МЕДНОЙ МАТРИЦЕЙ

Н.Б. Пугачева<sup>1,2</sup>, Т.М. Быкова<sup>1,2</sup>, Ю.В. Николин<sup>3</sup>

<sup>1</sup> *Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

<sup>2</sup> *Уральский Федеральный Университет им. первого президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия*

<sup>3</sup> *ООО “Солид флэйм”, Екатеринбург, Россия*

Email: [nata5-4@yandex.ru](mailto:nata5-4@yandex.ru)

Композиционные материалы и покрытия, получаемые методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), положительно зарекомендовали себя с точки зрения обеспечения повышенной твердости и износостойкости. Важным является выбор химического состава матрицы композита, которая главным образом определяет склонность к развитию трещин при нагрузках. Интерес представляет использование меди и ее сплавов в качестве матрицы СВС-композитов, особенно для деталей и элементов конструкций электротехнического и теплообменного назначения. Относительно невысокая температура плавления меди (1083 °С) позволяет обеспечить максимальное сближение значений их реальной и теоретической плотности после дополнительного горячего компактирования. Цель работы - установить химический и фазовый составы монолитных СВС-композитов системы Cu-Ti-C-B, определить их плотность, твердость, микромеханические свойства и прочность при испытаниях на поперечный изгиб.

Исходными материалами для синтеза были порошки Ti, Cu, C и B<sub>4</sub>C. Порошки перемешивали в шаровой мельнице в течение 12 часов и засыпали в стальную трубу (марка Ст3), выполняющую одновременно роль реактора открытого типа и внешней оболочки заготовки. Затем заготовку помещали в электрическую печь и нагревали до температуры начала экзотермических реакций (1020 °С). Порошок меди формирует металлическую матрицу будущего композита. Порошки Ti, C, B<sub>4</sub>C являются терморегулирующими компонентами (ТРК), обеспечивающими протекание экзотермической реакции:



Расчет процентного содержания ТРК в составе исходной смеси производится из условия осуществления реакции (1) в стехиометрических пропорциях. Доля ТРК в исходной смеси составляла 30 %. Сразу после завершения процесса синтеза заготовки подвергали горячему компактированию – прессованию на гидравлическом прессе при температуре 900 °С под нагрузкой 250 МПа. В результате получали сэндвич – пластины с внешней стальной оболочкой, внутри которой находился синтезированный композит.

Микроструктуру, химический и фазовый составы полученного композита исследовали на поперечных резах сэндвич - пластин с помощью сканирующего электронного микроскопа TESCAN VEGAII XMU с энергодисперсионной и волнодисперсионной (для определения содержания бора) приставками фирмы OXFORD. Фазовый рентгеноструктурный анализ выполнен на рентгеновском дифрактометре

SHIMADZU в  $k_\alpha$  излучении хрома. Твердость композита по Роквеллу измеряли по шкале С. Плотность и пористость определяли методом гидростатического взвешивания образцов на воздухе и в дистиллированной воде плотностью 998 кг/м<sup>3</sup>. Взвешивание проводили на аналитических весах Ohas Pioneer PA 214. Микромеханические свойства композита определяли в соответствии с требованиями ГОСТ Р 8.748 – 2011 (ИСО 14577 – 1: 2002). Инструментальное микроиндентирование с записью диаграммы нагружения проводили на измерительной системе Fischerscope HM2000 XYm с использованием индентора Виккерса и программного обеспечения WIN-HCU при максимальной нагрузке 0,980 Н, времени нагружения 20 сек, выдержке при нагрузке 15 сек и времени разгрузки 20 сек. Погрешность характеристик микротвердости и микроиндентирования по 10 измерениям рассчитывали с доверительной вероятностью  $p = 0,95$ . По результатам индентирования определяли следующие показатели микромеханических свойств: микротвердость по Виккерсу ( $HV$ ), контактный модуль упругости ( $E^*$ ), составляющую работы пластической деформации при индентировании ( $\phi$ ), ползучесть при индентировании ( $C_{IT}$ ),  $H_{IT}$  - значения твердости вдавливания при максимальной нагрузке. Испытания на поперечный изгиб проводили на серво-гидравлической испытательной машине INSTRON 8801 на образцах размерами 35 × 5 × 5 мм в соответствии с ГОСТ 20019-74. Скорость испытания составила 0,2 мм/мин, расстояние между осями опор 30 мм. Предел прочности при поперечном изгибе  $R_{bm30}$  рассчитывали по формуле:

$$R_{bm} = \frac{3 \cdot F \cdot l}{2 \cdot b \cdot h^2} \quad (2),$$

где  $F$  – наибольшая сила, соответствующая моменту разрушения образца, Н;  $l$  – расстояние между осями опор, мм;  $h$  – высота образца (размер, совпадающий с направлением приложения силы при испытании), мм;  $b$  – ширина образца (размер, перпендикулярный высоте), мм.

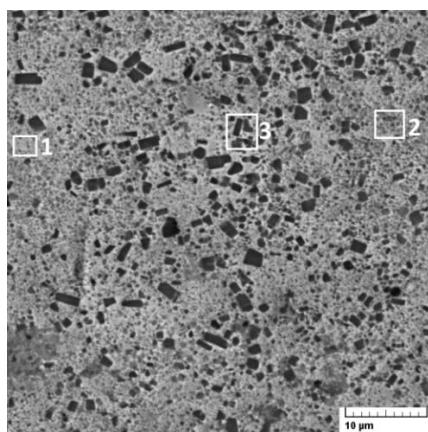


Рисунок 1. Микроструктура композита Си-Тi-С-В

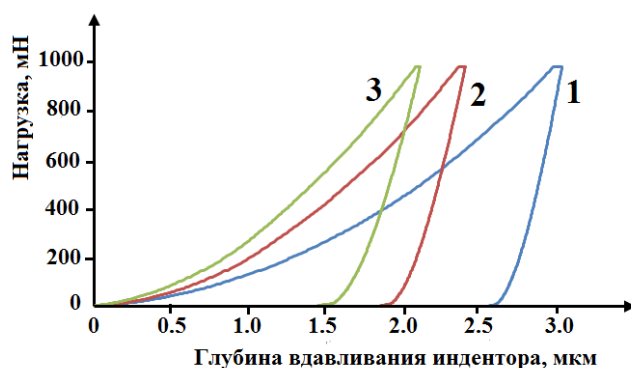


Рисунок 2. Кривые нагружения структурных составляющих композита (цифры соответствуют участкам, отмеченным на рис. 1)

Металлическая матрица представляет собой твердый раствор на основе меди, в котором растворено небольшое количество титана (область 1 на рис. 1). Частицы упрочняющих фаз карбида титана TiC и диборида титана TiB<sub>2</sub> неравномерно распределены по объему композита. Одни области обогащены частицами TiC (область 2 на рис. 1), другие – частицами TiB<sub>2</sub> (область 3 на рис. 1). Частицы TiC серого цвета имеют размеры от 0,5 до 2 мкм и форму, близкую сферической. Частицы TiB<sub>2</sub> черного цвета размерами 2 - 10 мкм имеют форму, близкую кубу. Неравномерное распределение упрочняющих фаз в композите обуславливает неоднородность микромеханических свойств (рис. 2). Плотность композита составила 6,8 г/см<sup>3</sup>. Общая твердость композита -

60 – 62 НРС. Предел прочности при поперечном изгибе  $R_{bt30} = 820$  МПа. Рельеф поверхности образцов после испытаний имеет ямочное строение, что соответствует вязкому разрушению с условно высокой работой разрушения. Наличие участков с отличающимися микромеханическими свойствами обеспечивает перераспределение напряжений при внешнем нагружении. Более пластичные структурные составляющие (область 1 на рис. 1 и 2) являются демпфером для возникающих микронапряжений и препятствуют возникновению и развитию микротрещин.

## КОМПЬЮТЕРНЫЙ АНАЛИЗ МИКРОСТРУКТУРЫ ТВЁРДЫХ СПЛАВОВ WC-Co

Б.Б. Страумал<sup>1,2\*</sup>, Д. Г. Каграманян<sup>3</sup>, Е. П. Константинова<sup>3</sup>, А. Н. Некрасов<sup>4</sup>, И. Ю. Коляшин<sup>2</sup>, Л. Н. Щур<sup>3,5</sup>

<sup>1</sup>Институт физики твердого тела им. Осипяна РАН и Научный центр РАН в Черноголовке, Черноголовка, Россия

<sup>2</sup>Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия

<sup>3</sup>Университет «Высшая школа экономики», Москва, 101000, Россия

<sup>4</sup>Институт экспериментальной минералогии им. Коржинского РАН, Черноголовка, 142432, Россия

<sup>5</sup>Институт теоретической физики им. Ландау РАН, Черноголовка, 142432, Россия

Email: Straumal@issp.ac.ru

Твёрдые сплавы на основе карбида вольфрама с кобальтовой связкой известны около ста лет и в настоящее время широко используются в горнодобывающей промышленности, гражданском и дорожном строительстве, а также в машиностроении. Их совершенствование требует разработки новых технологий, основанных на принципиально новых подходах. Предлагается метод анализа микроструктуры с использованием компьютерной обработки с элементами машинного обучения и искусственного интеллекта. Он был применен для анализа микроснимков твёрдых сплавов WC-Co, полученных с помощью сканирующей электронной микроскопии. Геометрические параметры межфазных границ WC/Co извлекаются с помощью математических методов обработки цифровых изображений. Этот метод применен к микроснимкам трех образцов с различным средним размером зерна WC. Установлено, что распределение краевых углов межфазных границ WC/Co имеет ярко выраженную бимодальную структуру, а значения углов пиков практически одинаковы для образцов мелко-, средне- и крупнозернистых твёрдых сплавов WC-Co. Получены также распределения полуосей для изолированных участков кобальтовой связки. Вероятность нахождения конкретного значения длинной и короткой полуосей экспоненциально уменьшается с увеличением длины полуоси. В отличие от углов смачивания, эти показатели степени различны для образцов с разным размером зерен WC. Полученные результаты обсуждаются с использованием идей смачивания границ зерен и фасетирования/потери огранки межфазных границ.

*Работа поддержана РНФ (грант 22-22-00511).*

# ИССЛЕДОВАНИЕ МАКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЛАВА АМг5 С ВВЕДЕНИЕМ МЕЛКОДИСПЕРСНОГО ПОРОШКА ВОЛЬФРАМАТА ЦИРКОНИЯ $ZrW_2O_3$

А.В. Судариков<sup>1</sup>, А.В. Чумаевский<sup>1</sup>, В.А. Белобородов<sup>1</sup>, А.П. Зыкова<sup>1</sup>,  
Е.А. Колубаев<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,  
Академический, 2/4, тел. (3822)-286-863

Email: [avsudarikov@ispms.ru](mailto:avsudarikov@ispms.ru)

Современные методы модификации поверхности металлов в своей основе содержат интенсивное пластическое деформирование поверхностных слоев. Наряду с традиционными способами упрочнения металлов, такими как термическая и термомеханическая обработка поверхности, широкое распространение получила фрикционная перемешивающая обработка.

Данный способ упрочнения поверхности позволяет локально формировать композиционные материалы с металлической матрицей, упрочнять структуру поверхностного слоя и устранять различные дефекты, полученные в процессе литья, проката или аддитивного производства. При этом тепловложение в металл в процессе обработки существенно меньше по сравнению с другими способами упрочнения, что позволяет избежать разупрочнения различных металлов и сплавов после обработки.

Такой способ упрочнения материалов хорошо применим к алюминиевым сплавам, т.к. они обладают хорошей обрабатываемостью, высокой удельной прочностью и демонстрируют эффективную работоспособность в экстремальных условиях. Исходя из этого, в качестве основного материала был использован хорошо известный деформируемый сплав АМг5. Данный сплав широко применяется в современном ракетно- и авиастроении. В качестве упрочняющего компонента был выбран мелкодисперсный порошок вольфрамата циркония  $ZrW_2O_3$ .

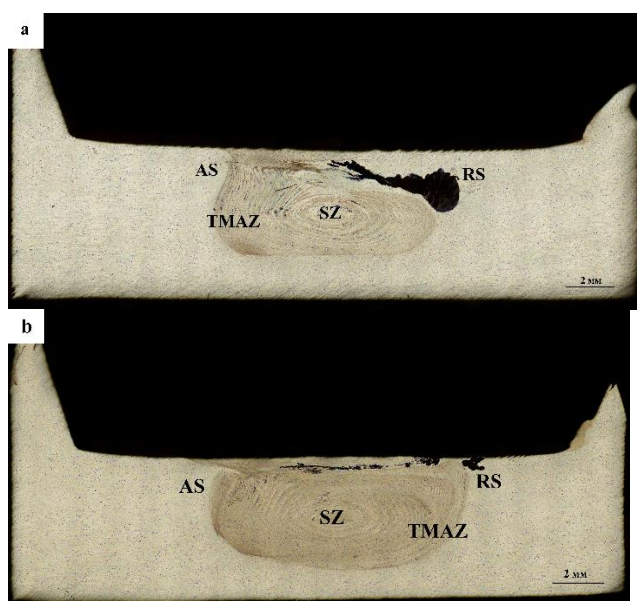


Рис. 1. Макроструктура зоны обработки сплава АМг5 после 1-го и 4-х проходов инструментом: а – после 1-ого прохода; б – после 4-х проходов

Фрикционная перемешивающая обработка образцов из алюминиевого сплава АМг5 с равномерно распределенными дорожками в виде отверстий с уплотненным порошком  $ZrW_2O_3$  проводилась на лабораторной установке в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН. Толщина использованного листового проката составляла 5 мм, глубина обработки 3 мм. Подбор параметров процесса осуществлялся эмпирически. Обработка поверхности материала осуществлялась в четыре-восемь последовательных проходов инструментом.

Для определения макроструктуры полученных образцов использовался металлографический микроскоп Альтами МЕТ 1С. На рис.1а показана макроструктура шлифа АМг5 после первого прохода инструмента, а на рис.1б после восьмого. В структуре зоны обработки выделяется зона перемешивания (SZ на рис.1), зона термомеханического влияния (ТМАЗ на рис.1), различно организованную с отступающей (RS на рис.1) и наступающей (AS на рис.1) стороны.

Исходя из полученных результатов видно, что с увеличением количества проходов инструмента зона перемешивания материала становится более выраженной и приобретает свойственную ей кольцевидную форму. Порошкообразные агломераты частиц вольфрамата циркония  $ZrW_2O_3$  от прохода к проходу распределяются равномерно по всему объему зоны перемешивания. На границах перехода одной зоны в другую происходит уменьшение размера зерна от зоны термомеханического влияния к центру шва. В зоне перемешивания размер зерен составляет порядка 1-2 мкм. Видимых дефектов после обработки в восемь проходов не наблюдается.

Результаты испытаний на растяжение показывают, что материал упрочняется на 10-15% от прочности листового проката. Предел прочности после четырех проходов составляет 345 МПа. С увеличением числа проходов инструмента при фрикционной перемешивающей обработке структура материала становится более равномерной и мелкозернистой, что приводит к увеличению предела прочности. Таким образом, можно установить, что целесообразным на следующем этапе представляется проведение дальнейших исследований трибологического поведения алюминиевого сплава с введением порошковых частиц вольфрамата.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0012.*

## **ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ В ОБЛАСТИ БЛИЗКОЙ К ЛИНИИ СПЛАВЛЕНИЯ**

**О.Д. Чеботарёв, А.А. Чернобаева, Д.Ю. Ерак, Р.О. Полякова, К.И. Медведев**

*г. Москва, НИЦ «Курчатовский институт», [chebotaryov\\_od@mail.ru](mailto:chebotaryov_od@mail.ru)*

Корпус реактора типа ВВЭР состоит из кованных элементов (цилиндрических обечаек и днища), соединенных при помощи многопроходной автоматической сварки под флюсом. Металл обечайки, примыкающий к линии сплавления, претерпевает нагревы выше  $A_{c3}$ , нагревы в межкритический интервал ( $A_{c1}$ - $A_{c3}$ ) и нагревы до температур, превышающих температуру последнего этапа основной термической обработки,  $650^{\circ}C$ - $A_{c1}$ . В результате возникает область, с измененными микроструктурой и свойствами, которую принято называть зоной термического влияния (далее ЗТВ).

Исследование механических свойств металла ЗТВ стали марки 15Х2НМФАА показало, что эта область отличается от основного металла обечайки значениями твердости и критической температуры хрупкости  $T_k$  [1]. В субзоне, прилегающей к линии

сплавления, значение твердости составляет ~ 260 HV, а в субзоне, граничащей с основным металлом, – ~ 210 HV. Каждая субзона металла ЗТВ характеризуется определённым значением  $T_k$ , а именно:  $T_k$  субзоны высокой твердости составляет ~ -160°C, а  $T_k$  субзоны низкой твердости на 40°C выше и составляет -120°C. Критическая температура хрупкости основного металла равна -90°C. Целью данной работы является исследование микроструктуры металла ЗТВ.

Для данной работы было выбрано сварное соединение стали марки 15Х2НМФАА для корпусов реакторов ВВЭР-1000, которое исследовалось ранее в работе [1]. Химический состав металла обечаек показан в таблице 1.

Таблица 1 - Химический состав металла обечаек сварного соединения

Марка стали	Содержание, вес. %										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	N	V
15Х2НМФАА	,17	,29	,47	,009	,010	,05	,25	,51	,34		,09

Для выявления микроструктуры образец был запрессован в порошок эпоксидной смолы при повышенной температуре в электрогидравлическом прессе. Подготовка поверхности производилась на шлифовальном, а затем на полировальном станке. Подготовленная таким образом поверхность подвергалась многоступенчатому травлению 3% водным раствором  $HNO_3$  с периодической полировкой.

Далее пошагово была сделана серия фотографий структуры зоны ЗТВ и прилегающих областей сварного шва и основного металла, которые соединены в панорамное изображение (Рис. 1).

На рисунке 1 с левой стороны виден участок сварного шва с характерными, вытянутыми в сторону отвода тепла, зёрнами. Правее, на нулевой отметке, можно отметить линию сплавления – граница между наплавленным металлом шва и нерасплавленным металлом обечайки. Далее расположен участок повышенной твердости с зёрнами, которые по размеру меньше, чем в наплавленном и в основном металлах. Значение твердости в этой зоне, по результатам работы [1], составило 215-255 HV.

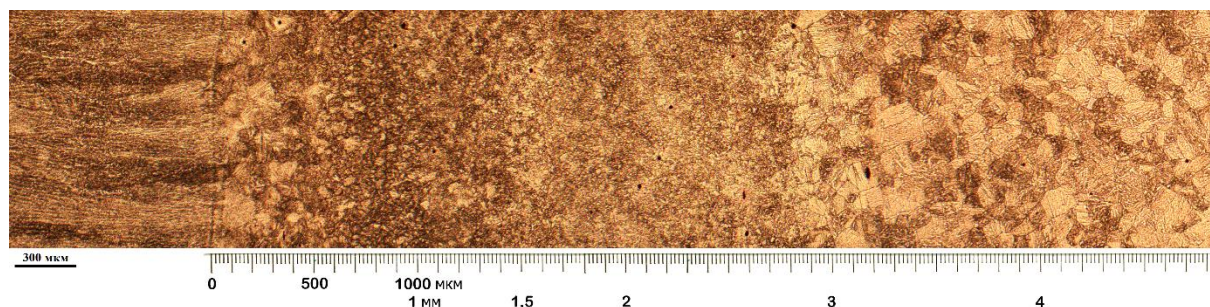
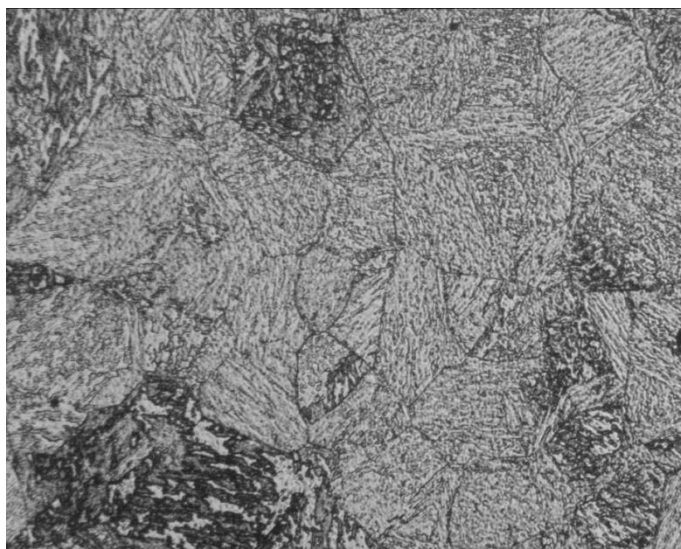


Рисунок 1 – Панорамное изображение микроструктуры на стыке сварного соединения





100 мкм

Рисунок 2 – Типичное изображение микроструктуры стали 15X2НМФАА

Субзоне низкой твердости (195-215 HV) соответствует крупное зерно размером ~ 100 мкм, такое же как и в основном металле, который не претерпевал нагревы выше температуры последнего отпуска перед сваркой 650°C. Необходимо отметить, что между зонами, которые характеризуются различным размером зерна имеются плавные переходные слои, в которых наблюдается смесь зерен каждой из соприкасающихся зон. При сравнении изображений структур металла обечайки с полученными снимками обнаружены характерные сходства по структурным составляющим (Рис. 2).

Ссылки: 1. А.А. Chernobaeva, D.Yu. Erak, R.O. Polyakova, K.I. Medvedev and others, *International Journal of Pressure Vessels and Piping* **195**, pp. 1-8 (2022)

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА TiNi ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ

А.А. Чуракова<sup>1,2</sup>, Э.М. Каюмова<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup> ФГБОУ ВО «Уфимский государственный авиационный технический университет», Уфа, Российская Федерация

<sup>2</sup> Институт физики молекул и кристаллов Уфимский федеральный исследовательский центр Российской академии наук, Уфа, Российская Федерация

<sup>3</sup> ФГБОУ ВО «Уфимский государственный нефтяной технический университет», Уфа, Российская Федерация

Email: churakova\_a@mail.ru

Сплавы никелида титана (нитинол) в настоящее время широко используются в различных отраслях науки и техники благодаря высоким прочностным характеристикам, коррозионной стойкости и наличию таких свойств, как термическая память формы и сверхэластичность [1-6]. Коррозионная стойкость во многом определяется степенью дефектности материала. Поэтому важно знать особенности коррозионного поведения, влияющие на эксплуатацию материала. Использование сплавов на основе никелида титана в медицине и технике стимулировало обширные исследования электрохимического поведения и коррозионной стойкости этих материалов в различных агрессивных средах. В виду этого интересно рассмотреть коррозионные и

электрохимические свойства сплава нитинола в различных структурных состояниях, в коррозионно-агрессивных средах. Параметры электрохимической коррозии определяли с использованием универсального потенциостата-гальваностата Р-2Х «Элинс» в режиме линейной развертки потенциала от -500 до 600 мВ со скоростью 100 мВ/с в рабочих растворах: 1М HCl, 3М HCl в электрохимической ячейке с разделением рабочего электрода и электрода сравнения электролитическим ключом. В качестве электрода сравнения использовали стандартный хлорсеребряный электрод ЭСр10101, вспомогательного – стальной прутки. Материалом исследования был сплав Ti<sub>49.1</sub>Ni<sub>50.9</sub> с большим содержанием Ni относительно стехиометрии. Для формирования твердого раствора осуществляли закалку из области гомогенности (от 800°C) в воду. После закалки образцы были деформированы путем равноканального углового прессованием по режиму Вс (6 проходов) при T = 450°C. Структурные исследования образцов после коррозионных испытаний проводились с использованием растрового электронного микроскопа (РЭМ) JEOL JSM-6490LV. Съемка проводилась при ускоряющем напряжении 20кВ с использованием SE детектора.

Коррозионный процесс в сплаве Ti<sub>49.1</sub>Ni<sub>50.9</sub> в случае электрохимической коррозии протекал на всех образцах и во всех растворах в виде появления питтингов, а также с продуктами коррозии при испытании в растворах H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> с разной концентрацией. При испытаниях в растворе 1М HCl заметно увеличение размера питтингов с 1,9 мкм в закаленном состоянии до 2,2 мкм в деформированном состоянии. С повышением концентрации раствора размеры питтингов растут: в закаленном состоянии – 2,3 мкм, а в деформированном – 3,5 мкм. При испытаниях в H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> максимального размера питтинги достигают в деформированном состоянии (8,6 мкм) при концентрации 3М. На всех образцах после испытаний в растворах H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> (1М и 3М) наблюдаются продукты коррозии в виде соединений серы округлой формы, кроме деформированного образца с концентрацией 3М H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>. На данном образце продукты коррозии имеют прямоугольную форму и в длину достигают 3,7 мкм.

*Работа поддержана Советом по грантам Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук (МК-6202.2021.1.2).*

[1] Otsuka K., Ren X., *Prog. Mater. Sci.* **50**, p. 511–678 (2005)

[2] Brailovski V., Prokoshkin S., Terriault P., Trochu F. *Shape Memory Alloys: Fundamental, Modeling and Applications* (Ecole de Technologie Superieure, Quebec, 2003).

[3] Kurdyumov G.V., Khandros L.G., *Sov. Phys. Dokl.*, **66**, p. 211–214 (1949).

[4] Christian J.W. *The Theory of Transformations in Metals and Alloys* (Elsevier Science, Oxford, 2002).

[5] Xie Z.L., Sundqvist B., Hanninen H., Pietikainen J., *Acta Metall. Mater.*, **41**, p. 2283–2290 (1993).

[6] Meisner L.L., *Physics and chemistry of material processing*, **1**, p. 78-84 (2006).

# О РОЛИ СТРУКТУРНОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ В УПРАВЛЕНИИ ФАЗОВЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ СТАРЕЮЩЕГО НИКЕЛИДА ТИТАНА

Е.П. Рыклина<sup>1</sup>, К.А. Полякова<sup>1</sup>, Н.Н. Реснина<sup>2</sup>

<sup>1</sup>НИТУ «МИСИС», РФ, Москва

<sup>2</sup>СПбГУ, РФ, Санкт-Петербург

Email: [ryklina@tmo.misis.ru](mailto:ryklina@tmo.misis.ru)

В результате проведения систематических исследований проанализированы закономерности структурообразования и эволюции мартенситных превращений (МП) в процессе изотермического и неизотермического старения никелида титана. Исследования проводили на сплаве Ti–50,7 ат.% Ni ООО «Промышленного центра МАТЭК-СПФ», с разной исходной структурой, полученной в результате (1) умеренной деформации, (2) интенсивной пластической деформации (ИПД), а также рекристаллизованной структуры с разным размером зерна (3) 3 мкм и (4) 9 мкм. Изотермическое старение осуществляли при температуре 430°C в течение 1–50 ч; выбор температуры старения обусловлен наибольшей интенсивностью протекания процессов старения [1,2]. Неизотермический отжиг проводили в интервале температур 350–700°C (0,5 ч) на образцах сплава, с исходной деформационной структурой (1).

Исходная структура отличается долей аморфизированного объема (1,2), плотностью дефектов, характером их распределения и размером зерна (3,4). Процессы, протекающие при последующем старении, определяются предысторией получения заготовки. В холоднодеформированном материале (1,2) процессы разупрочнения – возврат, полигонизация, кристаллизация и рекристаллизация развиваются одновременно со старением, сопровождающимся выделением фазы  $Ti_3Ni_4$  [3,4]. В исходном рекристаллизованном материале (3,4) процессы разупрочнения не идут, и старение является определяющим процессом при формировании микроструктуры. Совокупность этих факторов решающим образом определяет особенности эволюции дефектности структуры, а также размер, форму и характер распределения частиц фазы  $Ti_3Ni_4$ . После старения сплава, подвергнутого холодной деформации от умеренной до интенсивной, присутствие фазы  $Ti_3Ni_4$  определяется только электронографически и рентгенографически вследствие ее дисперсности.

Увеличение размера рекристаллизованного зерна с 3 до 9 мкм сопровождается переходом от преимущественно гомогенного характера распределения частиц фазы  $Ti_3Ni_4$  в объеме зерна к выраженно гетерогенному. В структуре с более крупным размером зерна в наибольшей степени выражено увеличение диаметра частиц при переходе от приграничных объемов к центру, изменение их формы от эллиптической к линзовидной и уменьшение объемной доли.

Сформированная микроструктура оказывает выраженное влияние на кинетику, последовательность и стадийность МП. Характерно, что количество прямых МП при этом может изменяться в диапазоне от одного до четырех в зависимости от исходной структуры и времени выдержки при старении. При анализе полученных закономерностей наибольший акцент сделан на возможности регулирования характеристических температур МП наиболее значимых для практического применения: температуры  $B2 \rightarrow R$ -превращения;  $M_n$  – температуры начала прямого  $R \rightarrow B19'$ -превращения; температурного интервала  $A_n - A_k$  обратных МП.

На рисунке 1 приведена диаграмма, позволяющая проследить изменение ширины температурного интервала обратных мартенситных превращений в зависимости от исходной структуры и времени выдержки при старении.

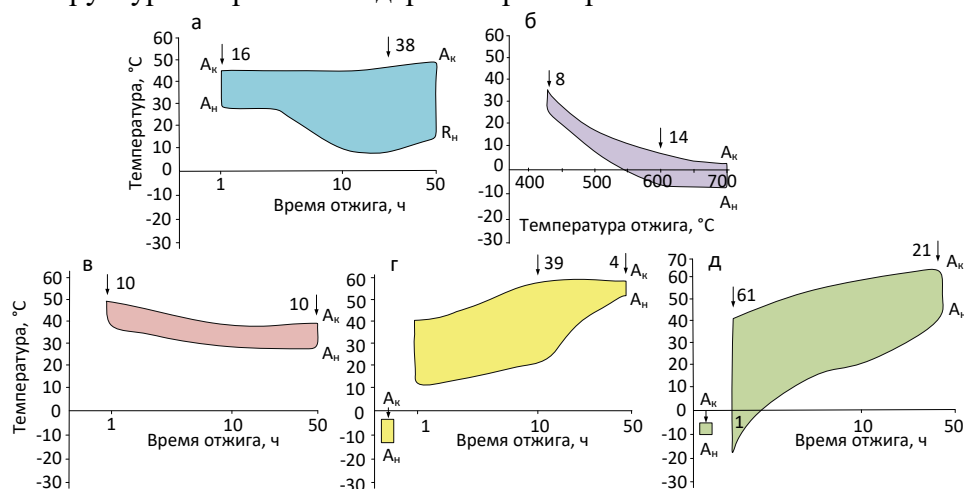


Рисунок 1. Температурный интервал начала и окончания обратных МП в условиях изотермического и неизотермического старения; исходная структура В2-аустенита: а) развитая дислокационная с аморфизацией менее 30% ( $e = 0,6$ ); б) то же, в условиях неизотермического отжига; в) аморфизация ~70% ( $e = 1,55$ ); в) рекристаллизованная, размер зерна 3 мкм; г) то же, размер зерна 9 мкм; г, д) столбиками обозначен интервал  $A_n$ – $A_k$  в исходном структурном состоянии; стрелками показана минимальная и максимальная ширина температурного интервала начала и окончания обратных мартенситных превращений

Проведенные исследования позволяют установить следующие закономерности. Исходная структура В2-аустенита и время выдержки при старении решающим образом определяют формирующуюся микроструктуру, которая оказывает выраженное влияние на кинетику, последовательность и стадийность МП. Наблюдаемые закономерности объясняются доминирующим влиянием тех или иных факторов:

- плотностью дефектов, долей аморфизации и размером зерна в исходной структуре;
- внутренними напряжениями, размером, характером распределения частиц фазы  $Ti_3Ni_4$  и степенью обеднения матрицы никелем в микроструктуре, формирующейся при старении.

Выявленные закономерности могут быть использованы для прецизионного контроля микроструктуры и мартенситных превращений при планировании фундаментальных исследований и решении прикладных задач.

*Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания (код проекта 0718-2020-0030).*

1. E.P. Ryklina, S.D. Prokoshkin, A.A. Chernavina et al, *Inorg. Mater. Appl. Res.*, 1 (3), pp. 188-194 (2010).
2. A.Y. Kolobova, E.P. Ryklina, S.D. Prokoshkin et al, *Phys. Metals Metallogr.*, **119** (2), pp. 134-145 (2018).
3. M. Nishida, C.M. Wayman, T. Honma, *Scripta Metall.*, **19** (8), pp. 983-987 (1985).
4. T. Tadaki, Y. Nakata, K. Shimizu, K. Otsuka, *Trans. Jpn. Inst. Met.*, **27** (10), pp. 731-740 (1986).

# СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ ХОЛОДНОЙ РАДИАЛЬНОЙ КОВКЕ

Ю.Н. Симонов

ФГАОУ Пермский национальный исследовательский политехнический университет

Email:simonov@pstu.ru

Холодная радиальная ковка (ХРК) является методом ОМД, при котором реализуется схема неравномерного всестороннего сжатия, что позволяет получать высокие степени деформации без образования трещин.

В результате многократного перекрытия очагов деформации в процессе ХРК действительная степень деформации существенно превышает ее расчетную величину, определяемую уковом. ХРК может служить примером промышленной технологии ОМД, при которой в значительной степени реализуются признаки интенсивной пластической деформации.

Проведено исследование структуры и характеристик механических свойств трубных и прутковых заготовок конструкционных сталей перлитного, мартенситного и аустенитного классов, подвергнутых холодной радиальной ковке (ХРК). В качестве сталей перлитного класса выбраны стали 35 и 35Х, в качестве сталей мартенситного класса – 10Х3Г3МФ и 10Х3Г3МФТ, в качестве стали аустенитного класса сталь – 08Х18Н10Т.

Установлено, что в результате ХРК структура стали 35Х в значительной степени диспергируется. Так, после ХРК 55% средний размер субзерен  $\alpha$ -фазы уменьшается до 525 нм, границы ячеек становятся тонкими и четкими; не затронутые фрагментацией области матрицы отсутствуют, возрастает количество областей с резким изменением контраста соседних субзерен что свидетельствует о формировании высокоугловых границ.

С увеличением степени ХРК прочность возрастает, но наиболее перспективное изменение свойств наблюдается после относительно небольших степеней деформации: так, в стали 35Х после ХРК 20% предел текучести возрастает на 100 МПа при практически неизменном уровне пластичности и ударной вязкости.

Нагрев стали 35Х после ХРК на 300–400 °С вызывает появление большого количества равномерно распределенных в теле субзерен наноразмерных цементитных выделений. Повышение температуры до 500 °С приводит к развитию процессов первичной рекристаллизации и коагуляции карбидной фазы. При увеличении температуры до 600–650 °С происходит формирование однородной высокодисперсной структуры по всему сечению трубной заготовки.

Результаты статистического анализа показывают, что средней размер субзерен  $\alpha$ -фазы стали 35Х после ХРК 55% и отжига при 300-400 °С равен 490–520 нм. Увеличение температуры нагрева до 500-600 °С приводит к росту среднего размера субзерен  $\alpha$ -фазы до 650-670 нм. При нагреве на 650 °С наблюдается развитие процессов собирательного роста субзерен, что вызывает увеличение их среднего размера до 840-850 нм.

Нагрев стали 35Х на 300 °С приводит к получению наибольших значений характеристик прочности, при этом на диаграмме растяжения наблюдается локальный максимум – так называемый зуб текучести, напряжение в котором соответствует максимуму на диаграмме ( $\sigma_{тв}=\sigma_{в}=1035$  МПа). Дальнейшее повышение температуры отжига приводит к снижению характеристик прочности, при сохранении зуба на диаграммах, а относительное удлинение при этом увеличивается.

Показано, что комплексная механо-термическая обработка включающая ХРК с  $\epsilon \approx 55\%$  и нагрев на температуру 600 °С трубных заготовок из стали 35Х приводит к

получению ультрамелкозернистой структуры с повышенными характеристиками прочности относительно исходного - термоулучшенного, состояния, при этом характеристики пластичности и ударной вязкости сохраняются на высоком уровне.

Установлено, что ударная вязкость образцов с трещиной, КСТ, стали 35 после испытаний при  $-60^{\circ}\text{C}$  у деформированных ХРК 55-60% образцов, а также – у отожженных на  $300$  и  $600^{\circ}\text{C}$ , одинакова и составляет  $55 \text{ Дж/см}^2$ , а после испытаний при  $-100^{\circ}\text{C}$  КСТ максимальна у холоднодеформированной стали ( $35 \text{ Дж/см}^2$ ). Рассмотрены особенности строения изломов образцов, позволяющие найти объяснение подобному нетипичному изменению уровня ударной вязкости.

Показано, что ХРК исходно закаленных мартенситных сталей позволяет существенно уменьшить средний размер элементов субструктуры, причем эффект диспергирования структуры тем выше, чем выше степень пластической деформации. Так, в стали 15Х3Г3МФ ХРК 20%, приводит к уменьшению среднего поперечного размера рейки мартенсита с  $350$  до  $250 \text{ нм}$ , а степенью 60% – до  $190 \text{ нм}$ . В стали 15Х3Г3МФТ после ХРК60% происходит уменьшение среднего поперечного размера рейки с  $330$  до  $150 \text{ нм}$ . Экспериментально установлено, что ХРК позволяет существенно повысить уровень механических свойств исходно закаленных мартенситных сталей: после реализации ХРК 60%, предел прочности  $\sigma_b$  стали 15Х3Г3МФ увеличивается на 39% относительно исходного состояния - до  $1790 \text{ МПа}$ , а стали 15Х3Г3МФТ – на 30% - до  $1620 \text{ МПа}$ . Ударная вязкость КСТ холоднокованных образцов сталей 15Х3Г3МФ и 15Х3Г3МФТ возрастает в  $2,3 - 2,6$  раза по сравнению с исходным состоянием и достигает значений  $0,55 \text{ МДж/м}^2$  и  $0,82 \text{ МДж/м}^2$ , соответственно.

ХРК аустенитной стали со степенью 26% приводит к формированию внутри зерен аустенита ячеистой субструктуры, дополнительно фрагментированной двойниками деформации. Увеличение степени ХРК до 56% приводит к увеличению плотности двойников деформации, дополнительно появляются полосы сдвига. Необходимо отметить появление признаков предламеллярной структуры аустенита, а также – появление зародышей мартенсита деформации, которые дополнительно фрагментируют структуру. В результате ХРК со степенями 100 и 171% структура постепенно трансформируется из ламеллярной в трапецеидальную и затем – в равноосную зеренную структуру. ХРК со степенью 214% приводит к формированию равноосной структуры с размером элементов  $200-250 \text{ нм}$ .

В исходном состоянии и после деформации 26% мартенсит деформации в структуре стали 08Х18Н10Т отсутствует; после деформации 56% его доля не превышает 5%; после деформации 100% доля мартенсита достигает 20%, а после деформации 214% мартенсит деформации составляет практически половину всей структуры. По мере увеличения степени ХРК сопротивление пластической деформации стали 08Х18Н10Т повышается. Так, предел текучести при увеличении степени ХРК до 56% повышается практически в три раза – с  $250$  до  $750 \text{ МПа}$ . При этом характеристики пластичности остаются на весьма высоком уровне: относительное удлинение составляет при этом 40%, а относительное сужение – почти 70%. Дальнейшее увеличение степени ХРК приводит лишь к двукратному увеличению прочности – с  $750$  до почти  $1500 \text{ МПа}$ , при этом удлинение падает до 10%, а сужение – до 40%.

Таким образом, показано, что холодная радиальная ковка является эффективным, достаточно доступным промышленным методом деформации, обеспечивающим реализацию интенсивной пластической деформации.

Автор выражает признательность Перцеву А.С., Панову Д.О., Балахнину А.Н. за предоставление материалов своих диссертационных работ.

# СРАВНЕНИЕ ДВИЖЕНИЯ СВОБОДНЫХ ОТ ДЕФЕКТОВ И ОТЯГОЩЕННЫХ ДЕФЕКТАМИ ИНДИВИДУАЛЬНЫХ ГРАНИЦ ЗЁРЕН

В.Г. Сурсаева

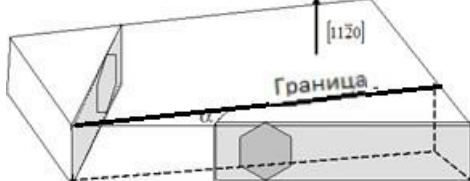
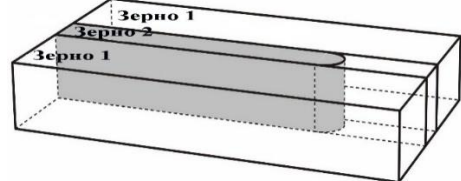
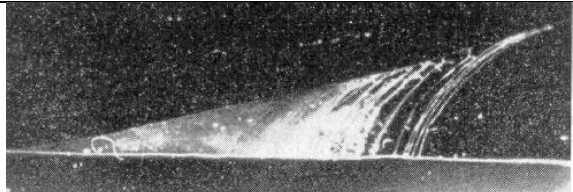

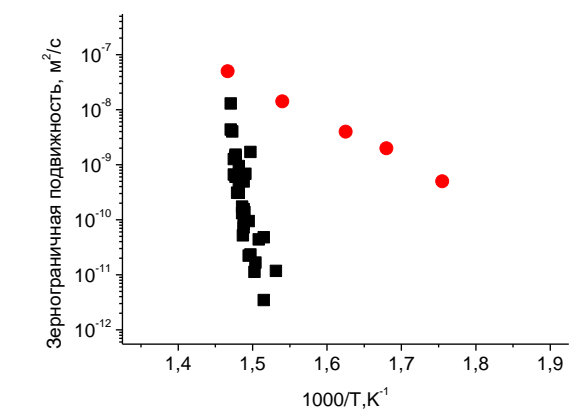
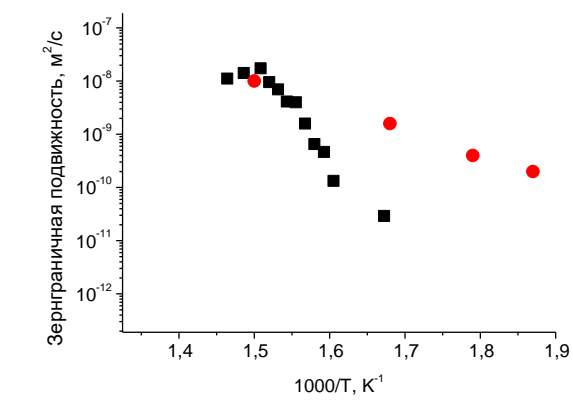
Институт физики твердого тела, РАН, Черноголовка, Московская область, 142432, Россия

E-mail: [sursaeva@issp.ac.ru](mailto:sursaeva@issp.ac.ru)

Двумерные бикристаллы с границей наклона  $[10\bar{1}0]$  и углами разориентации  $37^\circ$  и  $53^\circ$  были выращены из высокочистого Zn (99.999 wt.%) с помощью модифицированного Bridgman метода [3,4]. Исследование процесса миграции индивидуальных границ наклона  $[10\bar{1}0]$  было проведено нами ранее на плоских ( $10 \times 2 \times 100$  мм) бикристаллических образцах по методике с переменной контролируемой движущей силой [1]. Особенность метода заключалась в том, что свободный конец границы скользил по боковой грани образца, которая представляла собой зеркально гладкую поверхность, так как образовывалась путём скола по плоскости базиса цинка при температуре жидкого азота. На мигрирующей границе не наблюдалось ни фасеток, ни рёбер. Поэтому можно считать, что мы измеряли подвижность и энтальпию активации миграции свободной от зернограничных дефектов границы. Рис.1 и Рис.3

Исследование процесса миграции индивидуальных границ наклона  $[10\bar{1}0]$  было проведено нами также на плоских ( $10 \times 2 \times 100$  мм) бикристаллических образцах по методике с постоянной движущей силой [2]. Зернограничная полупетля в методике «полупетли» (Рис.2 и Рис.4.) перемещалась под действием постоянной движущей силы, которая определялась шириной среднего зерна  $4 \div 6 \times 10^{-4}$  м. Плоские двумерные бикристаллы в форме полупетли представляли собой две прямолинейные и параллельные друг другу границы наклона, которые в конце образца насильственно соединялись, образуя полупетлю. В такой конфигурации принудительное положение залегания границы менялось в полупетле на  $180^\circ$  на небольшом расстоянии ( $50 \div 400$  мкм) и представляло собой комбинацию двух гладко выпуклых сегментов ребра, где наклон касательных к форме поверхностей в ребре претерпевает разрыв. Форма и смещение движущейся границы изучалась в температурном интервале  $220 \div 410$  С *in situ* в высокотемпературной приставке к оптическому микроскопу с использованием поляризованного света. На Рис.5 и Рис.6. приведены температурные зависимости зернограничной подвижности для (●) свободной границы, движущейся по методу уголка и полупетли с ребром (■). Зависимости носят активационный характер. Для границы наклона с углом разориентации  $37^\circ$  зернограничный дефект в виде ребра значительно снижает подвижность зернограничной системы. Без ребра движение границы наблюдается уже при  $225$  С, а с ребром только при  $385$  С. Энтальпия активации для границы  $[10\bar{1}0]$  с углом разориентации  $37^\circ$  составляет  $6.4$  эВ, а без ребра  $1$  эВ. При  $385$  С разница в подвижности составляет четыре порядка. При температуре  $410$  С ребро исчезает, и вершина граница в форме полуокружности имеет ту же подвижность, что и свободная от дефектов граница, перемещающаяся по методу уголка  $5 \times 10^{-8}$  м<sup>2</sup>/с. Имеет место зернограничный фазовый переход огрубления – исчезновение ребра и превращение формы границы в полуокружность. Для границы наклона с углом разориентации  $53^\circ$  зернограничный дефект в виде ребра снижает подвижность, но не так значительно, как для границы  $37^\circ$ . При  $324$  С разница в подвижности составляет два порядка. Без ребра движение границы наблюдается уже при  $260$  С, а с ребром при  $324$  С. Энтальпия активации для границы  $[10\bar{1}0]$  с углом разориентации  $53^\circ$  составляет  $4$  эВ.

Энтальпия активации для свободной границы, движущейся по методу уголка, составляет 1 эВ. При температуре 395С ребро исчезает, и вершина граница в форме полуокружности имеет ту же подвижность, что и свободная от дефектов граница, перемещающаяся по методу уголка  $1 \cdot 10^{-8} \text{ м}^2/\text{с}$ . Это означает, что температура фазового перехода огрубления для этой границы составляет 395С.

	
<p>Рис.1. Схема образца в методике с границей в форме «уголка». [1].</p>	<p>Рис.2. Схема образца в методике с границей в форме «полупетли» [2].</p>
	
<p>Рис.3. Следы движущейся границы по методике уголка в бикристалле [1].</p>	<p>Рис.4. Видео кадр движущейся границы по методике полупетли [2].</p>
	
<p>Рис.5. Температурная зависимость зернограничной подвижности границы наклона <math>[10\bar{1}0]</math> с углом разориентации <math>37^\circ</math> (●) движущейся по методу уголка [1], (■) полупетли с ребром [2].</p>	<p>Рис.6. Температурная зависимость зернограничной подвижности границы наклона <math>[10\bar{1}0]</math> с углом разориентации <math>53^\circ</math> (●) движущейся по методу уголка [1], (■) полупетли с ребром. [2].</p>

### Выводы

1. Зернограничные рёбра существенно снижают подвижность границы. Степень торможения ребром зависит от кристаллографических характеристик границы.
2. Температура фазового перехода огрубления также зависит от типа границы.

1. Антонов, А.В. Копецкий Ч.В., Муковский Я.М., Швиндлерман Л.С. Форма движущейся границы зерна. // Физика твёрдого тела. 1971. Т.13. С. 3023-3025.  
 2. Masteller, M. S., Bauer, C.L., In Recrystallisation of Metallic Materials, Haessner ,F.,Ed.251 Dr Riederer Verlag GmbH,Stuttgart,1978



# ТОРМОЖЕНИЕ ИНДИВИДУАЛЬНЫХ ГРАНИЦ ЗЁРЕН ФАСЕТКАМИ И РЁБРАМИ

В.Г. Сурсаева

Институт физики твёрдого тела, РАН, Черноголовка, Московская область, 142432, Россия

*E-mail:* [sursaeva@issp.ac.ru](mailto:sursaeva@issp.ac.ru)

В работе [1] предпринята попытка оценить относительную эффективность тормозящего влияния структурных элементов поликристалла на рост зерна, таких как примесные атомы, вакансии, частицы второй фазы, тройные стыки. В качестве меры стабильности микроструктуры предложено выбрать скорость изменения площади зерна  $dS/dt$ . При этом предполагалось, что границы зёрен не имеют дефектов. Известно, что из-за анизотропии материалов, в частности цинка, который мы использовали для приготовления бикристаллов, на границе зерна могут появляться такие микроструктурные дефекты, которые раньше не рассматривались как тормозящие факторы, например, зернограничные фасетки и зернограничные рёбра. Они образуются, когда поверхностная энергия границы зерна сильно зависит от её пространственной ориентации. Влияние фасеток и зернограничных рёбер на рост зёрен характеризовалось через параметр торможения, который определялся по формулам, представленным в [2] при изучении влияния зернограничных рёбер и фасеток на зернограничную подвижность. При этом предполагалось, что параметр торможения не зависит от температуры. Как известно, зернограничные структурные дефекты меняются с температурой, фасетки растут, а сегменты рёбер меняют свою форму. Поэтому целью настоящей работы было экспериментальное определение температурной зависимости тормозящего влияния рёбер и фасетки на подвижность границы. Для решения задачи нами были выбраны две индивидуальные границы с одинаковой осью и углом разориентации. Движение первой границы осуществлялось при контролируемой движущей силе по методу уголка [3]. Движение второй границы – при постоянной движущей силе по методу полупетли. [4]. Первая граница была свободна от рёбер и фасеток при перемещении по краю образца, плоскость которого составляла зеркально гладкая базисная плоскость цинка. Пространственное положение границы на движущейся вершине полупетли меняется на  $180^\circ$ , поэтому мы могли выбрать такую ось и угол разориентации, чтобы появились рёбра и ограниченная рёбрами фасетка. На Рис.1 видео кадр зернограничной полупетли с ребрами А и Б и фасеткой АБ. На Рис.2. представлены температурные зависимости подвижности свободной границы и границы с фасетками и рёбрами. Движение свободной границы, перемещающейся под действием контролируемой движущей силы по методу уголка (●) носит активационный характер. Энтальпия активации 1.23 эВ. При движении границы под действием постоянной движущей силы по методу полупетли (■) на температурной зависимости наблюдается три участка. При низких температурах наблюдается активационное движение с ребром (оба сегмента ребра гладко выпуклые) с энтальпией активации 2.4 эВ. В низко температурном интервале (340-365 °С) торможение зернограничным ребром с ростом температуры от 340С до 365С снижается. Разница в подвижности границы с низкотемпературным ребром уменьшается с ростом температуры от 340С до 360С в 20 раз. При дальнейшем повышении температуры отжига появляется фасетка с обеих сторон ограниченная двумя рёбрами А и Б (один сегмент гладко выпуклый, второй плоский). Движение с фасеткой и такого типа рёбрами безактивационное. Разница в подвижности границы с фасеткой и рёбрами увеличивается ростом температуры от 360С до 380С в 20 раз. При повышении температуры отжига фасетка исчезает, остаётся ребро

(оба сегмента ребра гладко выпуклые). Движение зернограничной системы с ребром активационное с энтальпией активации 4.9эВ. При температуре 410С ребро исчезает, и вершина граница в форме полуокружности имеет ту же подвижность, что и свободная от дефектов граница, перемещающаяся по методу уголка  $5 \cdot 10^{-8}$  м<sup>2</sup>/с. Имеет место зернограничный фазовый переход огрубления – исчезновение ребра и превращение формы вершины границы в полуокружность. Это означает, что температура фазового перехода огрубления для этой границы составляет 410С). Торможение зернограничным ребром с ростом температуры от 380С до 410С снижается. Разница в подвижности границы с высокотемпературным ребром уменьшается с ростом температуры от 380С до 410С в 100 раз.

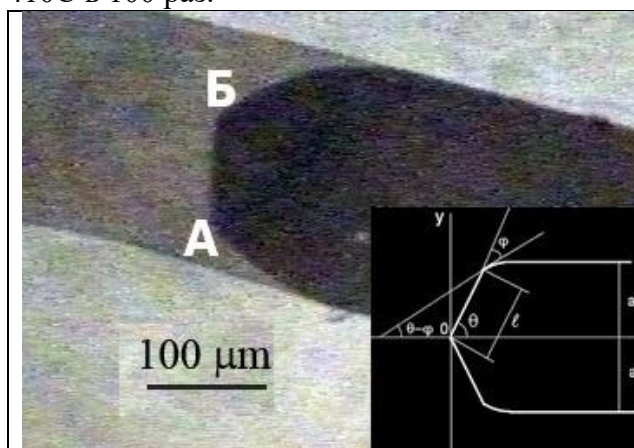


Рис.1 Форма зернограничной полупетли при  $T=375\text{C}$  с фасеткой и рёбрами А и Б. Геометрия зернограничной полупетли с фасеткой и рёбрами границы наклона  $[10\bar{1}0]$  с углом разориентации  $34^\circ$

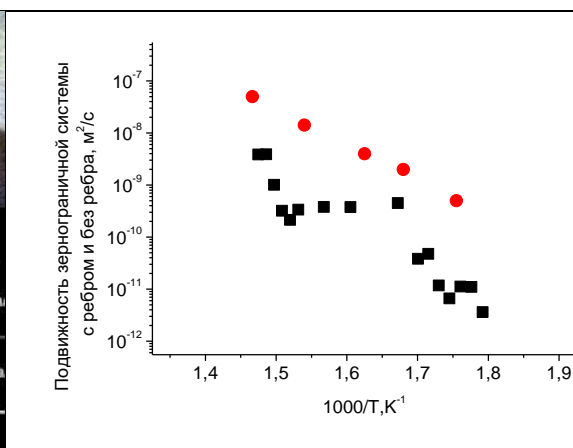


Рис.2. Температурная зависимость зернограничной подвижности границы наклона  $[10\bar{1}0]$  с углом разориентации  $34^\circ$  (●) движущейся по методу уголка[3], (■) полупетли с ребром. [4].

#### Выводы.

1. Торможение зернограничным ребром с ростом температуры от 340С до 365С снижается. Разница в подвижности границы с низкотемпературным ребром уменьшается с ростом температуры от 340С до 360С в 20 раз.
2. Разница в подвижности границы с фасеткой и рёбрами увеличивается ростом температуры от 360С до 380С в 20 раз.
3. Торможение зернограничным ребром с ростом температуры от 380С до 410С снижается. Разница в подвижности границы с высокотемпературным ребром уменьшается с ростом температуры от 380С до 410С в 100 раз.

1.S. Shvindlerman, G.Gottstein.

Efficiency of Drag Mechanisms for Inhibition of Grain Growth in Nanocrystalline Materials

Zeitschrift für Metallkunde, 2004, v. 95, no. 4 pp 239-241

2. Sursaeva, V.G., Gottstein, G., Shvindlerman, L.S. Effect of the First Order Ridge on Grain Boundary Motion in Zn // Acta Materialia. – 2010, - V. 41. – С. 7725-7729.

3. Антонов, А.В. Копецкий Ч.В., Муковский Я.М., Швиндлерман Л.С. Форма движущейся границы зерна. // Физика твёрдого тела. 1971. Т.13. С. 3023-3025.

4. Masteller, M. S., Bauer, C.L., In Recrystallisation of Metallic Materials, Haessner, F., Ed.251 Dr Riederer Verlag GmbH, Stuttgart,1978.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОКСИДНОГО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $Ni_{50,6}Ti_{49,4}$

И.Д. Фаткуллин, А.С. Ефтифеева, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,  
г. Томск, пр. Ленина, 36, 634050

E-mail fatkullin\_92@mail.ru

Известно, что сплавы TiNi активно реагируют с кислородом с образованием оксидного слоя на поверхности при повышенной температуре [1]. Оксидный слой играет важную роль в борьбе с коррозией, способствует улучшению биосовместимости и может оказывать влияние на функциональные свойства сплавов с памятью формы. Состаренные сплавы TiNi с высоким содержанием никеля 50,6 % характеризуются высокими прочностными свойствами и обратимой деформацией при B2-R-B19' мартенситном превращении (МП) 8-10 %, однако влияние поверхностных оксидных фаз на развитие МП не изучено. Поэтому, целью текущей работы является изучение влияния поверхностных оксидных фаз на функциональные свойства и температуры МП в монокристаллах сплава  $Ni_{50,6}Ti_{49,4}$ .

Монокристаллы  $Ni_{50,6}Ti_{49,4}$  выращены методом Бриджмена. Образцы для исследования при деформации растяжением имели форму двусторонних лопаток с размерами рабочей части  $12,5 \times 2,5 \times 1,5$  мм<sup>3</sup>. Ось деформации соответствует направлению вблизи  $[001]_{B2}$ . Образцы монокристаллов отжигали при 1253 К в течении 1 часа в атмосфере гелия и закачивали в воду комнатной температуры. Затем на этих образцах проводили старение при 823 К, 1 ч. Одну часть образцов старили в атмосфере гелия, а другую – на воздухе, для образование оксидного слоя на поверхности.

В состаренных на воздухе монокристаллах методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии был исследован оксидный слой, образовавшийся в результате термообработки. Экспериментально показано, что в состав оксидной поверхностной пленки входят O – 37,2 ат. %, Ti – 46,7 ат. %, Ni – 23,9 ат. %. Толщина пленки неоднородна и составляет менее 4 мкм. Как показано в предыдущих исследованиях при температурах окисления 773–873 К поверхностный оксидный слой имеет минимальную концентрацию никеля и содержит, в основном, оксиды титана TiO, TiO<sub>2</sub>, а также возможно появление соединения Ni<sub>3</sub>Ti [2].

Температуры МП, полученные методом дифференциальной сканирующей калориметрии, представлены в табл. 1. Показано, что старение при 823 К приводит к развитию двухстадийного B2-R-B19' МП. Температура T<sub>R</sub> связана с B2→R МП, температура M<sub>s</sub> характеризует начало R→B19' МП, температура M<sub>f</sub> – конец этого превращения, температура A<sub>s</sub> начало B19'→R→B2 МП, а температура A<sub>f</sub> конец этого превращения (табл. 1).

*Таблица 1. Характеристические температуры B2-R-B19' МП для монокристаллов  $Ni_{50,6}Ti_{49,4}$ , состаренных на воздухе и в гелии.*

Старение 823 К, 1 ч	M <sub>s</sub> , К	M <sub>f</sub> , К	A <sub>s</sub> , К	A <sub>f</sub> , К	T <sub>R</sub> , К	Δ <sub>1</sub> , К	Δ <sub>2</sub> , К
На воздухе	250	223	276	284	270	27	8
В гелии	244	227	277	289	273	17	12

Наличие оксидного поверхностного слоя снижает температуры M<sub>f</sub> и A<sub>f</sub> на 4–5 К, а температура M<sub>s</sub>, наоборот, повышается на 6 К относительно температур у образцов, состаренных в гелии. Известно, что оксидные слои создают дополнительно сжимающие напряжения в образце, что приводит к повышению температуры M<sub>s</sub> в соответствии с

уравнением Клапейрона-Клаузиуса [3]. Такое изменение температур МП приводит к значительному расширению температурного интервала прямого превращения  $\Delta_1 = M_s - M_f = 27$  К в образцах с оксидным поверхностным слоем, по сравнению с образцами без поверхностных слоев ( $\Delta_1 = 17$  К). Это связано с неоднородностью химического состава и внутренних напряжений вблизи оксидного поверхностного слоя.

Было рассмотрено влияние поверхностной оксидной фазы на эффект памяти формы (ЭПФ) в циклах охлаждение/нагрев под нагрузкой. На рис. 1 представлены кривые деформации от температуры  $\varepsilon(T)$  в циклах охлаждение/нагрев под растягивающей нагрузкой для монокристаллов  $Ni_{50.6}Ti_{49.4}$ , состаренных на воздухе и в атмосфере гелия. Как видно, кривые  $\varepsilon(T)$  при развитии ЭПФ практически идентичные и слабо зависят от термообработки.

Обратимая деформация при развитии ЭПФ  $\varepsilon_{ЭПФ}$  слабо зависит от термообработки. Максимальные значения  $\varepsilon_{ЭПФ}$  для образцов, состаренных в гелии и в воздухе одинаковые и равны  $\varepsilon_{ЭПФ} = 4,0-4,1$  % (рис. 1). Теоретическое значение деформации превращения с учетом полного раздвойничивания мартенсита для  $[001]_{B2}$  ориентации при растяжении составляет  $\varepsilon^{теор} = 2,9$  %. Увеличение экспериментальной величины ЭПФ по сравнению с теоретической  $\varepsilon^{теор}$  связано с дополнительным деформационным двойничиванием  $B19'$  мартенсита под нагрузкой [4]. Таким образом, оксидная поверхностная фаза не влияет на ЭПФ в монокристаллах сплава  $Ni_{50.6}Ti_{49.4}$ . Аналогичные результаты были получены на поликристаллах сплава богатого Ti при изучении влияния поверхностного оксидного слоя после отжига до 773 К на ЭПФ [5].

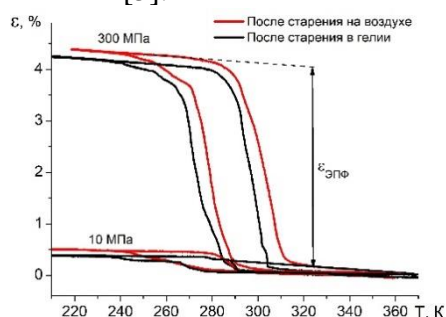


Рисунок 1. Кривые  $\varepsilon(T)$  при охлаждении/нагреве под растягивающими напряжениями для состаренных при 823 К, 1 ч  $[001]_{B2}$ -монокристаллов  $Ni_{50.6}Ti_{49.4}$  на воздухе и в гелии.

Таким образом, оксидный поверхностный слой в монокристаллах  $Ni_{50.6}Ti_{49.4}$ , сформированный при старении на воздухе при 823 К в течение 1 часа, оказывает слабое влияние на ЭПФ  $\varepsilon_{ЭПФ} = 4,0-4,1$  % в циклах охлаждение/нагрев под действием постоянной растягивающей нагрузки, но приводит к расширению температурного интервала прямого МП до  $\Delta_1 = 27$  К в циклах охлаждение/нагрев в свободном состоянии по сравнению с кристаллами без оксидного слоя ( $\Delta_1 = 17$  К).

Исследование проведено при поддержке гранта в соответствии с Постановлением Правительства Российской Федерации № 220 от 09 апреля 2010 года (Соглашение № 075-15-2021-612 от 04 июня 2021 года).

- 1 C.L. Chu, S.K. Wu, Y.C. Yen, *Mater. Sci. Eng.*, **216**, pp. 193-200 (1996).
- 2 G.S. Firstov, R.G. Vitchev, H. Kumar, B. Dlanpain, J.V. Humbeeck, *Biomaterials*, **23**, pp. 4863–4871 (2002).
- 3 K. Otsuka, C.M. Wayman, *Shape Memory Materials* (Cambridge, 1999).
- 4 Ю. И. Чумляков, И. В. Киреева, Е. Ю. Панченко, Е. Е. Тимофеева, *Механизмы термоупругих мартенситных превращений в высокопрочных монокристаллах на основе железа и никелида титана* (Томск, 2016).
- 5 T.H. Nam, D.W. Chung, H.W. Lee, J.H. Kim, M.S. Choi, *Journal of Materials Science*, **38**, pp. 1333 – 1338 (2003).

# ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЁРДОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК12Д

Г.Р. Халикова<sup>1,2</sup>, А.И. Фархутдинов<sup>2</sup>, Г.Р. Закирова<sup>2</sup>,  
Э.У. Шарипова<sup>2</sup>, В.Г. Трифонов<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

<sup>2</sup> Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа

Email: [gulnara.r.khalikova@gmail.com](mailto:gulnara.r.khalikova@gmail.com)

Поверхностное модифицирование алюминиевых сплавов заключается в улучшении химических, физических и механических свойств независимо от свойств материала основы. Не смотря на широкое многообразие традиционных методов поверхностного упрочнения алюминиевых сплавов, имеется ряд недостатков, таких как, агломерация частиц добавки, образование нежелательных фаз и межфазных реакций из-за высокой температуры обработки, необходимость дополнительных методов обработки, сложное технологическое оборудование, низкая эффективность обработки и т.д. Альтернативным подходом поверхностного упрочнения алюминиевых сплавов, исключая подобный рода дефекты, может являться обработка трением с перемешиванием (friction stir processing - FSP). Модифицирование поверхностного слоя алюминиевых сплавов данным методом (в твердофазном состоянии) основано на физических принципах сварки трением с перемешиванием (friction stir welding - FSW). При этом имеет место локальное изменение структурно-фазового состояния, что может приводить к достижению требуемых свойств алюминиевых сплавов.

В качестве материала исследования был выбран промышленный алюминиевый термоупрочняемый сплав АК12Д (Al-Si-Fe-Cu), который широко применяется в машиностроении при изготовлении поршней двигателей внутреннего сгорания. Для поверхностного упрочнения сплава АК12Д были экспериментально подобраны режимы обработки трением с перемешиванием (скорость вращения  $\omega$  и линейная скорость  $v$  обрабатывающего инструмента – пина), которые привели к образованию бездефектной модифицированной зоны (Рис. 1).

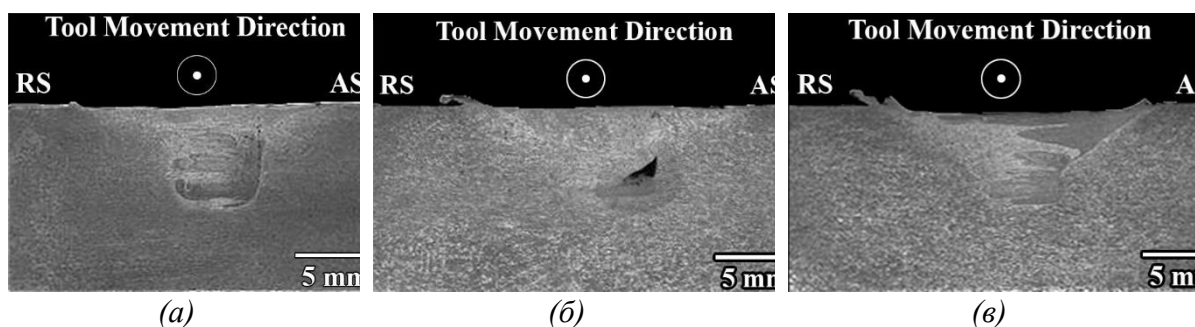


Рисунок 1. Макроструктура сплава АК12Д, подвергнутого обработке трением с перемешиванием: а –  $\omega=2000$  об/мин,  $v=8$  мм/мин;

б –  $\omega=2000$  об/мин,  $v=12,5$  мм/мин; в –  $\omega=1000$  об/мин,  $v=12,5$  мм/мин.

В работе обсуждена природа структурно-фазовых трансформаций и влияние их на микротвёрдость алюминиевого сплава АК12Д, упрочненного обработкой трением с перемешиванием и последующей термической обработки.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 22-29-01318) и в рамках государственного задания ИПСМ РАН.

# ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВОВ МЕДИ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

И. В. Хомская<sup>1</sup>, В. И. Зельдович<sup>1</sup>, Д. Н. Абдуллина<sup>1</sup>,  
С.В. Разоренов<sup>2</sup>, Е.В. Шорохов<sup>3</sup>, Н. Ю. Фролова<sup>1</sup>, А. Э. Хейфец<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург

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

<sup>3</sup>Российский федеральный ядерный центр - ВНИИ технической физики им. академика. Е.И. Забабахина, г. Снежинск

Email: [khomsкая@imp.uran.ru](mailto:khomsкая@imp.uran.ru)

Исследованы фазово-структурные превращения, механические и эксплуатационные свойства дисперсионно-твердеющих сплавов Cu-Zr, Cu-Cr и Cu-Cr-Zr, легированных микродобавками (0.09-0.2 мас.%) хрома и циркония (0.03-0.20 мас.%) с субмикроструктурной (СМК) структурой, полученной методом динамического канально-углового прессования (ДКУП) с использованием техники ударно-волнового нагружения. Метод ДКУП [1] позволяет деформировать материалы со скоростями  $10^4$ - $10^5$  с<sup>-1</sup> без использования прессового оборудования и расхода электрической энергии. Отличительной особенностью метода ДКУП, представляющего собой динамический вариант широко известного квазистатического способа РКУП, является комбинированное воздействие высокоскоростной деформации сдвига, ударно-волновой деформации сжатия и температуры [2-4].

В исходном закаленном крупнокристаллическом (КК) состоянии размер зерна исследованных сплавов составлял 200-400 мкм. При ДКУП за два-четыре прохода в сплавах за счет процессов фрагментации и деформационного старения формируется субмикроструктурная (СМК) структура, состоящая из зерен-субзерен размером 0.2-0.4 мкм с наноразмерными (5 нм) выделениями частиц упрочняющих фаз Cr и Cu<sub>5</sub>Zr [3,4]. Влияние ДКУП и последующего отжига (старения) на прочностные свойства, износостойкость и электропроводность исследовано на примере сплавов Cu-0.09мас.%Cr-0.08мас.%Zr и Cu-0.14мас.%Cr-0.04мас.%Zr. Микротвердость сплавов в исходном КК состоянии равна 680 МПа. ДКУП повышает микротвердость до 1600 МПа, то есть в 2.4 раза по сравнению с исходным КК состоянием, что обусловлено существенным измельчением структуры и частичным деформационным старением в процессе ДКУП. Рост микротвердости до 1700-1880 МПа при 350-450°C связан с процессами распада твердого раствора. ДКУП заметно в 2.6-3.3 раза повышает прочностные свойства сплавов, что обусловлено измельчением структуры до СМК состояния. Еще более значительно в 2.8-5.1 раза возрастают прочностные свойства СМК сплава после старения при 400-450°C, что связано с развитием процессов распада твердого раствора с выделением наноразмерных (5-10 нм) частиц Cr и Cu<sub>5</sub>Zr фаз. Показано, что оптимальное сочетание микротвердости (HV=1880 МПа), электропроводности (80%IACS), прочности ( $\sigma_{0.2}$ =464МПа,  $\sigma_b$  =542 МПа) и пластичности ( $\delta$  = 11 %), было получено в сплаве Cu-0.14%Cr-0.04%Zr при обработке: ДКУП+400°C, 1 ч.

Установлено, что низколегированные сплавы меди обладают высокой способностью к упрочнению методами ДКУП и интенсивной пластической деформацией (ИПД) трением скольжения. Определено, что интенсивность изнашивания образцов сплава Cu-0.09%Cr-0.08%Zr с СМК структурой, понижается в 1.4 раза по сравнению с исходным закаленным КК состоянием. Показано, что комбинированная обработка ДКУП +400°C, 1ч+ИПД трением приводит к формированию в материале

поверхностного слоя НК структуры трения с размером кристаллитов 15–60 нм, что обеспечивает высокий уровень твердости (3350 МПа) и низкий коэффициент трения (0.35).

Изучено влияние дисперсности и дефектности СМК структуры, полученной методом ДКУП, на сопротивление сплавов высокоскоростному деформированию и разрушению. Ударно-волновые эксперименты проводили в специальной взрывной камере [5] при этом давление составляло 4.7 – 7.3 ГПа, скорость деформации в разгрузочной части волны сжатия перед откольным разрушением –  $(0.9–2.0) \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$ . В процессе нагружения осуществляли непрерывную регистрацию профилей скорости свободной поверхности при помощи лазерного Доплеровского измерителя скорости VISAR, имеющего временное разрешение  $\sim 1 \text{ нс}$  [5]. На основании анализа полученных волновых профилей в исходном КК состоянии и после ДКУП и отжига при 450°C были определены параметры нагружения: давление ударного сжатия, скорость свободной поверхности на фронте упругого предвестника, максимальная скорость свободной поверхности. И рассчитаны по формулам, приведенным в [5] динамические свойства: динамический предел упругости Гюгонио ( $\sigma_{\text{HEL}}$ ), динамический предел текучести ( $Y$ ) и откольная прочность ( $\sigma_{\text{sp}}$ ) сплавов после различных обработок. Показано, что однократное ДКУП прессование сплавов Cu-0.03%Zr и Cu-0.10%Cr, приводящее к измельчению кристаллитов от 200-400 до 1 мкм, увеличивает в 1.9-2.8 раза динамический предел упругости Гюгонио ( $\sigma_{\text{HEL}}$ ) и динамический предел текучести ( $Y$ ). Дальнейшее измельчение кристаллитов до 0.2-0.4 мкм при трехкратном прессовании увеличивает динамические характеристики сплавов в 1.5-4.0 раза. Как показано в [6] откольная прочность меди с СМК+НК структурой, полученной методом ДКУП составляет 2510 МПа. Определено, что откольная прочность СМК сплавов Cu-0.03%Zr и Cu-0.1%Cr составляет 2760 и 2900 МПа, соответственно. Повышенный уровень прочности сплавов, по сравнению медью, связан с дополнительным упрочнением, обусловленным выделением наночастиц Cr и Cu<sub>5</sub>Zr в процессе ДКУП. Таким образом, упрочняющий эффект сплавов с СМК структурой, полученной методом ДКУП, сохраняется при скоростях деформации  $10^5 \text{ с}^{-1}$ . Можно отметить следующие особенности деформационного поведения СМК сплавов меди при субмикросекундных длительностях нагрузки: возрастание характеристик упруго-пластического перехода, увеличение критического разрушающего напряжения при отколе и затягивание процесса откольного разрушения, по сравнению с исходным КК состоянием.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки по теме «Структура» № АААА-А18-118020190116-6 и при частичной поддержке РФФИ (проект № 20-43-660034).

1. Е.В.Шорохов, И.Н. Жгилев, Р.З. Валиев, *Способ динамической обработки материалов: пат 2283717 РФ Бюл.* **26**, с. 64 (2006).
- 2.И.В. Хомская, Е.В.Шорохов, В.И.Зельдович, Ф.Э.Хейфец, Н.Ю.Фролова, П.А.Насонов, И.Н. Жгилев, *Физика металлов и металловедение* **111**, сс. 639-650 (2011).
- 3.В.И.Зельдович, И.В. Хомская, Н.Ю.Фролова, Ф.Э.Хейфец, Е.В.Шорохов, П.А.Насонов, *Физика металлов и металловедение* **114**, сс. 639-650 (2013).
4. I.V.Khomskaya, V.I.Zeldovich, N.Yu.Frolova, A.E.Kheifets, E.V.Shorokhov, D.N.Abdullina, *IOP Conf. Ser: Mater. Materials Science and Engineering* **447**, pp. 12007-12012 (2018).
5. С.В.Разоренов, Г.В. Гаркушин *Журнал технической физики* **85**, сс. 77–82 (2015).
6. И. В. Хомская, С. В. Разоренов, Г. В. Гаркушин, Е. В. Шорохов, Д. Н. Абдуллина, *Физика металлов и металловедение* **121**, сс. 435–442, (2020).

# ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКЕ МЕДНОГО СПЛАВА БрАМц9-2 С ДОБАВЛЕНИЕМ В ПОВЕРХНОСТНЫЙ СЛОЙ ПОРОШКА ВОЛЬФРАМА

А.М. Черемнов<sup>1</sup>, А.В. Чумаевский<sup>1</sup>, Т.А. Калашникова<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, 634055, г. Томск, Россия

Email: [amc@ispms.ru](mailto:amc@ispms.ru)

Медные сплавы, в частности бронзы, обладают отличной электро- и теплопроводностью, термической и коррозионной устойчивостью, относительной лёгкостью и пластичностью. Однако низкие механические свойства медных сплавов не могут удовлетворить строгие требования к несущей способности [1]. Чтобы преодолеть это препятствие, исследователи пытаются улучшать механические свойства путем добавления легирующих элементов или упрочнения вторичной фазы. С точки зрения повышения прочностных и механических свойств порошков вольфрама, благодаря его низкому коэффициенту теплового расширения и высокой твёрдости, может стать отличной армирующей добавкой [2]. Процесс фрикционной перемешивающей обработки (ФПО) может равномерно распределить легирующие элементы по поверхности матрицы, а также повысить прочность поверхностного слоя за счёт механического измельчения зёрен материалов [3]. Таким образом, в данной работе рассматривалось формирование структуры при фрикционной перемешивающей обработке медного сплава БрАМц9-2 с добавлением в поверхностный слой порошка вольфрама.

На начальном этапе исследований была проведена фрикционная перемешивающая обработка сплава БрАМц9-2 без введения в поверхностный слой порошка. На втором этапе исследований в поверхностный слой внедряли порошок вольфрама до содержания его в итоговом композите 5%, после чего подвергали полученную заготовку фрикционной перемешивающей обработке. Сама обработка была проведена в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН на станке для отработки режимов сварки трением с перемешиванием. Заготовки листового проката бронзы были обработаны одним проходом в одном направлении. При толщине заготовок в 4 мм использовался инструмент с длиной пина 2,5 мм. Параметры обработки подбирались опытным путём. Образцы для исследования вырезались на электроискровом станке в перпендикулярном направлении обработки сечения.

Методом оптической металлографии была выявлена бездефектная структура, которая часто характерна для фрикционной перемешивающей обработки. Структура образована потоком материала по контуру инструмента в процессе обработки, в зоне перемешивания травление выявляет образование тонких слоёв материала. При введении порошка наблюдается его равномерное распределение по длине обработанного материала. Были исследованы механические характеристики, изменяющиеся при добавлении порошка вольфрама в поверхностный слой образца.

1. I. Dinaharan et. al., *Journal of Alloys and Compounds* **718**, pp. 150 – 160 (2017).

2. L. Zhang et. al., *Journal of Alloys and Compounds* **833**, pp. 154940 – 154949 (2020).

3. A.V. Chumaevskii et. al., *2020 7th International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects* **7**, pp. 1299 – 1303 (2020).



# ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПРОВОДОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ Al-0.25%Zr-0.1%(Sc, Hf)

А.В. Нохрин<sup>1</sup>, Я.С. Шадрина<sup>1</sup>, В.Н. Чувильдеев<sup>1</sup>, В.И. Копылов<sup>1</sup>, А.А. Бобров<sup>1</sup>,  
Н.Н. Берендеев<sup>1</sup>, Н.Ю. Табачкова<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет  
им. Н.И. Лобачевского

<sup>2</sup>НИТУ «МИСИС»

E-mail: [yashadrina@nifti.unn.ru](mailto:yashadrina@nifti.unn.ru)

Целью работы является исследование термической стабильности структуры малогабаритных проводов, изготовленных из новых дисперсно-упрочненных микролегированных алюминиевых сплавов Al-0.25%Zr с добавкой 0.05-0.1% скандия и гафния. Объектами исследования являются микролегированные алюминиевые сплавы (табл. 1) и полученные из данных сплавов биметаллические алюминиевые провода диаметром 0.26 мм с покрытием из высокочистой меди (толщина покрытия ~ 0.03 мм).

Таблица 1. Состав и механические свойства проводов

Сплав	Содержание легирующих элементов в сплаве, вес.%			Механические свойства провода			
				В исходном состоянии		После отжига 450 °С, 30 мин	
	Zr	Sc	Hf	H <sub>v</sub> , МПа	σ <sub>в</sub> , МПа	H <sub>v</sub> , МПа	σ <sub>в</sub> , МПа
№1	–	–	–	300	230	270	135
№2	0.25	–	–	465	320	295	150
№3	0.25	0.10	–	625	345	510	235
№4	0.25	–	0.10	540	370	445	180
№5	0.25	0.05	0.05	565	370	500	195

Заготовки алюминиевых сплавов сечением 20×20 мм получали методом индукционного литья с помощью литейной машины INDUTHERM VTC-200. Базовым материалом для изготовления сплавов являлся высокочистый алюминий А99. Для изготовления сплавов использовалась лигатура Al-2%Zr, Al-2%Sc, Al-2%Hf. Образцы биметаллических проводов получались путем раскатки в валках цилиндрической алюминиевой заготовки с медной оболочкой при комнатной температуре.

Исследования микроструктуры проводились с использованием металлографического микроскопа Leica IM DRM, растрового электронного микроскопа Jeol JSM-6490 и просвечивающего электронного микроскопа Jeol JEM-2100. Измерения микротвердости H<sub>v</sub> проводились с использованием твердомера Qness A60+ при нагрузке 20 г. Для испытаний на растяжение использовалась разрывная машина Lloyd Instruments LR5K Plus (скорость перемещения траверсы составляла 10 мм/мин). Фрактографическое исследование изломов образцов после испытаний на растяжение проводилось при помощи растрового электронного микроскопа TESCAN Vega II. Для измерения УЭС литых сплавов использовался вихретоковый метод (прибор SIGMATEST 2.069). Для измерения УЭС проводов использовался цифровой L-C-R измеритель E7-8.

В исходном состоянии литые сплавы имеют однородную крупнозернистую структуру. В сплавах, содержащих Zr, наблюдаются первичные частицы в виде единичных включений (1-3 мкм) и скоплений микронных частиц. УЭС и микротвердость

сплавов №1, 2, 3, 4, 5 в исходном состоянии составляют 2.65 мкОм·см и 200 МПа, 2.87 мкОм·см и 275 МПа, 3.43 мкОм·см и 350 МПа, 3.46 мкОм·см и 345 МПа, 3.36 мкОм·см и 315 МПа, соответственно. В исходном состоянии биметаллический провод имеет сильнодеформированную зеренно-субзеренную микроструктуру со средним размером фрагментов 0.5 мкм.

В исходном состоянии провода имеют высокую прочность и твердость (табл. 1). Фрактографический анализ (рис. 1а) области разрушения показал, что разрушение происходит хрупко, относительное удлинение до разрушения не превышает 0.5-1%. Отжиг приводит к снижению прочности и немонотонному, с максимумом, изменению пластичности провода. Максимальная пластичность (более 20%) проводов достигается после отжига при  $T = 300-350\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

После отжига при  $T = 450\text{ }^{\circ}\text{C}$  формируется однородная мелкозернистая микроструктура со средним размером зерна 3-5 мкм; наблюдается выделение наночастиц  $\text{Al}_3\text{X}$  обеспечивающих высокий уровень термической стабильности свойств проводов. Показано, что после отжига при  $T = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$  на кривых  $\sigma(\epsilon)$  наблюдается стадия устойчивого пластического течения, а величина удлинения до разрушения для большинства образцов достигает более 10% (рис 1б). Провода обладают высокой термической стабильностью в условиях длительной (1000 ч) низкотемпературной выдержки при температуре  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Твердость сплавов №1, 2, 3, 4, 5 после отжига  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 1000 ч составляет 230, 380, 570, 530 и 490 МПа, соответственно.

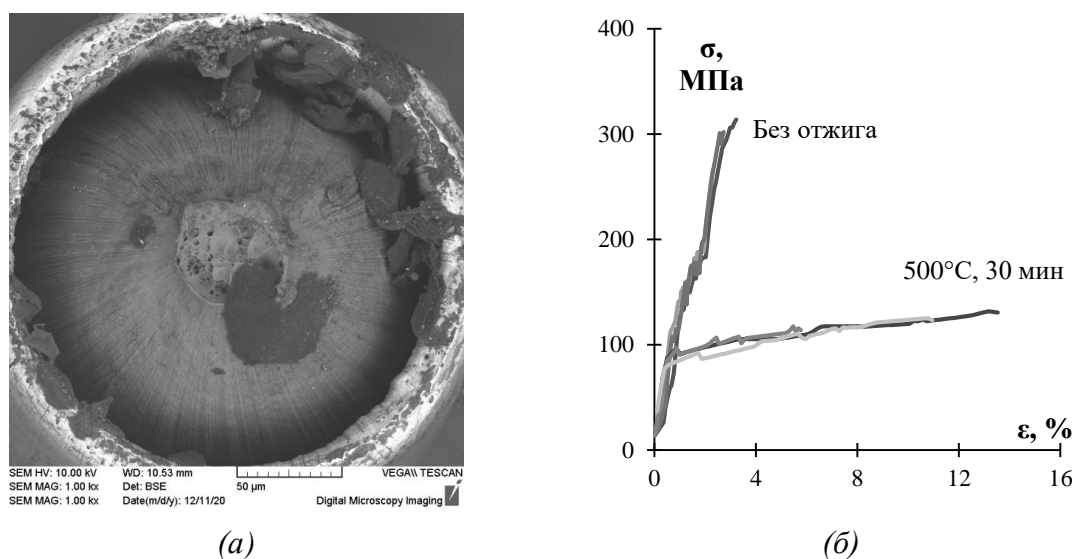


Рисунок 1. а – фрактографический анализ излома образца биметаллической проволоки из сплава №4 после испытания на растяжение (без отжига); б – диаграммы растяжения образцов биметаллической проволоки изготовленной из сплава №4.

Установлено, что наибольшей термической стабильностью обладают образцы, изготовленные из сплавов  $\text{Al-Zr-(Sc,Hf)}$ . После отжига провод изготовленный из сплавов  $\text{Al-Zr-(Sc,Hf)}$  обладает наиболее высокими значениями твердости и предела прочности. Показано, что зависимость микротвердости алюминиевого провода от объемной доли выделившихся частиц с хорошей точностью может быть описана уравнением Орована.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФ №20-19-00672.

## КОМПОЗИЦИОННЫЕ НЕЙТРОНОЗАЩИТНЫЕ ХГН-ПОКРЫТИЯ Al-B<sub>4</sub>C

В.С. Шикалов<sup>1</sup>, В.Ф. Косарев<sup>1</sup>, Т.М. Видюк<sup>1</sup>, С.В. Клинков<sup>1</sup>,  
И.С. Батраев<sup>1,2</sup>, Д.М. Лемехов<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,  
Новосибирск, Россия

<sup>2</sup>Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск, Россия

<sup>3</sup>ООО «ФИНПРОМАТОМ», Москва, Россия

В последние десятилетия многими исследователями предпринимаются попытки создания композитов системы Al-B<sub>4</sub>C и внедрения их в атомную промышленность в качестве материала для эффективной защиты от нейтронного излучения. Такие композиты, получаемые методами порошковой и литейной металлургии, сложны и дороги в производстве, нередко обладают высокой пористостью, неравномерным распределением карбида в металлической матрице и нежелательными реакциями на границах раздела фаз. Другим недостатком данных методов является невозможность или высокая трудоемкость получения композитов сложной формы. В свою очередь метод холодного газодинамического напыления (ХГН) является привлекательной альтернативой для создания покрытий и аддитивного производства материалов на основе металлической матрицы, армированной частицами B<sub>4</sub>C [1–3]. Рабочие температуры ускоряющего газа, характерные для ХГН, всегда ниже температуры плавления напыляемого материала. Соответственно, образование оксидов, пористость, фазовые превращения и термические напряжения минимизируются, либо полностью исключаются в ХГН покрытиях, по сравнению с материалами, получаемыми высокотемпературными методами.

В настоящей работе проводилось экспериментальное исследование микроструктуры и свойств (микротвёрдость, адгезионная прочность, коэффициент поглощения нейтронов) композиционного покрытия, формируемого с использованием метода холодного газодинамического напыления из механической порошковой смеси алюминия и карбида бора.

Для напыления покрытий использовались порошки алюминия и карбида бора со средними размерами 27 и 75 мкм, соответственно. Из данных порошков была приготовлена смесь с концентрацией карбида бора 50 масс.% (52 об.%). Покрытия напылялись на предварительно пескоструенные пластины из нержавеющей стали 08X18H10T. Помимо металлокерамической смеси также напылялось покрытие из чистого алюминия.

Измеренное по методу Ритвельда содержание карбида бора в композиционном покрытии оказалось равным 22 масс.% (23 об.%). На рис. 1 представлены микрофотографии поперечных сечений образцов с покрытиями, полученные на электронном микроскопе в режиме обратнорассеянных электронов.

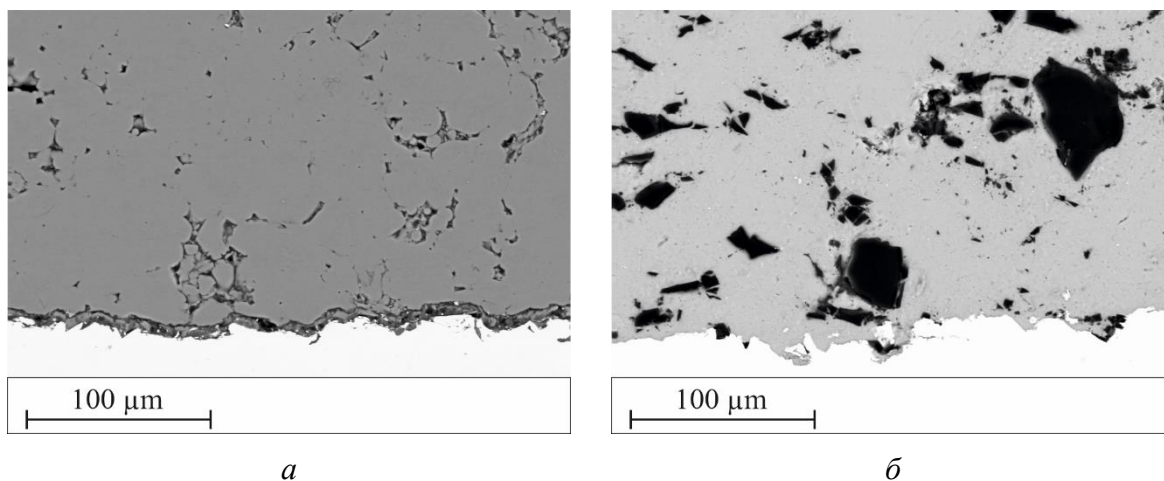


Рисунок 1. Микрофотографии покрытий алюминия (а) и алюминия с 23 об.% карбида бора (б) на поверхности нержавеющей стали.

На фотографии алюминиевого покрытия (Рис. 1а) наблюдается продольная трещина в области интерфейса подложка/покрытие, в то время как на фотографии с композиционным покрытием (Рис. 1б) наблюдается плотный контакт между покрытием и подложкой, что может свидетельствовать о влиянии добавки керамических частиц на адгезионную прочность ХГН покрытий. Измеренная пористость алюминиевого покрытия составила около 2 %, измерение пористости композиционного покрытия затруднительно из-за присутствия карбидных включений. Показано, что присутствие 23 об.% карбида бора приводит к увеличению микротвердости материала покрытия в 1,5 раза (от 46,3 до 71,6  $HV_{0.3}$ ). Адгезионная прочность алюминиевого покрытия оказалась равной 17,4 МПа, а прочность композиционного покрытия – 42,5 МПа. Рост значений адгезионной прочности может быть связан с формированием специфического рельефа подложки и удалением оксидной пленки при ударе о ее поверхность карбидных частиц. Результаты испытаний на поглощение тепловых нейтронов показали, что с увеличением толщины защитного покрытия на поверхности образцов из нержавеющей стали уменьшается количество прошедших через образец нейтронов. Покрытия толщиной 300, 530 и 1700 мкм поглощают 29, 43 и 75 % нейтронов соответственно. Проведено сравнение с эталонным образцом, представляющим из себя пластину из бористой стали толщиной 6 мм, которая согласно результатам измерений способна поглощать около 71 % излучения.

Полученные предварительные результаты открывают широкие перспективы использования метода ХГН для получения нейтронозащитных покрытий на элементах оборудования систем обращения отработавшего ядерного топлива, что в конечном итоге позволит в ряде случаев отказаться от использования нетехнологичных бористых сталей.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Госкорпорации «Росатом» в рамках научного проекта № 20-21-00046.

1. M. Yandouzi, A.J. Böttger, R.W.A. Hendriks, M. Brochu, P. Richer, A. Charest, B. Jodoin, *Surface & Coatings Technology* **201**, pp. 2234-2246 (2010).
2. V.F. Kosarev, A.A. Polukhin, N.S. Ryashin, V.M. Fomin, V.S. Shikalov, *Mechanics of Solids* **52**, pp. 457-464 (2017).
3. N.H. Tariq, L. Gyansah, J.Q. Wang, X. Qiu, B. Feng, M.T. Siddique, T.Y. Xiong, *Surface & Coatings Technology* **339** pp. 224-236 (2018).

# QUANTUM-MECHANICAL CALCULATIONS OF ELASTIC AND THERMAL PROPERTIES OF THE Fe<sub>7</sub>Mo<sub>6</sub> μ-PHASE

D.A. Vasilyev

Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow

Email: [dvasilyev@imet.ac.ru](mailto:dvasilyev@imet.ac.ru); [vasilyev-d@yandex.ru](mailto:vasilyev-d@yandex.ru)

The Fe<sub>7</sub>Mo<sub>6</sub> μ-phase is one of the topologically close-packed phases (TCP) that can form in ferritic steels or superalloys as a result of long-term operation of products at high temperatures and irradiation. The μ-phase is a compound whose precipitation induces local stress in the ferritic matrix or superalloys, and the needle-shape morphology of the μ-phase can easily initiate rupture and affect, in particular, creep resistance, yield strength, and ductility. Therefore, the precipitation of the μ-phase must be carefully controlled. To do this, it is necessary to study the stability range of the μ-phase, calculate the Gibbs potentials, thermodynamic properties, and the path of the thermal expansion of the μ-phase in order to construct phase boundaries and model the properties of refractory alloys. To solve this problem and predict the effect of precipitation of TCP on the hardening (embrittlement) of ferritic steels and superalloys, the elastic and thermal properties of the Fe<sub>7</sub>Mo<sub>6</sub> compound with the μ-phase structure were calculated.

The calculations in this work were carried out using the WIEN2k package [1] using the method of the full potential linearized plane waves [2]. The parameters used were as follows:  $R_{MT} = 2.05$  for Fe atoms,  $R_{MT} = 2.15$  for Mo atoms, and  $RK_{max} = 8$ . A grid with 15x15x2 k-points in the first irreducible Brillouin zone was used to model the Fe<sub>7</sub>Mo<sub>6</sub> crystal lattice. Structural optimization was carried out until the following conditions were met: 1) the maximum force acting on an atom is below  $5 \times 10^{-3}$  eV/Å, 2) the maximum pressure acting on an atom is below 0.02 GPa, 3) the convergence of the total energy is below  $5 \times 10^{-6}$  eV/atom.

Table 1 lists the elasticity coefficients  $C_{ij}$  of the strain tensor of the Fe<sub>7</sub>Mo<sub>6</sub> compound, which were calculated by applying distortion matrices to the crystal lattice according to the method described in [3, 4].

Table 1. Elasticity coefficients  $C_{ij}$  of the strain tensor (in GPa) of the Fe<sub>7</sub>Mo<sub>6</sub> μ-phase calculated for the ground state ( $T = 0$  K).

	$C_{11}$	$C_{12}$	$C_{13}$	$C_{33}$	$C_{44}$	$C_{66}$
Fe <sub>7</sub> Mo <sub>6</sub>	424.6	191.7	136.3	393.9	103.6	116.4

As can be seen from Table 1,  $C_{ij}$  satisfy the mechanical stability criterion for hexagonal crystals at zero pressure [5]

$$C_{11} > 0; C_{11} - |C_{12}| > 0; (C_{11} + C_{12}) C_{33} > 2C_{13}^2; C_{44} > 0 \quad (1)$$

and, as a consequence, the Fe<sub>7</sub>Mo<sub>6</sub> is mechanically stable compound. The elastic coefficient values  $C_{11}$  and  $C_{33}$  represent the stiffness under changes in the main loads, the value  $C_{66}$  indicates the resistance to shear loads in the {100} plane and in the <110> direction, while  $C_{44}$  is the shear resistance value in the {010} or {100} plane in direction <001>. The large values of  $C_{11}$  and  $C_{33}$  for this compound may reflect the fact that its compression under uniaxial stress along the  $a$ - ( $\epsilon_{11}$ ) or  $c$ - ( $\epsilon_{33}$ ) axes can be difficult. From the  $C_{ij}$  obtained for a single crystal, using the Voigt-Reuss-Hill approximation, the elasticity parameters for polycrystals were calculated: bulk  $B$ , shear  $G$  moduli, Young's modulus  $E$ , and Poisson's ratio  $\nu$ , which are presented in Table 2.

Table 2. Bulk  $B$ , shear  $G$  moduli, Young's modulus  $E$  (GPa), and Poisson's ratio  $\nu$  calculated for the  $\text{Fe}_7\text{Mo}_6$  polycrystalline compound.

	$B_V$	$B_R$	$B$	$G_V$	$G_R$	$G$	$E$	$\nu$	$B/G$
$\text{Fe}_7\text{Mo}_6$	241.3	239.4	240.3	116.7	99.1	107.8	281.4	0.30	2.23

The value of the ratio  $B/G > 1.75$  indicates that the  $\text{Fe}_7\text{Mo}_6$  polycrystalline aggregate is a ductile material at  $T = 0\text{K}$ .

Table 3. Calculated average ( $V_m$ ), shear ( $v_s$ ) and longitudinal ( $v_l$ ) elastic wave velocities (in m/s); Debye temperature  $\theta_D$  (in K) and elastic wave velocities in the [001] and [100] directions (in m/s) for the  $\text{Fe}_7\text{Mo}_6$  compound.

	$v_s$	$v_l$	$V_m$	$\theta_D$	[001]		[100]		
					$V_l$	$V_s$	$V_l$	$V_{s1}$	$V_{s2}$
$\text{Fe}_7\text{Mo}_6$	3369	6357	3765	477	6437	3301	6684	3500	3301

Table 3 presents the average ( $V_m$ ), shear ( $v_s$ ), and longitudinal ( $v_l$ ) elastic wave velocities calculated by the formulas [6]; predicted Debye temperature  $\theta_D$  and elastic wave velocities in the [001] and [100] directions for the  $\text{Fe}_7\text{Mo}_6$   $\mu$ -phase. The Debye temperature  $\theta_D$  is a fundamental parameter of thermodynamics and is found in the equations describing physical processes such as heat capacity, thermal expansion, elastic properties, vibrational entropy, and melting temperature that result from theories involving atomic vibrations.  $\theta_D$  is necessary to use the quasi-harmonic theory of Debye - Gruneisen to calculate the thermodynamic properties of  $\text{Fe}_7\text{Mo}_6$ .

The research was financially supported by the Russian Foundation for Basic Research as a part of scientific project № 19-03-00530.

1. P. Blaha, K.Schwarz, F. Tran, R. Laskowski, G.K.H. Madsen and L.D. Marks, J. Chem. Phys. **152**, p. 074101 (2020).
2. W. Kohn and L.J. Sham, Phys. Rev. A **140**, 4A, p. A1133 (1965).
3. D. Vasilyev, Physica B: Condensed Matter **621**, p. 413307 (2021).
4. D. Vasilyev, J. Phys.: Conf. Ser. **1942**, p. 012017 (2021).
5. J.F. Nye, *Physical Properties of Crystals* (Clarendon Press, Oxford, 1964).
6. O.L. Anderson, J. Phys. Chem. Solids **24**, pp. 909-917 (1963).

## ВЛИЯНИЕ ВНУТРЕННИХ МИКРОНАПРЯЖЕНИЙ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ПИРРОТИНА $\text{Fe}_7\text{X}_8$

Д.Ф. Акрамов<sup>1</sup>, Н.В. Селезнева<sup>1</sup>, Е.М. Шерокалова<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Уральский федеральный университет им. Б.Н. Ельцина, ИЕНиМ, г. Екатеринбург

Email: Dmaster96@mail.ru

Чистое железо, а так же соединения и сплавы, магнетизм которых обусловлен только присутствием в них атомов Fe, за исключением небольшого количества соединений [1, 2] проявляют магнитомягкие свойства и отличаются небольшими значениями коэрцитивной силы. Однако, исследования природного пирротина ( $\text{Fe}_7\text{S}_8$ ) выявили значительный рост коэрцитивной силы до  $\sim 1$  кЭ при комнатной температуре при уменьшении размеров частиц до  $\sim 1$  мкм. [3, 4]. Халькогениды железа  $\text{Fe}_7\text{X}_8$  ( $X = \text{S}, \text{Se}$ ) обладают дефектной гексоганальной структурой типа NiAs. Наличие катионных вакансии может приводить к образованию различных сверхструктур с увеличенным периодом решетки по сравнению со структурой NiAs и влиять на физические свойства. Помимо вакансионного упорядочения и размерного эффекта, влияние на свойства соединений  $\text{Fe}_7\text{X}_8$  оказывают внутренние микронапряжения.

Поликристаллические соединения  $\text{Fe}_7\text{S}_8$  и  $\text{Fe}_7\text{Se}_8$  были получены методом твердофазного синтеза в вакуумированных кварцевых ампулах. Рентгенографическая аттестация синтезированных образцов проводилась на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ( $\text{CuK}\alpha$  - излучение). Измельчение осуществлялась в латунной шаровой вибрационной мельнице в атмосфере аргона для предотвращения окисления соединений. Время помола составляло  $\tau = 1, 3$  и  $7$  часов. Измерения полевых и температурных зависимостей намагниченности образцов в температурном интервале ( $2 - 300$ ) К и в магнитных полях до  $70$  кЭ проводились на СКВИД-магнитометре MPMS (QuantumDesign).

Рентгенографическая аттестация показала, что синтезированные соединения  $\text{Fe}_7\text{S}_8$  и  $\text{Fe}_7\text{Se}_8$  является однофазным. Полученный  $\text{Fe}_7\text{S}_8$  кристаллизуется в моноклинной сингонии (пространственная группа  $C2/c$ ) с  $4C$  сверхструктурным упорядочением,  $\text{Fe}_7\text{Se}_8$  в гексаганальной сингонии (пространственная группа  $P3_121$ ) с  $3C$  упорядочением. С помощью метода Вильямсона-Холла были оценены размеры области когерентного рассеяния (ОКР) и величины микронапряжений  $\epsilon$  в ходе измельчения. Обнаружено, что значительное уменьшение ОКР в обоих образцах происходит при времени размолта  $\tau = 1$  ч, дальнейшая обработка не приводит к существенному изменению ОКР. Вместе с ростом времени размолта как в  $\text{Fe}_7\text{S}_8$ , так и в  $\text{Fe}_7\text{Se}_8$  наблюдается монотонное увеличение  $\epsilon$ . Помол синтезированных соединений также приводит к уменьшению намагниченности и к немонотонному изменению значений коэрцитивной силы  $H_c$ . Уменьшение намагниченности, по видимому, связано с межслоевым перераспределением катионных вакансий вследствие роста значений микронапряжений в ходе размолта.

Работа подготовлена при финансовой поддержке ППК 3.1.1.1.г-20.

1. W. Wu, *Phys. Rev. Lett.* **101**, pp. 137203 (2008).
2. T. Shima, *Appl. Phys. Lett.* **85**, pp. 2571-2573 (2004).
3. D.A. Clark, *Geophys. Res. Lett.* **11**, pp. 173-176 (1984).
4. W. O'Reilly, V. Hoffmann, A.C. Chouker, H.C. Soffel, A. Menyeh, *Geophys. J. Int.* **142**, pp. 669-683 (2000).

## ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО УПОРЯДОЧЕНИЯ НА ТЕПЛОВОЕ РАСШИРЕНИЕ ПИРРОТИНОПОДОБНОГО СОЕДИНЕНИЯ $\text{Fe}_7\text{Se}_8$

**С.Н. Мозговых<sup>1</sup>, В.А. Казанцев<sup>2</sup>, Н.В. Селезнева<sup>1</sup>, Н.В. Баранов<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup> Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, ИЕНиМ, г. Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup> Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

E-mail: [Stepan.Mozgovykh@urfu.ru](mailto:Stepan.Mozgovykh@urfu.ru)

Естественное образование минералов связано с различными термическими процессами. Существуют природные минералы, например пирротин ( $\text{Fe}_7\text{S}_8$ ), в которых наблюдается магнитное упорядочение и следует ожидать, что изменения кристаллической решётки таких минералов от температуры будут зависеть от свойств магнитной подсистемы и испытывать значительные магнитострикционные деформации как анизотропной, так и обменной природы. В частности, в пирротине выявлены значительные аномалии теплового расширения, связанные с изменениями магнитного состояния [1].

В данной работе изучалась зависимость теплового расширения пирротиноподобного соединения  $\text{Fe}_7\text{Se}_8$  в интервале температур  $80 \text{ К} \div 700 \text{ К}$ . Измерения теплового расширения были проведены на дилатометре DL-1500 RHP компании ULVAC-SINKU RIKO (Япония) в интервале температур от  $80 \text{ К}$  до  $700 \text{ К}$  в динамическом

режиме нагрев ↔ охлаждение с фиксированной скоростью 2÷3 град/мин на монокристалле, выращенном модифицированным методом Бриджмена. Ориентировка монокристалла проводилась с помощью метода Лауэ. Изучение температурной зависимости параметров решётки проводилось на поликристаллическом образце, полученным твердофазным синтезом, с использованием рентгеновского дифрактометра Bruker D8 Advance.

Известно, что в соединении  $\text{Fe}_7\text{Se}_8$  наблюдаются магнитные фазовые переходы из ферримагнитного состояния в парамагнитное при  $T \sim 450$  К и спиновая переориентация при  $T \sim 110$  К, а также структурные переходы порядок-беспорядок в интервале температур 630 К ÷ 660 К [2-4]. В области каждого из указанных переходов наблюдается аномальное поведение теплового расширения. В магнитоупорядоченной области было обнаружено отклонение температурной зависимости коэффициента объемного теплового расширения от закона Дебая-Грюнейзена. Анализ изменений линейных размеров кристалла вдоль кристаллографических осей  $a$  и  $c$ , показал, что тепловые деформации решетки при температурах ниже температуры Кюри являются анизотропными. Установлено, что коэффициенты линейного теплового расширения величины имеют разный знак вдоль разных осей: вдоль оси  $a$  наблюдается дополнительное сжатие при понижении температуры по сравнению с ожидаемым изменением по модели Дебая-Грюнейзена, а вдоль оси  $c$  обнаружен инвариный эффект, когда при понижении температуры решётка расширяется. При температуре магнитного упорядочения также наблюдается аномалия на линейном расширении, но в этом случае эффект максимален вдоль оси  $c$  и практически отсутствует вдоль оси  $a$ . В области спиновой переориентации изменения объема носят скачкообразный характер, что согласуется с ранее полученными данными о том, что спиновая переориентация в соединении  $\text{Fe}_7\text{Se}_8$  фазовым осуществляется путем фазового перехода 1-го рода.

При высокотемпературных структурных фазовых переходах на коэффициентах теплового расширения видны две аномалии: первая при  $T = 640$  К сильно выражена и соответствует структурному переходу от 3С упорядочения к 2С, и вторая наблюдается при  $T = 650$  К, что соответствует переходу порядок – беспорядок, который связан с разупорядочением вакансий в катионных слоях. Выявленные аномалии теплового расширения подтверждаются рентгеновскими данными о температурном поведении структурных параметров и изменениях симметрии кристаллической структуры.

Полученные данные на примере соединения  $\text{Fe}_7\text{Se}_8$  со структурой типа пирротина показывают, что при изучении минералов, обладающих магнитным упорядочением, необходимо учитывать влияние их магнитного состояния на их кристаллическую структуру и физические свойства.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (проект № FEUZ-2020-0054).*

1. E. N. Selivanov, R. I. Gulyaeva, A. D. Vershinin, *Inorganic Materials*, v. 44 No 4, p. 438-442 (2008).
2. A. Okazaki, *Journal of the physical Society of Japan*, v. 16 No 6, p. 1162-1170 (1961).
3. F. Gronvold, *Acta Chemica Scandinavica*, v.22, p. 1219-1240 (1968).
4. I. Radelytskyi et al., *Journal of Applied Physics*, v. 124, 143902 (2018).



# РОЛЬ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ В ФОРМИРОВАНИИ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО СОСТОЯНИЯ ТЕЛЛУРИДА ЖЕЛЕЗА

Е.В. Кислов<sup>1</sup>, Н.В. Селезнева<sup>1</sup>, Н.В. Баранов<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина

<sup>2</sup> Институт физики металлов Уральского отделения Российской академии наук

Email: [evgeny.kislov@urfu.ru](mailto:evgeny.kislov@urfu.ru)

Теллурид железа FeTe, который является изоструктурным сверхпроводящему FeSe (структура типа PbO, пространственная группа  $P4/nmm$ ), тем не менее, не обладает переходом в сверхпроводящее состояние и является антиферромагнетиком с температурой Нееля  $T_N = 70$  К [1]. Известно, что замещения по подрешеткам металла и халькогена могут существенно влиять на свойства таких соединений [2]. Например, наибольшей температурой сверхпроводящего перехода в ряду  $FeSe_{1-x}Te_x$  обладает состав с пятидесятипроцентным замещением селена теллуром  $FeSe_{0.5}Te_{0.5}$  со значением критической температуры  $T_C = 15$  К [2].

В настоящей работе исследована возможность индуцирования сверхпроводящего перехода в несверхпроводящем теллуриде железа путем допирования халькогенидами титана  $Fe_{1.1}Te(TiX_2)_y$  ( $X = S, Se; y = 0.1, 0.2$ ). Предполагалось, что при допировании атомы серы и селена будут занимать позиции теллура, а атомы титана – позиции железа в тетрагональной структуре FeTe. Кроме того, ожидалось, что при наличии сверхпроводящего перехода присутствие атомов титана будет влиять на пиннинг сверхпроводящих вихрей и величины критических токов соединений.

Образцы системы  $Fe_{1.1}Te(TiX_2)_y$  ( $X = S, Se; y = 0.1, 0.2$ ) были синтезированы в два этапа: на первом этапе плавлением при 920 °С с последующей закалкой готовились матрицы  $Fe_{1.1}Te$ ; на втором этапе матрицы допировались халькогенидами титана  $(TiX_2)_y$  ( $X = S, Se; y = 0.1, 0.2$ ) и отжигались для гомогенизации. Структура соединений исследовалась с помощью дифрактометра Bruker D8 Advance. Измерение температурных зависимостей электросопротивления проводилось стандартным 4-хконтактным методом с использованием рефрижератора CryoFree204 в интервале температур 5 – 310 К.

Исходный образец  $Fe_{1.1}Te$  является однофазным и обладает тетрагональной структурой типа PbO, описываемой пространственной группой  $P4/nmm$ . Допированные образцы  $Fe_{1.1}Te(TiX_2)_y$  ( $X = S, Se; y = 0.1, 0.2$ ) оказались неоднородными: помимо исходной фазы в них содержатся пирротиноподобная фаза  $Fe_7Se_8$ , фробергит  $FeTe_2$  и фаза  $\delta$ - $FeTe_{1.5}$  разных концентраций в зависимости от состава.

Предполагалось, что введение в исходную матрицу дихалькогенидов титана  $TiX_2$  ( $X = S, Se$ ) будет приводить к замещению теллура халькогенами меньшего ионного радиуса и, как следствие, приводить к сжатию кристаллической решетки вдоль оси  $c$  и улучшению сверхпроводящих свойств материалов. Такое предположение, в свою очередь, обусловлено тем фактом, что наилучшими параметрами сверхпроводящего перехода в системе  $FeSe_xTe_{1-x}$  обладает состав  $FeSe_{0.5}Te_{0.5}$  со значением параметра  $c$  кристаллической решетки  $c = 5.942$  Å [2]. Действительно, введение  $TiS_2$  и  $TiSe_2$  привело к заметному уменьшению значений параметра  $c$  при практически неизменных значениях параметра  $a$  основной тетрагональной решетки (см. Табл. 1).

Таблица 1. Температура начала сверхпроводящего перехода  $T_C^{onset}$ , а также кристаллографические параметры  $a$  и  $c$  тетрагональной фазы исследованных образцов

Образец	$T_C^{onset}$ , К	$a$ , Å	$c$ , Å
Fe <sub>1.1</sub> Te	–	3.817	6.272
Fe <sub>1.1</sub> Te(TiS <sub>2</sub> ) <sub>0.1</sub>	8.6	3.805	6.236
Fe <sub>1.1</sub> Te(TiS <sub>2</sub> ) <sub>0.2</sub>	9.6	3.809	6.249
Fe <sub>1.1</sub> Te(TiSe <sub>2</sub> ) <sub>0.1</sub>	11.6	3.809	6.214
Fe <sub>1.1</sub> Te(TiSe <sub>2</sub> ) <sub>0.2</sub>	11.6	3.809	6.214

На температурных зависимостях сопротивления всех допированных образцов Fe<sub>1.1</sub>Te(TiX<sub>2</sub>)<sub>y</sub> ( $X = S, Se$ ;  $y = 0.1, 0.2$ ), в отличие от исходного Fe<sub>1.1</sub>Te, при понижении температуры наблюдается резкий спад значений сопротивления, что свидетельствует о начале сверхпроводящего перехода, однако нулевых значений сопротивления ни для одного из образцов достичь не удалось. Такое поведение может быть связано с присутствием неоднородностей в виде посторонних фаз и гранулированным характером сверхпроводимости.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (проект № FEUZ-2020-0054).*

1. P. K. Maheshwari, R. Jha, B. Gahtori, V. P. S. Awana, *Journal of Superconductivity and Novel Magnetism* **28**, pp. 2893–2897 (2015).
2. Y. Takano, Y. Mizuguchi, *Journal of the Physical Society of Japan* **79**, pp. 102001 (2010).

### СТАДИЙНОСТЬ ПОВРЕЖДЕННОСТИ И ДВУХПАРАМЕТРИЧЕСКИЕ КРИТЕРИИ РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Банников М.В.<sup>1,\*</sup>, Баяндин Ю.В.<sup>1</sup>, Саженов Н.А.<sup>2</sup>, Уваров С.В.<sup>1</sup>, Никитюк А.С.<sup>1</sup>,  
Наймарк О.Б.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

<sup>2</sup> Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь  
Россия.

\*Email: mbannikov@icmm.ru

Дуальность закономерностей перехода от дисперсного накопления повреждений к макроскопическому разрушению, представленная в двухпараметрических критериях разрушения, связывается с двумя типами сингулярных решений в твердых телах с дефектами: автомодельным промежуточно-асимптотическим распределением напряжений в окрестности вершины трещины и автомодельной кинетикой локализации поврежденности. В дополнение к значению коэффициента интенсивности напряжений два дополнительных параметра (когезионная прочность и когезионная длина) определяются кинетическими условиями формирования зон разрушения на характерных пространственных масштабах при достижении напряжениями критических значений в зонах локализации поврежденности. Данные параметры связаны с нелинейной автомодельной кинетикой локализации повреждений и существование двух автомодельных решений определяет различные стадии разрушения, включая зарождение и распространение трещин, разрушения образцов при наличии концентраторов.

Стадийность развития разрушения в присутствии двух типов автомодельных решений исследуется экспериментально на основе данных акустической эмиссии и данных DIC при деформировании композитного образца с круговым концентратором. Регистрация полей напряжений и анализ фазовых портретов для рассматриваемых режимов распространения трещин позволила установить существование двух аттракторов, соответствующих двум типам автомодельных решений, в виде множества точек «гиперболического типа» и случайного множества точек, соответствующих флуктуациям напряжений в областях локализации поврежденности и зарождения дочерних трещин.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (грант № 21-79-30041).

### ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ФОРМИРОВАНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ. ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ

Д.Д. Гатиятуллина<sup>1,2</sup>, А.В. Землянов<sup>1,2</sup>, Р.Р. Балохонов<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск,  
Россия

Email: [gdiana@ispms.ru](mailto:gdiana@ispms.ru)

Проведено численное исследование механического поведения композиционного материала «алюминий-карбид бора» при действии различных термомеханических нагрузок. Неоднородная структура композитов учитывается в расчетах в явном виде. В работе были использованы модели изотропной упругопластической среды для алюминиевой матрицы и упруго-хрупкой для керамических включений. Для проведения численных расчетов был выбран представительный объем композиционного материала, содержащий несколько керамических частиц карбида бора. Созданы две структуры с различной объемной долей керамических частиц. Решались два типа задач: 1) растяжение с учетом остаточных напряжений и 2) растяжение без учета остаточных напряжений. Для учета остаточных напряжений в расчетах, используются соотношения Дюамеля-Неймана. Двумерные краевые задачи решались численно методом конечных элементов с помощью программного пакета Abaqus. Результаты моделирования сопоставлены с результатами, которые получены при расчете механического нагружения без учета остаточных напряжений [1]. Было выявлено, что прочность структуры с меньшей объемной долей частиц выше, чем прочность структуры с большей объемной долей. При большей объемной доле частиц области растяжения возникают как в металлической матрице, так и в керамических частицах. Установлено, что локализация пластической деформации и концентрация остаточных напряжений в матрице и частице зависят от вида внешней нагрузки.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (Проект № 18-19-00273, <https://rscf.ru/project/18-19-00273/>).

1. R.R. Balokhonov, V.A. Romanova, S. Schmauder, E.S. Emelianova, Theoretical and Applied Fracture Mechanics **101**, pp. 342–355 (2019).
2. R. R. Balokhonov, E. P. Evtushenko, V. A. Romanova, E. A. Schwab, R. A. Bakeev, E. S. Emelyanova, O. S. Zinovyeva, A. V. Zinovyev, M. V. Sergeev, Physical Mesomechanics **23**, pp. 135-146 (2020).

## **ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА НА ТРАНСПОРТ ВОДОРОДА ИЗ ВНЕШНЕЙ СРЕДЫ**

**П.М. Григорьева, В.А. Полянский, Е.Н. Вильчевская**

Институт проблем машиноведения Российской Академии наук (ИПМаш РАН), 199178, г. Санкт-Петербург, Большой проспект В.О., д. 61

Email: polina.grigoreva239@gmail.com

Водородное охрупчивание – одна из самых известных проблем современной металлургии. Несмотря на ее широкую изученность, она до сих пор остается актуальной, поскольку научное сообщество далеко от единого понимания процессов, вызывающих водородную хрупкость. В том числе, ряд ключевых вопросов описания взаимовлияния диффузионных процессов с процессами деформирования и разрушения материалов остается нерешенным. Это объясняется тем, что в связи с развитием технологий при моделировании, прогнозировании и расчете необходимо учитывать все новые и новые аспекты накопления и перераспределения водорода и их взаимное влияние с напряженно-деформированным состоянием и механическими характеристиками металла.

Последние экспериментальные работы ([1, 2]) показывают, что диффузия водорода идет неравномерно, образуя на поверхности образца тонкий наводороженный слой, за пределами которого водород в материале практически отсутствует. Результаты этих

работ также показывают, что этот поверхностный слой больше всего влияет на свойства материала ([3]). Существующие модели диффузии водорода в твердое тело не учитывают таких высоких градиентов концентрации и зачастую учитывают влияние напряженно-деформированного состояния металла феноменологически, что сужает применимость построенных моделей.

В данной работе представлено модифицированное уравнение диффузии, полученное из рассмотрения полных химических потенциалов в рамках подхода линейной неравновесной термодинамики. В качестве химического потенциала газовой компоненты было использовано известное выражение химического потенциала идеального газа:

$$\mu_{gas} = RT \ln \frac{c}{c_*}; \quad (1)$$

в качестве химического потенциала твердого тела был записан полный химический потенциал в форме тензора энергии-импульса Эшелби:

$$\mu_s = tr \boldsymbol{\mu} = tr \left( \frac{1}{\rho} [w \mathbf{E} - \mathbf{F}^T \cdot \mathbf{S}] \right). \quad (2)$$

Здесь  $\mathbf{F}$  – деформационный градиент,  $\mathbf{S}$  – тензор напряжений Пиолы-Кирхгофа,  $w$  – массовая плотность свободной энергии твердого материала,  $\rho$  – плотность твердого тела,  $T$  – температура газовой компоненты,  $c$  – концентрация газа в твердом теле,  $c_*$  – некоторая отсчетная концентрация для нормализации,  $\mathbf{E}$  – единичный тензор.

Для того, чтобы получить выражение диффузионного потока газа внутри твердого тела, были записаны выражения для соответствующих термодинамических сил через градиенты химических потенциалов компонент (твердого тела и газовой компоненты), учитывающих напряженно-деформированное состояние материала. Эти выражения были специфицированы для идеального газа и линейно-упругого твердого тела, энергия деформаций которого зависит от внешних воздействий и концентрации газовой компоненты, которая, в свою очередь, вызывает существенные деформации в твердом теле. Из пропорциональности между термодинамическими силами и потоком диффузионной газовой компоненты было получено модифицированное локальное уравнение баланса диффузионной компоненты:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \nabla \cdot (D_{eff} \nabla c + Vc) \quad (4)$$

Это уравнение содержит не только эффективный коэффициент диффузии, зависящий от напряженно-деформированного состояния металла, но также и дополнительную тормозящую силу.

Кроме того, чтобы учесть дополнительный канал диффузии по ловушечным модам, к уравнению были добавлены определяющие соотношения для потока водорода по ловушкам. Эти соотношения были добавлены двумя способами: с помощью классической модели МакНабба и Фостера ([4]) и с помощью тензора поврежденности, который ранее уже использовался для описания поверхностных эффектов ([5]).

Для определения применимости построенных уравнений и их способности адекватно описать возникающий приповерхностный слой была решена связанная краевая задача диффузии и нахождения напряженно-деформированного состояния осесимметричного тела под осевыми нагрузками. Было исследовано влияние констант диффузии на ее протекание, получены перераспределения напряжений и деформаций внутри металла. Были получены профили концентраций водорода в зависимости от

времени для каждой из моделей диффузии и на основе результатов были предложены дальнейшие улучшения в рамках каждой из них.

Исследование выполнено при поддержке грантов РФФИ, проекты 20-08-01100, 19-38-90298

1. Diehl, Daniel, Eduardo Luis Schneider, and Thomas Gabriel Rosauo Clarke. *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração* **18** (2021).
2. Ogawa, Y., Hino, M., Nakamura, M., & Matsunaga, H. *International Journal of Hydrogen Energy*, **46**(9), 6945-6959 (2021).
3. Polyanskiy, V. A., Belyaev, A. K., Yakovlev, Y. A., Polyanskiy, A. M., & Tretyakov, D. A. *In AIP Conference Proceedings*, **2053**(1) (2018).
4. A. McNabb and P. K. Foster, *TranSo Met. Soc. AIME* **227**, 618 (1963)
5. Belyaev, A. K., Polyanskiy, V. A., Semenov, A. S., Tretyakov, D. A., & Yakovlev, Y. A. *Procedia Structural Integrity*, **6**, 201-207 (2017).

## ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ АДДИТИВНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В РАМКАХ МИКРОМЕХАНИЧЕСКОГО ПОДХОДА

Е. М. Дымнич<sup>1</sup>, В. А. Романова<sup>1</sup>, Р. Р. Балохонов<sup>1</sup>, М. С. Мохэбби<sup>2</sup>, В. Плошихин<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup> Бременский университет, г. Бремен, Германия

Email: [dymnich@ispms.tsc.ru](mailto:dymnich@ispms.tsc.ru)

Аддитивное производство за последние десятки лет стало одним из наиболее перспективных способов создания металлических деталей. В частности, селективное лазерное плавление (СЛП) является распространённым способом производства металлических деталей, характеризующихся сложной геометрической формой. Однако, существует целый ряд факторов, ограничивающих широкое применение СЛП. К таким факторам следует отнести появление сложной иерархической микроструктуры в материале, вызванной создаваемыми в процессе СЛП высокоскоростными и высокоградиентными термическими полями. Такая микроструктура с характерными морфологией и текстурой зерен затрудняет установление связи между свойствами и особенностями деформирования аддитивных материалов. Таким образом, для более глубокого понимания механизмов деформации и разрушения аддитивных материалов необходим анализ деформационных процессов на микро- и мезоуровнях и оценка их вклада в макроскопический отклик образцов.

В настоящей работе было проведено численное исследование деформационного отклика микроструктуры сплава AlSi10Mg, полученного методом селективного лазерного плавления в условиях одноосного растяжения вдоль трех различных осей. Микроструктурная модель (рис.1а) была сгенерирована с помощью объединения решений задач теплопереноса и кристаллизации материала. Задача теплопереноса была решена с помощью метода конечных разностей, а задача кристаллизации – методом клеточных автоматов. Такой подход позволяет структурные особенности с учетом технологических параметров СЛП. Определяющие соотношения, описывающие поведение зерен, были сформулированы в рамках физической теории пластичности. Краевая задача решалась в конечно-элементном пакете ABAQUS/Explicit с использованием процедуры пользователя VUMAT.

Были проанализированы поля напряжений и пластических деформаций на микро- и мезоуровнях. Анализ полей напряжений показал значительную анизотропию на уровне

зерен. С помощью статистического анализа напряженно-деформированного состояния установлено, что в материале действуют два доминирующих уровня напряжений, что связано с присутствием кубической текстуры в центрах ванн расплава. Показано, что одноосное растяжение материала с подобной микроструктурой и текстурой приводит к возникновению сложного напряженно-деформированного состояния, при котором компоненты тензора напряжений, действующие перпендикулярно оси нагружения, вносят значительный вклад в общее напряженное состояние материала.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН №FWRW-2021-/0002/.

## **О ЗАВИСИМОСТИ МЕЗОМАСШТАБНОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА ОТ ЛОКАЛЬНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ В ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОМ ТИТАНЕ**

**Е. С. Емельянова<sup>1,2</sup>, М. А. Писарев<sup>1,2</sup>, В. А. Романова<sup>1</sup>**

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

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

Email: [emelianova@ispms.ru](mailto:emelianova@ispms.ru)

На основе данных EBSD анализа методом пошагового заполнения были сгенерированы трехмерные поликристаллические модели со структурой и текстурой, характерных для листового титана и различных зон поперечного сечения титанового прутка. Определяющие соотношения физической теории пластичности с учетом упруго-пластической анизотропии и особенностей дислокационного скольжения в гексагональных кристаллах были применены для описания отклика зерен. Параметры определения критических напряжений сдвига на призматических, базисных и пирамидальных системах скольжения, были подобраны на основе полученных данных механических испытаний. Для тестирования модели и входящих в нее параметров были проведены тестовые расчеты растяжения модели поликристаллической структуры, характерной для пластины BT1-0, вдоль и поперек направлений прокатки. Расчеты проводились в динамической постановке в конечно-элементном пакете ABAQUS/Explicit. Верификация параметров модели была выполнена на основе сравнения экспериментальных и расчетных диаграмм нагружения на макроуровне и деформационного рельефа на мезоуровне.

Расчеты одноосного растяжения поликристаллической модели показали качественное и количественное согласие картин деформационного рельефа с экспериментальными данными. В обоих случаях на поверхности выделялись характерные масштабы рельефных образований, связанные со смещениями отдельных зерен и мелких зеренных кластеров, и формированием более крупных рельефных складок на мезоуровне. Отклонение пиков и впадин от среднего уровня, а также характерный период частотных составляющих профиллограмм при одинаковых степенях деформации варьировались в одинаковых пределах в эксперименте и расчете. Качественное и количественное согласие было получено для экспериментальных и численных зависимостей интенсивности деформационного рельефа от степени деформации, а также кривых нагружения, что свидетельствует о корректности построенной модели.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00600).

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТРЕЩИН РАЗРУШЕНИЯ В ОБРАЗЦЕ ПРИ ЛОКАЛЬНОМ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

**Е.С. Зизганова**

*МГУ им. М.В. Ломоносова*

Email: ezizganova@gmail.com

Многие практические задачи механики твердого тела касаются тел, содержащих узкие щелеподобные вырезы или трещины. Данные задачи актуальны при использовании многих современных технологий, поскольку интенсивное тепловое воздействие, например, лазерным лучом, является причиной возникновения механических напряжений, и, как следствие, растрескивания образца. В данной работе решается задача о тепловом воздействии на двумерный образец, приводящем к возникновению трещин. Задача решается численным методом разрывных смещений, использующем также полученное автором приближенное аналитическое решение двумерной термоупругой задачи о нагреве образца в условиях локального энергетического воздействия.

С помощью метода введения теплового фронта [1] в работе решена двумерная задача теплопроводности и получены аналитические формулы для температурного поля и возникающих вследствие него напряжений [2,4,5]. Получение простых по форме решений упрощает дальнейший анализ разрушения в образце и показывает, что приближенный метод обладает целым рядом преимуществ. При этом области максимальных напряжений позволяют говорить о возникновении трещин и их последующем росте [3].

В работе рассматривается бесконечная полуплоскость, где  $x \geq 0, -\infty < y < +\infty$ . На основе уже имеющихся значений напряжений решается задача о возникновении трещин при внутренних и внешних напряжениях.

При решении задачи используются результаты, полученные Краучем [6]. Смещения непрерывны всюду в бесконечном теле, за исключением отрезка, на котором они в соответствии с определениями терпят разрыв. На основе этого развита новая численная процедура, позволяющая решить краевые задачи теории упругости.

Для численного решения задачи трещина делится на  $N$  отрезков, или граничных элементов, каждый из которых представляется как элементарный разрыв смещения. Предполагается, что элементы настолько малы, что разрыв смещения в пределах каждого элемента можно считать постоянным. Тогда численная аппроксимация решения задачи может быть представлена  $N$  дискретными разрывами смещений, значения которых определяются при решении системы  $N$  линейных алгебраических уравнений с  $N$  неизвестными. Метод разрывных смещений завышает значения относительных смещений поверхностей трещины, но результаты приближаются к точному решению по мере увеличения  $N$ .

В случае криволинейной трещины полагается, что с достаточной точностью ее можно представить набором  $N$  элементов, примыкающих друг к другу. Местоположения и ориентации этих отрезков определяются по отношению к общей системе координат. Если к берегам трещины приложена нагрузка, они смещаются друг относительно друга.



Метод разрывных смещений позволяет найти дискретное приближение к тому гладкому распределению относительных смещений, которое возникает в действительности. Это дискретное приближение находится по отношению к  $N$  подобластям трещины, каждая из которых есть граничный элемент и характеризуется элементарным разрывом смещения.

Также рассматривается ситуация, в которой все элементарные разрывы смещений связаны так, что образуется замкнутый контур в бесконечном теле, а граница состоит из двух линий.

В результате проведенной работы установлено, что наиболее вероятными участками возникновения трещин являются области больших растягивающих напряжений. С помощью метода разрывных смещений исследованы предполагаемые области возникновения трещин в хрупком материале образца, что доказывает представление о растягивающих напряжениях как об основном факторе, вызывающем разрушение.

1. М.В. Юмашев, М.А. Юмашева, П.А. Краснова, *Моделирование процесса нагрева тела при интенсивном тепловом воздействии на поверхность* - Вестник Московского Университета, серия 1, Математика.Механика, №4 (2010).
2. Г. Паркус, *Неустановившиеся температурные напряжения* (1963).
3. В. Новацкий, *Теория упругости* (1975).
4. Б. Боли, Дж. Уайнер, *Теория температурных напряжений* (1964).
5. С.П. Тимошенко, Дж. Гудьер, *Температурные напряжения* (1975).
6. С. Крауч, А. Старфилд, *Методы граничных элементов в механике твердого тела* (1987).

## ПОСТРОЕНИЕ И ИДЕНТИФИКАЦИЯ МОДЕЛИ ВЯЗКОУПРУГОСТИ ПОЛИМЕТИЛМЕТАКРИЛАТА

А. С. Куркин<sup>1</sup>, А. С. Киселев<sup>2</sup>

МГТУ им. Н. Э. Баумана, [askurkin@mail.ru](mailto:askurkin@mail.ru)  
НИЦ «Курчатовский институт»

В современной технике расширяется применение в качестве несущих конструкционных материалов полимеров различных классов. Одним из перспективных материалов является плексиглас - органическое стекло на основе полиметилметакрилата (ПММА). К его достоинствам относятся относительно небольшая плотность, эластичность, высокая прочность, коррозионная стойкость в различных средах, прозрачность, легкость обработки. В расчетах на прочность необходимо учитывать различия его прочностных характеристик при работе на сжатие и растяжение, а также влияние уровня действующих напряжений, их знака и температуры эксплуатации на процессы ползучести. Вязко-упругий характер деформирования ПММА наблюдается уже при комнатной температуре, а основные изменения реологических характеристик происходят в температурном интервале от 0 до +50°C.

При моделировании процесса ползучести ПММА приходится сталкиваться со следующим комплексом физических явлений:

1) нелинейный рост скорости деформации ползучести по мере роста приложенной нагрузки;

2) замедление скорости деформации ползучести при выдержке под постоянной нагрузкой с выходом на постоянную скорость установившейся ползучести, зависящую от уровня приложенной нагрузки;

- 3) замедление роста напряжений при деформировании с постоянной скоростью с выходом на постоянный уровень напряжения, зависящий от скорости деформирования;
- 4) различная скорость ползучести при равных уровнях растягивающего и сжимающего напряжения;
- 5) явление возврата - замедленное возвращение нагруженного образца к исходным размерам после разгрузки;
- 6) существенная зависимость параметров всех перечисленных процессов от температуры материала;
- 7) сложный характер переходных процессов при одновременном изменении нагрузки и температуры.

Эти явления наблюдаются даже при относительно невысоких уровнях напряжений и температур, соответствующих нормальным условиям эксплуатации.

Каждая из известных «классических» теорий ползучести способна адекватно отобразить лишь часть из перечисленных явлений. Перспективным путем к моделированию всего их комплекса представляется разработка структурной модели материала из некоторого количества сравнительно простых звеньев. Воспроизведение сложного поведения материала при знакопеременном неизотермическом нагружении обеспечивается за счет взаимодействия этих простых элементов.

В НИЦ «Курчатовский институт» проведены обширные экспериментальные исследования механических свойств образцов из ПММА торговой марки Plexiglas® GS. Образцы испытаны на растяжение и сжатие при температурах от 0 до +30 °С со скоростями деформирования от 0,02 до 2 %/мин. При тех же температурах проведены испытания с выдержкой продолжительностью до 100 часов при различных уровнях постоянного напряжения в интервале от 30 до 90 МПа. После полной разгрузки образцов продолжали регистрацию деформации (возврата) разгруженных образцов в течение нескольких часов. Кроме того, проведены более сложные испытания по различным программам, например, с несколькими циклами нагрузки и разгрузки. В процессе всех испытаний производили непрерывную запись напряжения и деформации образца.

Результаты этих исследований позволили построить универсальную математическую модель, описывающую поведение материала и провести идентификацию параметров этой модели. Важным этапом идентификации является аппроксимация полученных экспериментальных данных. Она облегчает их систематизацию и дальнейшую математическую обработку.

Для зависимости напряжения в образце от времени при постоянной скорости его деформирования наилучшую аппроксимацию дала функция гиперболического тангенса, а для деформации ползучести при выдержке под постоянным напряжением - сумма линейной и степенной функций от времени выдержки. Зависимость скорости установившейся ползучести от напряжения была аппроксимирована степенной функцией.

Дальнейшее построение структурной модели проводили путем последовательного подбора параметров ее линейно-упругих и вязких элементов (пружин и демпферов). Деформация упругого элемента прямо пропорциональна приложенному к нему напряжению. Параметром этого элемента является его модуль упругости. Реологическая функция вязкого элемента связывает скорость его деформации с к нему приложенным напряжением. Как показали численные эксперименты, реологические функции являются степенными, причем показатель степени единый для всех вязких элементов, а

параметром каждого элемента является коэффициент степенной функции. Таким образом, в модели присутствуют упругие и вязкие элементы различной податливости.

При последовательном соединении двух или более элементов в цепь они имеют одинаковое напряжение, а деформация всей цепи равна сумме деформаций элементов, при параллельном соединении в звено их деформация одинакова, а напряжение звена равно сумме напряжений элементов звена.

Звено из соединенных параллельно упругого и вязкого элементов (тело Фогта) обеспечивает моделирование ряда явлений, характерных для вязко-упругого материала. При росте суммарного напряжения звена увеличивается скорость ползучести вязкого элемента. При постоянном напряжении звена по мере роста деформации растет напряжение упругого элемента, а напряжение вязкого элемента снижается. Это приводит к замедлению скорости деформации ползучести. При разгрузке суммарное напряжение звена снижается. Когда оно становится меньше напряжения упругого элемента, напряжение вязкого элемента меняет знак, при этом происходит смена направления деформации ползучести (возврат).

Модель в целом представляет собой цепь из последовательно включенных упругого элемента мгновенной упругости, вязкого элемента установившейся ползучести и нескольких звеньев Фогта, обеспечивающих неустановившуюся ползучесть и возврат.

Идентификация модели начинается с определения модуля мгновенной упругости материала и зависимости скорости установившейся ползучести от напряжения. Затем производится подбор параметров звеньев, начиная с самого податливого вязкого звена. Для этого используется запись деформации, полученная в условиях выдержки при минимальном уровне напряжения. Далее последовательно подбираются параметры более жестких звеньев модели.

Построенная модель вязко-упругого материала реализована в виде программного обеспечения для расчета напряженно-деформированного состояния конструкций методом конечных элементов. Результаты расчетов сопоставлены с экспериментами при различных скоростях деформации и с выдержками при различных уровнях напряжения.

### **3D МОДЕЛИРОВАНИЕ «БЕГАЮЩЕЙ» ШЕЙКИ**

**Я.Д. Липатникова<sup>1</sup>, Ю.В. Соловьева<sup>1</sup>, Н.Н. Белов<sup>1</sup>,  
Л.А. Валуйская<sup>2</sup>, В.А. Старенченко<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

<sup>2</sup>Сибирский государственный медицинский университет, Томск, Россия

Email: [yanna\\_lip@mail.ru](mailto:yanna_lip@mail.ru)

Многие авторы [1-3], исследующие сверхпластичное поведение сплавов, описывают деформацию как сменяющие друг друга процессы упрочнения и релаксации материала. На макроуровне такая смена процессов может проявляться в виде так называемых «бегающих» шеек при растяжении. Это явление определяется как периодическое образование в образце областей локально разупрочненного материала задолго до возникновения «устойчивой» шейки и последующего разрушения.

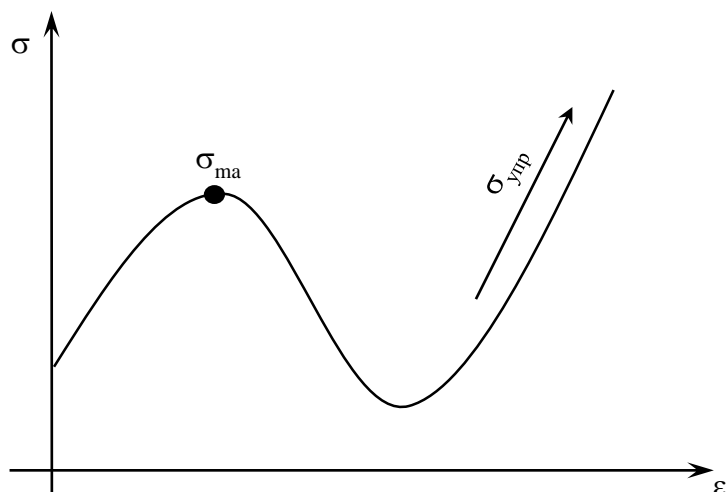


Рисунок. 1. Схематичное представление кривой упрочнения элемента деформационной среды, при которой возможно появление «бегающей» шейки.

В настоящей работе описаны общие сценарии развития деформации элемента деформируемой среды, приводящие к формированию «бегающих» шеек и на основе этого получены результаты по конечно-элементному моделированию этого явления в сверхпластичном сплаве ЦА22. Показано, для возникновения «бегающей» шейки в деформируемом объеме при растяжении необходимо, чтобы сценарий развития элемента деформационной среды

отвечал кривой упрочнения, представленной на Рис.1. Возникновение неоднородности деформации при достижении максимума напряжений  $\sigma_{\max}$  приведет к возникновению шейки. Однако развитие деформации в шейке неизбежно переведет процесс в область упрочнения  $\sigma_{\text{упр}}$ . Процесс локализации будет приостановлен в шейке, но соседние с шейкой области будут находиться на падающей стадии кривой, и локализация деформации должна будет перейти на соседние с шейкой области. Это может привести к повторяющемуся процессу и распространению шейки на весь образец. Также возможно образование нескольких шеек, которые, распространяясь, взаимодействуют между собой. Это приводит в целом к однородному развитию больших деформаций без «устойчивой» локализации.

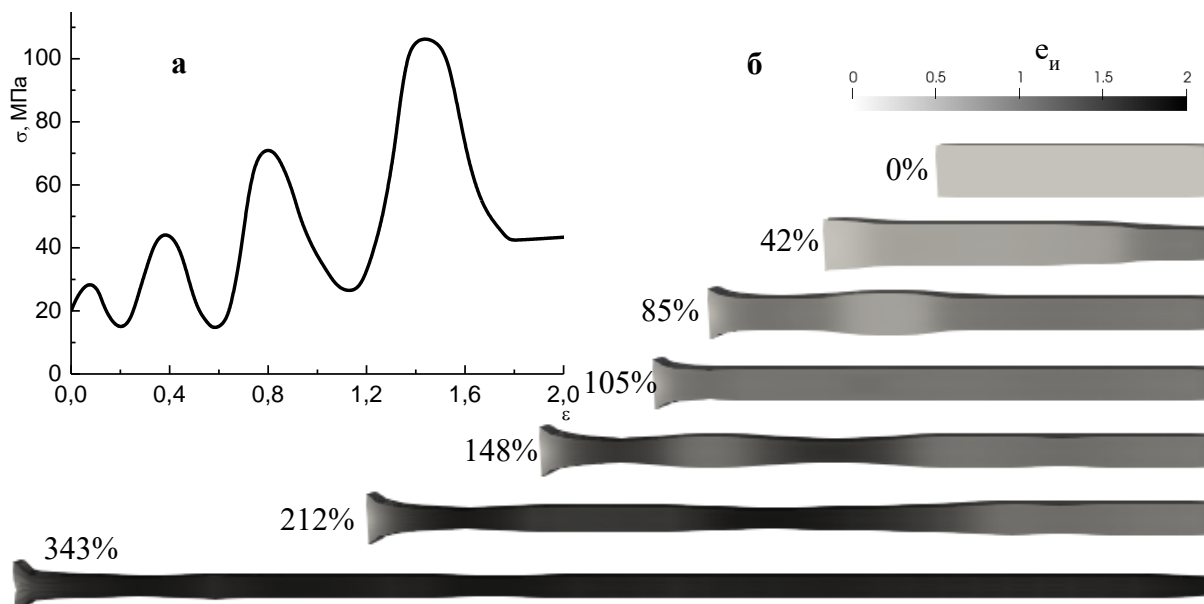


Рисунок. 2. а) кривая упрочнения элементарного объема деформационной среды, благоприятствующая развитию «бегающей» шейки и сверхпластичности б) картины распределения интенсивности пластических деформаций ( $\epsilon_{\text{и}}$ ), соответствующие различным степеням деформации.

Конечно-элементное моделирование деформации металлического стержня, в основе которого была динамическая 3D модель упругопластической среды [4], проводилось в авторском программном комплексе «РАНЕТ-3». Результаты моделирования показали, что задание упрочнения элементарных объемов материала образца в виде зависимостей  $\sigma$ – $\varepsilon$ , имеющих колеблющийся характер, приводило к формированию «бегающих» шеек (см. Рис. 2). Распространяясь на весь образец, эти шейки приводили, в конечном счете, к однородной картине деформации стержня, а также позволяли достичь значений деформации, наблюдаемых при сверхпластичности.

1. Shigeo Kotake, Kiyomoto Ito, *International Journal of Mechanical Sciences* **52**, pp. 339–342 (2010).
2. Т.М. Полетика, Г.Н. Нариманова, С.В. Колосов, *Журнал технической физики* **76** 3, сс. 44–49 (2006).
3. М.М. Криштал, *Физическая мезомеханика* **7** 5, сс. 5–29 (2004).
4. В.А. Старенченко, Л.А. Валуйская, Я.Д. Фахрутдинова, Ю.В. Соловьева, Н.Н. Белов, [\*Известия высших учебных заведений. Физика\*](#) **55** 2, сс. 76-87 (2012).

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

## **АНАЛИТИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ С ПОСЛЕДУЮЩИМ ИЗУЧЕНИЕМ НАПРЯЖЕННО- ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В ОБРАЗЦЕ**

**Д.М.Лобачева**

*МГУ им. М.В. Ломоносова*

Email:schoolofexactsciences@gmail.com

Основы математической теории теплопроводности были заложены еще во времена Био, Фурье, Лапласа, Пуассона и других выдающихся ученых. Но в последние десятилетия современные технологии и разработки открыли новые возможности применения теории на практике. Актуальные методы изучения тепловых явлений, особенно в нестационарных режимах, востребованы сейчас как инженерами, так, например, геологами, географами и даже биологами и химиками.

Данная работа посвящена сравнительному анализу различных методов расчета температурных полей. Всего их можно условно разделить на 4 группы: аналитические, графические, численные и экспериментальные. Мы остановимся в основном на аналитических, в частности, приближенных.

Преимущество аналитических методов заключается в том, что они дают возможность получить решение тепловой задачи в виде математического выражения для температуры как функции пространственных координат и времени. Однако решение должно удовлетворять определенному дифференциальному уравнению, из которого оно получено (в нашем случае уравнению теплопроводности [2] [3]), и определенным начальным и граничным условиям, налагаемым изучаемым процессом. В силу этого зачастую приходится упрощать процесс, чтобы метод мог дать желаемые результаты. Тем не менее, в работе будет показано, что несмотря на то, что решения, полученные при этих условиях, не являются физически «точными», этот метод является предпочтительным в силу простоты дальнейшего анализа: а именно возможности получить явные формулы для напряжений и деформаций, что сильно облегчает понимание процесса разрушения в образце, что и является целью многих проектов.

В работе наибольшее внимание уделено приближенному методу введения дополнительных граничных условий (методу Баренблатта) [1], методу теплового фронта, методу Канторовича, а также методу быстрых разложений. На основе анализа невязок показано, что приближенные методы дают отличную сходимость с точными решениями, что подтверждает гипотезу о возможности использования методов в качестве наиболее предпочтительных.

Для изучения метода Баренблатта рассматривается двуслойная полубесконечная пластина, толщиной которой можно пренебречь, находящаяся в ненапряженном состоянии. Считается, что на поверхности задана постоянная температура, а тепловое поле предполагается одномерным. В качестве одного из дополнительных условий берется  $\Pi$ -условие Баренблатта. Полученное в итоге методом наименьших квадратов приближенное решение отображается графически с помощью программы на языке Python с использованием библиотек matplotlib и numpy. Далее для двуслойной пластины получено распределение напряжений и деформаций.

Аналогичным образом с использованием метода Баренблатта получается математическая постановка задачи для нахождения распределения температуры в многослойной пластине.

В качестве альтернативы рассматривается метод расчета распределения температуры в многослойных образцах с помощью сведения задачи к однослойной пластине, основанный на работах А.М.Зайцева [4].

Следующей рассматривается уже двумерное температурное поле двуслойной пластины, для изучения которого используется метод Канторовича. В качестве рассматриваемой задачи берется случай охлаждения двуслойной двумерной балки, первый слой которой сделан из меди, а второй - из стали.

Наконец, рассматривается метод быстрых разложений, с помощью которого можно получать не только аналитические решения задач, но и точные. С помощью этого метода будет получено в общем виде решение задачи о теплопроводности в параллелепипеде с переменным внутренним источником, точно удовлетворяющее дифференциальному уравнению и граничным условиям, а также будут показаны построения точных решений для случаев внутреннего источника, зависящего от одной, двух и трех координат.

Таким образом, в работе изучены различные методы расчета температурных полей, получены температурные распределения для многослойных образцов в одномерном и двумерном случаях, а также решена стационарная задача нахождения температурного поля в трехмерной постановке, получено распределение напряжений и деформаций для случая двуслойного образца в одномерной постановке и, что главное, показано, что аналитические методы дают высокоточные результаты для многослойных пластин, что является практически значимым для многих технологически важных задач.

1. Г.И. Баренблатт, *О некоторых приближенных методах в теории одномерной неустановившейся фильтрации в упругом режиме* - СССР. Отд.тех.наук(1954).
2. А.В.Лыков, *Теория теплопроводности* - М.:Высшая школа (1966).
3. Г.С.Карслоу, *Теория теплопроводности* - Ленинград, Государственное издательство технико-теоретической литературы (1947).
4. А.М.Зайцев, *Метод расчета прогрева многослойных конструкций путем приведения их к однородной пластине*

# **ЭФФЕКТЫ ТРИГГЕРНОСТИ В СЕЙСМИЧНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ПЕРЕНОСА ИМПУЛЬСА И РАЗРУШЕНИЯ В УСЛОВИЯХ МНОЖЕСТВЕННЫХ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ GMS-СОСТОЯНИЙ, ИНДУЦИРОВАННЫХ ДЕФЕКТАМИ**

**О.Б. Наймарк**

*Институт механики сплошных сред УрО РАН, 614013, Пермь, ул.акад. Королева, 1*

Email:naimark@icmm.ru

До настоящего времени открытым остается вопрос о фундаментальных основах физики и механики землетрясений. Одной из ключевых проблем в сейсмологии является трудность разделения процессов, отвечающих за большие и малые землетрясения. Существует ряд подтверждений тому, что пространственно-временная организация землетрясений соответствует ситуации, когда единичные (конечно-амплитудные) возмущения инициируют возникновение автешоков, майшоков и прешоков, а также мультиплетных образований, что послужило основой для введения концепции триггерности в сейсмичности (triggering seismicity) [1].

Проблемы сейсмологии связаны с рядом ключевых проблем в физике и механике деформирования и разрушения горных пород, решение которых может обосновать подходы, позволяющие обобщение результатов лабораторных экспериментов на сейсмические масштабы. Значительный интерес в связи с этим вызывает в последнее десятилетие разработка подходов, которые отражают нелинейные особенности процесса разрушения, обусловленные коллективными свойствами ансамблей мезодефектов и связанными с ними проявлениями «критичности», пространственно-временной инвариантности. При этом принципиально важным, является ответ на вопрос, в чем заключается принципиальная разница между вязким (пластическим) и хрупким поведением [2]. Характерно, что до настоящего времени нет фундаментального понимания в различии между этими двумя типами поведения. Более того, хрупкость или пластичность, зависящие от скорости нагружения, указывают на необходимость описания пластичности и разрушения как динамического процесса, что должно быть отражено в соответствующей форме определяющих соотношений в противоположность подходам феноменологического характера, основанным на критериях пороговой природы. Развиваемый подход основан на результатах физики неравновесных систем с мезоскопическими дефектами [3] и принципиальным моментом является рассмотрение механизмов пластичности и разрушения с использованием результатов статистического описания коллективного поведения дефектов, установивших качественно-новые черты процессов пластичности и разрушения как критического явления нового типа – структурно-скейлингового перехода. Полученные определяющие уравнения описывают кинетику введенных структурных переменных - тензора плотности дефектов, определяющего вклад дефектов в деформацию, и параметра структурного скейлинга, характеризующего структурную «восприимчивость» материала к зарождению и росту дефектов. Этот подход позволил предложить описание механизмов структурной релаксации, пластичности, локализации поврежденности, переходов к макроскопическому разрушению, связав последние с нелинейной динамикой дефектов и формированием коллективных мод ансамблей дефектов. Коллективные моды ансамблей дефектов имеют природу автомодельных решений, связаны с установленными типами метастабильных (критических) состояний, определяемых специальным видом неравновесного термодинамического потенциала материала с мезодефектами. Установлено различие между квази-хрупким и пластическим поведением материалов в терминах коллективных мод дефектов: автоволновых

структур, обеспечивающих механизм переноса импульса «локализованными сдвигами», и диссипативных структур обострения, отвечающих за критическую стадию локализации поврежденности. Развитые представления о роли коллективных мод были применены для объяснения релаксационных механизмов при динамическом и ударно-волновом нагружении, однако, в настоящее время становится очевидным, что возможная область приложений является более широкой [4]. Установлена потенциальная возможность использования данного подхода в широком диапазоне характерных времен и интенсивностей нагрузок, от квазистатического до высокоскоростных режимов нагружения, для широкого класса материалов, включая горные породы, и, как следствие, применение результатов лабораторных экспериментов для предсказания явлений сейсмического характера [5,6].

Установленные закономерности критичности и формирования коллективных мод ансамблей дефектов в условиях «распада» множественных метастабильных состояний позволяют рассмотреть механизмы переноса импульса и диссипации в горных породах и на сейсмических масштабах как проявления качественных изменений дисперсионных свойств и механизмов релаксации в условиях, так называемых, GMS (Gapped Momentum States) состояний [7]. Возможность реализации данных механизмов в настоящее время активно обсуждается как новое направление в физике конденсированных сред в условиях «сильных взаимодействий» с эффективными приложениями в гидродинамике, физике ударных волн, физике плазмы, теории поля.

Формирование коллективных автосолитонных и обостряющихся мод в условиях структурно-скейлинговых переходов в ансамблях дефектов позволяет объяснить качественные изменения в поведении горных пород, характерные для неравновесных критических систем, и обусловленные формированием коллективных мод с пространственно-временной динамикой, определяющей различные GMS-состояния. Установлены пространственные и временные масштабы, соответствующие автомодельным решениям, на которых система реализует новые механизмы переноса импульса и диссипации и которые могут быть связаны с пространственно-временной организацией землетрясений и объяснением концепции триггерности в сейсмичности.

Исследования поддержаны Российским Фондом Фундаментальных Исследований (проект РФФИ № 20-41-596013)

1. O.V.Naimark, *Phys. Mesomech.*, **11**, , pp. 190-204 (2008).
2. O.V.Naimark, *Phys. Mesomech.*, **6**, pp. 39-63 (2003).
3. O.V.Naimark, *Advances in Multifield Theories of Continua with Substructure*, Capriz, G. and Mariano, P., eds., Birkhauser, Boston, pp. 75–114 (2004).
4. O.V. Naimark, *J. Phys. IV*, **134**, pp. 3–9 (2006).
5. O.V.Naimark, *Int. J. Fracture*, **202**, pp.271-279 (2016).
6. O.V.Naimark, *Phys. Mesomech.*, **13**, pp. 306–317 (2010)
7. M. Baggioli, M.Vasin, V.Brazhkin, K.Tkachenko, *Physics Reports*, **865**, 1–44 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.physrep.2020.04.002>.

## **ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТОЙКОСТИ К ТЕРМОУДАРУ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ КЕРАМИК СО СТРУКТУРОЙ МИНЕРАЛА ГРАНАТА**

**А.В. Нохрин, Л.С. Алексеева, М.С. Болдин, К.О. Каразанов, А.И. Орлова**

*Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского*

Email:[nokhrin@nifti.unn.ru](mailto:nokhrin@nifti.unn.ru)



Целью работы является поиск возможных путей повышения стойкости минералоподобных керамик к термоудару за счет формирования в них сжимающих внутренних полей напряжений. Добиться этого можно «вводя» в состав керамики частицы с меньшим коэффициентом теплового расширения (КТР) чем у керамической матрицы. Очевидно, что в этом случае, при охлаждении после спекания, частицы второй фазы будут сжиматься меньше, чем керамическая матрица. Это приведет к формированию сжимающих полей внутренних напряжений вблизи частиц второй фазы.

Объектами исследования выступают образцы керамики на основе оксида  $Y_{2.5}Nd_{0.5}Al_5O_{12}$  (YAG:Nd) со структурой минерала граната и  $\alpha$ -SiC. Содержание карбида кремния варьировалось от 0 до 40%. Порошок граната состава YAG:Nd получен методом соосаждения. Полученную порошковую смесь YAG:Nd и частицы  $\alpha$ -SiC размером 0.8-1 мкм смешивали друг с другом в планетарной мельнице Pulverisette 6. Керамику получали методом электроимпульсного («искрового») плазменного спекания (ЭИПС) на установке «Dr. Sinter model-625». Для получения керамик использовали следующие режимы ЭИПС: скорость нагрева 100 °С/мин, приложенное давление 80 МПа, температура спекания 1320-1390 °С, время выдержки – 8 мин. Для изучения стойкости к термоудару на шлифованную поверхность образцов предварительно наносили трещину с помощью пирамиды Виккерса на твердомере HVS-1000 при нагрузке 0.5 кгс. Образцы с трещиной нагревали в воздушной муфельной печи ЭКПС-10 в интервале температур от 200 до 800 °С, с шагом в 50-100 °С, выдерживали в течение 20 мин на каждой стадии и охлаждали на воздухе (рис. 1а). Изменение длины трещины фиксировали с использованием металлографического микроскопа Leica DR IRM и с помощью программного комплекса GoodGrains.

Результаты РФА показывают, что полученные керамики являются двухфазными – на рентгенограммах присутствуют пики граната (ICDD № 79-1891, пр.гр. Ia3d) и  $\alpha$ -SiC (ICDD № 74-1302, пр.гр. P63mc). Относительная плотность композитов YAG-SiC составила ~99%. Микроструктура керамик состоит из светло-серых зерен граната размером 1-3 мкм, образующих монофазные области размером до ~10 мкм. Между областями граната располагаются темные частицы карбида кремния размером ~0.5-1 мкм. В структуре спеченных композитов наблюдается остаточная нано- и микропористость. Средний размер пор не превышает 0.1 мкм.

Анализ результатов РФА показывает, что в спеченных керамиках наблюдается уширение и смещение рентгеновских максимумов в сторону больших углов отражения. Это, в соответствии с уравнением Вульфа-Брэгга, свидетельствует об уменьшении межплоскостного расстояния и формировании сжимающих полей внутренних напряжений. С увеличением содержания частиц SiC происходит повышение величины сжимающих внутренних напряжений в керамике. Причиной возникновения внутренних напряжений в композитах YAG-SiC является различие в коэффициентах теплового расширения граната YAG ( $(7.8-8.2) \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ) и частиц  $\alpha$ -SiC ( $4.7 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ).

Испытания на термоудар показали, что образцы чистого граната YAG:Nd, имеющие низкую твердость и трещиностойкость, разрушились после второго цикла термоудара. Образцы керамик YAG:Nd+SiC выдержали полный цикл испытаний (11 циклов нагрев – охлаждение) без разрушения. Исследования поверхности образцов показали, что в керамиках YAG:Nd+(10, 20, 30)%SiC с увеличением температуры нагрева (термоудара) средний размер трещин не изменился и составил  $l_{max} \sim 52-54$  мкм (рис. 1б). Начальный размер трещины в керамике YAG:Nd+40%SiC оказывается на 10% меньше ( $l_{max} \sim 39$  мкм), чем в керамиках с 10-30%SiC, но при увеличении температуры

нагрева наблюдается рост трещины и после 11 циклов нагрева-охлаждения величина  $l_{max}$  достигает ~43-44 мкм (рис. 1б).

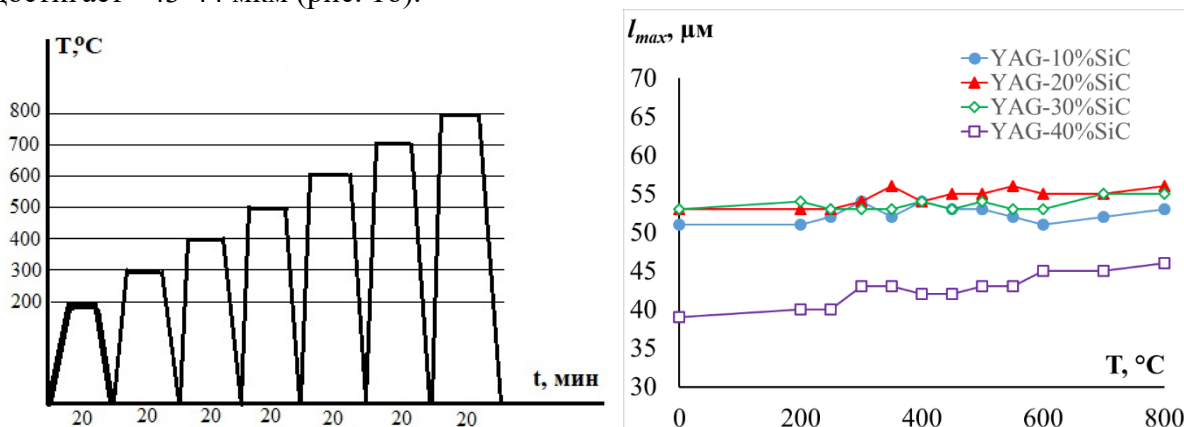


Рис. 1. Схема испытаний керамик на термоудар (а) и зависимость максимальной длины трещины  $l_{max}$  от температуры нагрева (б).

Рост трещины в керамике YAG:Nd+40%SiC с повышенным уровнем сжимающих внутренних напряжений является неожиданным результатом. По нашему мнению, это связано с тем, что объемная доля частиц  $\alpha$ -SiC в данной керамике уже достаточно велика для того, чтобы образовать непрерывную систему «границ» из карбида кремния вокруг крупных (~10 мкм) областей YAG:Nd. Отметим, что карбид кремния методом ЭИПС спекается при существенно более высоких температурах – например, для  $\beta$ -SiC оптимальная температура ЭИПС составляет  $T_s = 2000$  °C [1]. Это означает, что после спекания керамики YAG:Nd-40%SiC при  $T_s = 1380$  °C, прочность границ между частицами карбида кремния (SiC/SiC) оказывается меньше чем прочность границ YAG:Nd/YAG:Nd и YAG:Nd/SiC. Это облегчает распространение трещин по границам SiC/SiC и, как следствие, снижает стойкость керамик к термоударам.

Таким образом, для дальнейшего обеспечения более высокой стойкости керамик YAG:Nd-SiC к термоударам необходимо добиться более равномерно распределения частиц карбида кремния в объеме керамики и, тем самым, минимизировать число «хрупких» границ SiC/SiC.

1. V.N. Chuvil'deev, M.S. Boldin, A.V. Nokhrin, A.A. Popov, *Acta Astronautica* **135**, pp. 192-197 (2016).

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №20-21-00145\_Росатом).

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В ОБЛАСТИ ВЕРШИНЫ УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ

А.Н. Вшивков, А.Ю. Изюмова, И.А. Пантелеев, О.А. Плехов

*Институт механики сплошных сред УрО РАН,*

Email: vshivkov.a@icmm.ru

При деформации эволюция структуры наблюдается на всех масштабных уровнях и приводит к необратимым последствиям и разрушению, сопровождающимся накоплением и диссипацией энергии. Исследование термодинамики деформирования и разрушения является ключевым вопросом механики твердого тела. Процесс тепловыделения зависит как от термоупругого эффекта, так и от диссипации пластической энергии. Диссипация энергии в вершине трещины позволяет рассчитать баланс энергии при ее распространении и получить уравнение, описывающее распространение трещины. Требуется подход к расчету упругопластического решения в

области разрушения. Следуя работе [1], можно получить уравнение для расчёта энергии пластической деформации и как следствие диссипации энергии для произвольного типа деформирования. Для этого используется связь между упругой и реальной деформацией в области вершины трещины через модуль Юнга и секущий модуль (1):

$$\varepsilon_{ij}^{ef} = \left( \frac{E}{E_s} \right)^{\frac{1}{2}} \varepsilon_{ij}^{el}, \quad (1)$$

Данная работа направлена на проверку гипотезы о возможности использования упругого решения для расчета упругопластической зоны в вершине усталостной трещины. На плоских образцах из титановых сплавов ВТ1-0, ОТ4-0, ПТ-3В исследовалась пластическая деформация в области вершины усталостной трещины. Для локализации трещины образец имел концентратор напряжений в виде треугольного бокового выреза с углом 30 градусов. Для измерения пластической деформации использовался метод корреляции цифровых. Усталостные испытания проводились на серво гидравлической испытательной машине Instron 8802.

Поля деформации получены для разных длин трещины. Проведено численное моделирование полей деформации в вершине усталостной трещины в упругой постановке. На рисунке 1 представлены характерные результаты экспериментального измерения и численного моделирования поля деформации в области вершины усталостной трещины в образце из титанового сплава ПТ-3В. На рисунке также отмечена граница зоны с пластическими деформациями.

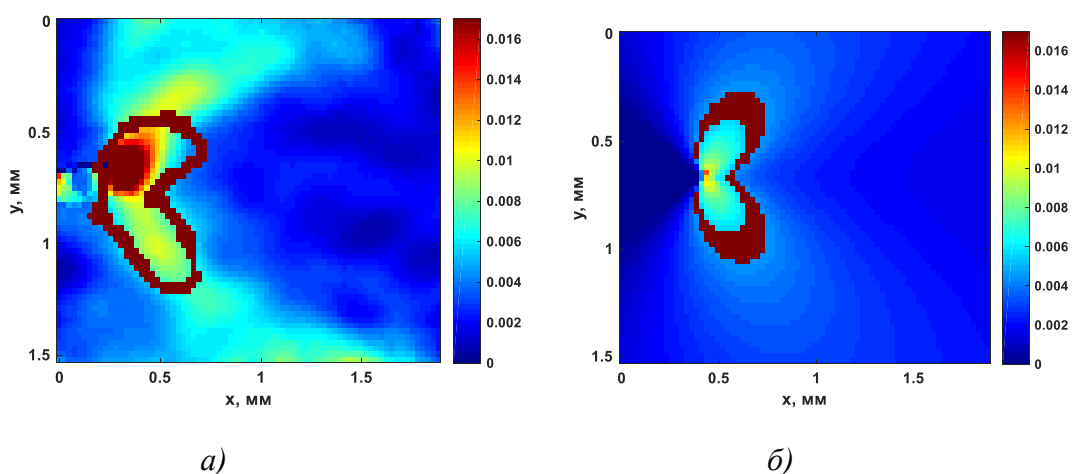


Рисунок 1. Поле деформации в области вершины усталостной трещины (ПТ-3В): эксперимент (а), рассчитанное по формуле (1) из упругого решения (б).

На рисунке 2 представлено сравнение экспериментальных и численных результатов измерения размера зоны пластических деформаций в области вершины усталостной трещины для разных длин трещины.

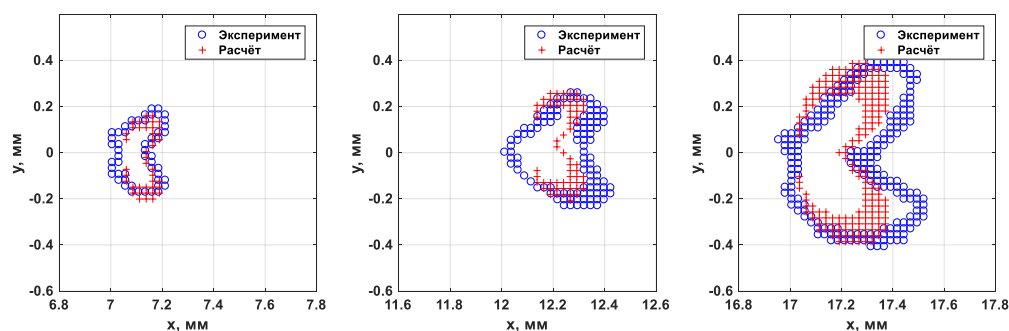


Рисунок 2. Размер области пластических деформаций в образце титанового сплава ПТ-3В для длин трещин 7 мм, 12 мм, 17 мм соответственно

Показано качественное соответствие между численными и экспериментальными результатами. Для образцов из титановых сплавов ОТ4-0 и ВТ1-0 получены аналогичные результаты.

Работа выполнена в рамках госзадания ИМСС УрО РАН – филиал ПФИЦ УрО РАН (тема № 122012400263-7) и при финансовой поддержке гранта РФФИ № 20-48-596005 р\_НОЦ\_Пермский край.

[1] K. N. Raju, *International Journal of Fracture Mechanics*, **8(1)**, сс. 1-14 (1972).

[2] J.R. Dixon, *Ministry of Technology, National Engineering Laboratory, Materials Group: East Kilbride*, сс. 224-244, (Glasgow, Scotland, 1965).

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ ТРАНСФОРМАЦИИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ 35ХГС

А.С. Глинка

*Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева, ул. Весенняя, 28, 650000, Кемерово, Россия*

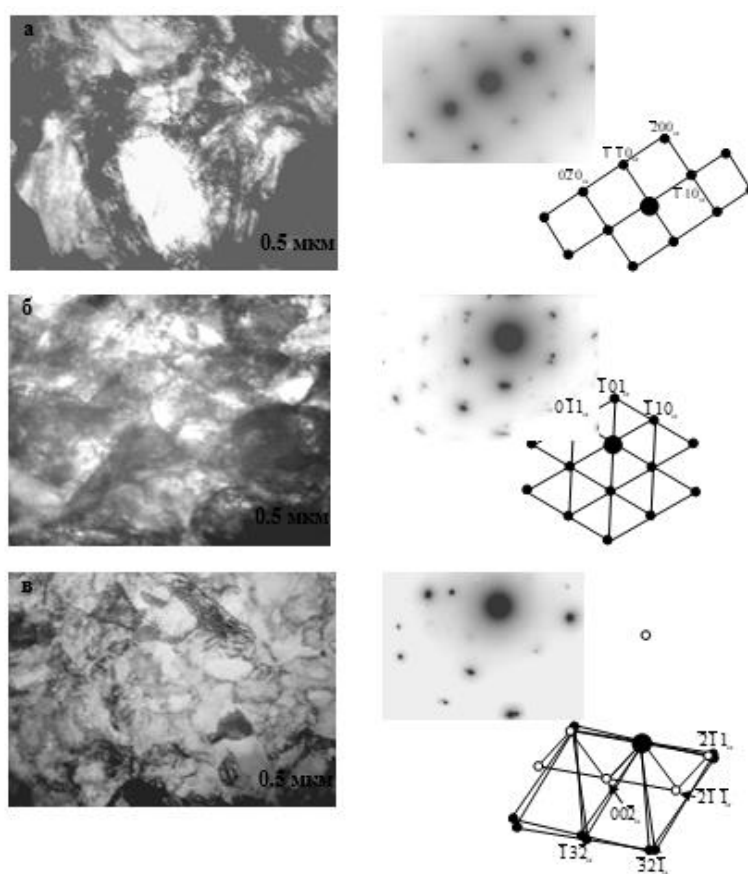
Email: Alexandrar@inbox.ru

Рациональное проведение процесса обработки металлов точением зависит от совокупности факторов, важное значение среди которых имеют технически и экономически обоснованные скорости резания и подачи [1]. При выборе и назначении режимов резания необходимо производить согласование значений всех параметров с учетом возможности реализации на используемом оборудовании, оценку и учет большого количества взаимовлияющих факторов, затем производить последующую корректировку, расчет и уточнение с учетом других параметров до получения окончательных значений, которые могут быть использованы для реализации данного технологического процесса. Поставленным требованиям как правило удовлетворяют несколько сочетаний режимных значений.

Для решения задачи формирования эксплуатационных свойств материала посредством режимов резания необходимо знание физической природы и закономерностей эволюции структурно-фазовых состояний поверхностных слоев изделий [2] в зависимости от интенсивности воздействия в процессе их получения. Пластическая деформация металлического материала сопровождается возникновением внутри его

большого числа дислокаций, их взаимодействием и передвижением под влиянием полей напряжений [3].

Проведенные исследования показали, что сталь 35ХГС на всех этапах формообразования изделия морфологически подразделяется на перлит и феррит. Объемные доли структурных составляющих матрицы стали определялись с помощью метода просвечивающей электронной микроскопии. Перлитная составляющая представлена пластинчатым, глобулярным и смешанным перлитом как нефрагментированным, так и фрагментированным. После черновых режимов механической обработки [4] в зависимости от выбранных основных режимных параметров объемная доля смешанного перлита составляет 35-43%, пластинчатого 25%, глобулярного 10%. После чистовых режимов объемная доля смешанного перлита составляет 7%, пластинчатого - снижается до 17%, глобулярного – до 2-5%, появляется распавшийся перлит – до 46% при наименьших значениях подачи. В пластинчатом



*Рисунок 1. Электронно-микроскопические изображения структуры стали 35ХГС. Зерна феррита, их микродифракционные картины и индцированные схемы.*

перлите дислокационная структура в  $\alpha$ -фазе нефрагментирована лишь в 5%. В ферритных зернах дислокационная структура фрагментирована. Границы фрагментов присутствуют двух типов: слабо разориентированные и с большей разориентировкой [5]. Фрагменты во всех морфологических составляющих анизотропны. Самые мелкие фрагменты образуются в пластинчатом мартенсите. В глобулярном и смешанном перлите образуются более равноосные и более крупные фрагменты, размер которых практически в два раза больше, а коэффициент анизотропии в 2 раза меньше [6]. В ферритных зернах также формируется анизотропная фрагментированная дислокационная структура. Фрагменты  $\alpha$ -

фазы, сформированные после обработки на глубину резания 1 мм, во всех морфологических составляющих являются фрагментами первого типа, это хорошо видно на электронно-микроскопических изображениях, представленных на рис. 1, а. При чистовой обработке с глубиной резания 0,5 мм фрагментация охватывает весь объем материала, появляется в массовом количестве распавшийся перлит. Границы фрагментов становятся границами второго типа (рис. 1, б, в).

Проведенные исследования структурно-фазового состояния изделий из стали 35ХГС показали, что плотность дислокаций, степень разрушения и деградации цементитных пластин зависят от режимов механической обработки материала. Управляя сочетаниями режимных параметров, можно рекомендовать оптимальные режимы обработки для достижения структурного состояния поверхностного слоя, обеспечивающего повышение эксплуатационных характеристик изделий.

1. Кишуров В.М., Кишуров М.В. *Назначение рациональных режимов резания при механической обработке*. (Санкт-Петербург: Лань, 2019).
2. Козлов Э.В., Попова Н.А., Кабанина О.В. и др. *Эволюция фазового состава, дефектной структуры, внутренних напряжений и перераспределение углерода при отпуске литой конструкционной стали*. (Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2007).
3. Козлов Э.В., Конева Н.А., *Изв. вузов. Физика* **3**, сс. 52-71 (2002).
4. Смирнов А.Н., Конева Н.А., Рябов С.А. и др. *Известия Самарского научного центра РАН* **13**, № 1-3, сс. 646-649 (2011).
5. Абабков Н.В., Глинка А.С., Смирнов А.Н. *Эволюция дефектных структур в конденсированных средах*. сс. 112-113 (2018).
6. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Козлов Э.В. *Изв. АН. Серия физическая* **62**, №7, сс. 1350-1356 (1998).

## **САМОЗАЛЕЧИВАЮЩИЕСЯ СЛОИСТЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ С ПОЛИМЕРНЫМ ВЯЗКОТЕКУЧИМ НАПОЛНИТЕЛЕМ НА ОСНОВЕ СОЕДИНЕНИЙ БОРОСИЛОКСАНА С РАЗЛИЧНЫМИ ФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ ДОБАВКАМИ**

**И.А. Залетова, Н.Н. Ситников**

АО ГНЦ «Центр Келдыша», г. Москва, Россия

Email: [irina-zaletova@mail.ru](mailto:irina-zaletova@mail.ru)

Направление искусственно созданных материалов или композиционных систем, способных частично или полностью восстанавливать исходные характеристики после причиненных им повреждений является очень востребованным. Наиболее актуально применение таких материалов в сложных системах долгосрочного использования, функционирующих в агрессивных средах или сложных условиях, где трудоемко или невозможно заменить поврежденный элемент системы, например космическое пространство. Временное залечивание также актуально в случае, когда поврежденная система или ее элемент может сохранять работоспособность некоторое время до ремонта или замены. Самовосстановление (самозалечивание) материалов, в общем понимании, подразумевает восстановление объемной или поверхностной целостности изделия с одновременным частичным или полным восстановлением любых важных эксплуатационных свойств, таких как прочностные характеристики, герметичность, электропроводность, экстерьер и т.д. В большинстве случаев «залечивание» представляется как заполнение возникающих в материале несплошностей какой-то другой субстанцией, зачастую обладающей отличными от основного материала

свойствами. На самом деле при этом происходит не самовосстановление материала, а формирование нового материала с другой структурой и свойствами. В идеале в самовосстанавливающихся (самозалечивающихся) материалах процессы восстановления должны происходить без какого-либо внешнего вмешательства, особенно со стороны человека [1]. Такие материалы и системы были бы особо востребованы в космической технике, например, для изготовления оболочек разворачиваемых надувных конструкций и отсеков космических аппаратов и станций.

На основании проанализированной литературы и собственных экспериментальных данных авторы выработали следующий подход к получению и оценке эффекта самозалечивания (самовосстановления) в искусственных материалах. Эффект самозалечивания наблюдается в материалах, способных к полному или частичному уменьшению площади поверхности повреждения материала за счёт направленного массопереноса и консолидации границ (образование связей) с полным или частичным восстановлением функциональных характеристик материала. Консолидация границ повреждения (отвечает за понятие «залечивание») происходит после их сведения, реализуемого посредством направленного массопереноса (отвечает за понятие «само») [1].

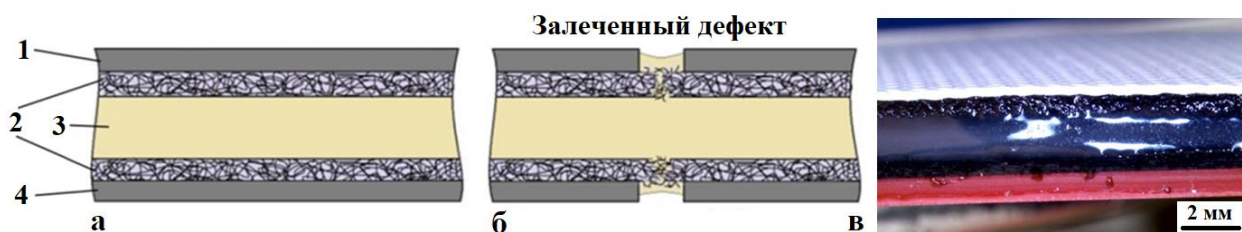
В данной работе в качестве основного направления самозалечивающихся материалов были выбраны слоистые композиционные материалы. Такие материалы, имеют в своём составе один или несколько слоёв, обеспечивающих реализацию какого-либо механизма самозалечивания. Слои могут состоять из различных твёрдых, вязких и жидких наполнителей, которые при возникновении дефекта материала обеспечивают массоперенос и затягивание дефекта. В такой схеме каждый слой выполняет определённую функцию, а в целом слоистый композиционный материал способен минимизировать повреждения и восстанавливать свои исходные макрохарактеристики.

Данная работа была посвящена разработке и исследованию самозалечивающихся слоистых композиционных материалов (СКМ) с вязкотекучей полимерной внутренней частью, изготовленной на основе соединений боросилоксана с различными армирующими наполнителями и реакционными добавками. Боросилоксаны (БС) представляют собой олигомерные соединения на основе полиорганосилоксанов со свойствами дилатантной (неньютоновской) жидкости. При этом сочетают свойства силиконовых масел и полимерных материалов, демонстрируя такие характеристики, как текучесть при статической нагрузке (растекание по поверхности подложки под действием силы тяжести), эластичность при нагрузках средней величины и упругость при кратковременной или ударной нагрузке. Комплекс вязкоупругих свойств БС обуславливается наличием водородных связей и донорно-акцепторных взаимодействий между бором и кислородом основной цепи в соседних молекулах [2]. Важным свойством БС является способность быстро, подобно обычной жидкости, восстанавливать целостность при соединении разделённых частей, без каких либо следов в месте разрыва. Причем разрыв БС при этом может происходить, как по хрупкому, так и по вязкому механизму. Такая способность БС к восстановлению связей сделала его перспективным материалом для различных систем с самозалечивающимися свойствами.

Благодаря способности боросилоксана смешиваться с различными компонентами, его массоперенос за пределы области дефекта можно ограничить введением в него наполнителей, придающих жесткость (различные волокна), или созданием каркаса, например, губчатых и ячеистых структур, поры которых будут удерживать БС. В качестве волокон могут быть использованы, например, асбестовое волокно, углеродное волокно, синтепон (спутанные волокна) [3].

На полученных в работе СКМ показан эффект быстрого самовосстановления герметичности надувной системы при сквозном проколе и прорезе (рис. 1). По

результатам исследований был написан и получен патент на изобретение «Композиционный слоистый самозалечивающийся материал (варианты)» [3]. Показано, что создание ансамблей из последовательных слоёв боросилоксана с различными свойствами в одном многослойном материале позволяет получать высокие характеристики самозалечивания сквозных дефектов [1].



*Рисунок 1. Схематическое изображение внутренней архитектуры СКМ с трехслойной полимерной матрицей, обеспечивающей самозалечивание дефектов: исходное состояние (а); состояние после залечивания дефекта (б), где слои 1 и 4 являются внешними защитными слоями; армированные слои 2 уменьшают деформацию внутренней части материала, регулируют и ограничивают заполнение образованного дефекта вязкотекучим компонентом центрального слоя 3; пример фотографии поперечного разреза СКМ (в).*

Работа выполнена при поддержке проекта РФФИ № 18-29-18095.

1. Н.Н.Ситников, И.А. Хабибуллина, В.И. Машенко и др., *Перспективные материалы* **4**, сс. 11–23 (2020).
2. В.И. Машенко, Н.Н. Ситников, И.А. Хабибуллина, *ВМС (серия А)* т. **63**, **2**. с. 83–91 (2021).
3. Н.Н. Ситников, И.А. Хабибуллина, Р.Н. Ризаханов, Патент на изобретение № 2710623 (2019).

## **ПЕРКОЛЯЦИОННАЯ МОДЕЛЬ РАСЧЕТА ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ С ГПУ-РЕШЕТКОЙ НА ПРИМЕРЕ МАГНИЯ**

**А.Г. Кесарев<sup>1</sup>, А.М. Власова<sup>1,2</sup>.**

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

<sup>2</sup>Уральский федеральный университет им. Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

E-mail: [kesarev@imp.uran.ru](mailto:kesarev@imp.uran.ru)

Металлы с гексагональной плотноупакованной кристаллической решеткой (ГПУ) – решеткой обладают большим количеством различных деформационных мод [1], необходимых для обеспечения произвольной деформации монокристалла и обеспечения сохранения сплошности поликристалла при деформации. Это приводит к сильной зависимости механических свойств материалов с данным типом решетки от текстуры, в особенности при низких температурах. Для адекватного описания пластической деформации таких материалов требуется модель, по возможности простая, учитывающая образование текстуры, ее эволюцию и влияние на механические свойства. Путь построения такой модели состоит из трех этапов: 1) Нахождение по возможности простого критерия текучести монокристалла с ГПУ-решеткой. 2) Выбор подходящей процедуры усреднения с учетом текстуры, задаваемой функцией распределения ориентаций [2]. 3) Описание эволюции текстуры. В данной работе приводятся результаты первых двух этапов, подробное изложение результатов первого этапа [3,4].



Для монокристалла с ГПУ – решеткой принята идеальная жесткопластическая модель с функцией текучести, обобщающей известные функции Мизеса [5] и Хилла [6]:

$$f(p_{ij}) = a + kI_2 + I_1 + \alpha(I_2)^2 + \beta I_3 \quad (1)$$

где

$$I_1 = (p_{13})^2 + (p_{23})^2, \quad I_2 = p_{33} - (p_{11} + p_{22})/2, \quad I_3 = (p_{11} - p_{22})^2 + 4(p_{12})^2, \quad (2)$$

$p_{ij}$  - компоненты тензора напряжения текучести в системе координат, связанной с кристаллом, ось 3 направлена перпендикулярна базисной плоскости. Для связи между напряжением и скоростью деформации используется ассоциированный закон

$$E_{ij} = \dot{\Lambda}(t) \frac{\partial f}{\partial P^{ij}} \quad (3)$$

С помощью модели (1) – (3) решен в общем виде ряд краевых задач для однородного сжатия с боковым подпором, свободного сжатия и растяжения и сдвига. Полученные решения были использованы для обработки экспериментов Келли [7] и Нэша [8] для 99.9% магния и найдены следующие значения параметров  $a = -0.28 \pm 20\% \text{ МПа}^2$ ,  $\alpha = (7.07 \pm 46\%) \cdot 10^{-4}$ ,  $\beta = (5.36 \pm 59\%) \cdot 10^{-4}$ ,  $k = (6.37 \pm 49\%) \cdot 10^{-2} \text{ МПа}$ .

Для определения предела текучести при произвольных текстурах предложен метод усреднения, основанный на следующих допущениях:

- 1) Принимается, что определенная доля зерен, являющихся «жесткими», не деформируется. Эта доля соответствует порогу протекания по «жестким» зернам, и находится средствами теории перколяции [9].
- 2) Зерна образуют гранецентрированную кубическую структуру (ГЦК), что приводит к доле «жестких» зерен, равной 20% [9].
- 3) Максимуму абсолютной величины работы внутренних поверхностных сил [10] при заданном тензоре скоростей деформации отвечает ориентировка «жестких зерен».
- 4) Средние значения тензоров напряжений по «жестким» и деформируемым зернам совпадают.
- 5) Средние значения тензоров скоростей деформации по каждой деформируемой ориентировке совпадают.
- 6) При заданном тензоре скоростей деформации и внешнем давлении результирующие напряжения находятся усреднением по всем ориентировкам.

**Выводы.** Рассчитан предел текучести при растяжении и сжатии образца квадратного поперечного сечения при равномерном хаотическом распределении зерен по ориентировкам. Гидростатическое давление определено из условия обращения в нуль сил, приложенных к боковым поверхностям образца. Рассчитанный предел текучести равен  $29 \pm 50\% \text{ МПа}$ . Экспериментальные данные [11] показывают, что условный предел текучести литого магния равен 25 МПа. Расчет на основе предположения Фойгта (тензоры деформации всех зерен совпадают) дает значение  $37 \pm 50\% \text{ МПа}$ , что примерно в 1,5 раза больше экспериментального значения. Если, следуя Заксу [2], предположить, что образец деформируется, когда в каждом зерне напряжения достигают критических значений, и при этом зерна не взаимодействуют друг с другом, то рассчитанный предел текучести оказывается на порядок ниже. Следовательно, подход в модели Закса не годится даже для грубых оценок. В рамках нашей модели, сжатие образца с базисной текстурой дает предел текучести равный  $94 \pm 2\% \text{ МПа}$  [2], что является достаточно близким значением к условному пределу текучести деформированного магния (прессованные прутки)  $\sigma_{0,2} = 90 \text{ МПа}$  [11]. Кроме того, данная модель позволяет качественно объяснить образование базисной текстуры в ходе пластической деформации

магния [12]: асимметрия тензора дисторсии, вызванная доминирующим базисным скольжением и двойникование вызывают разворот областей решетки, и участки с базисной текстурой не деформируются, благодаря чему их доля в образце увеличивается.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме “Давление” №АААА-А18-118020190104-3.

1. П.И. Полухин, С.С. Горелик., *Физические основы пластической деформации* (Металлургия, М., 1982).
2. П.В. Трусов, П.С. Волегов, Н.С. Кондратьев, *Физические теории пластичности* (Издательство пермского национального исследовательского политехнического университета, 2013).
3. А.М. Власова, А.Г. Кесарев., *Известия российской академии наук, Механика твердого тела*, № 6, сс. 86 – 98 , (2019).
4. А.Г. Кесарев, А.М. Власова, *ФММ.*, **123**, №2 , сс. 200 – 206, (2022).
5. Л.И. Седов, *Механика сплошной среды, т. 2*, (Наука, М., 1994).
6. Р. Хилл, *Математическая теория пластичности*, (Гостехиздат, М., 1956).
7. E. W. Kelly, W.F. Hosford, *Transaction of the metallurgical society of AIME*, **242**, pp. 5 – 13, (1968).
8. W.F. Shelly, R.R. Nash, *Transaction of the metallurgical society of AIME*, **218**, pp. 416 – 423, (1960).
9. Ю.Ю Тарасевич, *Перколяция. Теория. Приложения. Алгоритмы*. (URSS, М. 2012).
10. Л.И. Седов, *Механика сплошной среды, т. 1*, (Наука, М., 1994).
11. Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева, *Материаловедение*, (Машиностроение, М., 1990)
12. С. Я. Бецофен, А.А. Ильин, А.А. Ашмарин, А.А Шафоростов, *Металлы*, №3, сс. 83 – 90, (2008).

## ПРИНЦИП ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ВЫГОДНОСТИ И НАИМЕНЬШЕГО ДЕЙСТВИЯ В МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ

С.В. Короткевич

РУП «Гомельэнерго», РБ, korotsv@tut.by

Email: korotsv@tut.by

Сложность исследования при создании материалов с новыми физико-химическими свойствами определяется отсутствием научно обоснованных основополагающих принципов, которые можно применять на стыке различных наук (физики, математики, химии, механики, материаловедения и др.). Современное состояние проблемы создания, эволюции и разрушения материалов характеризуется, как переходной период между накоплением опытных данных и их интерпретацией в категориях механики, физики, химии и выработкой основных структурных закономерностей.

Исследовался поликристаллический никель чистотой 99,99%. Образцы в виде тонких дисков полировались электролитически и отжигались в вакууме 0,133 мПа при 973 К. Испытание на трение пары Ni – Mo проводилось на машине АЕ-5 с точной установкой площади контактирования при удельной нагрузке  $\approx 84$  кПа и линейной скорости  $\approx 0,4$  м/с. Анализ кинетики структурных изменений поверхностного слоя никеля осуществлялся с использованием метода ферромагнитного резонанса (ФМР) и электронно-микроскопических исследований [1].

Субмикроструктурные (СМК) и нанокристаллические структурные состояния (НК) формируются в зонах с сильно разориентированными участками кристалла, возникающих при сближении мощных разноимённых скоплений дислокаций (диполей), выстраиваемых при их полигонизации в стенки. Последнее определяет напряжённое состояние металлов с формированием высокого градиента разориентировки между образующимися структурными элементами, где блокированную границей зерна полосу скольжения упрощённо можно представить в виде изогнутого отрезка фиксированной длины  $L$  (рис. 1, а).

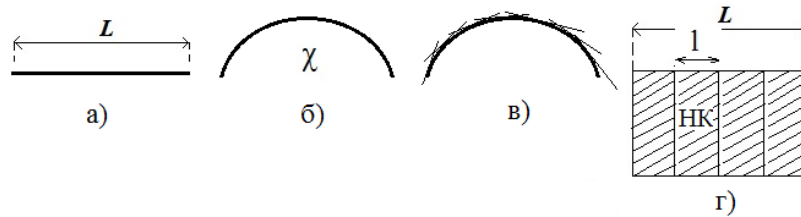


Рисунок 1. Схема формирования СМК и НК состояний: а) первоначальная структура в виде отрезка; б) эволюция структуры в виде изгиба отрезка под действием внешних воздействий; в) начало формирования СМК- и НК состояний; г) сформированные СМК- и НК состояния

Чем больше изогнут отрезок, тем больше локальный градиент ориентации структурных элементов в кристаллической решётке или кривизна кристаллической решётки металла и, соответственно, величина запасённой энергии в нём (рис. 1, б). Так как середина отрезка изгибается больше, а его концы изгибаются меньше, то компоненты градиента кривизны будут отличны от нуля. Можно представить состояние кристаллической решётки с высокой плотностью дисклинаций и, соответственно, с высокими значениями напряжений и градиентов напряжений. Естественно предположить, что структура кристалла, представленного отрезком, будет стремиться к состоянию с минимальной свободной энергией, что возможно путём её релаксации. Релаксация энергии осуществляется путём сдвига и поворота соответствующих сегментов [2], которые составляют отрезок (рис. 1, в), то есть материалу энергетически выгодно разбиться на сегменты (прямолинейные участки) с нулевой или минимально возможной (стремящейся к нулю) локальной кривизной. Кинетика механизма реализации протекает в соответствии с принципом наименьшего действия при одновременном запуске всех возможных каналов релаксации энергии: поглощение или выделение тепла в зависимости от энергетической выгоды, изменение направления потоков движения точечных дефектов в высоком градиенте упругих полей, что определяет изменение потока энергии через локальную зону пространства и соответственно запуск фазовых превращений и химических реакций. Сложность исследования материала при внешних воздействиях определяется одновременным протеканием нескольких процессов (теплопроводность, диффузия, массоперенос, упрочнение, аморфизация, разрушения и т.д.) и правильном выборе масштабного фактора (нагрузочно-скоростных параметров и т.д.) внешнего воздействия, что позволяет установить протекание доминирующего процесса в их многообразии и, как следствие, выявить и установить основные фундаментальные закономерности, описывающие данный процесс [3].

Последнее подтверждается экспериментально существованием НК состояний, характеризующихся высокой плотностью дислокаций  $\rho \approx 10^{18} \text{ м}^{-2}$ , обусловленной границами блочной структуры и плотностью дислокаций  $\rho \approx 10^{12} \text{ м}^{-2}$  внутри блока, характерной как для отожженного недеформированного никеля. Внутри блока НК состояний плотность дислокаций очень мала и подобна ячеистой структуре представленной на рис. 1, в. Каждый сегмент можно представить сформировавшейся НК структурой или ячейкой соответствующего размера. Сегменты или блоки, составляющие отрезок, взаимно разориентированы, что описывается локальной кривизной или отношением угла разориентировки между сегментами к расстоянию между ними. Имеет место фрагментация кристаллической структуры. Необходимо отметить, что нанокристаллический материал состоит из некоторого множества структур, которые формируются при интенсивной пластической деформации в областях с высокой кривизной кристаллической решётки в некотором объёме, а формирование одной НК

структуры приводит к снижению локальной кривизны кристаллической решётки непосредственно в локальной зоне формирования. Релаксация запасённой свободной энергии пластической деформации в локальных зонах будет формировать множество разориентированных локальных зон, объединение которых формирует объём наноматериала.

На основании принципов энергетической выгоды и наименьшего действия предложена модель формирования и эволюции СМК и НК состояний нанокристаллического материала, где мультискейлинг кривизны кристаллической решётки играет основную роль для формирования и эволюции всех масштабных уровней деформации: нано-, субмикро-, микро-, мезо- и макро. Доказано, что применение данных принципов определяет не только кинетику эволюции, но и поиск и установление фундаментальных, инвариантных закономерностей в материаловедении, трибологии, физики конденсированного состояния и др. областях, в которых процессы протекают в пространственно-временном континууме.

1. В.Г. Пинчук, С.В. Короткевич, *Кинетика упрочнения и разрушения поверхности металлов при трении*, Saarbrücken: Lambert Academic Publishing, 180 с. (2014).
2. В.Е. Панин, В.Г. Пинчук, С.В. Короткевич, С.В. Панин, *Мультискейлинг локальной кривизны кристаллической решетки на поверхностях трения металлических материалов как основа механизма их изнашивания*, Физическая мезомеханика, Т. 20, № 1, сс. 72–81 (2017).
3. С.В. Короткевич, И.А. Буяновский, *Инварианты в трибологии и материаловедении*, сб. тр. XIII межд. науч. тех. конф. «Трибология машиностроению», Москва, 14–16 октября, сс. 131–135 (2020).

## УСТАЛОСТНАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СПЛАВА ВТ6 ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ЧАСТОТАХ НАГРУЖЕНИЯ В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ ЦИКЛОВ ДО РАЗРУШЕНИЯ

Д.Р. Ледон, М.В. Банников, Ю.В. Баяндин, О.Б. Наймарк

*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия*

Email: ledon@icmm.ru

В работе предлагается математическая модель, способная описывать и предсказывать усталостное разрушение металлов и сплавов в диапазоне циклов нагружения от  $10^4$  до  $10^9$ . Преимуществом предложенной модели является единый набор констант материала для всего диапазона циклов и способность при этом описывать эффект дуальности кривой Вёлера, а также повышение предела выносливости с возрастанием частоты нагружения. Полная система полевых уравнений имеет следующий вид:

$$\rho \dot{\mathbf{v}} = \nabla \cdot \boldsymbol{\sigma} \quad (1)$$

$$\dot{\rho} + \rho \nabla \cdot \mathbf{v} = 0 \quad (2)$$

$$\mathbf{D} = \frac{1}{2} (\nabla \mathbf{v} + \nabla \mathbf{v}^T) \quad (3)$$

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{\sigma}_s + \boldsymbol{\sigma}_d, \boldsymbol{\sigma}_s = \frac{1}{3} \boldsymbol{\sigma} : \mathbf{E} \quad (4)$$

$$\boldsymbol{\sigma}^R = \lambda (\mathbf{D} : \mathbf{E}) \mathbf{E} + 2G (\mathbf{D} - \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p - \dot{\mathbf{p}}) \quad (5)$$

$$\dot{\boldsymbol{\sigma}}^R = \dot{\boldsymbol{\sigma}} - \dot{\mathbf{R}} \cdot \mathbf{R}^T \cdot \boldsymbol{\sigma} + \boldsymbol{\sigma} \cdot \dot{\mathbf{R}} \cdot \mathbf{R}^T \quad (6)$$

$$\dot{\varepsilon}^p = \dot{\varepsilon}_0^{n_\varepsilon} \left( \Gamma_\sigma \sigma - \Gamma_{p\sigma} \frac{\partial F}{\partial p} \right) \quad (7)$$

$$\dot{p} = \dot{\varepsilon}_0^{n_p} \left( \Gamma_{p\sigma} \sigma - \Gamma_p \frac{\partial F}{\partial p} \right) \quad (8)$$

$$\dot{\delta} = -\dot{\varepsilon}_0^{n_\delta} \Gamma_\delta \frac{\partial F}{\partial \delta} \quad (9)$$

$$\frac{F}{F_m} = \frac{p^2}{2} - \frac{p^2}{2\delta} + c_1 p + c_2 \ln(c_3 + c_4 p + p^2) - \frac{\sigma_d : P}{2G} \quad (10)$$

Для снижения временных затрат при проведении численных расчетов при количестве циклов до разрушения  $\sim 10^9$ , предлагается частный случай построенной модели, допускающий аналитическое решение. Полученное аналитическое решение приводится к формуле, которая отражает зависимость числа циклов до разрушения от параметров нагружения: амплитуда напряжений, частота, скорость деформации, чувствительность к скорости деформации и исходное структурное состояние материала. Формула хорошо предсказывает усталостную диаграмму в диапазоне циклов  $10^8-10^9$ , что обусловлено гипотезами, допущенными при ее получении: малые амплитуды приложенных напряжений, линейная связь напряжений и деформаций. За пределами указанного интервала формула начинает резко расходиться с экспериментом, однако ее можно успешно использовать в наиболее затратном для численных расчетов диапазоне циклов нагружения  $10^8-10^9$ . Формула имеет вид:

$$N = -\frac{\nu}{2} \frac{\frac{4\Gamma_p^3(\delta_f^3 - \delta_0^3)\dot{\varepsilon}_0^{n_p - n_\delta}}{3\Gamma_p^2\sigma\Gamma_\delta\sigma^2} + 1 - W\left(\exp\left(\frac{4\Gamma_p^3(\delta_f^3 - \delta_0^3)\dot{\varepsilon}_0^{n_p - n_\delta}}{3\Gamma_p^2\sigma\Gamma_\delta\sigma^2} + 1\right)\right)}{\dot{\varepsilon}_0^{n_p}\Gamma_p}, \quad (11)$$

где  $N$  – число циклов до разрушения;  $\nu$  – частота нагружения;  $\Gamma_{p\sigma}$ ,  $\Gamma_p$ ,  $\Gamma_\delta$ ,  $\Gamma_\sigma$  – кинетические коэффициенты (константы материала);  $\delta_f$  – критическое значение параметра структурного скейлинга, при достижении которого происходит разрушение;  $\delta_0$  – начальное значение параметра структурного скейлинга, которое характеризует структурное состояние материала;  $\dot{\varepsilon}_0$  – характерная скорость деформации, при которой происходит усталостное нагружение;  $n_p$ ,  $n_\delta$  – параметры материала, отвечающие за скоростную чувствительность;  $\sigma$  – амплитуда приложенных напряжений;  $W(\cdot)$  – функция Ламберта.

Результаты численных и аналитических расчетов, а также экспериментальные данные изображены на рисунке 1. Синие и оранжевые точки – это экспериментальные данные из работы [1]. Зелёные – экспериментальные данные авторов настоящей работы, полученные на ультразвуковой испытательной машине резонансного типа Shimadzu USF-2000 при симметричном цикле и частоте нагружения 20 кГц. Красная и фиолетовая линии – численные расчеты при частоте 100 Гц и 20 кГц. Оранжевой линией показан расчет по аналитической формуле (11) при частоте 20 кГц.

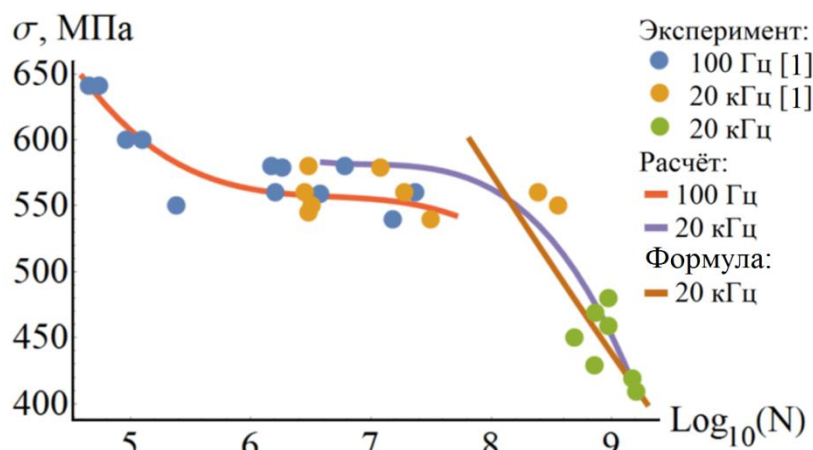


Рисунок 1. Расчётная и экспериментальная S-N-диаграммы для сплава ВТ6

Для демонстрации возможности использования предложенной модели для оценки надежности конструкций решена краевая задача усталостного нагружения лабораторного образца в двумерной (осесимметричной) постановке. Смоделирован процесс выхода усталостной трещины на поверхность образца после ее зарождения в объеме материала. Получен ряд качественных соответствий с экспериментальными данными. Таким образом, рассмотренную модель можно применять для оценки долговечности материалов и конструкций.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 21-79-30041).

1. Takeuchi E., Furuya Y., Nagashima N., Matsuoka S., *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, **31**, pp. 599–605 (2008).

## КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВОВ АМГ6 И ВТ6 ПРИ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОМ ДИНАМИЧЕСКОМ И ГИГАЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ

В.А. Оборин, М.В. Банников, М.А. Соковиков, Д.Р. Ледон, О.Б. Наймарк

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт механики сплошных сред УрО РАН, Россия

Email: [oborin@icmm.ru](mailto:oborin@icmm.ru)

Проведено экспериментальное и теоретическое исследование закономерностей процесса разрушения на различных структурных уровнях материалов авиационного моторостроения (алюминиевый сплав АМГ6, титановый сплав ВТ-6), в условиях лабораторных экспериментов, соответствующих распространенной в приложениях ситуации – катастрофическому уменьшению прочности элементов авиационных двигателей (лопаток вентиляторов) при случайном высокоскоростном соударении с твердыми частицами и последующем снижении усталостного ресурса. Экспериментально реализована программа испытаний по последовательному динамическому и гигацикловому нагружению (количество циклов  $10^8$  -  $10^9$ ) специально изготовленных образцов из сплава АМГ6, ВТ-6. Предварительное динамическое растяжение образцов на разрезном стержне Гопкинсона-Кольского осуществлялось при скоростях деформации  $\sim 10^3$  с<sup>-1</sup>, после чего образцы подвергались циклической нагрузке при постоянном воздушном охлаждении с последующим изучением фрактографии

изломов. Гигацикловые режимы нагружения образцов с различной исходной поврежденностью реализованы на установке резонансного типа Shimadzu USF-2000 с частотой нагружения 20 кГц (коэффициент асимметрии  $R=-1$ ) до стадии, соответствующей формированию очага макроскопической трещины и начала её распространения.

При разрушении на базе  $10^8$  циклов и более в предварительно динамически нагруженных образцах из сплава АМг6 трещина образовывалась внутри образца, и на поверхности разрушения наблюдалась характерная для такого режима усталости область излома – «рыбий глаз» («fish-eye»), в центре которой находится очаг разрушения, окруженный областью с фрагментированной (субмикроструктурной) структурой. Обнаружено снижение на 15-25% предела усталости предварительно нагруженного сплава АМг6 с уровня напряжения 162 МПа в исходном (недеформированном) состоянии до уровня напряжений 121-138 МПа, соответствующего критическому количеству циклов  $\sim 7,5 \cdot 10^8$ . Снижение предельного напряжения разрушения предварительно нагруженного сплава ВТ6 (с уровня напряжения 450 МПа в исходном, недеформированном, состоянии до уровня напряжений 130 МПа) достигало 345%, соответствующего критическому количеству циклов  $\sim 1,3 \cdot 10^8$ .

В качестве метода количественного анализа для установления корреляций между механическими свойствами и масштабно-инвариантными (скейлинговыми) характеристиками дефектных структур, формирующихся в процессе динамического нагружения и гигацикловой усталости, использовался интерферометр-профилометр New View 5010 высокого структурного разрешения. Полученные оптические изображения макро- и микрорельефа, образующегося на поверхности разрушения алюминиевых образцов в результате нагружения, исследовались по методике фрактального анализа.

Анализ данных морфологии поверхности позволил установить закономерности развития поврежденности и обосновать соотношение, описывающее распространение усталостной трещины в режиме гигацикловой усталости.

Сравнительный анализ характеристик скейлинга (в терминах показателя Херста и соответствующих структурных масштабов) алюминиевых образцов, нагруженных в условиях много- и гигацикловой усталости, позволил установить существенное уменьшение диапазона пространственных масштабов, на которых показатель Хёрста остается постоянным для динамически нагруженных образцов в зоне «fish-eye» 0,5-10,9 мкм. Этот результат использован для формулировки кинетического уравнения роста усталостной трещины с учетом установленных структурных масштабов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (грант № 21-79-30041).

## **ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ МЕЗОСКОПИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ АЛЮМИНИИ В УСЛОВИЯХ ОДНООСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ**

**В.С. Шахиджанов<sup>1</sup>, В. А. Романова<sup>1</sup>, Р.Р. Балохонов<sup>1</sup>, О.А. Нехорошева<sup>1,2</sup>**

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

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

Email: [shakhidzhanov@ispms.ru](mailto:shakhidzhanov@ispms.ru)

Экспериментальные данные свидетельствуют о том, что изначально полированная поверхность поликристаллических металлов и сплавов в процессе пластической деформации становится шероховатой. Это явление, как правило, является

нежелательным, поскольку приводит к косметическим дефектам и ухудшает физико-механические свойства материала. С другой стороны, деформационный рельеф может служить для оценки накопленной пластической деформации. Как для выработки методов подавления рельефа, так и для разработки методов диагностики деформированного состояния на основе анализа рельефа необходимо исследование механизмов этого явления.

В настоящей работе экспериментально и численно исследовано формирование и развитие мезоскопического деформационного рельефа в технически чистом алюминии АД-0 в условиях одноосного растяжения. Образцы для экспериментального исследования вырезались из приповерхностных частей алюминиевой пластины толщиной 8 мм. Микроструктура недеформированного материала исследовалась методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Данные EBSD-анализа использовались для создания трехмерных моделей с текстурой аналогичной экспериментальным образцам. Профили деформированной поверхности регистрировались с помощью контактного профилометра на разных стадиях растяжения на предварительно выбранных участках мониторинга. Выявлено, что с самого начала пластической деформации в структуре рельефа присутствуют несколько характерных масштабов рельефных складок, которые эволюционируют в процессе растяжения. Наибольший вклад в интенсивность деформационного рельефа вносят складки, сформированные за счет коллективного смещения 10–15 зерен. Для количественной оценки и сравнения эволюции рельефных образований на мезоуровне для профилограмм в исследуемом диапазоне деформаций был определен безразмерный параметр интенсивности деформационного рельефа, представляющий собой отношение длины профиля поверхности к базовой длине. Выявлена корреляция между интенсивностью деформационного рельефа и степенью локальных пластических деформаций. Для создания моделей, используемых в численном исследовании, был использован метод пошагового заполнения [1]. Особое внимание было уделено влиянию текстуры на характеристики шероховатости поверхности. Установлено, что безразмерный параметр интенсивности деформационного рельефа экспоненциально коррелирует с накопленной пластической деформацией с коэффициентом детерминации 0,99, что предполагает сильную взаимосвязь между двумя величинами. Полученные результаты подтверждают предположение о возможности оценки накопленной пластической деформации в нагружаемом материале по интенсивности шероховатости поверхности на мезомасштабном уровне. Замечено, что острота текстуры существенно влияет на мезомасштабные картины шероховатости. Общей тенденцией является то, что чем острее текстура, тем ровнее поверхность. В частности, наличие сильной текстуры подавляет развитие «апельсиновой корки», но приводит к выраженной волнистости и локализации деформации на более крупных масштабах. Также было замечено, что интенсивность шероховатости коррелирует с отклонением локальных напряжений, развивающихся в нагруженном материале, от средних значений.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00600).

3. V. A. Romanova, R. R. Balokhonov, *Engineering with Computers* **37**, pp. 241-250 (2021).



# МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ ПРИ ОДНООСНОМ НАГРУЖЕНИИ И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРЕДСТАВИТЕЛЬНОГО ОБЪЕМА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО $\alpha$ -ТИТАНА НА МЕЗОУРОВНЕ

М. А. Писарев<sup>1,2</sup>, Е. С. Емельянова<sup>1,2</sup>, В. А. Романова<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

Email: [pisarev@ispms.ru](mailto:pisarev@ispms.ru)

Разработана трехмерная модель деформационного поведения технически чистого  $\alpha$ -титана в рамках физической теории пластичности кристаллов. В модели в явном виде учитывались зеренная структура, текстура и дислокационное скольжение в гексагональных металлах по призматическим, базисным и пирамидальным системам. Поскольку в рамках физической теории пластичности поликристалл рассматривается как совокупность монокристаллов с различной кристаллографической ориентацией, верификация разработанной модели проводилась путем расчетов для 12 монокристаллов титана, различно ориентированных по отношению к нагрузке. Сравнение значений, полученных в ходе расчетов, с аналитическими оценками, полученными согласно закону Шмида, показало расхождение не более 0,5%, что говорит о корректности численной модели и подобранных параметров.

Исходная поликристаллическая модель генерировалась методом пошагового заполнения [1], основываясь на экспериментальных данных [2] о текстуре и структуре материала. Для оценки размеров представительного объема исходная поликристаллическая модель была протранслирована несколько раз в двух перпендикулярных направлениях, чтобы получить модели большего размера. Расчеты проводились в конечно-элементном программном пакете Abaqus/Explicit в динамической постановке.

В ходе расчетов выявлено, что основной вклад в пластическую деформацию вносят призматические системы скольжения. Базисные и пирамидальные системы становятся активными на более поздней стадии деформирования. Показано, что без учета пирамидальных систем скольжения уровень локальных напряжений в отдельных зернах существенно завышается, что приводит к завышенным макроскопическим напряжениям.

Определены размеры представительного объема для исследования эволюции мезоскопического деформационного рельефа. Показано, что все рассмотренные модели могут адекватно воспроизводить деформационное поведение поликристаллического  $\alpha$ -титана на мезоуровне в ограниченном диапазоне приложенной деформации. Границы диапазона коррелируют с размерами модели. Таким образом, для выбора размера модели, необходимо руководствоваться величиной приложенной к модели деформации.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00600).

4. V. A. Romanova, R. R. Balokhonov, *Engineering with Computers* **37**, pp. 241-250 (2021).
5. A. V. Panin, M. S. Kazachenok, V. A. Romanova, R. R. Balokhonov, A. I. Kozelskaya, E. A. Sinyakova, K. V. Krukovskii, *Physical Mesomechanics* **21**, pp. 249-257 (2018).

# МЕХАНИКА ПОВЕРХНОСТНЫХ ЯВЛЕНИЙ ПРИ РАЗВИТИИ ВОДОРОДНОЙ ХРУПКОСТИ

В.А. Полянский, А.К. Беляев, Ю.С. Седова, Ю.А. Яковлев

ИПМаш РАН, Большой пр. В.О., 61, 199178, Санкт Петербург, Россия

E-mail: pva@ipme.ru

Взаимодействие металла с агрессивными средами является одной из самых актуальных проблем современной техники так как происходит расширение перечня технологий, в которых используются или присутствуют агрессивные среды.

Современные высокопрочные и жаропрочные сплавы, с одной стороны, позволяют существенно увеличить удельные термо-механические нагрузки на детали и узлы конструкций, с другой стороны, оказываются более чувствительными к малым концентрациям растворенного водорода, которые при использовании металла в коррозионной среде - тоже увеличиваются.

Насыщение металлов водородом в агрессивных средах происходит по-разному. В случае жидких сред внутри металла образуется тонкий приповерхностный слой, насыщенный водородом до концентраций в десятки даже сотни ppm. Формирование этого слоя происходит очень быстро, за время от одного до десяти часов. После этого, в течение сотен часов его параметры стабилизируются, в том числе, сохраняется большой градиент концентраций водорода внутри металла. При этом, концентрация водорода за пределами слоя меняется незначительно.

Такой феномен мы предлагаем называть скин-эффектом насыщения водородом, так как он внешне, по некоторым аспектам похож на электро-магнитный скин-эффект в проводниках. Скин-эффект существенно замедляет диффузию водорода в внутрь металла и, например, при извлечении образцов из коррозионного раствора практически весь водород, накопленный в этом слое, улетучивается в атмосферу.

Толщина «скин-слоя» не превышает 100 мкм. Вместе с тем, он существенно изменяет механические свойства массивных металлических деталей и тестируемых на стойкость к водородной хрупкости и индуцированному водородом растрескиванию образцов. Особенно сильно его влияние в области пластических деформации, при испытаниях на усталость и ударную вязкость. Таким образом, водородная хрупкость в этом случае имеет характер поверхностного явления при деформации и разрушении.

Наличие «скин-эффекта» принципиально важно, как для технологий тестирования и испытаний металлов на коррозионную стойкость, так и для фундаментального понимания феномена разрушения металлов. Тем более что, внешне похожие процессы наблюдаются при развитии жидкометаллическая хрупкости и вследствие феномена наводораживания металлов при разрушении.

Исследование скин-эффекта необходимо для расчетов на прочность и для включения его математического описания в инженерную практику. Мы предлагаем несколько модельных подходов, основанных, как на классических моделях водородной хрупкости, так и на микрополярной континуальной теории.

Разработанные нами модели позволяют хорошо описывать отдельные элементы водородного скин-эффекта. Вместе с тем, требует разработки комплексное описание. Связь этого эффекта с локализацией пластических деформаций и разрушением металлов еще необходимо исследовать.

Исследования выполнены при поддержке РФФИ, проект №18-19-00160

# ВЛИЯНИЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ И ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ЭФФЕКТ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ В БЫСТРОЗАКАЛЁННЫХ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$

Н.Н. Ситников<sup>1,2</sup>, И.А. Залетова<sup>1</sup>, А.В. Шеляков<sup>2</sup>, С.В. Грешнякова<sup>1</sup>

<sup>1</sup>АО ГНЦ «Центр Келдыша», г. Москва

<sup>2</sup>Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г.Москва

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

В работе методом сверхбыстрой закалки расплава на вращающемся диске (метод планарного литья) при скоростях охлаждения расплава порядка  $10^5$  К/с была получена серия образцов быстрозакалённых слоистых аморфно-кристаллических лент сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  с толщинами кристаллического слоя от 2,2 до 9,9 мкм [1, 2]. Полученные образцы были изучены методами металлографии, растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа. В кристаллическом слое при термоциклировании в интервале мартенситного превращения (МП) происходят фазовые переходы В2-В19. Во всех полученных образцах быстрозакалённых слоистых аморфно-кристаллических лент наблюдается эффект обратимый памяти формы (ЭОПФ) с деформацией изгибом без какой-либо дополнительной термомеханической обработки МП [2]. Полученные ленты были подвергнуты термообработке в калориметре, изотермической обработке (ИТО) в муфельной печи (в течении 300 с) и электроимпульсной обработке (ЭТО) со временем обработки от 1 мс до 1 с.

Изотермическая обработка (ИТО) аморфно-кристаллических лент в муфельной печи проводилось при температуре 500 °С с выдержкой 300 с в «свободном» состоянии и в оправках для сохранения прямолинейной или изогнутой формы. После кристаллизации в свободном состоянии образцы характеризуются изогнутой формой. При нагреве кристаллизованных образцов до температуры 100°С в них не проявляется ЭОПФ. В образцах присутствует только однократный эффект памяти формы (ЭПФ, т.е. образцы восстанавливают форму кольца при нагреве после их предварительного деформирования).

После охлаждения образцы сохраняют изогнутую форму кольца. Образцы, кристаллизованные в оправке для сохранения прямолинейной формы, после остывания и извлечения из оправки характеризуются прямолинейной формой. При нагреве образцов до температуры 100 °С они немного изгибаются (намного меньше изгиба при реализации ЭОПФ в исходном быстрозакалённом состоянии) относительно исходной прямолинейной формы, а при остывании до комнатной температуры принимают прямолинейную форму. Таким образом, наблюдается ослабленный (остаточный) ЭОПФ. Образцы, кристаллизованные в оправке изогнутой формы, после остывания и извлечения из оправки обладают ЭОПФ, причём отмечено, что в кристаллизованных в оправке образцах величина остаточного ЭОПФ больше, чем в образцах лент с большими толщинами кристаллического слоя в исходном состоянии. ИТО аморфно-кристаллических лент в оправках, фиксирующих ленту в определённом положении, показало, что этим методом возможно формирование в лентах структуры с внутренними напряжениями которые приводят к проявлению ЭОПФ при термоциклировании в интервале МП. Наиболее заметны ЭОПФ в образцах аморфно-кристаллических лент с толщиной кристаллического слоя более 5 мкм.

Для проведения кристаллизации аморфного состояния быстрозакалённых аморфно-кристаллических лент без высокотемпературной выдержки для сохранения характеристик исходного кристаллического слоя была рассчитана и модернизирована

экспериментальная установка, позволяющая проводить термомеханическую обработку тонких быстрозакалённых аморфных и аморфно-кристаллических тонких лент путём пропускания через образец одиночного или нескольких импульсов электрического тока (электроимпульсная обработка – ЭИО). Для проведения ЭИО лент была разработана и изготовлена оснастка, в которую запаивалась обрабатываемая лента в прямолинейном состоянии для проведения ЭИО в «свободном состоянии», а также была изготовлена оснастка для проведения ЭИО образцов с приложением растягивающей нагрузки («напряжённом состоянии»).

В аморфно-кристаллических лентах сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  кристаллизованных методом ЭИО без приложения растягивающей нагрузки наблюдается однократный ЭПФ. При ЭИО аморфно-кристаллических лент с приложением нагрузки в полученных кристаллических образцах наблюдается ЭОПФ с иным характером, чем был в исходном состоянии: в низкотемпературном состоянии (мартенситном) лента изогнута в сторону исходно аморфного слоя (начальное состояние); при нагреве выше температуры начала аустенитного превращения лента начинает распрямляться и затем изгибается в другую сторону (в сторону исходно кристаллического слоя); при последующем охлаждении ниже температуры окончания мартенситного превращения лента принимает начальную форму. Данный ЭОПФ многократно повторяется. Такая реализация ЭОПФ формируется из-за растяжения образца при ЭИО, характерная величина наблюдаемого ЭОПФ (радиус кривизны изгиба) увеличивается при увеличении нагрузки при ЭИО и толщине исходного кристаллического слоя.

Исследования показали, что при ЭИО с длительностью менее 1 с и менее микроструктура лент в поперечном сечении имеет неоднородное распределение кристаллов по толщине ленты: вблизи поверхностей ленты формируется структура из столбчатых кристаллов, а в объеме ленты присутствуют единичные или сгруппированные крупные кристаллы. Столбчатые кристаллы от поверхности уходят во внутреннюю часть ленты до кристаллов, сформированных в объеме ленты, при этом формируется неоднородная граница. Доля столбчатых кристаллов растёт с уменьшением времени воздействия и наблюдаются области, где столбчатые кристаллы соприкасаются в центральной части ленты, при этом между ними формируется ровная граница раздела. При ЭИО с длительностью 10 мс и менее начинается уменьшение поперечных размеров кристаллов – столбчатые кристаллы утоняются, а крупные кристаллы разбиваются на более мелкие [3]. При ЭИО в нагруженном состоянии доля столбчатых кристаллов, соприкасающихся в средней части возрастает, также при увеличении нагрузки наблюдается их искривление. Исследования ДСК показали, что наличие в структуре распределения разных типов кристаллов согласуется с калориметрическими эффектами и их стадийностью при мартенситных превращениях.

Таким образом, в работе было показано, что ЭИО слоистых аморфно-кристаллических лент сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  с приложением нагрузки позволяет модифицировать эффекты памяти формы. Принципы и техники данного метода обработки аморфно-кристаллических материалов в дальнейшем могут быть использованы для разработки и создания термомеханических устройств на основе материалов с ЭПФ [1].

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ № 19-12-00327.

1. A. Shelyakov, N Sitnikov at al, *J.of Micro-Bio Robot* **16**, pp.43–51 (2020).
2. N.N Sitnikov, G.V Sivtsova at al, *J. of Phys.: Conf. Series* **1686**, 012057 (2020).
3. N.N Sitnikov, I.A. Khabibullina at al, *J. of Phys.: Conf. Series* **1560**, 012039 (2020).

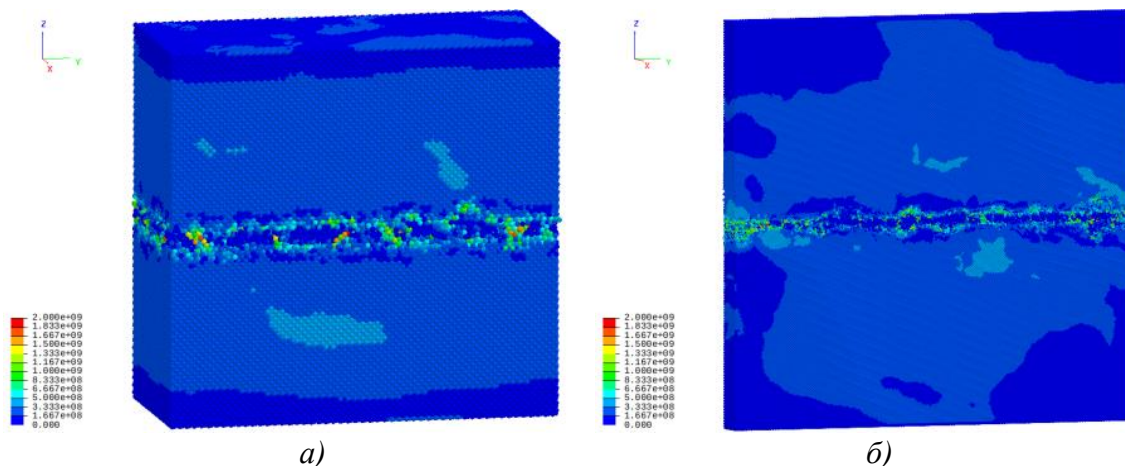
# ВЕРИФИКАЦИЯ ЧИСЛЕННЫХ 3D МОДЕЛЕЙ ТРЕНИЯ БРОНЗ, ПОЛУЧЕННЫХ АДДИТИВНЫМ МЕТОДОМ

А.Ю. Смолин, Г.М. Еремина, И.П. Мартышина

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

Алюминиевая бронза широко используется в современных узлах трения. Для повышения её функциональных свойств необходимо совершенствовать структуру материала. Перспективным способом решения этой задачи является использование аддитивных технологий, в частности, 3D печать из проволоки, расплавленной электронным-лучом [1]. Данная технология позволяет получать градиентные материалы с различным содержанием легирующих добавок, а также упрочняющих включений. Однако трибологические испытания представляют собой дорогостоящий и длительный процесс. Поэтому для предсказания свойств новых материалов целесообразно использовать методы компьютерного моделирования. Ранее была разработана модель термомеханического поведения алюминиевых бронз в области непосредственного контакта при сухом трении скольжения [2]. Эта модель основана на методе подвижных клеточных автоматов [3] и изучена в 2D приближении плоского деформированного и напряжённого состояний. Была показана важность используемых приближений на особенности формирования третьего тела и значение коэффициента трения в модели. Целью данной работы являлась верификация трёхмерной версии данной модели и изучение её возможностей.

Результаты двумерных расчётов показывают, что для получения адекватных результатов необходимо иметь достаточно большое число дискретных элементов (автоматов) в модели. Поскольку трёхмерное моделирование на два порядка более требовательно к вычислительным ресурсам и времени расчёта, то одной из задач верификации стал выбор геометрии модельного образца, который бы обеспечивал увеличение числа автоматов вдоль направления трения.



*Рисунок 1. Распределение интенсивности напряжений на стадии установившегося процесса в трибопаре алюминиевой бронзы для образцов различной геометрии.*

Геометрия базовых образцов представляла собой два параллелепипеда размером 15x15x7 мкм (Рис. 1,а). При этом направление трения осуществлялось вдоль оси  $Y$ , периодические граничные условия задавались по обоим горизонтальным направлениям ( $X$  и  $Y$ ). Особенностью нагружения, в отличие от двумерных расчётов, была его полная симметрия, т.е. одинаковые сдвигающие силы прикладывались и снизу, и сверху; скорости вдоль направления трения задавались также к верхнему и нижнему слоям

образца. Размер автомата составлял 0,2 мкм. Изначально на контактирующих поверхностях задавалась микрошероховатость  $S_{mi} \approx 2$  мкм (средний шаг неровностей профиля),  $R_{max} \approx 0,5$  мкм (наибольшая высота профиля).

Для определения влияния числа автоматов (дискретизации) и геометрии модели на результат моделирования (т.е. её верификации) использовались также более узкие в поперечном направлении  $X$  образцы (Рис. 1,б), а также узкие образцы меньшей высоты. При этом уменьшался размер автоматов, однако общее число автоматов увеличивалось.

На Рис. 1 представлены распределения интенсивности сдвиговых напряжений на установившейся стадии процесса трения. На этом же рисунке можно видеть структуры зоны трения (перемешивания) в обоих образцах и разницу в степени детализации для автоматов различного размера. Видно, что, несмотря на то, что характерные значения напряжений в зоне трения для обоих образцов совпадают, уменьшение размера автомата приводит к уменьшению высоты зоны перемешивания (третьего тела).

На Рис. 2 представлена динамика изменения мгновенного значения коэффициента трения для образцов различной геометрии и различного размера автомата. Несмотря на существенную разницу в размерах площади контакта и размере автомата (в три раза) значения коэффициента трения на установившейся стадии процесса отличаются незначительно. Следует отметить меньший рост коэффициента трения на стадии приработки и уменьшение продолжительности этой стадии для образца с меньшим размером автомата. С другой стороны, в таком образце увеличивается разброс мгновенного коэффициента трения, что, по-видимому, обусловлено меньшей массой более узкого образца.

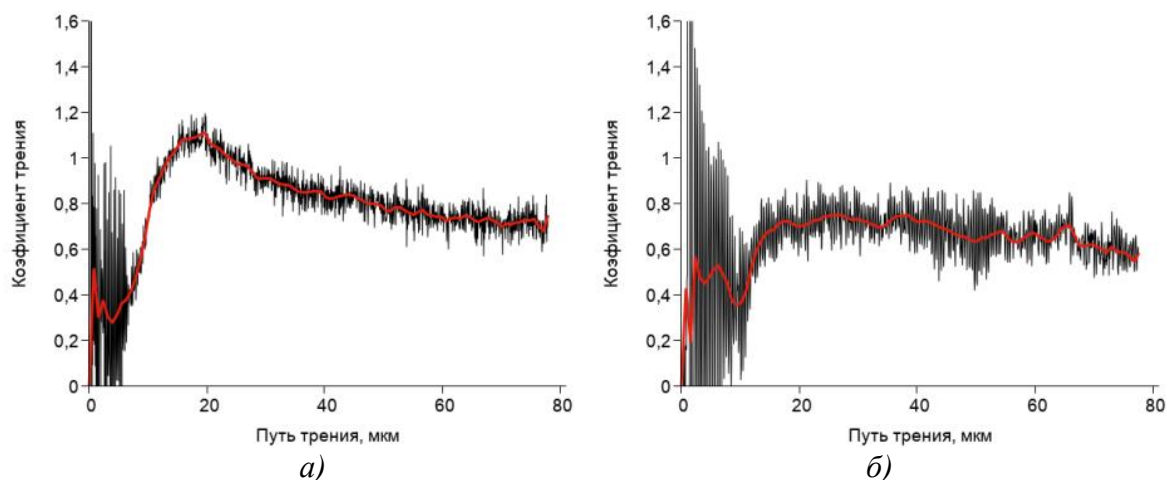


Рисунок 2. Динамика изменения мгновенного значения коэффициента трения в паре блоков из алюминиевой бронзы для образцов на Рис. 1.

В целом, результаты трёхмерных расчётов подтверждают корректность двумерного моделирования и показывают сходимость интегральных параметров процесса при трёхкратном уменьшении шага дискретизации модели.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект № 20-19-00743.

1. E. Khoroshko, A. Filippov, S. Tarasov, et al. *Metals* **10**, 1568 (2020).
2. E.V. Shilko, A.S. Grigoriev, A.Yu. Smolin *Facta Universitatis Series: Mechanical Engineering* **19**, pp. 7–22 (2021)
3. E.V. Shilko, S.G. Psakhie, S. Schmauder, et al. *Comp. Mater. Sci.* **102**, pp. 267–285 (2015).

# ТЕХНОЛОГИЯ ВЫДАВЛИВАНИЯ ПРЕСС-ФОРМ ДЛЯ РОТОРНЫХ МАШИН СО СПЕЧЕННЫМИ СМЕННЫМИ ВКЛАДЫШАМИ

Д.Н. Иванов, П.А. Кузнецов, В.П. Третьяков

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

Email: tretyakov\_vp@spbstu.ru

Современные методы изготовления высококачественного инструмента включают довольно широкую гамму технологий – механообработку, литьё, электрофизические методы, аддитивные процессы. Каждый метод эффективен при изготовлении определенного вида инструмента и для конкретных условий производства. Для роторных машин, в которых используется большое количество одинаковых матриц, остается эффективным метод выдавливания полостей в заготовках мастер – пуансоном [1]. Ограничениями возможностей выдавливания мастер-пуансоном являются трудности получения глубоких полостей сложной формы в компактных материалах. Даже при вариантах полугорячего, горячего выдавливания остаются задачи компенсации высоких удельных усилий, снижения трудоёмкости и повышения коэффициента использования материала. Таким образом, методы изготовления полостей в пресс-формах роторных машин не являются технологичными и требуют поиска новых решений.

Рассмотрим выдавливание полости требуемой формы и размеров в предварительно изготовленной профилированной спеченной заготовке (вкладыше). На рис. 1,а представлен эскиз спеченного вкладыша, на рис. 1,б – схема эластостатического прессования (ЭСП) профилированной заготовки.

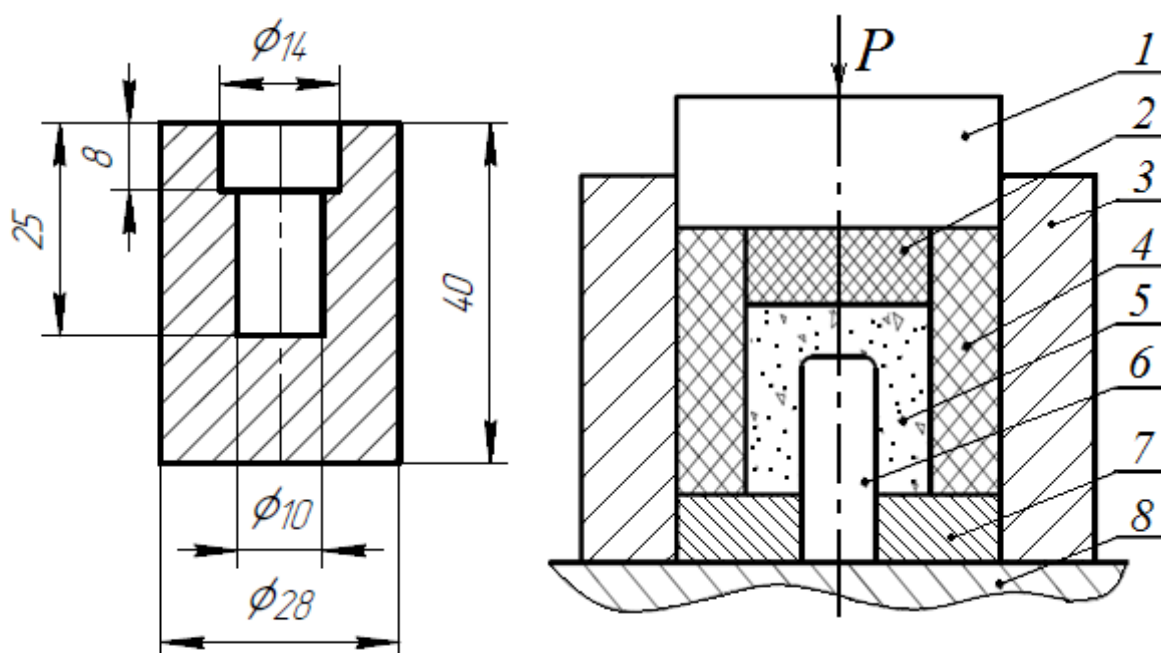


Рисунок 1. а) - эскиз вкладыша; б)- принципиальная схема ЭСП профилированной заготовки: 1 - пуансон; 2 – эластичная вставка; 3-контейнер; 4 - эластичная втулка; 5 – порошок; 6 – оправка; 7 – опора; 8 – плита

По сравнению с прессованием в жесткой пресс-форме ЭСП более экономично и может применяться даже в мелкосерийном производстве [2]. Порошок 5 помещают в

полость, образованную эластичной втулкой 4 и оправкой 6. При приложении усилия прессы  $P$  через пуансон 1 уплотнение порошка происходит как в радиальном, так и в осевом направлениях, что обеспечивает квазиизостатическое прессование. Спрессованный вкладыш подвергается спеканию по стандартному режиму. Окончательное формование полости изделия и одновременное уплотнение до значений, обеспечивающих достаточную прочность при эксплуатации, проводим холодным выдавливанием в закрытом контейнере по схеме, показанной на рисунке 2 [3]. Процесс реализуется следующим образом. Полученная методом ЭСП и последующим спеканием профилированная заготовка из спеченного порошкового материала устанавливается в полость разъемной матрицы 4. Пуансон 2 производит выдавливание окончательной полости в получаемом изделии 6. Центрирование пуансона 2 обеспечивается направляющей втулкой 3.

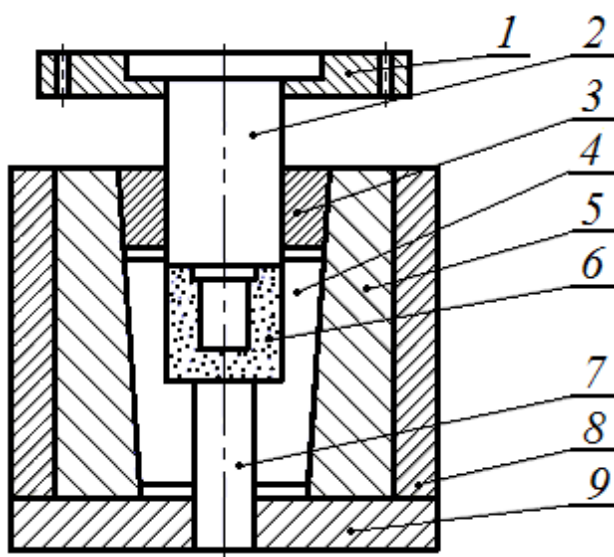


Рисунок 3. Схема опытной оснастки для выдавливания полости в профилированной заготовке, 1-пуансонодержатель, 2 – пуансон, 3- направляющая втулка, 4 – разъемная матрица, 5 – обойма, 6 – изделие, 7 – выталкиватель, 8 – бандаж, 9 – плита опорная.

При выдавливании полости одновременно происходит уплотнение спеченного материала осадкой до относительной плотности  $0.92 \div 0.94$ . Следует отметить, что рассмотренный вариант технологии позволяет изготавливать как сменные, отдельные вкладыши, устанавливаемые в основу обоймы при сборке или ремонте, так и запрессовывать их в основу обоймы одновременно с выдавливанием окончательного профиля полости.

1. А.В. Лясников А.В. *Образование полостей пресс-форм и штампов выдавливанием.* – СПб. : Внешторгиздат, Санкт-Петербургское отд-ние, 1993 – 312 с.
2. Мертенс К.К., Кузнецов П.А. Прессование изделий из порошков подвижными средами. – *Металлообработка*, № 3 (63) / 2011, сс. 25-30.
3. Холодное выдавливание полостей пресс-форм в спеченных порошковых заготовках с активным прижимом / А.А. Мельников, П.А. Кузнецов, В.П. Третьяков // Материали за XV международна научна практична конференция, Ключови въпроси в съвременната наука – 2019, 15-22 април 2019 г. *Строителство и архитектура. Математика. Технически науки. Физика.* – София, «Бял ГРАД-БГ» сс. 76-78.



# ОСОБЕННОСТИ ФОРМОВАНИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И ИЗДЕЛИЙ СО СПЕЧЕННЫМИ ВКЛАДЫШАМИ

П.А. Кузнецов, Р.В. Кузнецов, А.О. Просторова, В.П. Третьяков

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого*

Email: tretyakov\_vp@spbstu.ru

Применение биметаллических материалов позволяет эффективно решать задачи создания новых рациональных процессов получения и обработки функциональных материалов и производства изделий со специальными свойствами [1]. Методы порошковой металлургии существенно расширяют номенклатуру получаемых биметаллических изделий, однако при этом следует учитывать особенности их совместной формовки, спекания и другой обработки. Технологические возможности будут шире, если рабочий слой биметаллического изделия предварительно изготовить в виде профилированного спеченного вкладыша с требуемыми свойствами [2]. В этом случае биметаллическое изделие можно изготовить путем совместного формования вкладыша с материалом основы – другим порошком, жидким металлом и т. д.

Основной особенностью технологии является возможность получения не только биметаллического материала, но и готового изделия. На рисунке 1,а показана принципиальная схема прессования биметаллического изделия типа «диск». Предварительно на прессе ПСУ-125 из бронзового порошка БрОГр2 ГОСТ 26719-85 (88,3 % Cu, 9 % Sn, 2 % C и 0,7 % стеарат цинка) прессовали внутренний слой в виде диска с относительной плотностью 0,75. Спекание диска осуществлялось в электропечи с защитной атмосферой ПКЛ-1,2-36 со следующими режимами: время спекания 1,5 часа, температура спекания 800 °С. Изготовление биметаллического изделия осуществлялось следующим образом: спеченный бронзовый вкладыш 4 устанавливался в пресс-форме на торце нижнего подпружиненного пуансона 8. В зазор между нижним пуансоном 8 и матрицей 6 засыпался порошок основы изделия на основе железа АНС 100.29 (99,84 % Fe, 0,003 % C, 0,13 % окислы). Прессование осуществлялось верхним пуансоном 2, который уплотнял наружный слой на нижнем упоре-пуансоне 7 и одновременно перемещал внутренний диск в конечное положение. При этом происходила напрессовка наружного слоя 5 на рабочий вкладыш 4. Спекание спрессованного биметаллического изделия осуществлялось в той же электропечи с защитной атмосферой ПКЛ-1,2-36 при следующем режиме: время спекания 2 часа, температура спекания 900<sup>0</sup>С. Эффективность предлагаемой технологии определяли с помощью испытаний полученных образцов типа «диск» на прочность соединения слоев. Исследования показали, что прочность лежит в пределах 12÷15 МПа.

На рисунке 1,б представлена принципиальная схема процесса совместной штамповки жидкого металла и рабочего вкладыша из спеченного порошка [3]. Штамповку биметаллических образцов осуществляли следующим образом. Матрицу 1 устанавливали и закрепляли на нижней плите 2, в полость матрицы 1 коаксиально устанавливали оправку 3 в опоре 4. На рабочие поверхности матрицы, оправки и опоры наносили защитное антипригарное покрытие. Собранный оснастку нагревали до рабочей температуры с помощью нагревательного элемента 5. В матрицу 1 заливали фиксированную дозу жидкого алюминия основы 6 в соответствии с объемом получаемой заготовки.

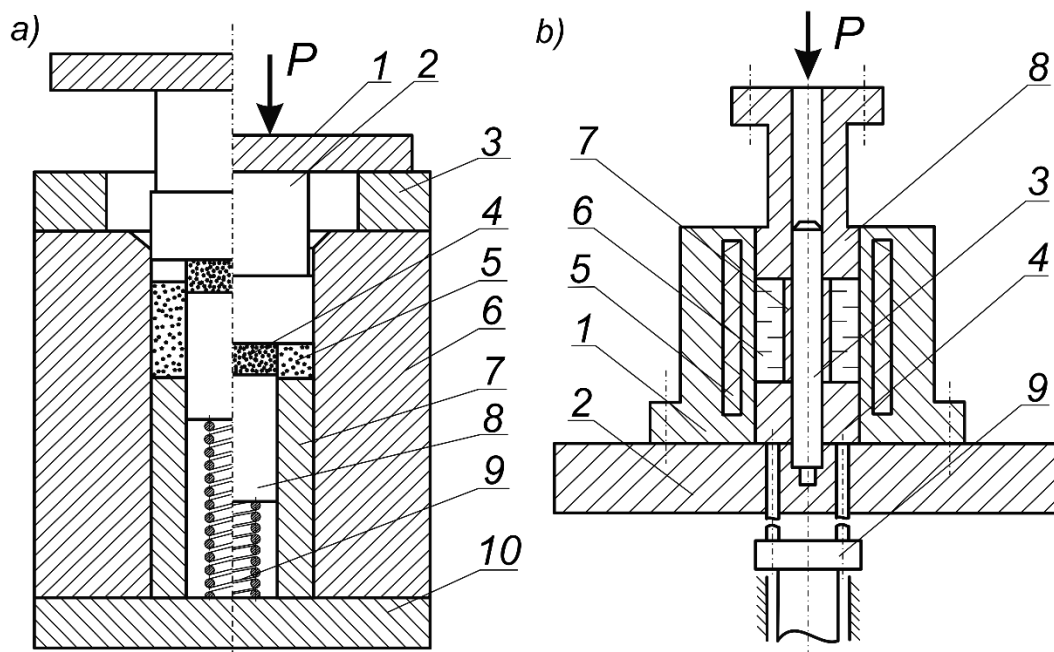


Рисунок 1. Принципиальные схемы пресс-форм. Схема для прессования спеченных вкладышей с порошком (а): 1 - плита, 2 - верхний пуансон, 3 - упор, 4 - внутренний слой, 5 - наружный слой, 6 - матрица, 7 - нижний упор, 8 - нижний пуансон, 9 - пружина, 10 - основание. Схема для штамповки вкладыша с жидким металлом (б): 1 - матрица, 2 - нижняя плита, 3 - оправка, 4 - опора, 5 - нагревательные элементы, 6 - жидкий алюминий, 7 - вкладыш, 8 - пуансон, 9 - выталкиватель.

Рабочий вкладыш 7 из спеченного порошкового материала, зафиксированный на оправке 3 с помощью пуансона 8, погружали в жидкий металл основы 6 и фиксировали в требуемом положении. При дальнейшем движении пуансона 8 осуществляли совместную штамповку жидкого металла 6 и вкладыша 7. Готовое биметаллическое изделие выталкивали из матрицы 1 выталкивателем 9. Испытания прочности соединения слоев проводились на кольцеобразных образцах размером  $\text{Ø}55 \times 20$  мм, прочность соединения на срез  $\tau_{\text{ср}}$  составила  $38 \div 42$  МПа. Проведенные металлографические исследования также подтвердили качество зоны соединения материалов.

Полученные результаты создают обоснованные предпосылки для практического использования и дальнейшего исследования технологии совместного прессования порошковых, спеченных материалов и жидкого металла. Данная технология может существенно расширить номенклатуру биметаллических изделий за счет использования практически любых пар материалов и/или изготовления рабочего элемента (вкладыша) произвольной формы. Кроме того, эта технология может быть реализована как на пресс-автоматах, так и на универсальных гидравлических прессах.

4. А.Г. Кобелев, И.Н. Потапов, Е.В. Кузнецов, *Технология слоистых металлов* (Металлургия, Москва, 1991).
5. П.А. Кузнецов, Т.Т. Нгуен, Ф.А. Демчук, *Металлообработка* 6(54), сс.25-27 (2009).
6. Р.В. Кузнецов, М.М. Радкевич, П.А. Кузнецов, *Изобретения. Полезные модели. Оф. Бюллетень ФСИС (Роспатент) 22 (ФИПС, Москва, 2019).*

# ЭНДОХРОННОЕ ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ДЛИТЕЛЬНЫХ ТЕРМОВЯЗКОВЯЗКОУПРУГИХ И ПРОЧНОСТНЫХ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ ПММА

Г.Д. Федоровский

Санкт-Петербургский государственный университет, Россия

E-mail: [g.fedorovsky@spbu.ru](mailto:g.fedorovsky@spbu.ru)

Полиметилметакрилат (ПММА) [1, 2] - органическое стекло, является одним из наиболее широко применяемых полимерных материалов для различных современных изделий бытового и ответственного назначения: области авиационной и космической техники, надводного и подводного кораблестроения, и как материал для моделирования краевых задач механики деформируемого твердого тела экспериментальными методами, в том числе информативными поляризационно-оптическими [3]. Модификации ПММА, в том числе - с наноструктурой, находят незаменимые применения при низких и высоких температурах, в области монотонного и немонотонного квазистатического и динамического деформирования.

В настоящей работе, по экспериментальным данным автора с сотрудниками и иных исследователей [5 - 7 и др.], с позиций современных эндохронных (с собственным, внутренним временем) подходов [8-10], анализируется макроскопическое поведение тепловой деформации, механической податливости, долговечности, параметров «сложного» напряжённо- и деформационно-временного соответствий, и «простого» температурно-временного соответствия, а также поляризационно-оптических свойств технического ПММА марки ТОСП при одноосном растяжении.

В линейной и нелинейной области изменения механических свойств выполнено физико-математическое сравнение отмеченных макроскопических характеристик и их преобразованных (трансформированных) величин между собой в шкалах лабораторного и трансформированного времени и температуры. Установлены взаимосвязи этих характеристик в широком интервале воздействий и их параметров.

Рассмотрены математические формулы - функционалы связи нелинейных обобщенных функций ползучести и релаксации по концепции «сложного» «горизонтального» трансформирования времени. Для полного описания механического поведения материала в немонотонных процессах, построены масштабы трансформирования для ползучести и релаксации, имеющие иерархическую структуру, с тремя подмасштабами, удобными для экспериментального измерения. Первый для описания простых процессов, в случае постоянного уровня напряжения или деформации, второй в случае немонотонного процесса и третий, ответственный за скорость изменения напряжения или деформации, учитывающий знак скорости, упрочнение или разупрочнение материала. Выполнено математическое обращение интегральных уравнений в линейной и нелинейной областях. В шкале трансформированного времени уравнения имеют линейный вид. Нелинейность заключена в трансформированном времени, одинаковом для напряжения и деформации.

Рассмотрены эндохронные критерии прочности и отсутствия текучести в форме повреждаемости, основанном на идеологии (интеграле) Бейли с использованием приведенного времени, и критерий фазового перехода. В интервале лабораторного времени от минут до месяца работа разрушения ПММА является инвариантом (постоянной), в случае динамического нагружения, она в 1,8 раза больше. Инвариантом достижения потери прочности является величина трансформированного времени.

Установлено, что аналитические модели, базирующиеся на концепции «горизонтального» и «вертикального масштабирования» (2D скейлинга), позволяют

универсальным эффективным методом преобразовывать параметры свойств ПММА к различным формам, в частности, к s-образной, полноценно отражающей фазовые переходы структуры при воздействиях, например в области стеклообразного и высокоэластического состояний.

Анализируется вид масштабов «простого» трансформированного по температуре времени в случае 1d подхода и в случае 2d. Сопоставляя различные функции, друг с другом можно их взаимно уточнить и значительно дополнить, существенно расширить.

Для математического описания s-образных функций с сильными изменениями, структурными (фазовыми) переходами (температур стеклования и высокоэластического состояния), применён эффективный алгоритм зависимости логарифма функции ползучести от арктангенса трансформированного времени всего лишь с четырьмя постоянными.

Благодаря установлению взаимосвязи функциональных характеристик ПММА удаётся их взаимно существенно дополнить и уточнить.

Получение численных значений и графических изображений выполнено программным комплексом «Excel». Для приближения функций к экспериментальным точкам по методу наименьших квадратов был применён программный комплекс «Mathcad», что позволило осуществить описание применённых моделей с удовлетворительной точностью, не ниже разброса опытных данных.

1. <http://thermalinfo.ru/svoystva-materialov/plastmassa-i-plastik/orgsteklo-teplovyie-i-mehanicheckie-harakteristiki>
2. Справочник по пластическим массам. - 2-е изд. / Ред. В.М. Катаева, В.А. Попова, Б.И. Сажина - М, 1975. - Т. 1. - 448 с.
3. Александров А.Я., Ахметзянов М.Х. Поляризационно-оптические методы механики деформируемого тела. - М., 1973. 576 с.
5. Недбай А.И., Федоровский Г.Д. Импульсно - интерференционный метод измерения скорости ультразвука // Дефектоскопия. - 1985. -№ 1. - С. 49-53.
4. Федоровский Г.Д. Критерии прочности полиметилметакрилата при статических, динамических нагрузках и переменных температурах. - В Сб. трудов IY науч.-технич. конф. «Прочность материалов и конструкций при низких температурах». СПб: СПбГУНиПТ, 2000. – С. 26-32.
6. Регель В.Р., Слуцкер А.И., Томашевский. Э.Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. М., 1974. -560 с.
7. Песчанская Н.Н., Степанов В.А. Долговечность полимеров при растяжении и кручении // Механика полимеров. - 1974, № 6. С. 1003-1006.
8. Федоровский Г.Д. Определяющие уравнения реологически сложных полимерных сред // Вестн. Ленингр. ун-та. - Сер. 1. - 1990. - № 15, вып. 3. - С. 87 - 91.
9. Федоровский Г.Д. Измерение и моделирование определяющих параметров обобщенного времени при деформировании, структурных переходах и разрушении упруговязкопластичных материалов и наноматериалов. экспресс-испытания для прогнозирования длительных свойств. В кн. Проблема времени в современной науке (Серия «Библиотека времени». Вып. 13). – Ростов-на-Дону: Изд-во «НОК», 2016. – С. 42-54.
10. Федоровский Г.Д. О физико-математическом моделировании определяющих функциональных свойств и взаимосвязи свойств традиционных и наноструктурных материалов // Морские интеллектуальные технологии, 2019, № 3 (45), Т.3. – С. 201-207.

# ВЛИЯНИЯ МОЛЕКУЛЯРНОЙ МАССЫ И СТЕПЕНИ ГИДРАТАЦИИ КАПСУЛИРОВАННЫХ ПОЛИМЕРОМ ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ПЛЕНКИ НА ЕГО ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

М.Х. Эгамов<sup>1</sup>, У.Дж. Рахимова<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Худжандский научный центр Национальной Академии наук Таджикистана

<sup>2</sup>Таджикский государственный университет права, бизнеса и политики

Email: [egamov62@mail.ru](mailto:egamov62@mail.ru)

Поливиниловый спирт (ПВС) как представитель линейных жесткоцепных полимеров, имеет широкое практическое применение (биомедицинские материалы, сорбенты, газоразделительные и ультрафильтрационные мембраны). В последнее время появилась еще одна направления использования ПВС в качестве полимерной матрицы для нематического жидкого кристалла (НЖК). Такие пленки называются капсулированные полимером жидкокристаллические (КПЖК) пленки. Они успешно применяются в оптоэлектронике, фотонике и дисплейной технике. В зависимости от молекулярной массы и вязкостные характеристики водных растворов КПЖК пленок, изменяются сорбционные свойства последнего. Эти характеристики позволяют выявить не только температурно-частотные области структурной устойчивости КПЖК пленок, но и дать трактовку структурного происхождения наиболее интенсивных релаксационных процессов, приводящих к потере структурной устойчивости.

В настоящей работе исследовали КПЖК пленки со степенью гидролиза, равной 87 и с различной молекулярной массой 22 000; 55 000; 68 000 и 82 000. Внутреннее трение изучали методом релаксационной спектроскопии [1]. КПЖК пленки изготавливали методом полива 8%-ного раствора полимера в дистиллированной воде на стеклянные подложки с последующим высушиванием на воздушной среде при комнатной температуре в течение 48 часов. Высушенные пленки аккуратно отрывались от поверхности подложки и из них вырезали образцы размером 0,2x5x60 мм.

Из экспериментальных данных обнаружили, что в спектре проявляются три пика диссипативных потерь, которые очень слабо и монотонно повышается от  $3 \cdot 10^{-2}$  до  $5 \cdot 10^{-2}$  при изменении температуры от -150 до +350°C. Наиболее интенсивный максимум потерь ( $\alpha$ ) наблюдается в области температур стеклования ( $T_{ст}=50-80^\circ\text{C}$ ) [2]. Согласно положениям релаксационной спектроскопии [1], такой процесс в полимерах связан с сегментальной подвижностью всей макромолекулы в целом. Более слабый по интенсивности диссипативный потерь происходит в области температур от -80 до +20°C. По своему структурному происхождению классифицируется как  $\beta$ -процесс релаксации, связанный с подвижностью отдельных сегментов макромолекулы, что и является причиной более слабой интенсивности относительно  $\alpha$ -процесса. Третий диссипативный процесс наблюдается в области 170-240°C, и его максимум в отличие от  $\alpha$  и  $\beta$ -процессов имеет значительную асимметрию. Этот процесс обозначен нами как  $\delta$ -диссипативный процесс. Если предположить, что такой процесс связан с подвижностью микрообъемных узлов надсегментальных образований [3], то механизм процесса – релаксационный. А если же он обусловлен распадом кристаллических образований, возникающих в объеме КПЖК, - то фазовый, не зависящий от частоты внешних деформирующих воздействий, выводящих структурные элементы этих образований из состояния механического равновесия.

Установили, что увеличение молекулярной массы КПЖК сдвигает положение  $\alpha$ -максимума от 53 до 63°C, а именно:  $T_1=53^\circ\text{C}$  при  $MM=22000$ ;  $T_2=62^\circ\text{C}$  при  $MM=55000$ ;  $T_3=60^\circ\text{C}$  при  $MM=68000$  и  $T_4=63^\circ\text{C}$  при  $MM=81000$ . С повышением молекулярной массы

полимера в два раза и более температура  $\alpha$ -перехода возрастает на 10 градусов, а затем остается практически неизменной. Положение  $\beta$ -максимума на температурной оси не меняется при изменении молекулярной массы, следовательно, подтверждается тот факт, что  $\beta$ -переход связан только с вибрационными флуктуациями фрагментов углеродной цепи.

Выявлено, что влияние степени гидратации сказывается также на форме  $\beta$ -перехода в спектре внутреннего трения. Процесс дегидратации приводит к изменению в структуре КПЖК пленок. Исходя из количественного анализа полученных результатов, можно сделать вывод, что уменьшение ширины основного максимума ведет к увеличению степени кристалличности. Появление новых дифракционных максимумов при других углах дифракции свидетельствует о возникновении новых кристаллических модификаций в процессе дегидратации полимера. Методом релаксационной спектроскопии вычисляли энергию активацию  $U_i$  для  $\alpha$ - и  $\beta$ -переходов по соотношению

$$U_i = R \cdot T \cdot \ln \left( \frac{kT}{h\omega} \right)$$

где  $i=\alpha, \beta$ ;  $\omega=2\pi\nu$  – круговая частота свободных крутильных колебаний образца;  $h$  – постоянная Планка;  $k$  – постоянная Больцмана. Эти результаты наряду с другими релаксационными характеристиками приведены в таблице.

Характеристики релаксационных процессов в КПЖК пленках с  $MM=22000$  в зависимости от степени гидратации

Степень гидратации, масс. %	Релаксационный переход	$T_{\max}, ^\circ\text{C}$	$\nu$ , Гц	$U_i$ , кДж/моль
9,0	$\alpha_1$	29	1,0	69
2,5	$\alpha_2$	45	1,5	72
0,5	$\alpha_3$	53,5	1,5	74
<0,5	$\alpha_4$	61,5	2,5	75
9,0	$\beta_1$	-54	2,4	50
2,5	$\beta_2$	-34	3,6	52
0,5	$\beta_3$	-30	3,3	53

Видно, что с уменьшением степени гидратации энергии активации  $\alpha$ - и  $\beta$ -релаксационных переходов возрастает. Данное обстоятельство еще раз подтверждает наше предположение о том, что уменьшение степени гидратации приводит к уменьшению числа слабых водородных связей и к увеличению сильных связей, что способствует возрастанию  $T_{\alpha_{\max}}$  и увеличению энергии активации  $U_\alpha$ .

Таким образом, показано, что в спектрах внутреннего трения КПЖК пленок в диапазоне температур от  $-150$  до  $+350^\circ\text{C}$  обнаруживаются три максимума механических потерь: низкотемпературный широкий максимум  $\beta$ , интенсивный максимум  $\alpha$ -релаксация и высокотемпературный слабоинтенсивный максимум  $\delta$ -фазовый переход первого рода. Максимум  $\beta$ -перехода не меняет своего температурного положения для всех исследованных нами образцов КПЖК пленок различной молекулярной массы в отличие от  $\alpha$ -процесса, температурное положение которого возрастает при увеличении молекулярной массы до  $5 \cdot 10^4$ . Наличие слабых водородных связей, обусловленных гидратацией КПЖК, влияет на температурное положение  $\alpha$ - и  $\beta$ -процессов. Интенсивность  $\delta$ -перехода практически не зависит от молекулярной массы.

1. Г.М. Бартенев, А.Г. Бартенева. Релаксационные свойства полимеров. М.: Химия. (1992).

2. С.Н. Ушаков. Поливиниловый спирт и его производные. М.: Изд-во АН СССР. (1960).

3. O.N. Tretinnikov, N.I. Sushko, S. Zagorskaya. //J.Polymer Science A., V.55, No 2. – p.91-97 (2013)

### СИНТЕЗ НАНОРАЗМЕРНОГО КАРБИДА ТАНТАЛА, ВЛИЯНИЕ ЕГО ВВЕДЕНИЯ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ МОДИФИЦИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТИ

А.В. Варахсин<sup>1</sup>, Н.Н. Соболева<sup>2</sup>, А.В. Макаров<sup>2,3</sup>, А.А. Ремпель<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург, ул. Амундсена, 101

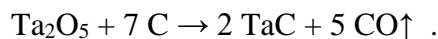
<sup>2</sup>Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34

<sup>3</sup>Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18

Email: vorax@yandex.ru

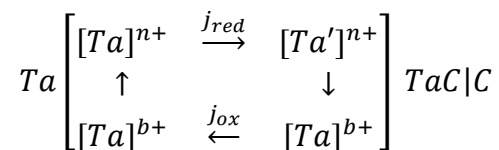
Карбид тантала с химической формулой TaC<sub>y</sub> имеет широкую область гомогенности [1]. Порошок карбида тантала имеет коричневый цвет с различными оттенками от светлого до темного [2].

Самым распространённым методом синтеза порошка карбида тантала в промышленности является карботермическое восстановление из пентаоксида тантала [3]. Карботермическое восстановление до стехиометрического состава карбида тантала TaC<sub>1.0</sub> проводится при очень высоких температурах от 1500 до 2000°C в атмосфере водорода либо в вакууме по химической реакции



Также известен метод получения TaC<sub>y</sub> из простых веществ – металлического тантала и технического углерода (сажи). Исходные компоненты перемешивают, брикетируют и нагревают в среде аргона до очень высоких температур [1].

В данной работе выполнен оригинальный синтез наноразмерного TaC<sub>y</sub> в солевом расплаве. Для его реализации использовано явление бестокового переноса. Наличие в ионном расплаве карбидообразующего соединения в виде соли или комплексной соли металла обеспечивает коррозию карбидообразующего порошка с образованием ионов более низких степеней окисления, их транспорт через ионный расплав к углероду, окислительно-восстановительные реакции диспропорционирования или обмена на поверхности углерода с образованием карбида. Движущей силой переноса служит энергия карбидообразования. Схема процесса приведена ниже.



Полученный карбид тантала был использован в качестве добавки к коммерчески доступному порошку системы Ni–B–Si–Fe + 60 мас.% WC для модифицирования поверхности методом лазерной наплавки. Результаты показали, что введение наноразмерного карбида тантала TaC в количестве 10 мас.% в состав порошков при наплавке способствует повышению абразивной износостойкости покрытия до 10 раз.

1. Ремпель, А. А. Нестехиометрия в твердом теле / А. А. Ремпель, А. И. Гусев. – Москва : ООО Издательская фирма "Физико-математическая литература", 2018. – 640 с.

2. Киффер Р., Бенезовский Ф. Твердые материалы Перевод с немецкого (1963 г.) издания. — М.: Металлургия, 1968. — 384 с.

3. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений. Справочник / под ред. Косолаповой Т.Я. – М.: Металлургия, 1986. – 928 р.

# ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ СТРОНЦИЯ НА СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $\text{Sm}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$ ( $x=0; 0.15; 0.25$ )

Л.Б. Ведмидь, О.М. Федорова.

Институт металлургии УрО РАН, г.Екатеринбург

Email. [elarisa100@mail.ru](mailto:elarisa100@mail.ru)

Редкоземельные манганиты типа  $\text{R}_{1-x}\text{M}_x\text{MnO}_3$  (где  $\text{R}^{3+}$ - ион редкоземельного, а  $\text{M}^{2+}$ - ион щелочноземельного металла) являются предметом многочисленных исследований, благодаря специфике зарядового, спинового, орбитального взаимодействия [1-4]. Частичное замещение ионов редкоземельных металлов двухвалентными ионами щелочного металла приводит к большому разнообразию магнитных и электрических фаз, свойства которых зависят от типа двухвалентных ионов и их концентрации. Средний размер атома допирующей примеси оказывает влияние на угол связи  $\text{Mn-O-Mn}$  и, следовательно, на обменные взаимодействия. Физические свойства могут зависеть от концентрации допанта, которая обуславливает механизм двойного обмена между поливалентными ионами марганца  $\text{Mn}^{3+} \leftrightarrow \text{Mn}^{4+}$ . Различия в величинах ионных радиусов лантаноида и допанта воздействует на формирование ян-теллеровского искажения в этих манганитах. В настоящей работе изучено влияние концентрации допанта на тип и параметры структурных превращений в  $\text{Sm}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$  ( $x=0; 0.15; 0.25$ ), в интервале температур от комнатной до  $1200^\circ\text{C}$ . Синтезированные гомогенные образцы  $\text{Sm}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$  ( $x=0; 0.15; 0.25$ ), имеют орторомбически искаженную перовскитоподобную структуру, описываемую пространственной группой  $\text{Pbnm}$  (Табл.).

Таблица. Параметры элементарных ячеек образцов  $\text{Sm}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$  ( $x=0; 0.15; 0.25$ )

X в $\text{Sm}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$	a, Å	b, Å	c, Å	$c/\sqrt{2}$ , Å	V, Å <sup>3</sup>	t
0	5.3751(3)	5.8343(4)	7.5042(3)	5.3071(5)	235.3 (3)	0.878
0.15	5.3837(3)	5.6352(3)	7.5525(3)	5.3412(3)	229.2 (2)	0.887
0.25	5.4303(3)	5.4763(3)	7.6413(3)	5.4040(3)	227.2(3)	0.894

Кристаллическая структура манганитов  $\text{Sm}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$  ( $x=0; 0.15; 0.25$ ) характеризуется орбитальным упорядочением. Параметры решетки имеют соотношение  $c/\sqrt{2} < a < b$ , типичное для  $\text{O}'$  фазы. При повышении концентрации стронция в составах  $\text{Sm}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$  ( $x=0; 0.15; 0.25$ ) наблюдается рост параметров  $a$  и  $c$ , уменьшение параметра  $b$  и объема элементарной ячейки  $V$ . Введение в решетку манганита самария двухвалентных ионов  $\text{Sr}^{2+}$  ( $1.31 \text{ Å}$ ) в позиции трехвалентных ионов  $\text{Sm}^{3+}$  ( $1.132 \text{ Å}$ ) приводит к уменьшению концентрации ионов  $\text{Mn}^{3+}$  ( $0.65 \text{ Å}$ ) за счет увеличения содержания  $\text{Mn}^{4+}$  ( $0.53 \text{ Å}$ ) вследствие процессов зарядовой компенсации  $\text{Mn}^{3+} \rightarrow \text{O}^{2-} \rightarrow \text{Mn}^{4+}$ . Присутствие меньших по размеру ионов  $\text{Mn}^{4+}$ , способствует увеличению фактора толерантности Гольдшмидта ( $t$ ) (Табл.) и приводит к стабилизации структуры.

Увеличение концентрации стронция приводит к изменению длин связей  $\text{Mn-O}$  и раскрытию углов  $\text{Mn-O-Mn}$ .

Методами высокотемпературной рентгенографии в образцах  $\text{Sm}_{1-x}\text{Sr}_x\text{MnO}_3$  ( $x=0; 0.15; 0.25$ ) обнаружен ян-теллеровский переход из орбитально упорядоченной ( $\text{O}'$ ) в орбитально разупорядоченную ( $\text{O}$ ) фазу. Температура фазового перехода, обусловленная кооперативным эффектом Яна–Теллера в недопированном образце  $\text{SmMnO}_3$  осуществляется при температуре  $960^\circ\text{C}$  [5].

На рис. 1а и 1б приведены температурные зависимости параметров элементарной ячейки для образцов с содержанием стронция  $x = 0.15$  и  $0.25$ , соответственно. В этих образцах



температура ян-теллеровского перехода существенно понижается с увеличением концентрации стронция и составляет 480°C и 280°C, соответственно. Повышение концентрации допанта Sr снижает степень искажения кристаллической решетки. Это является следствием понижения количества ян-теллеровских ионов  $Mn^{3+}$ , пропорционального росту концентрации двухвалентных катионов стронция в допированных образцах. При дальнейшем повышении температуры в образце  $Sm_{0.75}Sr_{0.25}MnO_3$  наблюдается переход к псевдотетрагональной фазе с соотношением параметров  $a \approx b < c/\sqrt{2}$ .

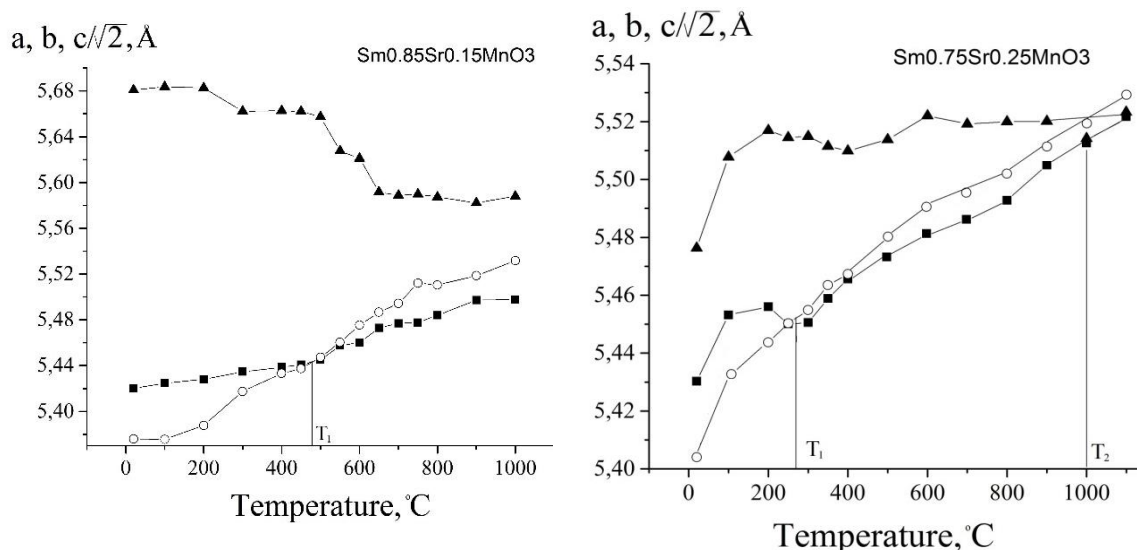


Рисунок 1. Температурные зависимости параметров элементарной ячейки образцов  $Sm_{1-x}Sr_xMnO_3$ : а)  $x = 0.15$ ; б)  $x = 0.25$ ;  $T_1$  – температура ян-теллеровского перехода,  $T_2$  – температура перехода в псевдотетрагональную фазу. Обозначения параметров: а- квадраты, б- треугольники,  $c/\sqrt{2}$  - кружки.

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием ИМЕТ УРО РАН, по теме № 122 013 100 200-2. Эксперименты проводились с использованием научных приборов, входящих в состав Центра коллективного оборудования “Урал-М”.

1. Y. Tomioka, H. Hiraka, Y. Endoh, and Y. Tokura, *Phys. Rev. B* **74**, 104420 (2006).
2. L.Vedmid', O.Fedorova, V.Balakireva, V. Balakirev, *Processing and Application of Ceramics* **14** [3] p.p. 203–209 (2020).
3. Liu Yu-Kuai, Yin Yue-Wei and Li Xiao-Guang, *Chin. Phys. B.* **22**(8) 8 087502 (2013).
4. S.Sankarajan, K.Sakthipandi, V. Rajendran, *Materials Research.* **15**(4),pp. 517-521 (2012).
5. Balakirev V.F., Fedorova O.M., Yankin A.M., Golikov Yu.V., Vedmid' L.B. *Doklady Phys. Chem.* **410**(2), p.p.286-288 (2006).

## ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ПЕРОВСКИТОВ

### $RMnO_{3+\delta}$ (R=La,Pr,Nd,Sm-Dy)

Л.Б. Ведмидь, О.М. Федорова.

Институт металлургии УрО РАН, г.Екатеринбург

Email. [elarisal100@mail.ru](mailto:elarisal100@mail.ru)

Устойчивый интерес исследователей к манганитам  $RMnO_3$  (R=La, Pr, Nd, Sm-Dy), имеющим перовскитоподобную кристаллическую структуру объясняется их специфическими физико-химическими свойствами. Отклонение от стехиометрического

содержания кислорода в них приводит к изменению степени окисления марганца и может проявляться сдвигом температуры перехода Яна-Теллера. Температура перехода Яна-Теллера и изменения структурных параметров перовскита зависят от размера образующих их редкоземельных ионов  $R^{3+}$ . Отмечена зависимость температуры перехода Яна-Теллера в манганитах от среднего угла связи Mn-O-Mn и фактора толерантности Гольдшмидта. Цель нашей работы состоит в исследовании перехода Яна-Теллера в манганитах  $RMnO_3$  ( $R=La, Pr, Nd, Sm-Dy$ ) и определении влияния редкоземельных элементов на температуру перехода Яна-Теллера в них. Полученные твердофазным синтезом гомогенные перовскиты  $RMnO_3$  ( $R=La, Pr, Nd, Sm-Dy$ ), имеют орторомбически искаженную структуру, описываемую пространственной группой  $Pbnm$  (Табл.). Параметры решетки имеют соотношение  $c/\sqrt{2} < a < b$ , типичное для  $O'$  фазы.

Таблица. Параметры элементарных ячеек, значения фактора толерантности Гольдшмидта, нестехиометрии и температура перехода Яна-Теллера образцов  $RMnO_{3+\delta}$  ( $R=La, Pr, Nd, Sm-Dy$ )

$RMnO_{3+\delta}$	a (Å)	b (Å)	c (Å)	$c/\sqrt{2}$ , Å	t	$\delta$	T(K)
LaMnO <sub>3</sub>	5.5387(4)	5.7372(4)	7.7093(4)	5.4521(4)	0.907	0.018	705
PrMnO <sub>3</sub>	5.4592(2)	5.7039(1)	7.6446(2)	5.4064(2)	0.894	0.018	900
NdMnO <sub>3</sub>	5.4091(2)	5.8173(3)	7.5482(3)	5.3382(3)	0.889	0.018	980
SmMnO <sub>3</sub>	5.3751(3)	5.8343(4)	7.5042(3)	5.3071(3)	0.878	0.001	1230
EuMnO <sub>3</sub>	5.3414(2)	5.8545(4)	7.4676(3)	5.2809(3)	0.873	0.071	1250
GdMnO <sub>3</sub>	5.3381(1)	5.7913(1)	7.4653(2)	5.2798(2)	0.869	0.08	1250
TbMnO <sub>3</sub>	5.3147(3)	5.8562(3)	7.4227(3)	5.2494(3)	0.865	0.01	1280
DyMnO <sub>3</sub>	5.2916(1)	5.8323(3)	7.4026(3)	5.2352(3)	0.860	0.011	1300

Уменьшение ионного радиуса  $R^{3+}$  приводит к понижению фактора толерантности Гольдшмидта и увеличению искажения орторомбической структуры. Методами дифференциальной сканирующей калориметрии и высокотемпературной рентгенографии в образцах  $RMnO_{3+\delta}$  ( $R=La, Pr, Nd, Sm-Dy$ ) обнаружен ян-теллеровский переход из орбитально упорядоченной ( $O'$ ) в орбитально разупорядоченную ( $O$ ) фазу. Температура этого фазового перехода повышается в ряду от La к Dy, т.е. при уменьшении ионного радиуса редкоземельного элемента (Табл.).

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием ИМЕТ УРО РАН, по теме № 122 013 100 200-2 с использованием научных приборов Центра коллективного оборудования “Урал-М”.

## СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

<sup>1</sup>Верещагин М.Н., <sup>2</sup>Шепелевич В.Г., <sup>1</sup>Остриков О.М.

<sup>1</sup>УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», Гомель, Республика Беларусь

<sup>2</sup>Белорусский государственный университет, Минск, Республика Беларусь

E-mail: omostrikov@mail.ru

Развитие техники требует использования новых материалов с уникальными свойствами. В качестве таких материалов можно рассматривать аморфные

многокомпонентные сплавы на основе железа, которые обладают специфическими физико-механическими и магнитными свойствами [1–4].

Целью данной работы стали структурные исследования быстрозакаленных сплавов на основе железа, имеющих сложный состав.

Методами рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализа, обратного резерфордовского рассеивания, атомной силовой микроскопией, электронной микроскопии и дифракции электронов исследована структура нового класса материалов – быстрозакаленных многокомпонентных сплавов на основе железа. Показано, что исходные исследуемые сплавы систем  $\text{Fe}_{82.3}\text{-Cr}_{4.0}\text{-Mo}_{7.2}\text{-V}_{0.5}\text{-B}_{4.0}\text{-Si}_{2.0}$ ,  $\text{Fe}_{81.4}\text{-Cr}_{4.0}\text{-Mo}_{6.0}\text{-Ni}_{5.2}\text{-C}_{1.0}\text{-Mn}_{2.1}\text{-Al}_{0.3}$ ,  $\text{Fe}_{71.7}\text{-Ni}_{6.0}\text{-Co}_{2.4}\text{-Cr}_{7.5}\text{-Mo}_{7.9}\text{-B}_{4.0}\text{-Si}_{0.5}$ ,  $\text{Fe}_{86}\text{-P}_{9.8}\text{-C}_{1.0}\text{-Si}_{0.9}\text{-Al}_{1.7}\text{-B}_{0.6}$  (в вес. %), полученные методом сверхбыстрой закалки расплава на внешней стороне медного закалочного диска при скорости охлаждения  $8 \cdot 10^5$  °C/с, являются аморфными и легирующий компонент в них распределен равномерно.

Выявлено, что термическая обработка аморфных сплавов  $\text{Fe}_{82.3}\text{-Cr}_{4.0}\text{-Mo}_{7.2}\text{-V}_{0.5}\text{-B}_{4.0}\text{-Si}_{2.0}$ ,  $\text{Fe}_{81.4}\text{-Cr}_{4.0}\text{-Mo}_{6.0}\text{-Ni}_{5.2}\text{-C}_{1.0}\text{-Mn}_{2.1}\text{-Al}_{0.3}$ ,  $\text{Fe}_{71.7}\text{-Ni}_{6.0}\text{-Co}_{2.4}\text{-Cr}_{7.5}\text{-Mo}_{7.9}\text{-B}_{4.0}\text{-Si}_{0.5}$ ,  $\text{Fe}_{86}\text{-P}_{9.8}\text{-C}_{1.0}\text{-Si}_{0.9}\text{-Al}_{1.7}\text{-B}_{0.6}$  при температурах выше 500 °C приводит к выделению фаз типа металл-металл (Fe-Cr-Mo (N - фаза),  $\sigma\text{-CrMn}$ ,  $\sigma\text{-FeCr}$ , FeMo) и металл-металлоид ( $\epsilon\text{-Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{Fe}_2\text{B}$ , FeSi<sub>2</sub>, FeSi, CrB, CoB,  $\alpha\text{-MoB}$ , CrB<sub>2</sub>, Fe<sub>2</sub>P).

Установлено, что усложнение состава аморфных сплавов на основе железа ведет к устойчивости аморфности их структуры до 500 °C, что имеет важное практическое и научное значение в плане использования металлических стекол с термически устойчивой неупорядоченной структурой.

1. Верещагин М.Н., Шепелевич В.Г., Остриков О.М. Негомогенная пластическая деформация аморфных сплавов на основе железа. Монография. – Гомель: Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого». – 2004. – 134 с.

2. Верещагин М.Н., Остриков О.М., Шепелевич В.Г. Влияние инициированных высокоэнергетической обработкой фазовых превращений на электрические, механические свойства и негомогенную пластическую деформацию аморфных сплавов на основе железа // Вестник ГГТУ им. П.О. Сухого. – 2004, № 1. – С. 3–11.

3. Верещагин М.Н., Комаров Ф.Ф., Шепелевич В.Г., Остриков О.М. Особенности пластической деформации аморфного сплава Fe-Cr-Mo-V-B-Si, имплантированного ионами азота // Труды XI Российской конференции «Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов». Т. IV «Взаимосвязь строения и свойств различных состояний (кристаллическое, квазикристаллическое, аморфное, жидкое). – Екатеринбург – Челябинск. Изд-во Южноуральского государственного университета. – 2004. – С. 69–72.

4. Верещагин М.Н., Шепелевич В.Г., Остриков О.М. Негомогенная пластическая деформация сложнелегированных аморфных сплавов в областях импульсного лазерного воздействия // Труды XI Российской конференции «Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов». Т. IV «Взаимосвязь строения и свойств различных состояний (кристаллическое, квазикристаллическое, аморфное, жидкое). – Екатеринбург – Челябинск. Изд-во Южноуральского государственного университета. – 2004. – С. 161–165.

# ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА, ИМЕЮЩИХ СЛОЖНЫЙ СОСТАВ

<sup>1</sup>Верещагин М.Н., <sup>2</sup>Шепелевич В.Г., <sup>1</sup>Остриков О.М.

<sup>1</sup>УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», Гомель, Республика Беларусь

<sup>2</sup>Белорусский государственный университет, Минск, Республика Беларусь

E-mail: oostrikov@mail.ru

Особое место среди современных сплавов занимают прецизионные сплавы – материалы с заранее заданными физическими свойствами. Потребности в прецизионных сплавах для развития различных отраслей промышленности сильно возросли. В связи с чем, в технически развитых странах создана технология металлургического производства, когда конечный продукт получают непосредственно из расплава за одну операцию – непрерывную разливку, минуя многоступенчатость, трудоемкость и энергоемкость технологического цикла производства требуемого сортамента прецизионных сплавов. Таким требованиям отвечают быстрозакаленные металлы [1–3].

Целью данной работы стало исследование электрических и механических свойств многокомпонентных аморфных сплавов на основе железа.

В результате исследования физических свойств аморфных сплавов на основе железа, имеющих сложный состав, было установлено, что удельное электросопротивление лент убывает на 70% при температурах выше 450 °С, что связано с процессами кристаллизации; быстро закаленные сплавы на основе железа, имеющие сложный состав, обладают высокой (у сплава Fe<sub>82.3</sub>-Cr<sub>4.0</sub>-Mo<sub>7.2</sub>-V<sub>0.5</sub>-B<sub>4.0</sub>-Si<sub>2.0</sub> близкой к 100%) пластичностью при испытаниях на изгиб, высокой твердостью (порядка 12 ГПа) и пределом прочности; эти свойства аморфных многокомпонентных сплавов на основе железа устойчивы к термическим воздействиям ниже 450 °С, а при более высоких температурах на фоне увеличения твердости наблюдается потеря их пластичности и прочности при растяжении.

Эти результаты указывают на то, что в формировании физических свойств исследуемых сплавов Fe<sub>82.3</sub>-Cr<sub>4.0</sub>-Mo<sub>7.2</sub>-V<sub>0.5</sub>-B<sub>4.0</sub>-Si<sub>2.0</sub>, Fe<sub>81.4</sub>-Cr<sub>4.0</sub>-Mo<sub>6.0</sub>-Ni<sub>5.2</sub>-C<sub>1.0</sub>-Mn<sub>2.1</sub>-Al<sub>0.3</sub>, Fe<sub>71.7</sub>-Ni<sub>6.0</sub>-Co<sub>2.4</sub>-Cr<sub>7.5</sub>-Mo<sub>7.9</sub>-B<sub>4.0</sub>-Si<sub>0.5</sub>, Fe<sub>86</sub>-P<sub>9.8</sub>-C<sub>1.0</sub>-Si<sub>0.9</sub>-Al<sub>1.7</sub>-B<sub>0.6</sub> оказывает металлоидная фаза, формируемая в результате термической обработки. Высокая прочность аморфных сплавов в сочетании с их гомогенной пластичностью указывает на уникальность физико-механических свойств аморфных многокомпонентных сплавов на основе железа и на перспективы их практического использования.

1. Верещагин М.Н., Шепелевич В.Г., Остриков О.М. Негомогенная пластическая деформация аморфных сплавов на основе железа. Монография. – Гомель: Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого». – 2004. – 134 с.

2. Верещагин М.Н., Комаров Ф.Ф., Шепелевич В.Г., Остриков О.М. Особенности пластической деформации аморфного сплава Fe-Cr-Mo-V-B-Si, имплантированного ионами азота // Труды XI Российской конференции «Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов». Т. IV «Взаимосвязь строения и свойств различных состояний (кристаллическое, квазикристаллическое, аморфное, жидкое). – Екатеринбург – Челябинск. Изд-во Южноуральского государственного университета. – 2004. – С. 69–72.

3. Верещагин М.Н., Шепелевич В.Г., Остриков О.М. Негомогенная пластическая деформация сложнoleгированных аморфных сплавов в областях импульсного лазерного воздействия // Труды XI Российской конференции «Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов». Т. IV «Взаимосвязь строения и свойств различных состояний

(кристаллическое, квазикристаллическое, аморфное, жидкое). – Екатеринбург – Челябинск. Изд-во Южноуральского государственного университета. – 2004. – С. 161–165.

## СИНТЕЗ ПОРОШКА ИНТЕРМЕТАЛЛИДА $Al_2Au$ , ЛЕГИРОВАНИЕ $Cu$ , ПРАКТИЧЕСКОЕ ПРИМЕНЕНИЕ

Е. Г. Волкова \*, А. Ю. Волков

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург 620108, Россия

E-mail: [volkova@imp.uran.ru](mailto:volkova@imp.uran.ru)

Ранее в работах [1-3] мы сообщали о получении интерметаллида  $Al_2Au$  методом механосинтеза в шаровых мельницах. Известно, что введение третьего компонента, например, меди может решить проблему повышения пластических свойств хрупкого интерметаллида. Одновременно медь повысит электрические свойства интерметаллида, который является очень плохим проводником. Примесь железа, появляющаяся в интерметаллидном порошке в ходе размолла, может играть такую же положительную роль, как и медь. Интерметаллид  $Al_2Au$  имеет яркий пурпурный цвет и представляет интерес для ювелиров, кроме того, пленка интерметаллида является оптическим фильтром [4]. Однако введение меди (а также железа) может повлиять на оптические свойства бинарного соединения. В целом, легирование может изменить все физико-механические свойства  $Al_2Au$ , что представляет, как научный, так и практический интерес. Методом механосинтеза в шаровых мельницах получен интерметаллид  $Al_2Au$  в который добавлено 4 wt.%  $Cu$ . Для синтеза использовался нанопорошок  $Al_2Au$  (размер частиц 25 нм) и порошок меди (размер частиц 35 мкм). Методами XRD, TEM и SEM проведено исследование особенностей структуры полученного порошка. Из полученного порошка были спрессованы таблетки. Рентгенографическое исследование компактов показало преимущественное наличие в нем интерметаллида  $Al_2Au$ , а также небольшого количества алюминия и меди. Выяснено, что после 4 ч помола основная часть меди равномерно распределена в виде наночастиц в объеме порошка  $Al_2Au$ . Размер кристаллитов синтезированного порошка составляет 20,4 нм. Небольшая часть атомов меди образовала с интерметаллидом твердый раствор, что привело к уменьшению параметра кристаллической решетки  $Al_2Au$ -фазы. Порошок интерметаллида  $Al_2Au$  +  $Cu$  использован для выплавки объемного образца и для напыления покрытия. Показано, что в результате выплавки возможно получение цельного образца. Проведены отжиги покрытия и продемонстрированы возможности получения разных оттенков пурпурного цвета.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Давление» АААА-А18-118020190104-3, «Структура» АААА-А18-118020190116-6.

1. А.Ю.Волков, М.А.Уймин, А.А.Мысик, В.И.Новожинов, Е.Г.Волкова, Н.Н.Щеголева, Ю.В. Князев, К.А. Козлов, *Неорганические материалы* **47**, сс. 528-534 (2011).
2. Е.Г. Волкова, А.Ю. Волков, Б.Д. Антонов, *Физика металлов и металловедение* **119** сс. 693-702 (2018).
3. A.Yu.Volkov, E.G. Volkova, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* **447** pp. 12014-12017 (2018).
4. E.G.Volkova, Yu.V.Knyazev, K.A.Kozlov, B.D.Antonov, A.Yu.Volkov, *Journal of Alloys and Compounds* **811**, 151989 (2019).

# ПОЛУЧЕНИЕ КЕРАМИК $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ НА ОСНОВЕ НАНОРАЗМЕРНОГО ПОРОШКА $\text{Si}_3\text{N}_4$ С ОКСИДНОЙ ДОБАВКОЙ $\text{Y}_2\text{O}_3 - \text{Al}_2\text{O}_3$ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

П.Д. Дрожилкин, П.В. Андреев, Л.С. Алексеева, М.С. Болдин, К.О. Каразанов,  
А.А. Мурашов, Г.В. Щербак

Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет имени Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия

E-Mail: [pddrozhilkin@yandex.ru](mailto:pddrozhilkin@yandex.ru)

Повышенный интерес к керамическим материалам на основе соединений кремния, в частности, нитрида кремния  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , оксинитрида кремния  $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$  и соединений состава Si-Al-O-N (т.н. сиалонов), обусловлен совокупностью высоких показателей физико-механических свойств, в первую очередь прочности и коррозионной стойкости, сохраняющихся и при больших температурах [1].

В последние годы популярностью исследователей пользуется технология электроимпульсного («искрового») плазменного спекания (ЭИПС) [2], представляющая собой способ высокоскоростного горячего прессования.

Ранее методом ЭИПС из нанопорошковой композиции на основе нитрида кремния со спекающей добавкой на основе  $\text{Y}_2\text{O}_3 - \text{Al}_2\text{O}_3$  нами была получена керамика  $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$  [3]. Был сделан вывод, что аморфный нанопорошок (<15 нм)  $\text{Si}_3\text{N}_4$  в процессе изготовления шихтовых композиций взаимодействует с атмосферой и адсорбирует на своей поверхности кислород. В процессе ЭИПС происходит взаимодействие наночастиц  $\text{Si}_3\text{N}_4$  с кислородом, которое обеспечивает условия для образования и роста зерен оксинитрида кремния, а растворение  $\text{Si}_3\text{N}_4$  при жидкофазном спекании в оксидной спекающей добавке могло привести к появлению твердого раствора замещения, изоструктурного  $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ , так называемого O'-сиалона [4].

Целью настоящей работы являлось получение и изучение механизма ЭИПС керамики  $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$  из композиции, полученной методом Печини из нанопорошка  $\text{Si}_3\text{N}_4$  и прекурсоров спекающих добавок состава  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{Y}_2\text{O}_3$  в количестве не более 5% масс. (в пересчете на оксидную фазу). Состав прекурсора спекающей добавки был выбран из расчета существующих стехиометрических фаз, характерных для этой системы, чтобы проследить их возможное влияние на процесс спекания и фазовый состав.

К исходному нанопорошку  $\text{Si}_3\text{N}_4$  (чистота 99.5%, средний размер частиц 15 нм) методом соосаждения из геля в присутствии лимонной кислоты [3] добавлялись прекурсоры оксидов  $\text{Y}_2\text{O}_3$  и  $\text{Al}_2\text{O}_3$  в количестве 5% масс. в мольных соотношениях оксидов 3:5 (образец 1), 1:2 (образец 2), 1:1 (образец 3), что стехиометрически соответствует фазам  $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ ,  $\text{YAlO}_3$ ,  $\text{Y}_4\text{Al}_2\text{O}_9$ .

Изготовление керамик проводилось методом ЭИПС на установке Dr. Sinter model SPS-625 при давлении 70 МПа со скоростью нагрева 50°C/мин. до окончания усадки образца. Во всех экспериментах окончание усадки достигалось при 1640-1770°C. Относительная плотность полученных образцов составила 94.8% (1), 95.5% (2) и 96.4% (3).

Кинетика спекания схожа для всех образцов. Зависимости  $\rho/\rho_{th}(T)$  имеют немонотонный характер, с ярко выраженной стадией скачкообразной («лавинообразной») усадки при пониженных температурах нагрева. Стадия интенсивной усадки нанопорошков начинается при температурах ~1200, 1240 и 1350°C для керамик

серий №1, 2 и 3, соответственно, а завершается – при температурах 1755, 1730 и 1610°C, соответственно.

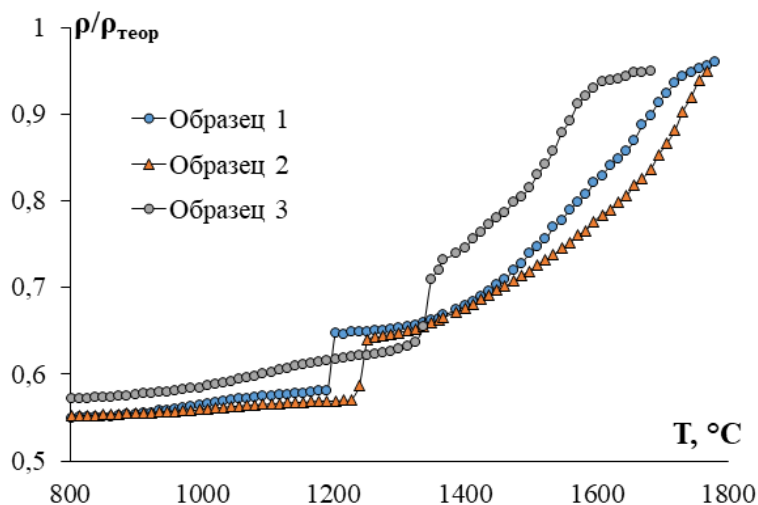


Рис. 1. Зависимости уплотнения образцов от температуры нагрева в процессе ЭИПС

Фазовый состав полученных керамических образцов исследовался методом рентгенофазового анализа (РФА) на порошковом дифрактометре Shimadzu XRD-7000 ( $\text{CuK}\alpha$ ,  $\lambda = 1.5406 \text{ \AA}$ ). Микроструктура полученных образцов была изучена с помощью метода сканирующей электронной микроскопии на микроскопе JEOL JSM-6490.

По данным РФА установлено, что полученные керамические образцы состоят из  $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$  с небольшим содержанием кристаллической фазы  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ . Оценка размеров зерен по результатам РЭМ и областей когерентного рассеяния по РФА позволяет заключить, что средний размер кристаллитов составляет 0.7 мкм. Спекующая добавка, содержащая оксиды  $\text{Y}_2\text{O}_3$  и  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , составляет аморфную фазу, распределенную между кристаллическими зернами.

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

1. Riley F.L. J. Am. Ceram. Soc., pp. 245-265 (2000)
2. Tokita M. Pulse Electric Current Synthesis and Processing of Materials. (Hoboken, NJ, 2006)
3. Andreev P., Rostokina E., Alekseeva L. et al. IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng., P. 012002 (2021)
4. Trigg M.B., Jack K.H. Journal of Materials Science, pp. 481-487 (1988).

## ПОСЛОЙНЫЙ РЕНТГЕНОВСКИЙ ФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ $\text{Si}_3\text{N}_4$ , ИЗГОТОВЛЕННОЙ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

П.В. Андреев<sup>1</sup>, П.Д. Дрожилкин<sup>2</sup>, К.Е. Сметанина<sup>2</sup>, Л.С. Алексева<sup>2</sup>, М.С. Болдин<sup>2</sup>,  
М.М. Востоков<sup>2</sup>, К.О. Каразанов<sup>2</sup>, А.А. Мурашов<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт химии высокочистых веществ им. Г.Г. Девярых РАН, Нижний Новгород, Россия

<sup>2</sup> ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского», Нижний Новгород, Россия

E-Mail: [andreev@phys.unn.ru](mailto:andreev@phys.unn.ru)

В процессе электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС) керамики на основе нитрида кремния нагрев образца происходит за счет нагрева графитовой пресс-формы. При этом не исключено образование температурного градиента в образце с перегревом вблизи поверхности спекаемого образца, контактирующей с графитовой пресс-формой. Кроме того, известен эффект диффузии углерода в объем образца [1]. Все это может привести к неравномерности фазового состава в керамическом образце, что повлечет за собой неоднородность физико-механических свойств материала.

Были исследованы четыре керамических образца на основе порошка  $\text{Si}_3\text{N}_4$  (чистота: 99.6%, 90% масс.  $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$  + 10% масс.  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ , дисперсность <5  $\mu\text{м}$ , Alfa Aesar, Германия) с оксидной добавкой  $\text{Y}_2\text{O}_3 - \text{Al}_2\text{O}_3$  (в мольном соотношении 3:5) в количестве 3 (образец 1), 5 (образец 2), 10 (образец 3) и 15% масс. (образец 4).

Изготовление керамик проводилось методом ЭИПС на установке Dr. Sinter model SPS-625 при давлении 70 МПа со скоростью нагрева 100°C/мин. до окончания усадки образца. Во всех экспериментах окончание усадки достигалось при 1900 (1), 1890 (2), 1710 (3), 1630°C (4). Относительная плотность всех полученных образцов превысила 95.5%.

Исследование неоднородности фазового состава проводилось методом послыоного рентгеновского фазового анализа образцов на дифрактометре XRD-7000 (Shimadzu, Япония) ( $\text{CuK}\alpha$ ,  $\lambda = 1.54 \text{ \AA}$ ). Условия съемки: схема Брэгга-Брентано, “режим широкой щели”, диапазон углов  $2\theta$  15-70°, шаг сканирования 0.04°, время экспозиции 2 с. Формирование анализируемых слоев осуществлялось путем последовательной шлифовки керамических образцов алмазными дисками на установке Struers Secotom-10 (Дания). Согласно проведенным оценкам, ослабление интенсивности рентгеновского излучения  $\text{CuK}\alpha$  в  $\text{Si}_3\text{N}_4$  в  $e$  раз происходит на глубине около 40 мкм. Величина удаленного слоя на каждом этапе составляла не менее 60 мкм, чтобы исследовать слой, который заведомо не внес вклад в результат на предыдущем этапе.

Качественный и количественный фазовый состав показал наличие фазы SiC на поверхности, непосредственно контактирующей с графитовыми деталями пресс-формы в процессе спекания. Причиной ее образования является диффузия углерода с пресс-формы вглубь спекаемого образца. Обнаружение кремния на необработанной поверхности керамики связано с тем, что температура поверхности спекаемого образца выше, чем в остальном объеме. Такой перегрев привел к частичному разложению  $\text{Si}_3\text{N}_4$  до Si с выделением азота.

В слоях от 140 мкм и глубже обнаруживается только кристаллическая фаза  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$  (в образцах 1 и 2), и кристаллические фазы  $\alpha$ - и  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$  (в образцах 3 и 4). Причем соотношение фаз  $\alpha$ - и  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$  на разных глубинах образцов 3 и 4 не изменяется и составляет 58% масс./42 % масс. и 75% масс./25% масс. соответственно. Сохранение соотношения фаз  $\alpha$ - и  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$  на различных глубинах косвенно свидетельствует об отсутствии существенного различия температурных режимов на анализируемых глубинах образца.

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

1. E.A. Olevsky, D.V. Dudina *Field-Assisted Sintering* (Springer), p. 354-379 (2018)



# РАВНОВЕСНЫЕ И ДИНАМИЧЕСКИЕ СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ Au В ЖИДКОМ СОСТОЯНИИ

Н.Э. Дубинин, Р.Е. Рыльцев

Институт металлургии Уральского отделения Российской академии наук, ул. Амундсена 101, 620016, Екатеринбург, Россия

Email: [ned67@mail.ru](mailto:ned67@mail.ru)

Равновесные и динамические структурные характеристики жидкого Au при температуре 1423К и среднем атомном объеме 128.31 а.е. исследуются в рамках классического молекулярно-динамического (МД) моделирования с использованием эффективного парного взаимодействия, рассчитываемого в рамках модели Бретоннета-Силберта [1].

Для МД моделирования используется LAMMPS код [2]. Система из 6912 частиц моделируется в NVT ансамбле Нозе-Хувера. Временной шаг берется равным 1фс. Начальная конфигурация определяется как ГЦК решетка, которая расплавляется и приходит к равновесию при выбранной температуре в течение 50 пс (50000 МД шагов).

Результаты, полученные для парной корреляционной функции, структурного фактора и автокорреляционной функции скорости показывают хорошее согласие с экспериментом [3] и с результатами первопринципного молекулярно-динамического моделирования [4].

Работа поддержана Министерством науки и высшего образования Российской Федерации (Государственное задание Институту металлургии УрО РАН № 122013100200-2)

1. J.L. Bretonnet, M. Silbert, *Phys. Chem. Liq.* **24**, p. 169-176 (1992).
2. S. Plimpton, *J. Comput. Phys.* **117**, p. 1-191 (1995).
3. Y. Waseda, *The Structure of Non-Crystalline Materials* (McGraw-Hill, New York, 1980).
4. G.M. Bhuiyan., L.E. González., D.J. González, *Cond. Mat. Phys.* **15**, 33604 (2012).

## PARTIAL PAIR INTERACTIONS IN LIQUID BINARY ALLOYS OF NOBLE METALS

**N.E. Dubinin**

Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 101 Amundsen st., 620016, Ekaterinburg, Russia

Email: [ned67@mail.ru](mailto:ned67@mail.ru)

Theoretical investigations of metals and their alloys often based on the consistent consideration of ions' and electrons' subsystems. For melts of transition metals, the Wills-Harrison (WH) approximation [1] and its various modifications are among the best in this area. On the other hand, the Bretonnet-Silbert (BS) local model pseudopotential [2], which takes into account the external *d*-electron existence in the metal only by means of the replacement of the *s*-electron valence by the effective *s*-electron valence, is not ceased to be used still for the same aim [3].

The Wills-Harrison model assumes two contributions into the pair interatomic interaction – due to the valence *s* electrons and due to the external *d* electrons, respectively. The first contribution is calculated in the framework of the nearly-free-electron (NFE)

approximation [4] via the pseudopotential method. Wills and Harrison used for this aim the simplest local model pseudopotential suggested by Ashcroft [5]. In the work [6], we proposed to use the Bretonnet-Silbert pseudopotential instead of the Ashcroft one. Later, we suggested to modify the WH model in order to take into account the non-diagonal with respect to the magnet quantum number  $d$ - $d$ -electron couplings between neighboring atoms [7]. In [8], it was observed that in the case when all possible non-diagonal couplings are taken into account, the  $d$ -electron contribution to the Wills-Harrison effective pair potential vanishes and latter becomes equal to the NFE (i.e., in our case, to the BS) contribution only. Thus, our modification of the WH model has two limit cases – the original WH model and the BS model.

Some years ago, we studied the behavior of the partial pair potentials between these limit cases in liquid Fe-Co, Fe-Ni and Co-Ni alloys [9]. Here, the same investigation is performed for the liquid binary alloys of noble metals: Cu-Ag, Cu-Au and Ag-Au.

This work is supported by the Russian Federation Ministry of Science and Higher Education through the state research target № 122013100200-2 for the Institute of Metallurgy of the Ural Branch of Russian Academy of Sciences.

1. J.M. Wills, W.A. Harrison, *Phys. Rev. B* **28**, p. 4363-4373 (1983).
2. J.L. Bretonnet, M. Silbert, *Phys. Chem. Liq.* **24**, p. 169-176 (1992).
3. M.M. Faruk, G.M. Bhuiyan, A. Biswas, Md.S. Hossain, *J. Chem. Phys.* **140**, 134505 (2014).
4. J.M. Ziman, *Phil. Mag.* **6**, p. 1013-1034 (1961).
5. N.W. Ashcroft, *Phys. Lett.* **23**, p. 48-50 (1966).
6. N.E. Dubinin, L.D. Son, N.A. Vatolin, *J. Phys.: Condens. Matter* **20**, 114111 (2008).
7. N.E. Dubinin, *J. Phys.: Conf. Series* **338**, 012004 (2012).
8. N.E. Dubinin, *Appl. Mech. Mater.* **371**, p. 373-377 (2013).
9. N.E. Dubinin, *International Journal of Modern Manufacturing Technologies* 4, №2, p. 27-32 (2012).

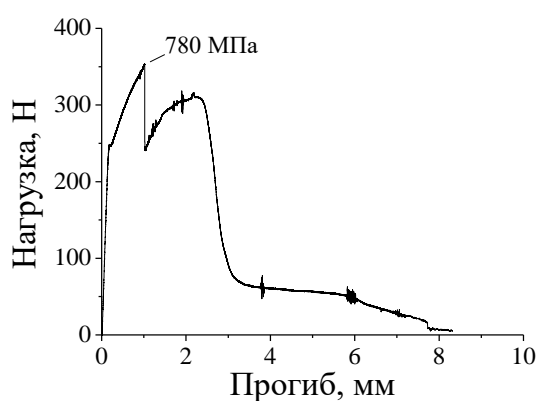
## СЛОИСТЫЙ КОМПОЗИТ НА ОСНОВЕ МОЛИБДЕНА

**В.М. Кийко, В.П. Коржов**

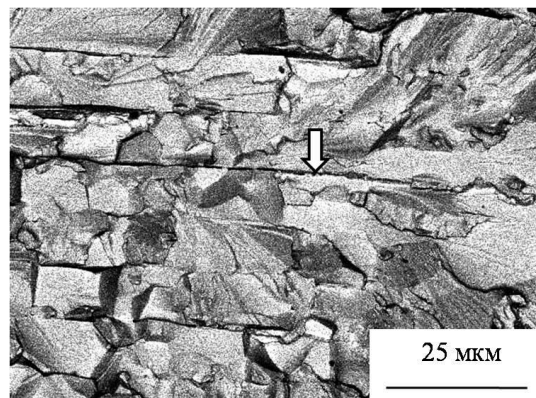
*Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия*

Email: [kiiko@issp.ac.ru](mailto:kiiko@issp.ac.ru)

Слоистый композит был изготовлен твердофазным методом диффузионной сварки под давлением в вакууме  $10^{-4}$  мм из пакета молибденовых фольг толщиной 40 мкм каждая в режиме 1500 °С – 1 ч – 11.5 МПа. Примененный метод вследствие относительно низких температур в сравнении с плавильными методами позволяет в значительной мере сохранить положительные свойства исходных материалов. Получение композита было нацелено на оценку прочности и трещиностойкости слоистой структуры на основе молибдена. На *рис. 1а* показана деформационная кривая, полученная в результате испытаний одного из образцов указанного материала, демонстрирующая повышенную живучесть (ступенчатость кривой) слоистой структуры, ее «квазипластичность». На *рис. 1б* показана развитая структура поверхности разрушения, характерная для нехрупких материалов, стрелкой показана одна из границ раздела между двумя соседними исходными фольгами, способная тормозить развитие трещин.



а



б

Рисунок 1. Зависимость нагрузка – прогиб при испытаниях на трехточечный изгиб одного из образцов из слоистого молибдена, в поле графика указана величина прочности образца (а); б – поверхность разрушения композита, стрелкой показана одна из границ раздела между слоями

В результате испытаний партии образцов получено значение прочности, вычисляемой по максимальной нагрузке,  $790 \pm 10$  МПа и эффективной поверхностной энергии разрушения  $(43 \pm 13.6) \cdot 10^3$  Дж/м<sup>2</sup>, которая определялась отношением работы, затраченной на разрушение образца макротрещиной, к удвоенному значению поперечного сечения образца. Значения прочности более чем в два с половиной раза превышают величину прочности известного молибденового сплава ЦМ-2А (290 МПа).

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проект № 20-03-00296).

## ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ВОЛОКОН САПФИРА И ТИТАНОВОЙ МАТРИЦЫ В КОМПОЗИТЕ

В.М. Кийко, В.П. Коржов, В.Н. Курлов

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

Email: [kiiko@issp.ac.ru](mailto:kiiko@issp.ac.ru)

Свойства композитов во многом определяются характеристиками границ разделов между его компонентами. Представленный композит, структура которого показана на рис. 1, изготавливался твердофазным методом путем диффузионной сварки под давлением заготовки – пакета из чередующихся фольг титана и слоев однонаправленно параллельно друг другу расположенных монокристаллических волокон сапфира, промежутки между волокнами заполнялись порошком гидрида титана. Диффузионная сварка выполнялась в вакууме  $10^{-4}$  мм рт. ст. в режиме 1250 °С – 1 ч – 8.3 МПа.

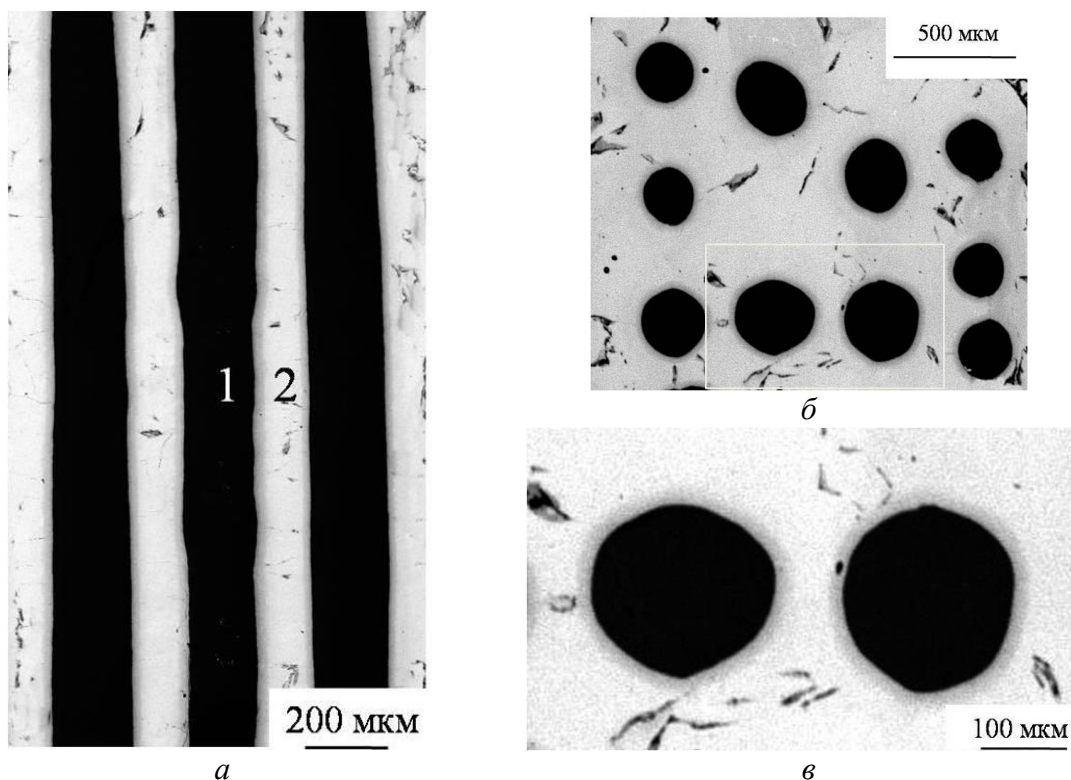


Рисунок. 1. Участки: а – продольного сечения композита, 1 – волокно, обрамленное слоями интерметаллидов, 2 – матрица; б – поперечного сечения с выделенным участком (в)

В результате нагрева и давления происходило компактирование заготовки, дегидрирование титана, диффузия элементов с образованием интерметаллидов  $Ti_3Al$ ,  $Ti_2Al$ ,  $TiAl$  и твердых растворов  $Ti(Al)$  и формированием границ раздела между компонентами структуры. Продукты взаимодействия волокна и матрицы в виде серых обрамлений волокон видны на рис. 1, детально на рис. 1в.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 20-03-00296).

## ИЗВЛЕЧЕНИЕ МАРГАНЦА ИЗ КЕКА ОТ ПЕРЕРАБОТКИ ВАНАДИЙСОДЕРЖАЩЕГО КОНВЕРТЕРНОГО ШЛАКА

А. Г. Крашенинин

Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург

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

В современной мировой практике в металлургии используется до 90-95 % производимого марганца для выплавки различного вида стали. Марганцевые руды и концентраты используются для производства чугуна, ферросплавов, металлического марганца, а также для прямого легирования сталей. Марганцевые углеродистые ферросплавы используют как для раскисления стали, так и для прямого легирования. Металлический марганец используется для легирования специальных сплавов, в частности, для титановых и алюминиевых сплавов, для марганцовистых припоев. В сплавах цветных металлов марганец увеличивает их прочность и устойчивость к коррозии. В России основная масса марганцевой продукции на сегодняшний день импортируется. Общим недостатком имеющихся марганецсодержащих ресурсов

является низкое содержание марганца в рудах (9,11–32,79%) и сложность их переработки [1]. Существующее производство получения марганцевых продуктов из очищенных марганецсодержащих растворов осуществляют гидролитическим или электролитическим методом с получением карбонатов, оксидов или металлического марганца. Уменьшение зависимости нашей страны от экспортного марганца является насущной задачей по разработке новых экономически эффективных технологий извлечения марганца, как из имеющихся месторождений, так и техногенного сырья. Россия богата титаномагнетитовыми рудами. При плавке титаномагнетитов с повышенным содержанием в шихте титана часто появляется необходимость марганцевых добавок для создания нормальных условий горна и снижению потерь металла со шлаком. Последующая продувка чугуна способствует получению конвертерных шлаков с повышенным содержанием ванадия и марганца. Высокомарганцовистые ванадиевые конвертерные шлаки НТМК в настоящее время в России используют для получения технического пентоксида ванадия и дальнейшего использования его при производстве феррованадия для черной металлургии [2]. Марганец, содержащийся в шлаках, практически не используют.

В Институте металлургии УрО РАН разрабатывается технология получения чистого пентоксида ванадия из ванадийсодержащих металлургических шлаков. В результате селективного извлечения ванадия водными растворами кальцинированной соды (1) из марганцовистых шлаков, обожженных без каких-либо щелочных добавок [3], образуются твердые марганецсодержащие твердые остатки – кеки (табл.1), из которых целесообразно извлекать марганец.

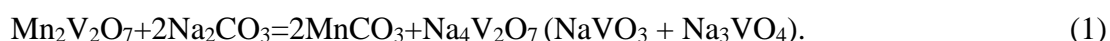


Таблица 1. Химический состав марганцовистых кеков

Содержание элементов, мас. %							
Mn	V	Fe	Si	Cr	Mg	Ca	Na
7-10	0.5-1.5	25-35	6-9	2.0-2.5	1.5-2.5	2-3	0.3-0.5

Изучение минералогического состава кеков показало, что марганец находится в кеках в виде  $\text{MnCO}_3$ . Кроме карбоната марганца в кек присутствуют:  $\text{R}_2\text{O}_3$  ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ),  $\text{Fe}_2\text{TiO}_5$ ,  $\text{SiO}_2$  (кварц),  $\text{SiO}_2$  (кристобалит),  $\text{FeVO}_4$ ,  $\text{CrVO}_4$ . Кек представляет собой практически подготовленное тонкоизмельченное сырье для гидрометаллургической переработки.

Переработка кеков проводилась методом агитационного выщелачивания в водных растворах  $\text{H}_2\text{SO}_4$  при  $\text{pH} \leq 1,5$ . Установлено, что карбонат марганца в кеках со временем может частично окисляться с образованием оксида  $\text{Mn}^{3+}$ . Это снижает извлечение марганца из «лежалых» кеков на 20 % по сравнению с извлечением в раствор из «свежих» кеков. Из свежих кеков в раствор переходит до 80% Mn и ряд сопутствующих металлов, таких как Fe, Ca, Mg, а также до 60% от остаточного количества ванадия. Для повышения извлечения Mn до показателей выщелачивания «свежих» кеков, трёхвалентные оксиды Mn предварительно восстанавливали металлическим железом или сульфатом железа (2+). Но, все равно, марганец выщелачивается из кеков не полностью. Исследование твердых остатков после сернокислотного выщелачивания показало, что Mn в них содержится в нерастворимых родонитах ( $\text{Mg}_0.6\text{Mn}_0.4\text{SiO}_3$ ). Для предварительной очистки растворов выщелачивания от примесей применен метод очистки с подачей в отфильтрованный раствор свежей порции кека. Это приводит к дополнительному выщелачиванию Mn из свежей порции кека, повышению pH раствора до 4-4,5 и очистке раствора от  $\text{Fe}^{3+}$  и других примесей, кроме Mn и Mg. При дальнейшей

очистке от примесей и осаждения Mn из производционных растворов применяли реагенты  $\text{NH}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$ , NaOH,  $(\text{NH}_4)_2\text{CO}_3$ .

Найден оптимальный способ извлечения Mn из производционного раствора карбонатом аммония при pH 7,6-7,7 с получением чистого оксида марганца, пригодного для выплавки ферромарганца или доработки до металлического Mn, получения сварочных флюсов для толстостенных изделий медных сплавов, ранее не производившихся в России [4].

*Работа выполнена в рамках Темы НИОКТР № 122013100200-2.*

1. В.П. Чернобровин, В.Г. Мизин, Т.П. Сирина, В.Я. Дашевский. *Комплексная переработка карбонатного марганцевого сырья*, 294 с, 2009
2. Л.А.Смирнов, Ю.А.Дерябин, А.А.Филиппенков. *Производство с использованием ванадиевых шлаков*, 126с, 1985
3. А.Г. Крашенинин, Б.Д. Халезов, Н.А. Ватолин, А.С. Борноволоков, *Цветные металлы*, **12**, сс 53-57, 2013
4. В.Л. Чуланов, А.С. Новожилов, А.С. Махонин, *Патент РФ № 2590462 1С, БИ*. **19**, 2016

## **ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ/МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ И СОПРОВОЖДАЮЩИЕ ЕЕ СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ**

**Д.В. Лузгин<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup>*Университет Тохоку, Аоба-Ку, Сендай 980-8577, Япония*

<sup>2</sup>*Национальный институт передовых промышленных наук и технологий, Сендай 980-8577, Япония*

*Email: dml@wpi-aimr.tohoku.ac.jp*

В настоящем докладе будет изложен недавний прогресс в понимании процесса пластической деформации объемных металлических стекол. Металлические стекла в целом и объемные (макроскопические) металлические стекла, в частности, значительно ниже температуры стеклования деформируются путем образования полос сдвига: наноразмерных каналов сильно локализованной деформации сдвига. Структура металлической стеклообразной фазы в пределах полос сдвига, исследованных методом просвечивающей электронной микроскопии, заметно не отличается от недеформированной структуры, если только не происходит динамическая нанокристаллизация или фазовое расслоение. Однако резкое уменьшение модуля упругости на поверхности вблизи ступеньки сдвига, создаваемой полосой сдвига, было обнаружено с помощью наномеханического картирования с помощью атомно-силового микроскопа. Такое уменьшение модуля упругости вблизи центральной плоскости полосы сдвига связано с образованием и миграцией избыточного (свободного) объема при работе полосы сдвига. Накопление избыточного объема вблизи полос сдвига приводит к образованию наноразмерных пустот после длительного старения при комнатной температуре. На распространение полос сдвига температура оказывает незначительное влияние, а внутренний нагрев вызывается силой трения, действующей в скользящей среде, и пропорционален длине пути скольжения полосы, ее скорости и падению напряжения. В свою очередь наноразмерное фазовое расслоение в стеклообразной фазе при нагреве влияет на активность полос сдвига при деформации при комнатной температуре, что приводит к отсутствию охрупчивания в значительно релаксированном объемном металлическом стекле. Кроме того, интенсивная локализация сдвига в полосах сдвига объемного металлического стекла на основе Fe

вызывает сильную сегрегацию разбавленного растворенного вещества с большими атомами (Y), которое затем кристаллизуется в виде ОЦК твердого раствора с высоким содержанием Y, что приводит к затвердеванию образца. Ключевое влияние мягкого межатомного взаимодействия Fe-Y подтверждается квантово-механическим моделированием «из первых принципов». Движущая сила индуцированной сегрегации и ее механизмы рассматриваются в сравнении с эффектами в других сдвиговых средах.

## КОМПЕНСАЦИОННЫЕ СИЛЫ НА ГРАНИЦАХ РАЗДЕЛА АУСТЕНИТ/МАРТЕНСИТ ЕДИНИЧНОЙ МАРТЕНСИТНОЙ ПРОСЛОЙКИ В ФЕРРОМАГНИТНОМ МОНОКРИСТАЛЛЕ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ, НАХОДЯЩЕМСЯ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ В ЖЕСТКОЙ ЗАДЕЛКЕ

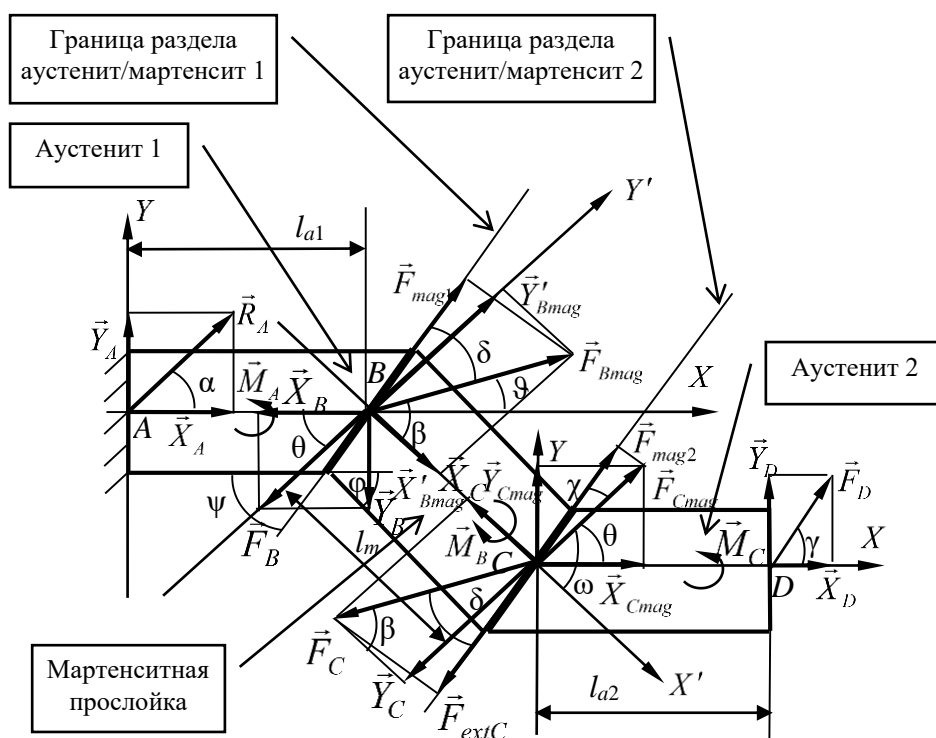
В.О. Остриков, О.М. Остриков

*УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого»,  
Гомель, Республика Беларусь*

E-mail: omostrikov@mail.ru

В исследованиях ферромагнитных сплавов с памятью формы для широкого практического использования уникальных физико-механических свойств этих материалов представляет интерес в развитии инженерных расчетов, основанных на принципах механики деформируемого твердого тела.

Цель работы – изучить особенности влияния магнитного поля на границы мартенситной прослойки в ферромагнитном призматическом монокристалле с памятью формы, находящемся в жесткой заделке.



Компенсационные силы на границах раздела аустенит/мартенсит в находящемся в жесткой заделке механически не нагруженном ферромагнитном призматическом монокристаллическом образце с эффектом памяти формы с мартенситной прослойкой в магнитном поле

При включении магнитного поля в точках  $B$  и  $C$  на границах мартенситной прослойки начинают действовать силы  $\vec{F}_{Bmag}$  и  $\vec{F}_{Cmag}$ , которые на границах раздела имеют составляющие  $\vec{F}_{mag1}$  и  $\vec{F}_{mag2}$ , соответственно. На торцах образца эти силы уравниваются силами  $\vec{R}_A$ ,  $\vec{F}_D$  и моментами сил  $\vec{M}_A$ ,  $\vec{M}_B$  и  $\vec{M}_C$ . Для уравнивания же мартенситной прослойки необходимы дополнительные силы  $\vec{F}_B$  и  $\vec{F}_C$ .

## О ПЛОХОЙ ОБРАБАТЫВАЕМОСТИ РЕНИЯ

П.Е. Панфилов<sup>1</sup>, Ю.Н. Горностырев<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина», Екатеринбург, Россия;

<sup>2</sup> Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия.

E-mail: peter.panfilov@urfu.ru

Тугоплавкий ГПУ-металл рений ( $t_{melt} \sim 3200^\circ\text{C}$ ) практически не поддается механической обработке при комнатной температуре, хотя согласно эмпирической критериям, он должен быть пластичным и хорошо обрабатываться. В представленном докладе обсуждаются причины такого поведения рения. Деформационное поведение поликристаллического рения при комнатной температуре было детально изучено при испытаниях по следующим схемам нагружения: прокатка, волочение, изгиб, срез и сдвиг под давлением. На основании результатов экспериментальных исследований, а также теоретического моделирования структуры и подвижности дислокаций определен основной механизм пластической деформации монокристаллах рения.

Установлено, что основным механизмом пластической деформации в монокристаллах рения при комнатной температуре является базисное скольжение, что подтверждается моделированием дислокаций с использованием результатов первопринципных расчетов обобщенного дефекта упаковки. Показано, что тонкие заготовки рения электронно-лучевого перепада поддаются холодной прокатке. Обработать же такой металл путем волочения не удастся из-за развития зернограничного проскальзывания, присущего всем крупнозернистым поликристаллам ГПУ-металлов. Пластичность поликристаллических образцов рения увеличивается при снижении доли растягивающих нагрузок в схеме деформации: от практически нулевой при изгибе до сравнимой с пластичностью титана и меди при срезе и сдвиге под давлением. Причем при деформировании по последней схеме, в образце формируется стабильная ультрамелкокристаллическая структура. Возможной причиной зернограничного проскальзывания, а значит и плохой обрабатываемости рения при комнатной температуре является основной вклад в пластичность базисного скольжения.



# ИССЛЕДОВАНИЕ ОДНОРОДНОСТИ ФАЗОВОГО СОСТАВА ПО ГЛУБИНЕ КЕРАМИК, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНЫМ ПЛАЗМЕННЫМ СПЕКАНИЕМ ПОРОШКОВ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА

К.Е. Сметанина, П.В. Андреев, Е.А. Ланцев, М.М. Востоков

Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет имени Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород

E-mail: [smetanina@nifti.unn.ru](mailto:smetanina@nifti.unn.ru)

Одна из наиболее перспективных технологий получения материалов с высокоплотной и мелкозернистой структурой – электроимпульсное плазменное спекание (ЭИПС) порошков. Процесс ЭИПС происходит в графитовой пресс-форме, через которую пропускаются миллисекундные импульсы тока большой мощности, с одновременным приложением давления [1]. Неоднократно было показано, что в процессе спекания может происходить диффузия углерода с пресс-формы в поверхностные слои спекаемых образцов [2, 3]. Несмотря на положительное влияние этого эффекта на механические свойства твердых сплавов, это может приводить к неоднородному распределению фаз в различных сечениях образцов.

Цель данной работы – исследование однородности фазового состава по глубине образцов, полученных ЭИПС порошков карбида вольфрама (WC).

Объектами исследования стали 4 порошка WC (см. табл. 1). Порошок 1 был получен методом плазмохимического синтеза в ИМЕТ РАН, порошки 2-4 – производства АО «КЗТС». Каждый порошок спекался в графитовой пресс-форме (внутренним диаметром 12 мм) до окончания усадки. Спекание проводилось на установке Dr. Sinter model SPS-625 в вакууме.  $P = 70$  МПа,  $V_{\text{нагрева}} = 50^\circ\text{C}/\text{мин}$ .

Исследование однородности фазового состава образцов проводилось с помощью послыонного рентгенофазового анализа (РФА). Удаление слоев осуществлялось путем последовательной механической шлифовки и полировки поверхности образцов. После каждого удаления слоя толщиной до 50 мкм проводился РФА образцов.

Рентгенодифракционные эксперименты проводились на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 ( $\text{CuK}\alpha$ ,  $\lambda = 1.54 \text{ \AA}$ ). Количественный фазовый анализ осуществлялся методом корундовых чисел.

Высота спеченных керамик не превышала 6 мм. На данный момент проведено 7 этапов обработки поверхности. С поверхности каждого образца суммарно удален слой 300-400 мкм.

Таблица 1.

Порошок	1	2	3	4
Средний размер частиц порошка, мкм	0.095	0.8	3	14
Доля $\alpha$ -WC, % масс.	$97.4 \pm 0.2$	$98.6 \pm 0.2$	$98.4 \pm 0.2$	$98.1 \pm 0.2$
Доля $W_2C$ , % масс.	–	$1.4 \pm 0.2$	$1.6 \pm 0.2$	$1.9 \pm 0.2$
Доля W, % масс.	$2.6 \pm 0.2$	–		

На необработанной поверхности каждой керамики была обнаружена только фаза  $\alpha$ -WC. В образцах 1-3 после проведения 4 этапа обработки поверхности, кроме  $\alpha$ -WC, была обнаружена также фаза  $W_2C$  (в количестве 1-2% масс.). В образце 4 фаза  $W_2C$  обнаружена после 5 этапа.

Предполагается, что это связано с тем, что углерод, диффундирующий с поверхности пресс-формы, вступает с реакцией с W (в образце 1):  $2W + C \rightarrow W_2C$  и восстанавливает фазу  $W_2C$  до  $\alpha$ -WC (во всех образцах):  $W_2C + C \rightarrow 2WC$ .

Кроме того, по мере удаления от поверхности доля фазы  $W_2C$  в каждом образце возрастает (до 3-4 % масс.). Предполагается, что это связано с декарбидизацией частиц  $\alpha$ -WC до  $W_2C$  вследствие наличия на поверхности частиц  $\alpha$ -WC адсорбированного кислорода [4].

Таким образом, фазовый состав исследуемых керамик WC изменяется в зависимости от расстояния от поверхности образца. Изменение заключается в отсутствии фазы  $W_2C$  на поверхности и ее наличии на глубине не менее 100 мкм от поверхности образца.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №20-33-90214.*

1. М. Tokita, *Handbook of Advanced Ceramics* (Academic Press), p. 1149-1177 (2013)
2. К.Е. Сметанина, П.В. Андреев, Е.А. Ланцев, М.М. Востоков, Н.В. Малехонова, *Заводская лаборатория. Диагностика материалов* **86** (8), с. 38-42 (2020)
3. В.В. Bokhonov, A.V. Ukhina, D.V. Dudina, A.G. Anisimov, V.I. Mali, I.S. Batraev, *RSC Advances* **5**, p. 808228-808237 (2015)
4. П.В. Красовский, Ю.В. Благовещенский, К.В. Григорович, *Неорганические материалы* **44** (9), с. 1074-1079 (2008)

## **КОРРОЗИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА**

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

*ФГБОУ ВО «Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина»*

E-mail: fedorov-tsu.tmb@inbox.ru

Аморфные металлические сплавы обладают исключительными физико-химическими свойствами. Их коррозионное поведение, связанное с высокой стойкостью даже к агрессивным средам, является в последнее время предметом интенсивных исследований [1-3].

В первой части работы определяли влияния добавки роданида калия (KCNS) на коррозионные процессы аморфного сплава АМАГ-200 в кислых водных растворах.

Объектами исследования служили аморфные сплавы АМАГ-200 (Fe - 80,22%; Si - 8,25%; Nb - 10,09%; Cu - 1,44%). В эксперименте использовался раствор 0,05М; 0,1М; 0,5М HCl в качестве добавки использовался KCNS.

Поляризационные измерения проведены на неподвижном электроде в потенциостатическом режиме с использованием потенциостата Solartron 1285. Рабочая поверхность электрода 0,5 см<sup>2</sup>. В исследованиях была использована трехэлектродная электрохимическая ячейка из стекла «Пирекс» с разделенными катодным и анодным пространствами. Электрод сравнения – насыщенный хлоридсеребряный,

вспомогательный – Pt. Поляризацию проводили из катодной области в анодную посредством потенциодинамической поляризации (скорость развертки 0,66 мВ/с).

Методом импедансной спектроскопии показано влияние добавок роданида калия, как на катодный, так и на анодный процессы, протекающих на аморфном материале АМАГ-200 в кислых водных растворах.

Годографы импеданса при потенциале коррозии в водных растворах, как в отсутствие, так и в присутствии KCNS, имеют вид полуокружностей, искаженных в низкочастотной области. С ростом концентрации роданида калия увеличивается соответствующий устойчивости радиус полуокружности.

Такую зависимость можно объяснить тем, что поверхностно-активные ионы  $CNS^-$  анионов, а так же конкурентной адсорбцией их с  $Cl^-$  ионами,  $H_3O^+$  и молекулами растворителя на активных центрах поверхности.

Показано, что с ростом концентрации роданида калия происходит монотонное снижение величины емкости двойного электрического слоя на границе металл/раствор. Такая зависимость указывает на адсорбцию частиц добавки на аморфной поверхности. При увеличении содержания роданид-ионов в растворе происходит увеличение степени заполнения ими активных центров аморфной поверхности.

Поляризационные кривые для аморфных сплавов АМАГ-200 имеют характерный вид для материалов из железа и его сплавов. В катодной области поляризационной кривой отсутствует участок, отвечающий диффузионному контролю, а в анодной не наблюдается области пассивации. Катодные поляризационные кривые в фоновых 0,1 М HCl растворах характеризуются линейными участками со значением  $b_k$  (тафелев угол наклона катодного процесса), равным 0,12 В, анодные кривые имеют характерный вид с наклоном линейного участка  $b_a$  (тафелев угол наклона анодного процесса), близким к 0,06 В. Введение минимального количества добавки существенно не изменяет ход кривой, смещая потенциал коррозии в анодную область.

Увеличение концентрации добавки до 5 и 10 мМ KCNS так же существенно не изменяет ход кривых и тафелевых углов наклона, в целом тормозя процесс коррозии. Рассматриваемая добавка является стимулятором коррозии для железа и его сплавов, однако, в ряде случаев отмечается, что стимулятор в малых концентрациях может играть роль ингибитора, что и наблюдается из хода поляризационных кривых. Объяснить корреляцию результатов электрохимических измерений с импедансными можно посредством роста степени заполнения поверхности с увеличением концентрации KCNS.

Согласно результатам электрохимических измерений введение и увеличение концентрации роданида калия в кислых водных растворах уменьшает скорость как катодного, так и анодного процессов и смещает потенциал коррозии в положительную область.

Проведены исследования изменения механических свойств сплава АМАГ-200 после указанных режимов предварительной обработки. Построены зависимости предела прочности и микротвердости от концентрации растворов соляной кислоты с добавлением роданида калия.

Во второй части работы для исследования диффузии водорода использовали сплав  $Fe_{92}Si_6B_2$ , мембрану из которого (рабочая площадь  $S=3,63 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$ , толщина  $\delta=25 \cdot 10^{-6} \text{ м}$ ) помещали в упрощенную двухкамерную ячейку Деванатхана. В поляризационную часть ячейки вводили рабочий раствор (0,1 М HCl+0,9М LiCl; 0,5М HCl+0,5М LiCl; 0,99 М

HCl+0,01M LiCl), а в диффузионную – контролирующей водный раствор 0,01 Н KMnO<sub>4</sub> [4,5]. Выдержка в растворе составляла 2 часа при температуре 293 К.

Экспериментально установлено, что после действия водородосодержащей среды изменяются механические характеристики аморфного сплава на основе железа. При разрушении образуются ветвящиеся трещины и складчатые структуры (200 - 700 нм). При увеличении концентрации водорода в рабочем растворе, деформационный рельеф существенно не меняется. Воздействие наводороживающих сред в исследуемых концентрациях уменьшает предел прочности аморфного сплава на основе железа. Модуль Юнга изменяется в пределах погрешности измерений и составляет ~ 86 ГПа. Микротвердость исследуемых образцов, с повышением концентрации HCl снижается в пределах 10%, ввиду образования оксидных пленок и частичного травления аморфного сплава кислотным раствором. Циклические испытания на изгиб образцов, подверженных наводороживанию, показали снижение усталостной прочности по мере увеличения концентрации рабочего раствора.

1. J.Dolinška, T. Apih, M.Klanjšek Hae Jin Kim, U. Köster, *Catalysis Today* **120**, pp. 351-357 (2007).
2. W. Beyer, H. Wagner, *J. Appl. Phys.* **53**, pp. 8745-8750 (1982).
3. Hwanyeol Park, Daekwang Woo, Jong Myeong Lee, Se Jun Park, *RSC Advances* **10**, pp. 6822-6830 (2020).
4. M.A.V. Devanathan, Z. Stashurski, *J. Electrochem. Soc.* **111**, pp. 619-623 (1964).
5. Н.В. Кардаш, В.В. Батраков, *Защита металлов* **31(4)**, сс. 441–444 (1995).

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 22-22-00226.

## ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССОВ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЙ КОРРОЗИИ В ОБЪЕМНЫХ АМОΡФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ

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

ФГБОУ ВО «Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина»  
Тамбов, Россия, fedorov-tsu.tmb@inbox.ru

Из-за своих уникальных свойств [1] и высокой коррозионной стойкости [2], а также биосовместимости [3] массивные аморфные металлические сплавы на основе циркония широко применяются в медицинской практике [4]. В работе проведены потенциометрические исследования объемных аморфных сплавов на основе циркония в водных растворах с составом электролита  $x$  М HCl ( $x = 0,1; 0,2; 0,4$ ), полученных разбавлением растворов соляной кислоты из фиксаналов до заданной кислотности. Кинетику электрохимических реакций исследовали при комнатной температуре на образцах №1, №2 и №3 (табл. 1) в условиях потенциодинамической поляризации (скорость развёртки 0,66 мВ/с, потенциостат Solartron 1255), воздушная атмосфера, комнатная температура, потенциалы пересчитаны по стандартной водородной шкале.

Таблица 1. Состав образцов в масс. %

Образец №1	Zr 55 %, Co 25 %, Al 20 %
Образец №2	Zr 65 %, Al 10 %, Ni 10 %, Cu 15 %
Образец №3	Zr 46 %, Cu 45%, Al 7 %, Ti 2%

В ходе экспериментов были получены поляризационные кривые для сплавов на основе циркония, наиболее ярко выраженные из которых представлены на рис. 1-2. Для

образца №1 в ходе экспериментов было установлено что потенциал коррозии при различных концентрациях электролита меняется незначительно. Для образца №2 ход поляризационных кривых имеет следующий вид (рис. 1).

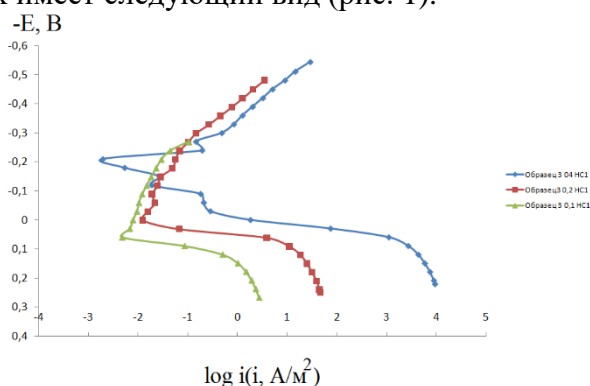


Рис. 1. Поляризационные кривые на образце 2.

Значение тафелевского угла катодного процесса составляет от  $-0,100$  до  $-0,110$  В. Для растворов с различной кислотностью величина  $b_k$  практически не меняется, что говорит об одном и том же механизме катодного процесса. Тафелевский угол наклона для анодного процесса составляет от  $0,05$  В до  $0,07$  В и для различных значений кислотности также остаётся практически неизменным. Анодный процесс существенным образом зависит от концентрации окислителя-деполяризатора, порядок анодной реакции по HCl составляет 5. Потенциал коррозии с ростом концентрации электролита смещается в катодную область, что в нулевом приближении можно объяснить адсорбцией на границе раздела фаз металл/раствор поверхностно активных хлорид-ионов, которые встраиваясь в плотную часть двойного электрического слоя приводят к уменьшению адсорбционного потенциала. Поляризационные кривые для образца №3 несколько отличаются (рис. 2). Прежде всего, в катодной области наблюдается переход к предельному току при потенциалах на  $0,250$  В отрицательнее потенциала коррозии.

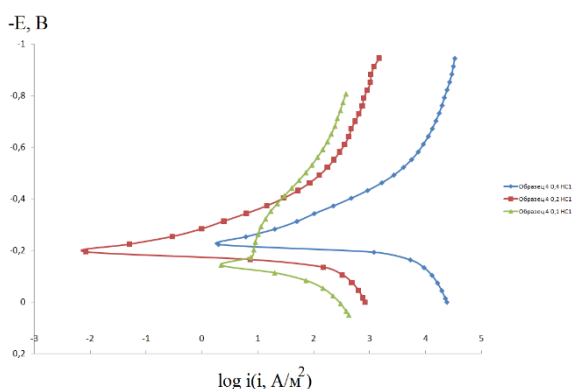


Рис. 2. Поляризационные кривые на образце 3.

Тафелевский угол при этом не меняется и составляет от  $-0,100$  В до  $-0,120$  В, следовательно механизм катодного процесса с изменением кислотности среды не меняется. Тафелевский угол анодного процесса составляет  $0,03$  В –  $0,05$  В, что ниже, чем в предыдущих случаях. Таким образом, зависимость анодного процесса от кислотности среды с одной стороны повышается, однако, порядок анодной реакции по HCl составляет 3. Как и в предыдущем случае, с ростом концентрации электролита потенциал коррозии смещается в отрицательную область, что можно объяснить теми же причинами, что и для образца 2. Поскольку окислителем в данных растворах является катион гидроксония  $H_3O^+$ , то значительную роль будет играть не только структура материала электрода, но и качественный состав. В образце 2 повышенное содержание

циркония и меди (табл. 1) должно смещать потенциал электрода в положительную область, однако, рост концентрации ионов гидроксония приводит к обратному эффекту (рис. 2), что можно объяснить адсорбцией поверхностно-активных ионов хлора на поверхности электрода, точнее встраивание анионов в плотную часть двойного электрического слоя, что вызывает смещение потенциала электрода в отрицательную область при повышении концентрации HCl. Аналогичная зависимость наблюдается и для образца 3 в тех же растворах, при этом здесь также значительную часть материала составляют электроположительные металлы (табл. 1), при этом с ростом концентрации HCl наблюдается смещение потенциала коррозии в катодную область. Из сказанного можно сделать вывод, что аморфные материалы являются более склонными к взаимодействию с поверхностно активными веществами, что может объясняться наличием большего количества активных центров, приходящегося на единицу условной поверхности.

1. C. Suryanarayana, A. Inoue, Boca Raton. CRC press, pp. 542 (2017).
2. J.R. Scully, A. Gebert, J.H. Payer *Journal of Materials Research* **22**, pp. 302-313 (2007).
3. C.H. Lin et al. *Materials Science and Engineering* **32**, pp 2578-2582 (2012).
4. H.F. Li, Y.F. Zheng *Acta biomaterialia* **36**, pp. 1-20 (2016).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №19-42-680001 p\_a).

## **ФОРМИРОВАНИЕ ГЕКСААЛЮМИНАТА КАЛЬЦИЯ В АЛЮМООКСИДНОЙ МАТРИЦЕ**

**Н.Ю. Черкасова, К.А. Антропова, А. В. Фелюфьянова, Н.Ю. Бурхинова**

*Новосибирский государственный технический университет*

Email: [cherkasova.2013@corp.nstu.ru](mailto:cherkasova.2013@corp.nstu.ru)

Гексаалюминат кальция ( $\text{CaAl}_2\text{O}_9$ ) привлекает внимание исследователей из-за его свойств, таких как высокая стойкость к тепловому удару, низкий коэффициент теплового расширения. Морфология зерен  $\text{CaAl}_2\text{O}_9$  показывает преимущественный рост вдоль их базисной плоскости, что приводит к формированию пластинчатых зерен. Пластинчатая морфология получаемых зерен представляет интерес для повышения трещиностойкости керамического материала. Авторами работы [1] рассмотрено, что пластины гексаалюмината кальция влияют на траекторию прохождения трещины. В работе [2] изучено влияние формируемого в процессе твердофазной реакции при спекании гексаалюмината кальция на трещиностойкость керамического материала. Установлено, что присутствие гексаалюмината кальция позволяет повысить трещиностойкость алюмооксидной керамики примерно в 1,5 раза. На сегодняшний день исследования в данной области актуальны с точки зрения оценки методов синтеза гексаалюмината кальция в структуре керамики на основе оксида алюминия, а также в детальном изучении влияния пластинчатых зерен на свойства спеченной керамики.

В данной работе в качестве исходного керамического сырья был выбран порошок  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  и гидроксид кальция. Образцы всех экспериментальных серий были подготовлены по технологии осевого прессования предварительно гранулированного керамического порошка, которая позволяет получать изделия с высоким уровнем физико-механических характеристик. Были подготовлены материалы из оксида алюминия без дополнительных добавок и материал, в исходную суспензию которого вводили гидроксид кальция из расчета формирования в спеченной керамике 3 масс. % гексаалюмината кальция. Методом гидростатического взвешивания оценивали плотность полученных материалов. Структурные исследования проводили на растровом

электронном микроскопе. Микротвердость определяли методом Виккерса при нагрузке 500 гр.

Установлено, что плотность алюмооксидной керамики относительно теоретической составляет  $97,5 \pm 0,5$  %, а композита с кальцийсодержащей добавкой –  $96,5 \pm 0,5$  %. Методом рентгенофазового анализа (Рис. 1) установлено, что в процессе спекания в материале образовался гексаалюминат кальция. Наличие других алюминатов кальция не выявлено.

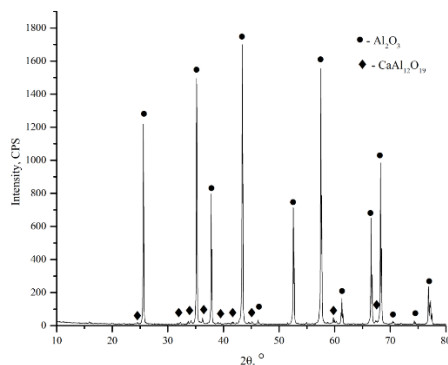


Рисунок 1. Фазовый состав алюмооксидной керамики, в суспензию которой вводили гидроксид кальция.

Структура спеченных материалов характеризуется наличием равноосных зерен, представляющих собой оксид алюминия. В композиционном материале зафиксированы зерна пластинчатой морфологии, согласно проведенным микрорентгеноспектральному анализу и РФА, гексаалюминатом кальция (Рис. 2). Микротвердость алюмооксидной керамики составляет  $1840 \pm 50$  НВ. Присутствие гексаалюмината кальция приводит к незначительному снижению данного показателя ( $1800 \pm 40$  НВ). Снижение микротвердости обусловлено наличием пор вблизи пластин гексаалюмината кальция. Также была определена трещиностойкость исследуемых материалов. Наблюдается увеличение критического коэффициента интенсивности напряжений с 3 до 4 МПа\*м<sup>1/2</sup> при формировании в спеченной керамике гексаалюмината кальция. Проведенные микроструктурные исследования траектории распространения трещины позволили установить, что для оксида алюминия характерно как интеркристаллитное, так и транскристаллитное разрушение в равной степени. При встрече с зерном гексаалюмината кальция, трещина изменяет траекторию своего распространения, что способствует росту трещиностойкости.

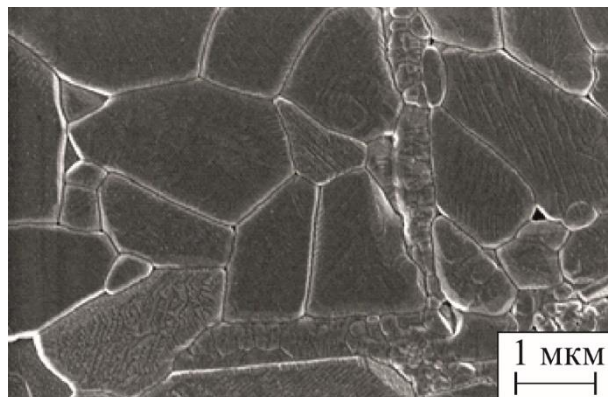


Рисунок 2. Структура алюмооксидной керамики, содержащей гексаалюминат кальция.

Таким образом, установлено, что введение в алюмооксидную суспензию гидроксида кальция, приводит к формированию гексаалюмината кальция в процессе спекания материала. При этом полученный материал характеризуется незначительным снижением плотности и твердости и ростом уровня трещиностойкости в сравнении с алюмооксидной керамикой.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-00306, <https://rscf.ru/project/21-79-00306/>. Исследования проведены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» НГТУ.

1. L. An, H. M. Chan, *Journal of the American Ceramic Society* **79**, сс. 3142-3148 (1996).
2. D. Asmi, I. M. Low, *Journal of materials science letters* **17**, сс. 1735-1738 (1998).



## Секция 6 «Материаловедение биологических тканей и биоматериалов»

---

### ВЛИЯНИЕ ФТОРХИНОЛОНОВ НА МЕХАНИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ СОЕДИНИТЕЛЬНОТКАННЫХ СТРУКТУР ЛАБОРАТОРНЫХ КРОЛИКОВ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ

Д.В. Зайцев<sup>1,2</sup>, Н.В. Изможерова<sup>3</sup>, В.М. Бахтин<sup>3</sup>

<sup>1</sup>ФГБОУ ВО «УГГУ», Екатеринбург

<sup>2</sup>ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», Екатеринбург

<sup>3</sup>ФГБОУ ВО УГМУ Минздрава России, Екатеринбург

**Введение.** Фторхинолоны (ФХ) – антибактериальные средства широкого спектра активности. Их применение ограничено большим количеством нежелательных реакций, в т. ч. со стороны соединительной ткани. Описаны тендиниты и разрывы сухожилий [1], дистрофии суставных хрящей [3]. В последние 10 лет появились сведения о рисках возникновения аневризм, расслоения и разрыва аорты [5], а также митральной и аортальной регургитации [8]. Механизм развития описанных реакций изучен недостаточно, поэтому требуется представление об изменении механических свойств соединительнотканых структур под воздействием фторхинолонов.

**Цель исследования:** оценить механическую прочность аорты и сухожилий лабораторных кроликов под влиянием фторхинолонов в испытании на одноосное растяжение.

**Материалы и методы.** 20 лабораторных кроликов породы «Советская шиншилла» были рандомизированы на 3 группы: группа 1 (контроль) – 6 животных, получавших плацебо; группа 2 – 7 животных, получавших ципрофлоксацин в дозе 150 мг/кг; группа 3 – 7 животных, получавших левофлоксацин в дозе 150 мг/кг. Препараты вводились перорально 14 дней. На 15 сутки под наркозом проведена эвтаназия. У всех кроликов выделены образцы нисходящей грудной аорты длиной 5,5-6,5 см и ахилловы сухожилия на протяжении 2,5-3,0 см. Во избежание выскальзывания образцов из захватов машины при проведении испытания на растяжение у сухожилий удалялись синовиальные влагалища и перитендинии, при этом разъединялись рыхло связанные между собой сухожилия икроножной и камбаловидной мышц.

Механическое испытание на одноосное растяжение проводилось с помощью разрывной машины Shimadzu AG-X 50kN (Shimadzu, Япония). Начальная длина части образцов аорты между захватами составляла 30 мм, сухожилий – 10 мм. Скорость перемещения траверсы – 1 мм/мин. Определялись предел прочности образцов ( $F_{max}$ ), максимальная деформация ( $\Delta l_{max}$ ), модуль упругости ( $E$ , рассчитывался по максимальному наклону деформационной кривой) и работа разрыва ( $A$ , рассчитывалась как площадь под деформационной кривой от точки начала деформации до точки разрушения образца).

Данные представлены как медиана и межквартильный интервал (25%; 75%). Для сравнения количественных показателей использован критерий Манна-Уитни. Различия считались статистически значимыми при  $p < 0,050$ .

**Результаты и их обсуждение.** Макроскопически определяемых повреждений исследованных соединительнотканых структур не было обнаружено ни в одной из групп. Результаты механических испытаний образцов приведены в Табл. 1.

Таблица 1. Результаты механических испытаний

Параметр	Группа 1 N=6	Группа 2 N=7	P (1 – 2)	Группа 3 N=7	P (1 – 3)
<b>Аорта</b>					
F <sub>max</sub> , Н	4,3 (3,7; 6,2)	3,9 (2,4; 4,8)	0,534	3,1 (2,0; 3,6)	<b>0,035</b>
Δl <sub>max</sub> , %	67,0 (54,7; 73,1)	59,3 (46,6; 88,9)	0,945	45,6 (33,6; 56,6)	0,073
E, МПа	7,9 (7,0; 19,4)	10,9 (8,3; 12,3)	0,731	10,7 (3,7; 12,8)	1,000
A, мДж	43,1 (36,6; 66,8)	49,0 (21,2; 51,2)	0,628	19,9 (13,5; 30,3)	<b>0,008</b>
<b>Сухожилие икроножной мышцы</b>					
F <sub>max</sub> , Н	104,3 (94,8; 114,0)	108,7 (68,5; 199,2)	0,628	163,9 (128,6; 168,4)	0,073
Δl <sub>max</sub> , %	64,4 (47,1; 73,6)	41,8 (37,8; 60,5)	0,073	59,8 (50,3; 73,8)	0,945
E, МПа	429,1 (256,8; 513,5)	589,3 (380,0; 638,5)	0,445	550,9 (324,2; 783,7)	0,295
A, мДж	209,7 (140,0; 251,1)	256,5 (165,7; 352,2)	0,534	307,6 (286,6; 351,1)	<b>0,035</b>
<b>Сухожилие камбаловидной мышцы</b>					
F <sub>max</sub> , Н	105,7 (93,6; 129,0)	126,8 (85,6; 138,6)	0,945	118,7 (87,2; 164,6)	0,945
Δl <sub>max</sub> , %	39,9 (35,6; 49,2)	38,1 (31,1; 43,1)	0,628	40,3 (35,2; 49,0)	0,836
E, МПа	678,2 (507,9; 717,2)	567,8 (409,5; 892,6)	1,000	528,5 (461,8; 947,0)	0,945
A, мДж	123,6 (96,1; 159,2)	155,6 (100,5; 177,2)	0,628	184,3 (112,8; 206,5)	0,295

Ципрофлоксацин статистически значимо не изменял механические параметры соединительнотканых структур. Применение левофлоксацина снижало медиану предела прочности аорты на 27,9%, а также работу, совершение которой требуется для разрушения образца, более чем в 2 раза по сравнению с контрольной группой. Результат согласуется с данными крупных наблюдательных исследований [9, 10], где показано, что наибольшие риски развития аневризмы аорты характерны для левофлоксацина, а наименьшие – для ципрофлоксацина.

Выявлено, что левофлоксацин повышал работу разрыва сухожилия икроножной мышцы. Вероятно, на ранних стадиях повреждения в соединительной ткани компенсаторно увеличивается отложение коллагена [11], что сопровождается транзиторным повышением прочности. Вероятно, при более длительном применении левофлоксацина удалось бы увидеть снижение значений параметров прочности.

**Заключение.** При терапии фторхинолонами изменение прочности аорты и сухожилий может наблюдаться даже в отсутствие клинически значимых признаков их повреждения. Применение левофлоксацина вызвало наиболее существенное повреждение соединительнотканых структур, что согласуется с клиническими наблюдениями.

1. Alves C., Mendes D., Marques F.B. *Eur J Clin Pharmacol* **75(10)**, pp. 1431-1443 (2019).

3. Stahlmann R., Lode H.M. *Expert Opin Drug Saf* **12(4)**, pp. 497-505 (2013).
6. Изможерова Н.В., Попов А.А., Бахтин В.М., Маркова Е.В. *Безопасность и риск фармакотерапии* **9(2)**, с. 69-74 (2021).
8. Fralick M., Holbrook A. *Ann Intern Med* **172(2)**, p. JC10. (2020).
9. Meng L., Huang J., Jia Y., Huang H., Qiu F., Sun S. *Int J Clin Pract* **73(5)**, p. e13331 (2019).
10. Sommet A., Bénévent J., Rousseau V., Chebane L., Douros A., Montastruc J.L., Montastruc F. *J Gen Intern Med* **34(4)**, pp. 502-503 (2019)
11. Shimizu K., Mitchell R.N., Libby P. *Arterioscler Thromb Vasc Biol* **26(5)**, pp. 987-994 (2006).

## **ОБОСНОВАНИЕ СОХРАНЕНИЯ КОРНЯ ЗУБА У БОЛЬНЫХ С СИНДРОМОМ ШЕГРЕНА**

**С.С.Григорьев., П.Е.Панфилов., Д.В.Зайцев**

Уральский государственный медицинский университет, г.Екатеринбург.

Синдром Шегрена (СС) занимает одно из ведущих мест в структуре аутоиммунных заболеваний. Он может существовать либо как первичный синдром, либо как вторичный, когда он связан с другими аутоиммунными заболеваниями, такими как ревматоидный артрит, системная красная волчанка, системная склеродермия, первичный билиарный цирроз и т.д. [1–4].

Истинную распространенность СС очень трудно определить из-за частой смены диагностических критериев, изменения методов диагностики, основанных на обучении клинициста, ставящего диагноз (т. е. офтальмолог или стоматолог, ревматолог или терапевта и т. д.) и включение новых диагностических маркеров, которые потенциально более чувствительны.

СШ часто называют «синдромом сухости» (от латинского *siccus*, что означает «сухой» или «жаждущий»), и ксеростомия является одним из его наиболее распространенных симптомов.

Слюна представляет собой химически сложную жидкость, содержащую более 2000 белков и различные гликопротеины, липиды, электролиты, малые молекулы, специфические слюнные IgA, гормоны и буферы, которые играют жизненно важную роль в пероральном здоровье [5]. Смешанная слюна сохраняет твердые ткани зуба подавляя рост микроорганизмов; смазывает и защищает язык и слизистую оболочку полости рта от травмы; облегчает вкус, жевание, глотание, речь и инициирует переваривание углеводов во рту [6,7]. Следовательно, местные признаки и симптомы СС выходят далеко за рамки простой сухости.

Как и другие проявления ксеростомии, описанные ранее, у пациентов, страдающих СШ, всегда развиваются кариес в необычных местах, в том числе: корневой кариес на уровне десны или ниже десневого края, пришеечный кариес в области шейки зуба и формируются кариозные полости в области режущего края и бугров коронки зуба. [8]. Атипичное распространение кариозного процесса, массивная микробная инвазия, как правило приводит к разрушению коронковой части зуба.

Восстановительная работа, как правило, менее успешна у пациентов с СШ, чем у других пациентов без СШ и им в конечном итоге требуются частичные или полные зубные протезы. К сожалению, это решение часто не решает проблему поскольку адгезия протеза будет ниже оптимальной без достаточного количества, а зачастую и полного отсутствия ротовой жидкости [7].

Возможность сохранения корневой части зуба при тотальном разрушении коронковой части, является важной задачей при лечении и реабилитации данной группы пациентов.

Целью настоящей работы является металлографическое исследование (в проходящем свете) распределения склерозированного дентина и рост трещин в корневой части патологического зуба (при синдроме Шегрена).

Морфология поверхности образцов из дентина зависит от распределения дентинных каналов на данном участке зуба [9]. Поэтому, две простейших ориентации могут быть приняты, как эталоны при металлографической аттестации структуры дентина. Первая, когда каналы ориентированы параллельно поверхности образца и выглядят подобно параллельным чередующимся темным и светлым полоскам. Темные полосы это дентинные каналы шириной ~ 2-3мкм, а светлые - межтрубочковый дентин шириной ~ 10мкм. Второй, когда каналы ориентированы перпендикулярно рабочей поверхности образца. Каналы выглядят, на светлом фоне как темные точки диаметром ~ 2-3мкм. Расстояние между соседними точками порядка 10 мкм.

Изучение структуры тонких образцов (при увеличении  $\times 500$ ), показали, что области, окрашенные в коричневый цвет (режим на отражение), обладают частично склерозированной структурой. Участки образца, которые по цвету соответствуют интактному дентину, обладают канальной структурой, свойственной здоровому дентину. Следовательно, область пораженного дентина, может быть определена металлографическими методами, хотя граница между здоровым и склерозированным дентином размыта. Характер распространения трещины в канальном дентине пораженного зуба указывает на то, что механизм роста трещины подобен механизму разрушения здорового дентина. Поэтому, здесь также нельзя пренебрегать вкладом необратимой деформации в релаксацию напряжений в вершине трещины. Исходя из этого, можно сделать вывод, что корневой дентин патологического зуба по механическим характеристикам не отличается от дентина здорового зуба и может быть использован в качестве основы для установки армирующего элемента в корневой канал. Вопрос о возможности использования корня зуба при протезировании зависит от соотношения здоровой и пораженной ткани в зубе конкретного пациента, страдающего синдромом Шегрена.

1. L. Kong, C.P. Robinson, A.B. Peck, N. Vela-Roch, K.M. Sakata, H. Dang, et al., Inappropriate apoptosis of salivary and lacrimal gland epithelium of immunodeficient NOD-scid mice, *Clin. Exp. Rheumatol.* 16 (1998) 675–681.

2. N. Ishimaru, K. Saegusa, K. Yanagi, N. Haneji, I. Saito, Y. Hayashi, Estrogen deficiency accelerates autoimmune exocrinopathy in murine Sjogren's syndrome through fas-mediated apoptosis, *Am. J. Pathol.* 155 (1999) 173–181.

3. A. Kimura-Shimmyo, S. Kashiwamura, H. Ueda, T. Ikeda, S. Kanno, S. Akira, et al., Cytokine-induced injury of the lacrimal and salivary glands, *J. Immunother.* 25 (Suppl 1) (2002) S42–S51.

4. D. Zoukhri, Mechanisms involved in injury and repair of the murine lacrimal gland: role of programmed cell death and mesenchymal stem cells, *Ocul. Surf.* 8 (2010) 60–69.

5. C.S. de Paiva, S. Chotikavanich, S.B. Pangelinan, J.D. Pitcher III, B. Fang, X. Zheng, et al., IL-17 disrupts corneal barrier following desiccating stress, *Mucosal Immunol.* 2 (2009) 243–253.

6. C.S. de Paiva, A.L. Villarreal, R.M. Corrales, H.T. Rahman, V.Y. Chang, W.J. Farley, et al., Dryeye-induced conjunctival epithelial squamous metaplasia is modulated by Interferon- $\gamma$ , *Invest. Ophthalmol. Vis. Sci.* 48 (2007) 2553–2560.

7. S.C. White, G.W. Casarett, Induction of experimental allergic sialadenitis, *J. Immunol.* 112 (1974) 178–185.

8. D.A. Hill, M.C. Siracusa, M.C. Abt, B.S. Kim, D. Kobuley, M. Kubo, et al., Commensal bacteria-derived signals regulate basophil hematopoiesis and allergic inflammation, *Nat. Med.* 18 (2012) 538–546.

9. Elbaum R., Tal E., Perets AI., Oron D., Ziskind D., Silberberg Y., Wagner HD. // *Journal of dentistry* 2007. Vol. 35. p. 150.

# ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ И СВЕРХУПРУГИХ СВОЙСТВ СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ, ПОДВЕРГНУТОГО РКУП И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

**М.А. Деркач<sup>1</sup>, В.А. Шереметьев<sup>1</sup>, А.А. Чуракова<sup>2</sup>, Д.В. Гундеров<sup>2</sup>, Г.И. Рааб<sup>2</sup>, С.Д. Прокошкин<sup>1</sup>**

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

<sup>2</sup> «УГАТУ», Россия, Уфа

Email: [mihailder7788@gmail.com](mailto:mihailder7788@gmail.com)

С развитием медицинского материаловедения возрастают требования к металлическим материалам, которые должны обеспечить повышение функциональных возможностей костных имплантатов. Такой материал, во-первых, должен содержать исключительно биосовместимые (нетоксичные) компоненты. Во-вторых, для обеспечения биомеханической совместимости, материал должен обладать низким значением модуля Юнга, близким к таковому для костной ткани (до 30 ГПа). Низкие значения модуля Юнга (40 - 80 ГПа) и сверхупругое поведение, близкое к механическому поведению костной ткани, демонстрируют сплавы с памятью формы (СПФ), включая наноструктурные.

В последнее время все больший интерес привлекают безникелевые СПФ на основе системы Ti-Zr-Nb. Благодаря уникальному сочетанию биохимической и биомеханической совместимости эти сплавы являются наиболее перспективными среди металлических биоматериалов для постоянных костных имплантатов [1]. Функциональными свойствами сплавов с памятью формы можно управлять с помощью термомеханической обработки, которая позволяет создавать развитую полигонизованную дислокационную субструктуру и нанокристаллическую (нанозеренную, наносубзеренную или их смесь) структуру в исходной высокотемпературной бета-фазе [2]. При этом весьма актуально и возможно решение задачи дополнительного повышения механических и функциональных характеристик сплавов Ti-Zr-Nb методами интенсивной пластической деформации (ИПД), что обеспечит возможность повышения служебных свойств и долговечности создаваемых из них имплантатов, и их миниатюризацию. Этого можно достигнуть путем формирования в СПФ Ti-Zr-Nb наноструктурного состояния методами ИПД, а именно равноканальным угловым прессованием (РКУП) [3]. Ранее РКУП показал свою эффективность для повышения свойств титана и ряда титановых сплавов медицинского применения, включая традиционные СПФ Ti-Ni [4]. Опыт применения к сплавам на основе Ti-Zr-Nb методов ИПД продемонстрировал свою эффективность в повышении прочностных характеристик [3,5].

Для исследования в данной работе использовали слиток сплава Ti-18Zr-15Nb (в ат. %), полученный методом вакуумного дугового переплава. Для устранения литой структуры слиток был подвергнут высокотемпературной ковке при температуре 800-1000 °С. Перед РКУП заготовки длиной 100 мм и диаметром 20 мм отжигали в течении 30 минут при температуре 700 °С с последующей закалкой в воду для достижения в материале рекристаллизованной структуры β-фазы. РКУП проводили с использованием графитовой смазки на оснастке с углом пересечения каналов 120 ° при температуре 200 °С в 3 прохода. После каждого прохода заготовки выдерживались в печи в течении 10 мин при температуре процесса. Последеформационный отжиг (ПДО) проводили с постоянным временем 30 мин и температуре в диапазоне 400-650 °С с шагом в 50 °С и с постоянной температурой 550 °С в диапазоне времени от 1 до 60 мин. Все режимы ПДО были реализованы в печи с избыточным давлением аргона и охлаждением в воде. Структуру и фазовое состояние сплава изучали методами световой и просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа. Определение механических свойств осуществляли путем измерения твердости и статических испытаний на растяжение до разрушения. Особенности

сверхупругого поведения изучали в ходе функциональных циклических испытаний на растяжение с накоплением деформации по 1% в цикле до разрушения.

РКУП приводит к формированию неоднородной структуры, в которой наряду с крупным зерном (100 – 300 мкм) присутствуют параллельно расположенные деформационные полосы, внутри которых наблюдаются продолговатые структурные элементы с высокой плотностью дислокаций. На микродифракционных картинах видны рефлексы, образованные в следствии деформации,  $\alpha''$ -мартенсита. При ПДО 550 °С уже при 2,5 и 5 мин в деформационных полосах происходят процессы полигонизации и рекристаллизации, наблюдается только  $\beta$ -фаза,  $\alpha''$ -мартенсит отсутствует. Повышение времени ПДО от 10 до 60 мин приводит к образованию достаточного количества  $\alpha$  – фазы, структурная неоднородность сохраняется, размер зерен в деформационных полосах увеличивается за счет развития рекристаллизации, но не превышает 150 нм.

РКУП приводит к значительному упрочнению материала,  $\sigma_0 = 757$  МПа (в исходном состоянии после закалки  $\sigma_0 = 577$  МПа). Однако, сплав находится в наиболее упрочнённом состоянии после ПДО при 400 °С в течении 30 мин ( $HV = 342$ ,  $\sigma_0 = 983$  МПа), но имеет низкую пластичность, которая возрастает с увеличением температуры ПДО. Наибольшую разницу дислокационного и фазового пределов текучести демонстрирует образец после отжига в течение 1 мин при 550 °С.

С увеличением температуры отжига при постоянном времени  $t = 30$  мин значения максимальной сверхупругой деформации увеличиваются от  $\varepsilon_r^{SE} = 0,1\%$  при  $T = 400$  °С до  $\varepsilon_r^{SE} = 1,65\%$  при  $T = 550$  °С. Дальнейшее повышение температуры отжига приводит сначала к резкому повышению сверхупругой деформации  $\varepsilon_r^{SE} = 3,13\%$  при  $T = 600$  °С, потом к незначительному снижению  $\varepsilon_r^{SE} = 2,65\%$  при  $T = 650$  °С. При постоянной температуре отжига 550 °С наилучшие значения максимальной сверхупругой деформации достигаются при  $t = 2,5$  мин,  $\varepsilon_r^{SE} = 3,13\%$  и при  $t = 5$  мин,  $\varepsilon_r^{SE} = 3,29\%$ . Увеличение времени отжига до 30 мин и выше значительно понижает сверхупругую обратимую деформацию.

*Работа выполнена при поддержке проекта РНФ № 20-69-47063.*

1. S. Miyazaki, *Shape Memory and Superelasticity* 3, 279–314, (2017).
2. A.S. Konopatsky, S.M.Dubinskiy, Yu.S.Zhukova Y.S., V. Sheremetyev, V. Brailovski., S.D. Prokoshkin, M.R.Filonov. *Materials Science and Engineering A*, v. **702**, p. 301-311, 2017.
3. Sheremetyev, V., Churakova, A., Derkach, M., Gunderov, D., Raab, G., & Prokoshkin, S. *Materials Letters*, **305**, 130760, (2021).
4. Khmelevskaya, I. Y., Karelin, R. D., Prokoshkin, S. D., Andreev, V. A., Yusupov, V. S., Perkass, M. M., ... & Komarov, V. S., *Physics of Metals and Metallography*, **118(3)**, 279-287, (2017).
5. Gunderov, D. V., Khasanova, D. A., Astanin, V. V., Churakova, A. A., Ramazanov, I. A., Prokoshkin, S. D., & Sheremetyev, V. A., In *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* (Vol. **1008**, No. 1, p. 012013). IOP Publishing. (2020, December).

# РАЗРАБОТКА ТРЕХМЕРНОЙ МОДЕЛИ ПОЯСНИЧНОГО СЕГМЕНТА ПОЗВОНОЧНИКА

<sup>1</sup>Г.М. Еремина, А.Ю. Смолин

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

Email: [anikeeva@ispms.ru](mailto:anikeeva@ispms.ru)

Проблема лечения пациентов с дегенеративно-дистрофическими поражениями на уровне поясничного отдела позвоночника остается нерешенной. Наибольшим дегенеративным изменениям подвергается межпозвоночный диск, который требует замены на искусственный элемент. Межпозвоночный диск обладает сложной структурой, благодаря чему обеспечивает перераспределения напряжений в позвонках [1]. Для исследования влияния различных факторов на биомеханику позвоночника применяют экспериментальные исследования, основанные на методиках in-vitro и in-vivo основанные данных радиологических методов с помощью, которой определяют дегенеративно-дистрофические изменения структуры позвонков, межпозвоночных дисков [2], изменения геометрических характеристик элементов позвоночника и оценивают кинематику системы [3]. Для исследования биомеханики позвоночника применяют тестовые машины [4]. Экспериментальные исследования дают важную информацию о кинематических и структурных параметрах позвоночника, однако не имеет возможности к определению паттерна деформации/напряжения при ударных нагрузках. Компьютерное моделирование позволяет определить влияние различных факторов на биомеханические процессы в позвоночнике. Большинство работ выполнено на основе метода конечных элементов в коммерческих пакетах программ ANSYS и ABAQUS [5]. Поэтому актуальным является разработка численных моделей позволяющих описать несплошности материала, появления трещин и т.д. для прогнозирования механического поведения позвоночника при различных условиях нагружения, а также прогнозирования эксплуатационного ресурса при эндопротезировании. При численном исследовании механического поведения позвоночника необходимым является проведения работ по верификации и валидации разработанной модели [6] и анализа скоростной чувствительности разработанной модели [7].

Целью данной работы является разработка численной модели механического поведения поясничного отдела позвоночника при динамических нагрузках. Валидация и верификация разработанной модели.

Для численного исследования механического поведения элементов позвоночника использовался метод подвижных клеточных автоматов. Поясничный отдел позвоночника состоит из таких элементов как тело позвонка (рис 1.а) и межпозвоночный диск (рис.1, б). Тело позвонка состоит из кортикальной оболочки и внутренней части - губчатой ткани (рис. 1 б). Межпозвоночный диск имеет трёхкомпонентную структуру: пульпозное ядро, фиброзное кольцо и хрящевых пластинок (рис 1, в). Геометрическая модель позвоночника использовалась из интернета. Создание кортикальной оболочки, пульпозного ядра, хрящевых пластин и фиброзного кольца проводилось при помощи пакета программ FreeCAD. Для описания механического поведения материалов позвоночника использовалась модель пороупругой среды Био [8]. Механические характеристики материалов соответствовали литературным данным[9].



Рисунок 1. Элементы позвоночника, представленные в виде упаковки автоматов с условиями нагружения и срез: тело позвонка L4 (а), межпозвоночный диск L4-L5 (б)

Верификация модели всегда должна предшествовать валидации, чтобы можно было отличить ошибки, связанные с опробованием исследуемой области, от ошибок, вызванных неправильным выбором физико-механических параметров модели. Анализ конвергенции показал, что модельные образцы позвонка (L4) и межпозвоночного диска (L4-L5) с размерами сторон репрезентативны более чем 387209 и 89319 соответственно. Валидация моделей элементов позвоночника была проведена с помощью экспериментов по одноосному сжатию. Полученные результаты численных расчетов сравнивались с литературными данными. Соответствие выходных параметров моделей результатам эксперимента составило более 90 % [11-12]. Анализ скоростной чувствительности показал, что с увеличением скорости нагружения значение эффективных упругих характеристик увеличивается, что в свою очередь согласуется с экспериментальными данными [13].

По результатам работы установлено, что разработанные численные пороупругие модели материалов позвоночника на базе программного комплекса MCA-Monster могут быть использованы в дальнейшем для построения трехмерных моделей сегмента позвоночника (L4-L5) с целью прогнозирования напряженно-деформированного состояния системы и оценки риска травматизма при динамических нагрузках.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 21-79-00296.

1. M. Nikkhoo, J.L. Wang, M. Parnianpour, M. El-Rich, K. Khalaf, *Journal of Biomechanics* **70**, 26-32 (2018).
2. D. Kaya Ayvaz, P. Kervancıoğlu, A. Bahşi, İ.A. Bahsi, *Cureus* **13(11)**, e19454 (2021).
3. J. Liu, L. Hao, L. Suyou, Z. Shan, M. Maiwulanjiang, S. Li, C. Wang, S. Fan, F. Zhao, *Journal of Biomechanics* **49(4)**, pp. 586-93 (2016).
4. X. Xiang, Y. Yamada, Y. Akiyama, Z. Tao, N. Kudo, *Applied Sciences* **11**, p.726 (2021).
5. S. Naoum, A.V. Vasiliadis, C. Koutserimpas, N. Mylonakis, M. Kotsapas, K. Katakalos, *Journal of Functional Biomaterials* **12(3)**, pp. 43 (2021).
6. M. Mengoni, *Biomechanics and Modeling in Mechanobiology* **20(2)**, pp. 389-401 (2021).
7. S.E. Bezci, A. Nandy, G.D. O'Connell, *Journal of Biomechanical Engineering* **137(10)**, p. 101007 (2015).
8. S.G. Psakhie, A.V. Dimaki, E.V. Shilko, S.V. Astafurov, *International Journal for Numerical Methods in Engineering* **106**, pp. 623–643 (2016).
9. R.X. Fan, J. Liu, Y.L. Li, J. Liu, J.Z. Gao, *BioMed research international* **2018**, p. 7962414 (2018).
10. A. Garo, P.J. Arnoux, E. Wagnac, C.E. Aubin, *Medical & Biological Engineering & Computing* **49(12)**, pp.1371-1379 (2011).
11. S.N. Zahari, M. Latif, N. Rahim, M. Kadir, T. Kamarul, *Journal of healthcare engineering* **2017**, p. 9618940 (2017).
12. N. Newell, G. Grigoriadis, A. Christou, D. Carpanen, S.D. Masouros, *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials* **65**, pp. 824–830. (2017).
13. D.B. Amin, D. Sommerfeld, I.M. Lawless, R.M. Stanley, B. Ding, J.J. Costi, *Journal of Orthopaedic Research* **34(8)**, pp. 1399-409 (2016).



# ИЕРАРХИЯ СТРУКТУРЫ ДЕНТИНА ЗУБОВ ЧЕЛОВЕКА. ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ В СТОМАТОЛОГИИ

А.В. Кабанова<sup>1</sup>, М.А. Шевченко<sup>2</sup>, Л.П. Кисельникова<sup>2</sup>, П.Е. Панфилов<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Институт естественных наук и математики, УрФУ, Екатеринбург,*

<sup>2</sup> *Московский государственный медико-стоматологический университет, Москва,*

E-mail: gerbers13@mail.ru

В настоящее время большое значение придается междисциплинарным исследованиям на стыке фундаментальной медицины и физического материаловедения [1]. В такой области знания, как медицина, междисциплинарные подходы применяют относительно недавно. Исключением является стоматология, где врачам-клиницистам приходится иметь дело с прочностными свойствами твердых тканей зубов и ресторативных материалов. В последние годы в клинической практике врача стоматолога используется операционный микроскоп, который позволяет получить увеличение до  $\times 50$ , тогда как, согласно современным представлениям физики прочности, механические свойства дентина и эмали определяются на микроскопическом уровне, который находится в диапазоне увеличений  $\times 100 - \times 1000$  [2]. Методы физического материаловедения позволяют получать необходимую информацию о структуре твердых тканей зубов, но для ее интерпретации, необходимо привлечение врачей-стоматологов. С другой стороны, если врач работает на современном уровне, то знания о строении зубов ему просто необходимы. В докладе показано как экспериментальные данные о строении дентина зубов человека, полученные материаловедами, помогают в работе врачам стоматологам. Клиническая практика показывает, что физико-механические свойства зубов, как и свойства составляющих их твердых тканей, зависят от возраста пациента. Для решения этой задачи необходимо иметь информацию о строении основы зуба - дентина в зависимости от возраста пациента [3]. В такой постановке эта медицинская проблема может решаться с привлечением методов физического материаловедения, когда изучается структура материала на разных масштабных уровнях.

Априори, дентин зубов человека представляет собой биоорганическую матрицу, заполненную неорганической фазой. Дентинобласты, по сравнению с другими клетками содержат повышенную концентрацию кальция и фосфора, из которых образуется гидроксиапатит кальция. ТЕМ исследования при увеличениях  $\times 10^5$  и выше показывают, что матрица подросткового дентина 13-14 лет находится в аморфном состоянии. Она состоит из слоев толщиной 50-100нм, расположенных перпендикулярно главной оси зуба. В слоях наблюдаются концентрические ячейки размером 50-100нм, разделенные темными границами шириной 10-20нм. С увеличением возраста пациентов до 16-18 лет в дентинной матрице формируются коллагеновые волокна толщиной около 5нм, которые играют роль упрочняющих элементов [4]. Гидроксиапатит кальция в фольгах подросткового дентина обнаружен не был, тогда как в фольгах из зрелого дентина наблюдали большое количество нанокристаллов гидроксиапатита размером 20-40нм [5]. Растворимость гидроксиапатита кальция в концентрированной ортофосфорной кислоте, которая используется для приготовления тонких фольг для ТЕМ, уменьшается с возрастом пациента: на приготовление образца из подросткового дентина требуется 40 минут травления, а из зрелого - несколько часов [4]. Это согласуется с тем, что зубы пациентов подросткового возраста более подвержены кариесу, чем зубы пациентов зрелого возраста.

На микроскопическом уровне основным морфологическим элементом дентина являются дентинные каналы. Они располагаются между пульповой камерой и границей с эмалью или цементом. Диаметр каналов меняется от 5 мкм рядом с пульпой до 0,8 мкм в области дентиноэмалевого соединения (ДЭС) и дентино-цементного соединения. Плотность каналов вблизи эмали меньше, чем у пульповой камеры. Между дентином и эмалью находится область, в которой отсутствуют как дентинные каналы, так и эмалевые призмы. Если трещина появляется в эмали, то дойдя до ДЭС, она, как правило, начинает расти не в дентин, а двигаться вдоль границы, что может вызвать откол эмали от зуба. На макроскопическом уровне доступном наблюдению невооруженным глазом или в операционный стоматологический микроскоп: дентин выглядит, как однородная структура белого цвета с желтоватым оттенком. На этом масштабе врач стоматолог может заметить патологию зуба по изменению цвета и структуры дентина.

На основании проведенного исследования можно заключить, что дентин зубов человека является биополимером, упрочненным волокнами коллагена и частицами гидроксиапатита кальция. Его вязко-упругие свойства близки к свойствам наполненных полимеров, где коллагеновые волокна обеспечивают упругость и пластичность, тогда как нанокристаллы гидроксиапатита кальция служат в качестве наполнителя, упрочняющего дентин. Знание особенностей строения дентина на разных масштабных уровнях будет полезным врачу стоматологу при выработке тактики лечения заболеваний, связанных с изменением морфологии дентина, например, кариеса.

Работа выполняется при поддержке гранта РФФИ-СО № 20-48-660017.

Литература

1. С.Л. Вотяков, Ю.В. Мандра, Д.В. Киселева, С.С. Григорьев, Г.И. Ронь, П.Е. Панфилов, Д.В. Зайцев, А.С. Ивашов, К.А. Сайпеев, Ю.Н. Абдулина, *Проблемы стоматологии* **13**, сс. 3–16 (2017)
2. Д.В. Зайцев, С.С. Григорьев, П.Е. Панфилов, *Природа прочности дентина и эмали зубов человека* (Изд-во СО РАН, 2017)
3. А.В. Кабанова, П.Е. Панфилов, З. Занг, Л.П. Кисельникова, М.А. Шевченко, *Институт стоматологии* **3**, сс. 84–86 (2016)
4. P. Panfilov, A. Kabanova, J. Guo, Z. Zhang, *Materials Science & Engineering C* **71**, pp. 994–998 (2017)
5. P. Panfilov, D. Zaytsev, O. Antonova, V. Alpatova, L. Kiselnikova, *International Journal of Biomaterials* **2016**, (2016)

## ПРОЧНОСТЬ МЕДИЦИНСКИХ ИЗДЕЛИЙ ДЛЯ КОСТНОГО ОСТЕОСИНТЕЗА ИЗ УМЗ ТИТАНА Grade4

Г.В. Клевцов<sup>1</sup>, Р.З. Валиев<sup>2</sup>, Н.А. Клевцова<sup>1</sup>, М.В. Фесенюк<sup>3</sup>, О.А. Фролова<sup>4</sup>,  
М.Н. Тюрков<sup>1</sup>, А.А. Матчин<sup>5</sup>, Е.В. Носов<sup>5</sup>

<sup>1</sup> Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

<sup>2</sup> Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия

<sup>3</sup> АО «ПО «Стрела», Оренбург, Россия

<sup>4</sup> Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия

<sup>5</sup> Оренбургский государственный медицинский университет, Оренбург, Россия

Email: [klevtsov11948@mail.ru](mailto:klevtsov11948@mail.ru)

Использование «щадящих» операционных технологий в челюстно-лицевой хирургии и других областях медицины предполагает миниатюризацию изделий, например, пластин для костного остеосинтеза и винтов для фиксации пластин. В процессе эксплуатации такие изделия могут испытывать значительные нагрузки [1]. Поэтому материал медицинских изделий, помимо высокой биосовместимости, должен обладать высоким комплексом механических свойств при различных видах нагружения.

Это в полной мере относится к титану с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, полученной путем интенсивной пластической деформации [2].

Целью работы является определение прочности пластин для костного остеосинтеза и винтов для фиксации пластин из УМЗ титана Grade4 в сравнении с прочностью соответствующих промышленных медицинских изделий фирмы ООО «Conmet».

УМЗ состояние титана Grade4 была получена путем следующей обработки: после гомогенизационного отжига заготовки подвергали РКУП-конформ при температуре 200 °С (маршрут Вс,  $\varphi=120^\circ$ ,  $n=6$ ) [2] и последующему волочению (РКУП-К+В) при температуре 200 °С ( $\sigma_B = 1250 \pm 10$  МПа,  $\sigma_{0.2} = 1100 \pm 30$  МПа,  $\delta = 11 \pm 0.5$  %).

Механические испытания пластин и шурупов из УМЗ титана были проведены в сравнении с соответствующими изделиями фирмы ООО «Conmet» (табл. 1 и 2).

**Табл. 1.** Размеры пластин (мм)

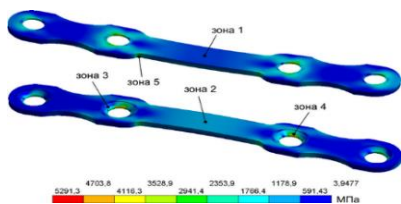
Пластины	Длина	Ширина	Толщина	Отверстия
«Conmet»	25.6	2.2	1.0	2.5
УМЗ титан	32.5	2.6	0.6	1.7

**Табл. 2.** Размеры шурупов (мм)

Шуруп	Длина	Диаметр
«Conmet»	9.0	1.5
УМЗ титан	10.0	1.6

Испытание пластин на растяжение проводили на разрывной машине УТС-110МК; испытание шурупов на кручение – на машине КТС-405-20-0.5.

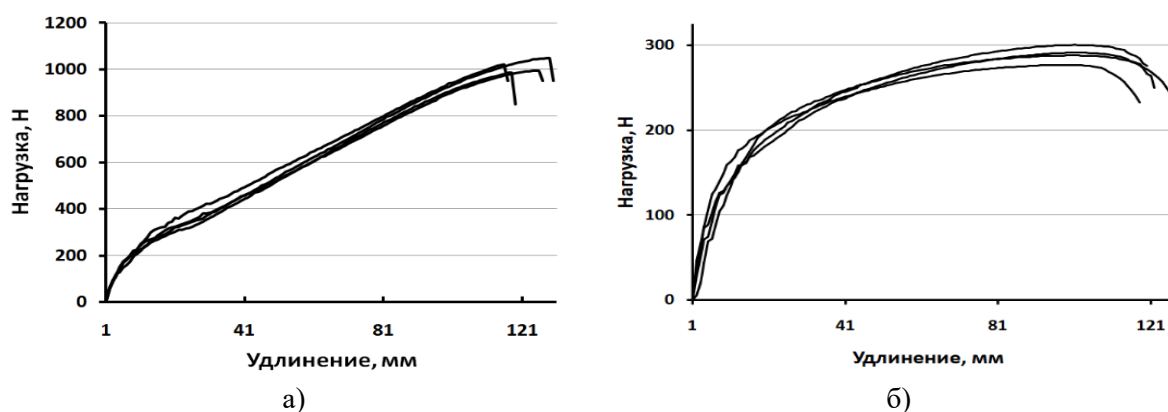
В рамках данной работы было проведено моделирование и расчет напряженного состояния исследуемых пластин при растяжении и винтов при кручении с применением пакета конечно-элементного анализа ANSYS.



**Рис. 1.** Эквивалентные напряжения в пластинах из УМЗ титана при расчетной нагрузке 1200 Н

Результаты моделирования показали наличие локализации эквивалентных напряжений на кромках отверстий и у галтелей в пластинах из УМЗ титана при растяжении (рис. 1).

Результаты испытания пластин на растяжение представлены на рисунке 2 а, б.



**Рис. 2.** Диаграммы «Нагрузка – удлинение» при растяжении пластин из УМЗ титана (а) и пластин производства фирмы ООО «Conmet» (б)

Из рисунка 2 а, б видно, что разрушение пластин из УМЗ титана произошло при нагрузке в 3,5 раза превышающей разрушающую нагрузку пластин производства ООО «Conmet». Как было отмечено выше, результаты моделирования показали локализацию



**Рис. 3.** Пластины из УМЗ титана (а) и фирмы ООО «Conmet» (б) после испытаний

эквивалентных напряжений на кромках отверстий и у галтелей при растяжении пластин. Проведенные испытания подтвердили наличие слабых мест пластин в данных областях, где и произошло разрушение всех пластин (рис. 3).

Результаты испытания винтов на кручение показали, что среднее значение крутящего момента, приводящего к разрушению винтов из УМЗ титана и винтов фирмы ООО «Conmet» одинаково (табл. 3). Однако угол поворота шурупов фирмы ООО «Conmet» в 4.5 раза выше, чем шурупов из УМЗ титана, что не является благоприятным фактором, например, при откручивании шурупов, сросшихся с костью.

**Табл. 3.** Значение крутящего момента и угла поворота при разрушении шурупов

Шурупы	Крутящий момент, Н·м	Угол поворота, град.
Из УМЗ титана	0.29±0.01	80±15
Фирмы ООО «Conmet»	0.29±0.02	360±20

#### Выводы

1. Прочность пластин для костного остеосинтеза из УМЗ титана Grade4 в 3,5 раза выше прочности пластин производства фирмы ООО «Conmet».

2. Моделирование и расчет напряженного состояния исследуемых пластин показало наличие слабых мест на кромках отверстий и у галтелей при растяжении пластин, где и произошло разрушение всех пластин при испытании.

3. Результаты испытания шурупов на кручение показали, что среднее значение крутящего момента, приводящего к разрушению шурупов из УМЗ титана и шурупов фирмы ООО «Conmet» одинаково и равно 0.29±0.01 Н·м.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (междисциплинарный проект № 20-69-47059 и частично проект № 20-63-47027).*

1. Бондаренко А.В., Распопова Е.А., Пелеганчук В.А. Вестник травматологии и ортопедии им. Н.Н. Приорова, **2**, с. 41-43 (2004).
2. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. John Wiley & Sons: Hoboken, NJ, USA, p.440 (2014).

## ВЛИЯНИЕ ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ И ОДНООСНОГО СЖАТИЯ НА ПРОРАСТАНИЕ СЕМЯН ЛЕКАРСТВЕННЫХ РАСТЕНИЙ

Кругликов Н.А.<sup>1</sup>, Беляев А.Ю.<sup>2</sup>, Шарова Е.А.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург

<sup>2</sup> Институт экологии растений и животных, Екатеринбург

<sup>3</sup> Ботанический сад УрО РАН, Екатеринбург

E-mail: nick@imp.uran.ru

Гидростатическое давление оказывает существенное влияние на биологические объекты, в том числе и на семена растений [1]. Это малоизученный фактор в отношении предпосевной подготовки семян. В настоящей работе мы исследовали влияние гидростатического давления на семена солодки уральской *Glycyrrhiza uralensis* Fish. и расторопши пятнистой *Silybum marianum* (L.) Gaertn. Это ценные лекарственные растения, размножаемые семенами на промышленных плантациях. Цель исследования – улучшение посевных качеств семян и достижение возможных позитивных изменений у

развивающихся из этих семян растений. При введении в культуру солодки уральской путем посева семян основной проблемой является преодоление твердосемянности. Это особая форма физического покоя семян, при которой их кожура непроницаема для воды, и они не прорастают даже при самых благоприятных условиях, это так называемые твердые семена [2]. Доля твердых семян в посевном материале солодки может достигать 90%. Среди различных методов повышения всхожести таких семян воздействие высоким гидростатическим давлением [3] и одноосное сжатие могут оказаться перспективными. В случае растропши важна высокая семенная продуктивность растений, поскольку ее семена являются лекарственным сырьем и используются для извлечения флаволигнанов. Ранее было показано, что воздействие давлением на семена может оказывать существенное влияние на продуктивность культурных растений [4-8].

Обработку гидростатическим давлением семян солодки уральской и растропши пятнистой проводили при помощи лабораторного гидростата. В качестве передающей среды использовали индустриальное масло. Для исключения контакта масла и семян применяли герметичные эластичные контейнеры заполненные водой. Перед обработкой семена помещали в контейнеры, затем контейнеры опускали в масло. Семена солодки уральской подвергали трехкратному воздействию давлением 100 МПа по пять минут с резким сбросом давления. Семена растропши пятнистой обрабатывали однократно при давлениях от 10 до 200 МПа при той же продолжительности. После барообработки семена извлекали из контейнеров и просушивали. Далее проводили эксперименты по проращиванию семян солодки в климатической камере Binder и полевые опыты с семенами растропши. Для одноосного сжатия семян использовали испытательную машину Shimadzu AGS-X с максимальным усилием 20кН и записью деформационных кривых. Сжатие проводили до появления первой трещины. Ту же испытательную машину использовали совместно с системой цилиндр-поршень для экспериментов по насыщению семян водой под давлением от 5 до 20 МПа для изучения возможного влияния эффекта поглощения воды во время обработки.

Проведены экспериментальные исследования последствий воздействия гидростатического давления в диапазоне от 10 до 200 МПа и одноосного сжатия на семена солодки уральской и растропши пятнистой. Обсуждаются механизмы воздействия гидростатического давления на состояние семян. Изучаются механические свойства их покровов и других структур, адаптационные процессы в условиях стресса вызванного давлением. Для солодки уральской оценивается прочность семенной оболочки, приводятся методы ее оценки. В случае растропши изучается вопрос об ускоренном насыщении семян влагой под давлением.

Установлено значительное повышение лабораторной всхожести семян солодки (до 47%) после их трехкратной обработки давлением 100 МПа, в контроле этот показатель был крайне низким (2%). В полевом опыте с растропшей на Среднем Урале в условиях засушливого лета 2021 года удовлетворительную полевую всхожесть (20%) показали семена, обработанные давлением 10 МПа, в контрольном варианте всхожесть достигла 33%. Однако, среди шести вариантов опыта семена растропши после обработки давлением 10 МПа дали наиболее ранние всходы. В дальнейшем эти растения развивались быстрее других на всех стадиях онтогенеза, и даже в засушливый вегетационный период массово плодоносили и сформировали наибольшее количество соцветий (33) со зрелыми плодами (в контроле их оказалось в два раза меньше). Показано, что семена растропши быстро впитывают влагу под давлением (до половины своей массы), но достаточно быстро полностью отдают ее при дальнейшем хранении.

По результатам работы можно сделать следующие выводы:

1. Обработка твердых семян солодки уральской высоким гидростатическим давлением (предпосевное трехкратное воздействие гидростатическим давлением 100 МПа) позволяет существенно повысить их всхожесть.

2. Для получения большого объема фитомассы с целью сельскохозяйственного использования лучше использовать семена *S. marianum* группы контроля, которые показали хорошую массовую полевую всхожесть. Для получения лекарственного растительного сырья – плодов (семян) *S. marianum* лучше использовать для посева семена после барообработки при 10 МПа, т.к. данные растения быстрее проходят все стадии онтогенеза и даже в засушливый вегетационный период массово плодоносят, в отличие от контроля.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-26-00346, <https://rscf.ru/project/22-26-00346/>.

1. А.Е. Крисс, *Жизненные процессы и гидростатическое давление*. (Наука, Москва, 1973)
2. J.M. Baskin, C.C. Baskin, X. Li, *Plant Species Biology* **15**, P. 139 (2000)
3. N.A. Kruglikov, A.V. Bystrushkin, A.Yu. Belyaev, *E3S Web of Conf.* **222**, Art. No. 03025 (2020)
4. В.А. Павлова, В.И. Лысак, Е.Э. Нефедьева, Е.В. Булгакова, И.Г. Шайхиев, *Вестник технологического университета* **18**, сс. 79-84 (2015)
5. E. M. C. Alexandre, A.M. Carvalho, J.A. Saraiva, *High Pressure Research* **34**, pp. 133-146 (2014)
6. Q.-A. Syed, M. Buffa, B. Guamis, J. Saldo, *Critical Reviews in Food Science and Nutrition* **56**, pp. 474-483 (2016)
7. C. İşlek, E. M. Altuner, T. Çeter, H. Alpas, *High Pressure Research* **33**, 440-450 (2013)
8. C. İşlek, E.M. Altuner, H. Alpas, *High Pressure Research* **35**, pp. 396-404 (2015)

## **РАЗРАБОТКА МОДЕЛИ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ С БИОЛОГИЧЕСКИМИ ТКАНЯМИ**

**Т.А.Картвелишвили, М.А. Кулюсов, И.О. Смирнов, М.В. Юмашев**

*МГУ им. М.В. Ломоносова*

Email: tgs497@gmail.com

В медицине лазеры активно развиваться начали несколько позже, чем в остальных отраслях, во-первых, в силу необходимости высоких финансовых затрат, а кроме того, воздействие лазера на биоткань было не до конца изучено. Поэтому несмотря на то, что сейчас уже известно, что действие лазера на биологическую ткань может быть различным в зависимости от параметров лазерного излучения, изучение данного вопроса все еще является крайне актуальным и содержит в себе множество практически важных нерешенных задач. Процессы, происходящие в биотканях, могут быть подразделены на фотохимическое взаимодействие, тепловое взаимодействие и нелинейные процессы. [1] Какие из этих процессов оказываются доминирующими, зависит от параметров лазерного излучения в конкретном случае, а также от ткани, на которую оказывается воздействие.

Необходимо отметить, что в зависимости от характеристик биотканей воздействие меняется, например, эмаль зуба или роговица глаза оптически почти прозрачны, то есть в них почти не происходит рассеивания, и поэтому их довольно сложно изолированно нагреть, а после нагрева контролировать толщину слоя, на который оказывается термическое воздействие. В случае с роговицей глаза это решается нанесением красителя, который увеличивает оптическую плотность. С зубами, например, так делать нельзя, поскольку после вмешательства краситель сам не распадется. [2]

Под тепловым воздействием лазерного излучения в медицине понимают в основном процессы, вызывающие абляцию (испарение) и коагуляцию (соединение между собой частиц с образованием более крупных комплексов) ткани.

Основными характеристиками нагрева биоткани, определяющими результат воздействия лазерного излучения, являются температура в зоне нагрева и ее пространственное распределение в ткани, которые в свою очередь зависят от длины волны лазерного излучения, оптических и теплопроводных свойств ткани.

В зависимости от этих характеристик, в объеме ткани происходит поглощение определенной части мощности излучения, и, соответственно, в зависимости от длительности экспозиции происходит поглощение определенного количества энергии.

Градиент распределения температуры в ткани носит ключевой характер при подборе характеристик лазерного излучения, потому что именно градиентом распределения температуры определяется существенный эффект воздействия лазерного излучения.

Цель данной работы - смоделировать и оценить распределение температуры в зубе при воздействии на него мощного эрбиевого лазера с разной экспозицией.

Известно, что кариес развивается на зубе не сразу, сначала идет стадия пятна (*macula cariosa*) [3]. Во время этой стадии происходит деминерализация тканей зуба, из-за чего на нем образуется белое пятно. Сейчас кариес на этой стадии лечат путем удаления поврежденной области, что резко уменьшает толщину эмали и приводит к повышенной чувствительности зубов, а в будущем может вновь стать очагом развития кариеса, так как структура эмали уже нарушена.

Тепловое моделирование взаимодействия лазерного излучения с биотканью зуба, рассмотренное в данной работе, позволит проводить вмешательства наименее инвазивно, с небольшим сопутствующим ущербом.

Модель устроена следующим образом: 1) Сверху находится слой эмали, толщиной 2,2 мм, что соответствует толщине эмали на коронковой части зуба 2) Второй слой - дентин, толщиной 6,8мм. В модели он рассматривается как однородная структура, наличие канальцев не учитывается, тем более, в коронковой части зуба дентин действительно довольно однородный, канальцы лежат глубже. [4]

Таким образом модель представляет собой зуб, лазер воздействует на его верхнюю, коронковую часть, которая, как правило, и служит очагом образования кариеса.

Основное положение теории теплопроводности, известное как закон Фурье, состоит из предположения, что тепловой поток пропорционален градиенту температуры в однородной неподвижной среде. Так как зуб является средой, состоящей из двух слоев, то коэффициенты и правая часть уравнения теплопроводности будут зависеть от глубины пространства. При взаимодействии лазера с поверхностью часть излучения отражается, а часть поглощается и проникает вглубь. Затухание лазерного луча за счет поглощения и рассеивания его энергии биотканью, которая является оптически мутной средой, происходит по экспоненциальному закону и описывается законом Бугера-Ламберта-Бера для серых тел [5].

Далее полученная математическая краевая задача решается с помощью программного кода на языке Python [6]. Вычисления были произведены в библиотеке `numpy`, графическая интерпретация - с помощью библиотеки `matplotlib`.

Согласно полученным результатам и их интерпретации можно сказать, что быстрое нагревание пораженной области может быть действительно эффективным методом в борьбе с кариесом, потому что нагрев происходит в очень тонком слое, а значит не происходит ни повреждения эмали, ни повреждения дентина.

Кроме того, при использовании данного метода борьбы с кариесом не происходит уничтожения тканей зуба: температура плавления оксида кальция около 2500 градусов по Цельсию, максимально достигнутая температура в задаче - 300 градусов по Цельсию.

1. В.В. Тучин, *Оптика биологических тканей. Методы рассеяния света в медицинской диагностике* (2013).
2. M. Sun, N. Wu, H. Chen, *Laser-assisted Rapid Mineralization of Human Tooth Enamel*. Sci Rep 7, 9611 (2017).
3. А. М. Эдвина, Кидд, *Кариес зубов* (2009).
4. Е. В. Боровский, В. В. Гемонов, Ю. Н. Кобаев, Г. А. Зедгенидзе, М. М. Персиц, А. А. Прохончуков, В. М. Смольянинов, *Зубы Большая медицинская энциклопедия*, 3-е изд. - М.: Советская энциклопедия. - Т. 8
5. А.А. Самарский, П.Н. Вабищевич, *Вычислительная теплотехника* (2014).
6. Н.С. Бахвалов, Н.П. Жидков, Н.П. Кобельков, *Численные методы* (2011).

## **ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАСТАБИЛЬНОГО БЕТА-СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb (ат. %) МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

**К.Е. Лукашевич<sup>1</sup>, В.А. Шереметьев<sup>1</sup>, С.П. Галкин<sup>1</sup>, В.А. Андреев<sup>2,3</sup>,  
С.Д. Прокошкин<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>НИТУ «МИСиС», Москва

<sup>2</sup>ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва

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

Email: 4lukash4@gmail.com

На протяжении многих лет титановые сплавы, такие как Ti-6Al-4V и Ti6-Al-7Nb, используются в качестве материалов для медицинских имплантатов благодаря их высокой удельной прочности и отличной коррозионной стойкости [1]. Однако отличие механического поведения материала импланта от костной ткани человека (высокий модуль упругости) может вызывать эффект экранируемых напряжений, что приводит к необратимым последствиям в организме человека [2]. Метастабильные  $\beta$  сплавы с памятью формы (СПФ) на основе Ti-Zr-Nb в последние годы привлекают все большее внимание из-за их низкого модуля упругости, высокой обратимой сверхупругой деформации и биоинертности [3]. Благодаря уникальному сочетанию свойств данные сплавы рассматриваются безникелевые биоматериалы нового поколения для костных имплантатов (ортодонтических проволок и систем фиксации позвоночника) с целью уменьшения потенциального риска гиперчувствительности к никелю, связанного с широко используемым биомедицинским СПФ никелида титана Ti-Ni.

Полуфабрикаты (прутки), необходимые для эффективного изготовления костных имплантатов должны удовлетворять геометрическим требованиям по длине (более 2000 мм) и диаметру (3-8 мм). Эффективным методом получения длинномерных прутковых заготовок из сверхупругого сплава Ti-Zr-Nb является комбинированная термомеханическая обработка (ТМО), включающая в себя радиально-сдвиговую прокатку (РСП), ротационную ковку (РК), и последеформационный отжиг (ПДО) [4, 5]. В рамках предыдущих работ сплав Ti-18Zr-15Nb (в ат.%) в промышленных условиях был подвергнут ТМО по указанной схеме. В результате были получены длинномерные прутковые полуфабрикаты, проявляющие низкий модуль Юнга (~35 ГПа), высокую величину обратимой деформации за счет сверхупругости ( $\geq 3,2\%$ ), и



удовлетворительную прочность (~586 МПа). Изотермическая  $\omega$ -фаза, образующаяся при низкотемпературном старении в СПФ на основе  $\beta$ -сплавов Ti-Nb и Ti-Zr, играет важную роль в сверхупругости и механических свойствах этих сплавов. С одной стороны,  $\omega$ -фаза эффективна в повышении прочности СПФ. При определенном размере и форме частиц и за счет сохранения когерентной связи с высокотемпературной фазой, она не блокирует протекание обратимого мартенситного превращения  $\beta \leftrightarrow \alpha''$ . С другой стороны,  $\omega$ -фаза обычно рассматривается как вредная фаза, поскольку способствует охрупчиванию  $\beta$  титановых сплавов [6]. Было выдвинуто предположение, что применение низкотемпературного старения позволит увеличить прочностные характеристики без ухудшения функциональных свойств материала.

В данной работе прутки с диаметром 4,5 мм были получены в ходе ТМО, включающей мультиосевую ковку ( $\epsilon = 1$ ) при 1000 °С, радиально-сдвиговую прокатку (РСП) ( $\epsilon = 2,6$ ) при 900 °С; ротационную ковку (РК) ( $\epsilon = 2$ ) при температуре 700 °С с охлаждением в воде. Полученные заготовки подвергали последеформационному отжигу при температуре 750 °С в течение 30 минут в атмосфере аргона с охлаждением в воду, а также старению при температурах 200–350 °С в течение 30 – 1200 минут. Фазовое состояние образцов после ТМО изучали методом рентгеноструктурного анализа. Исследование механических и функциональных свойств осуществляли путем измерения твёрдости HV, а также проведения статических испытания на растяжение до разрыва и циклических испытаний по схеме «деформация растяжением на 1% - разгрузка» с накоплением по 1% деформации в каждом цикле.

После ПДО при 750 °С основной фазой является ОЦК  $\beta$ -фаза. Выделение  $\omega$ -фазы в ходе старения, которое заметно на полученных рентгенограммах, начинается при температуре 200 °С в течение 1200 минут, 250 °С в течение 60 минут и более, 300 °С в течение 30 минут и более. Полуколичественный анализ демонстрирует увеличение количества  $\omega$ -фазы при увеличении времени выдержки и повышения температуры старения.

Измерение твёрдости показало, что увеличение температуры и продолжительности старения способствует упрочнению сплава на 54–66 % от исходного состояния. Максимальная твёрдость от  $350 \pm 7$  HV до  $379 \pm 20$  HV характерна для образцов после старения при температуре 300 °С и длительностью более 180 минут. Старение при температуре 200 °С, выдержкой менее 180 минут не изменяет твёрдость материала ( $227 \pm 11$  HV). Результаты статических механических испытаний на растяжение коррелируют с результатами измерения твёрдости. Увеличение предела прочности носит линейный характер в зависимости от температуры и продолжительности старения. В исходном состоянии предел прочности составил  $535 \pm 11$  МПа. После старения при 250 °С в течение 180 минут образец обладал максимальной величиной предела прочности ( $\sigma_b = 944 \pm 40$  МПа), однако после данного режима старения материал округивался и демонстрировал низкую пластичность ( $\delta = 7,7 \pm 1,5\%$ ). Оптимальное соотношение предельной прочности и пластичности сплав проявлял после старения при 250 °С в течение 30 минут ( $750 \pm 15$  МПа и  $11,9 \pm 0,5\%$  соответственно). Результаты функциональных испытаний показали, что все режимы старения ухудшают функциональные свойства, так обратимая деформация за счёт сверх упругости падает с 2,3% в исходном состоянии до 0,1–0,4% в состаренном состоянии. Данный факт может быть связан с формированием крупных частиц  $\omega$ -фазы, которые препятствуют обратимому мартенситному превращению  $\beta \leftrightarrow \alpha''$ . Это требует дополнительного исследования морфологии частиц с использованием просвечивающей электронной микроскопии. Стоит отметить, что исследование проводилось на образцах со статически

рекристаллизованной структурой, которые имеют не самую высокую обратимую деформацию [5].

1. R.P. Kolli, A. Devaraj, Metals **8**, pp. 1-42, 2018.
2. H. Ibrahim, S.N. Esfahani, B. Poorganji, D. Dean, Materials Science and Engineering C., **70**, pp. 870–888, 2017
3. S. Miyazaki, Shape Memory and Superelasticity, **3**, pp. 279-314, 2017.
4. A. Kudryashova, V. Sheremetyev, K. Lukashevich, V. Cheverikin, K. Inaekyan, S. Galkin, S. Prokoshkin, V. Brailovski, J. Alloys Compd., **843**, 2020.
5. К.Е. Лукашевич, В.А. Шереметьев, С.П. Галкин, В.А. Андреев, С.Д. Прокошкин, Перспективные материалы и технологии (Материалы международного симпозиума, Минск, сс. 323-325 2021).
6. Shuanglei Li, Mi-seon Choi, Tae-hyun, Materials Science & Engineering A, **782**, pp. 1-6, 2020.

## **МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ И ПЕРСПЕКТИВЫ В ЭНДОДОНТИИ**

**Ю.В. Мандра<sup>1</sup>, С.С. Григорьев<sup>1</sup>, А.С. Ивашов<sup>1</sup>, М.Д. Цокур<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Уральский государственный медицинский университет, кафедра терапевтической стоматологии и протезной стоматологии стоматологических заболеваний

**Введение:** Внедрение машинных вращающихся инструментов в эндодонтию стало значительным шагом вперед в развитии специальности. Улучшение качества и предсказуемости механической обработки корневых каналов и значительное сокращение числа ошибок при проведении лечения. В последние годы эндодонтические инструменты претерпели ряд изменений, вызванных изменениями в дизайне, обработке поверхности и термической обработке. Кроме того, были внедрены новые механизмы, для обеспечения большей безопасности и эффективности лечения. Понимание механических свойств новых никель-титановых (NiTi) инструментов и их влияния на клиническую эффективность обработки корневых каналов, необходимо при выборе стоматологом инструментов, которые обеспечивают оптимальные клинические результаты, особенно в изогнутых или уплощенных каналах.

**Цель** данного обзора литературы: представить и обсудить характеристики NiTi сплавов, а также влияние металлургических и механических свойств NiTi инструментов на предсказуемость обработки корневого канала.

**Результаты:** За последние 10 лет было разработано несколько запатентованных методик обработки никель-титанового (NiTi) сплава, с целью улучшения механических свойств эндодонтических инструментов из NiTi инструментов. Помимо специфической термической обработки, производители внедрили несколько процедур механической обработки (например, скручивание, электроэрозионная обработка), а также методы окончательной обработки поверхности. [2]

Сплавы NiTi, используемые для изготовления эндодонтических инструментов, можно подразделить на инструменты, которые в основном содержат фазу аустенита и те, которые в основном содержат мартенситную фазу. Термомеханически обработанные сплавы NiTi были как сообщается, более гибкими с улучшенной циклической усталостной прочностью и большим углом прогиба по сравнению с обычным NiTi. Эти улучшенные свойства могут быть обусловлены измененным фазовым составом, содержащим различное количество R-фазы и мартенсита. [5]

Эндодонтические инструменты, изготовленные из аустенитных сплавов, обладают сверхэластичными свойствами свойствами из-за индуцированного напряжением мартенситного превращения и, следовательно, имеют тенденцию после деформации

возвращаться к своей первоначальной форме. В отличие от этого, мартенситные инструменты легко деформируются из-за переориентации мартенситных вариантов и имеют эффект памяти формы. Использование мартенситного сплава приводит к получению более гибких инструментов, с повышенной циклической усталостной прочностью по сравнению с аустенитным сплавом. [2]

Важно отметить, что помимо используемого сплава на механические свойства эндодонтических инструментов влияет конструкция и диаметр инструментов, а также рабочее движение (вращательное или возвратно-поступательное). Максимальный крутящий момент увеличивается с увеличением диаметра инструмента, в то время как гибкость уменьшается. Циклическая усталостная прочность снижается по мере увеличения максимальной амплитуды растягивающей деформации на поверхности инструментов, которая возникает в точке максимального изгиба при формировании изогнутого корневого канала. Поскольку амплитуда деформации растяжения на поверхности инструмента увеличивается с ростом диаметра, маленькие инструменты с малой конусностью имеют повышенную циклическую усталостную прочность по сравнению с большими и более коническими инструментами. Взаимное движение показало повышенную устойчивость к циклической усталости по сравнению с вращательным движением. [3]

Выводы: Аустенитные инструменты обладают сверхэластичными свойствами и показывают высокие значения крутящего момента при разрушении. Таким образом, эти файлы подходят для формирования прямых или слегка изогнутых корневых каналов. Кроме того, использование аустенитного сплава в инструментах для формирования каналов может компенсировать снижение сопротивления крутящему моменту, вызванное меньшим диаметром этих файлов. Благодаря увеличенному количеству мартенситной фазы, мартенситные инструменты более гибкие с повышенной устойчивостью к циклической усталости и демонстрируют больший угол поворота, но меньший крутящий момент при изломе. [3]

Известно, что циклическая усталость чаще возникает при сложных искривлениях и анатомии корневого канала. Таким образом, мартенситные инструменты следует предпочесть в случаях сильно искривленных корневых каналов или каналов с двойной кривизной. Кроме того, мартенситные инструменты можно предварительно согнуть, что может быть полезно при попытке обойти уступы. [4]

Заключение: Технологические достижения последних лет позволили добиться значительного прогресса в эндодонтической терапии. Внедрение никель-титановых сплавов и автоматизация эндодонтического инструментария стали огромным скачком вперед, нарушив почти 200-летнюю парадигму чисто ручного инструментария. Тем не менее, практика инструментальной обработки корневых каналов остается в постоянном движении, будь то разработка новых инструментов с различным дизайном или дальнейшее совершенствование обработки никель-титановыми сплавами, постоянное стремление к получению более эластичных и гибких систем. Внедрение новых стратегий движения (возвратно-поступательных или комбинированных) позволило снизить риск разделения инструментов.

В современной литературе отмечается тенденция к использованию сплавов NiTi с термообработкой и контролируемой памятью, предназначенных для повышения гибкости и снижения свойств памяти формы инструментов. В клинической практике эти инструменты могут быть предварительно согнуты и сохранять такую изогнутую форму, облегчая входение в корневой канал, что соответствует более консервативным подходам к хирургическому доступу.

На сегодняшний день все еще не существует эндодонтического инструмента, способного удовлетворить все требования оптимального препарирования корневого канала. Новые материалы и исследования должны быть разработаны в постоянном поиске системы, способной сочетать эффективность и безопасность эндодонтического инструментария.

1. Chien PY, Walsh LJ, Peters OA. Finite element analysis of rotary nickel-titanium endodontic instruments: A critical review of the methodology. *Eur J Oral Sci.* 2021 Oct;129(5):e12802.
2. Zupanc, J; Vahdat-Pajouh, N; Schäfer, E . New thermomechanically treated NiTi alloys - a review. *International Endodontic Journal*, 2018
3. Gavini, Giulio; Santos, Marcelo dos; Caldeira, Celso Luis; Machado, Manoel Eduardo de Lima; Freire, Laila Gonzales; Iglecias, Elaine Faga; Peters, Ove Andrea; Candeiro, George Tâccio de Miranda (2018). Nickel–titanium instruments in endodontics: a concise review of the state of the art. *Brazilian Oral Research*, 32(suppl 1)
4. Kuzekanani M. Nickel-Titanium Rotary Instruments: Development of the Single-File Systems. *J Int Soc Prev Community Dent.* 2018 Sep-Oct;8(5):386-390.
5. Marcelo Santos Coelho , Marcos de Azevêdo Rios , Carlos Eduardo da Silveira Bueno Separation of Nickel-Titanium Rotary and Reciprocating Instruments: A Mini-Review of Clinical Studies. *Open Dent J.* 2018 Oct 25;12:864-872.

## ON THE FEATURES OF FRACTURE OF ROCKS AND BIOMINERALS

M.E. Mezhenov <sup>1,2</sup>, A.V. Kabanova <sup>1</sup>, D.V. Zaytsev <sup>1,2</sup>, P.E. Panfilov <sup>1</sup>

<sup>1</sup>. *Ural Federal University, named after the first President of Russia B.N.Yeltsin,*

<sup>2</sup>. *Ural State Mining University.*

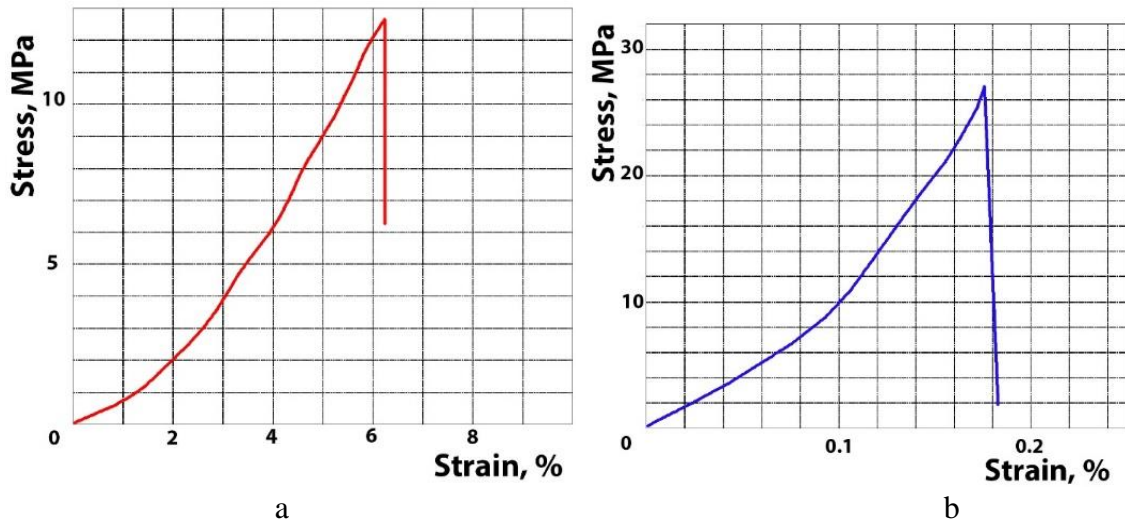
*Email: [makxsm3121@gmail.com](mailto:makxsm3121@gmail.com)*

The question of how genesis affects the properties of rocks seems to be important for both Earth science and materials science. The report compares the strength properties of rock (granite, anthracite, serpentinite, sandstone) and biomaterial (tooth enamel and bird eggshells) in air and water. Under laboratory conditions, the problem of rock destruction can be reduced to the study of cracks in small-sized samples. However, it is impossible to prepare such samples without special treatment of their surfaces. It is clear that in natural conditions, the surface of a rock mass can significantly affect its deformation behavior. Bird eggshell was chosen as a sample for comparison because the morphology of its working surface does not change under sample preparation.

Due to the peculiarities of the structure of the eggshell (small thickness, fragility, and complex geometry), mechanical tests of samples from it can only be carried out according to the bending and cut schemes. The study of crack growth was carried out under the bending of samples directly on a metallographic microscope. The diametral compression deformed samples of rock and tooth enamel, which made it possible to observe the development of cracks in the sample when a load was applied. Mechanical tests were carried out on a Shimadzu AG-X 50KN series tensile testing machine in the air and water.

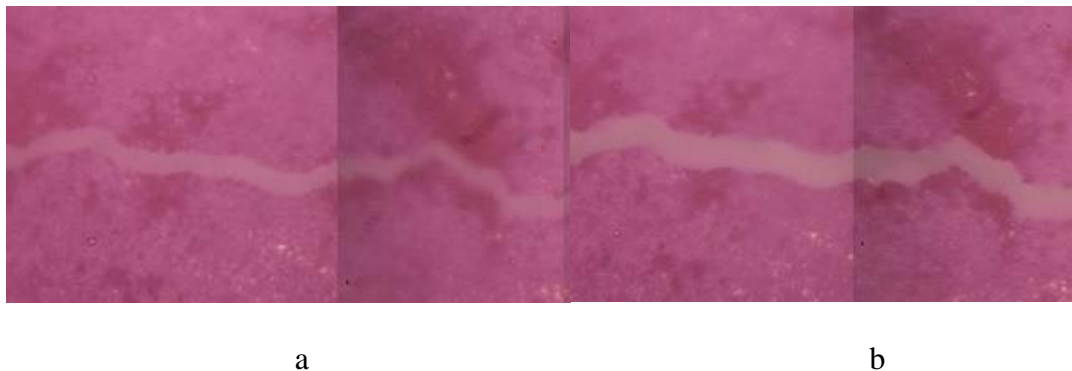
When studying the mechanical properties of the eggshell, there are difficulties associated with the small thickness of the shell (no more than 0.5 mm), which does not allow for a detailed study. Unlike synthetic inorganic materials (for example, based on SiO<sub>2</sub>), the appearance of cracks in laboratory samples of rocks (R) and biomaterials (BM) does not lead to their instantaneous destruction. And the water does not initiate the acceleration of the crack growth process in R and BM. It is shown that when tensile loads are applied to laboratory samples of model R and BM, at the microscopic scale, all materials exhibit viscoelastic behavior, while at the macroscopic level, they behave brittlely. The water environment does not qualitatively change the nature of their behavior.

The typical stress-strain curve of the sample cut along the axis of a hen eggshell under shearing in the air is shown in figure 1a. The curve under bending in the air is given in figure 1b.



**FIGURE 1.** Stress-strain curves of the samples cut along the axis of a hen eggshell in the air: a – shearing, b – 3-points bending.

Cracks in the face surface of samples appeared after preliminary bending. The value of deformation measured by the arrow of bending depends on the state of the sample, namely dry or exposed in the water. The arrow in the first case was higher than in the second one. The scratches on the surface have never been the places of a crack appearance because cracks have always appeared in the place of the sample's maximal bending. It crosses the sample surface from edge to edge under a slight angle to the axis of the sample (figure 2a).



**FIG 3.** Evolution of the crack in the sample of chicken eggshell under bending in the air: bending 1 (crack appearance); bending 2 (bending arrow 100µm). The scale unit is 100µm

Increasing the arrow of bending leads to the growth of the crack width (figure 2b). In the dry samples, the width grows to 3-4mm at the arrow of 100µm, and it becomes 2-3mm at the arrow of 50µm in the sample exposed in the water. The shape of the crack continues to be the same. No failure of the sample occurred because the crack did not grow up to the back surface of the sample under bending. An additional increase in the bending caused the failure of the sample.

The Russian Foundation for Basic Research with Sverdlovsk Region supports this work (#20-48-660017).

# БИОРЕЗОРБИРУЕМЫЕ МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ ВРЕМЕННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ

Д.Л. Мерсон, Е.Д. Мерсон

*Научно-исследовательский институт прогрессивных технологий  
Тольяттинского государственного университета, Тольятти, Россия*

Email: D.Merson@tltsu.ru

На протяжении последних 15 лет в мире активно развивается новое научное направление по разработке биорезорбируемых магниевых сплавов для временных конструкций медицинского назначения, в том числе, имплантатов, винтов, стентов, пластин, проволок и т.д. При изготовлении таких конструкций из традиционных материалов (титановые сплавы, нержавеющие стали и др.) после завершения процесса заживания требуется повторная операция по их извлечению, что сопряжено с дополнительными материальными затратами и повторным травмированием пациента. Применение биорезорбируемых материалов для изготовления такого рода медицинских конструкций позволяет избежать повторной операции, поскольку вживленное изделие способно со временем само раствориться под действием естественной среды человеческого тела. Перспективными с точки зрения применения в данной области являются сплавы на основе магния. Сам по себе чистый магний обладает полной биосовместимостью с организмом человека и механосовместимостью с костными тканями, не накапливается в органах и может достаточно быстро растворяться в плазме крови. Однако из-за недостаточного уровня механических свойств чистого магния его необходимо легируют элементами, список которых весьма ограничен по соображениям безопасности для здоровья человека.

Необходимо отметить, что к биорезорбируемому материалу, предназначенного для изготовления силовых конструкций, предъявляется целый ряд серьезных требований:

- высокие механические характеристики по пределу текучести (обеспечение прочности) и пластичности (для подгонки формы изделия под конституцию конкретного человека);
- заданная скорость резорбции (коррозии), которая в идеале должна совпадать со скоростью синтеза костных тканей;
- растворение изделия в идеале должно происходить равномерно по всей площади или локально в безопасных областях, т.е. без нарушения конструкционной прочности;
- высокая стойкость к коррозионному растрескиванию под напряжением;
- высокая усталостная, а точнее коррозионно-усталостная прочность в условиях естественной среды человеческого организма;
- полная биосовместимость, т.е. положительные результаты тестов на цитотоксичность и адгезию клеток на культурах клеток человека.

В настоящий момент наиболее популярными медицинскими сплавами на основе магния являются сплавы систем Mg-Zn-Ca и Mg-Zn-RE, где RE – редкоземельные металлы (в первую очередь Y). В данной работе рассматриваются пути достижения указанных выше свойств на многочисленных реальных примерах, в том числе рассматриваются методические особенности для получения корректных результатов испытаний магниевых сплавов на коррозионное растрескивание под напряжением и коррозионную усталость

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проекты №№ 20-19-00585 и 21-79-10378)

# ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССОВ ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЗАЭКВИВАТОМНОГО ПО НИКЕЛЮ СПЛАВА TiNi

В.В. Черкасов<sup>1</sup>, Р.Д. Карелин<sup>1,2</sup>, В.С. Юсупов<sup>2</sup>, С.Д. Прокошкин<sup>1</sup>, В.С. Комаров<sup>1,2</sup>

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

<sup>2</sup>ИМЕТ РАН, Россия, Москва

Email: v.basenchikov@yandex.ru

Развитие технологий получения умных материалов является одним из приоритетных направлений исследований современного материаловедения. Сплавы с памятью формы (СПФ) на основе Ti-Ni являются перспективными функциональными материалами. Сплавы TiNi заэквиваентного по никелю состава находят свое применение в различных изделиях медицинского назначения благодаря высокой биосовместимости, коррозионной стойкости и шириной возможностей управления функциональными свойствами посредством термомеханической обработки (ТМО).

В работе [1] были установлены температурные интервалы протекания процессов динамической рекристаллизации, полигонизации и возврата. Установлено, что деформация в интервале температур 300 – 600 °С наиболее благоприятна с точки зрения формирования ультрамелкозернистых структур с повышенным комплексом функциональных свойств. Однако, в заэквиваентном по никелю сплаве TiNi в температурном интервале 300 – 500 °С протекают процессы старения. До настоящего времени вопрос влияния динамического старения на формирование конечной структуры и комплекса свойств не был детально изучен. В данной работе было изучено влияние процессов динамического деформационного старения образцов никелида титана подверженных деформации сжатием на степени 0,5 – 1,3 при температурах 300 – 500 °С. Последеформационный отжиг проведен при температуре 430 °С в течение 1 часа.

Методами оптической микроскопии и рентгеноструктурного анализа исследованы структура и фазовый состав сплава, механические свойства были оценены путём измерения твердости по Виккерсу.

В результате исследований установлено, что: при повышении температуры деформации наблюдается незначительный рост зерен, на величину порядка 5 мкм (с 15 до 20 мкм), постепенное уменьшение твердости (с 315 до 265 HV) и сужение ширины линии {110} B2-аустенита, свидетельствующее об уменьшении дефектности структуры. Повышение степени деформации образцов влечет за собой изменение формы структурных элементов, зерна сплава становятся более вытянутыми, однако не сопровождается значимым изменением уровня твердости и ширины линии {110} B2-аустенита, что может быть объяснено достижением установившейся стадии процессов разупрочнения и упрочнения при деформации 0,5 и более. При рентгенофазовом анализе образцов после деформации идентифицировались слабые линии фазы Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>, однако проведение детального исследования, в режиме долгой выдержки позволило исключить образование значимого объема данной фазы в образцах непосредственно после деформации.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации (МК-1116.2021.4).*

1. V.S. Komarov, I. Yu.Khmelevskaya, R. D. Karelin, S.D. Prokoshkin, R. Kawalla, G. Korpala. JOM (2), pp. 620-629 (2021).

# ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВА Ti-Zr-Nb С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

В.А. Шереметьев<sup>1</sup>, М.С. Цатурянц<sup>1,2</sup>, В.Д. Лезин<sup>1</sup>, С.Д. Прокошкин<sup>1</sup>,  
Браиловский В.<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup> Ecole de technologie superieure, Монреаль, Канада

Email:sheremetyev@misis.ru

Разработка долговечных постоянных имплантатов (продолжительность службы не менее 25-30 лет) является в настоящее время важной социальной проблемой, решение которой лежит в основе повышения качества и продолжительности жизни. Поэтому существует острая необходимость в разработке биосовместимых материалов для удовлетворения растущего спроса на ортопедические имплантаты, а также для увеличения срока службы имплантатов с целью предотвращения ревизионного хирургического вмешательства, являющегося очень дорогой и болезненной процедурой. Среди доступных материалов для имплантатов выделяется титан и его сплавы, сочетающие высокие биосовместимость, удельную прочность и коррозионную стойкость. Однако титан и его обычные сплавы не обеспечивают достаточную биомеханическую совместимость имплантата с костной тканью из-за слишком высокого модуля упругости, а наиболее распространенные высокопрочные сплавы типа Ti-Al-V к тому же содержат токсичные компоненты. В этой связи научную значимость и актуальность приобретает развитие разработок в области функциональных титановых сплавов с памятью формы (СПФ) системы Ti-Zr-Nb, обладающих модулем Юнга, близким к модулю костной ткани, проявляющих сверхупругое поведение и содержащих только биосовместимые компоненты. Развитие этих материалов должно быть нацелено на максимальную реализацию их функциональных возможностей, а следовательно, и функциональности конечного продукта – медицинских имплантатов.

Персонализированные под индивидуальные особенности пациента имплантаты, сформированные из градиентных по жесткости структур с взаимосвязанной пористостью, могут значительно улучшить заживление и повысить остеоинтеграцию. Точное управление наружной геометрией изделия и параметрами его внутренней поверхности, следовательно, механической и биологической совместимостью может быть достигнуто методом селективного лазерного сплавления. Для получения качественных изделий из нового материала методом селективного лазерного плавления (СЛП), необходимо определить оптимальные параметры синтеза (мощность лазера, скорость сканирования, шаг сканирования и толщина слоя). Последующая термическая обработка, как инструмент для эффективного управления структурно-фазовым состоянием сплавов с памятью формы, может способствовать проявлению высокого комплекса механических и функциональных свойств материала.

В данной слиток сплава Ti-18Zr-14Nb (в ат. %) был получен методом вакуумно-индукционной плавки и распылен компанией *TLS Technik GmbH* методом газовой атомизации по технологии *EIGA*. Для получения образцов методом СЛП использовали лазерную установку TruePrint 1000 (TRUMPF, Германия), оснащенную волоконным иттербиевым лазером мощностью 200 Вт (диаметр пятна 30 мкм). Методом численного моделирования установлены режимы СЛП, по которым получены четырнадцать калибровочных образцов. Исследовано влияние режимов СЛП, а также их сочетание с термической обработкой, на химический и фазовый состав, плотность, микроструктуру, текстуру и твердость. Показано, что повышение плотности энергии при СЛП приводит к снижению содержания титана (до 3,0 ат. %) в сплаве и повышению содержания кислорода и азота по сравнению с первоначальным



составом слитка. Установлены параметры режима СЛП (плотность энергии лазера 40-72 Дж мм<sup>-3</sup> и скорость построения 7,0-9,4 см<sup>3</sup> ч<sup>-1</sup>), позволяющие получать образцы из сплава Ti-Zr-Nb с плотностью более 99,5%. Установлено, что снижение плотности энергии и повышение скорости построения при СЛП способствует формированию более мелкозернистой и равноосной микроструктуры (размер зерна  $d_{xz}$  варьируется от 200 до 50 мкм, а коэффициент формы зерна - от 4 до 2). При этом достигается также менее выраженная кристаллографическая текстура сплава.

Используя данные эксперимента, построены карты СЛП, прогнозирующие плотность получаемого материала и морфологию зеренной структуры. Расхождения между экспериментально измеренными и расчетными значениями не превышают 2% для плотности материала, 15% для размера зерна. Результаты исследования влияния термической обработки при 400-900 °С продемонстрировали возможности управления структурой и свойствами. Показано, что в сплаве с исходно более мелкозернистой и равноосной микроструктурой, полученной в результате СЛП с высокой скоростью построения, начало процесса рекристаллизации происходит при 700 °С, а в его активной фазе - при 800 °С, что на 100 °С ниже, чем в образце с более крупнозернистой микроструктурой.

*Работа выполнена при поддержке проекта РФФ № 20-79-00299.*

## **ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ ДЕНТИНА ЧЕЛОВЕКА У ПАЦИЕНТОВ ПОЖИЛОГО ВОЗРАСТА**

**Зайцев Д.В.<sup>1,2</sup>, Панфилов Г.П.<sup>1,2</sup>, Чебоксарцева М.А.<sup>1,2</sup>, Перескокова К.И.<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup> Уральский государственный горный университет, г. Екатеринбург

<sup>2</sup> Уральский Федеральный Университет, г. Екатеринбург

Email: [zaytsev@m.ursmu.ru](mailto:zaytsev@m.ursmu.ru)

С увеличением возраста, у большинства пациентов наблюдается ухудшение их качества жизни при неоказании своевременной стоматологической помощи. Это связано, как с хроническими заболеваниями, так и с кариозным поражением твердых тканей зубов. Применение реставрационных материалов не всегда приводит к положительному эффекту, что связано с возрастными изменениями в дентине человека. Механические свойства реставрационных материалов должны быть подобны свойствам заменяемой живой ткани. В противном случае на границе их соединения произойдет разрушение. Поэтому использование материалов, которые успешно применяются у пациентов молодого и среднего возраста, не совсем правильно для пациентов преклонного возраста. Следовательно, необходимо изучение микроструктуры и прочностных свойств дентина зубов у пожилых пациентов в сравнении с дентином у пациентов другой возрастной категории.

Проведенные исследования показали, что в корневой части зубов пациентов преклонного возраста наблюдаются изменения морфологии дентина, которые видны невооруженным взглядом. Дентин становится прозрачным. При этом видно, что изменения микроструктуры дентина начинаются с вершины зуба и распространяются от корневого канала в сторону внешней границы корня зуба. Электронно-микроскопические исследования показали, что в области прозрачного дентина наблюдается закрытие дентинных каналов – склерозирование. Подобные изменения наблюдаются у пациентов с хроническими заболеваниями, такими как сахарный диабет, синдром Шегрена и т.д.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФ №22-29-00268*

Научное издание

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ

Тезисы LXIV Международной конференции 4 апреля 2022 г.

г. Екатеринбург

Электронное издание

Ответственный редакторы Д.В. Зайцев

Компьютерная верстка Д.В. Зайцев

Дизайн обложки Д.В. Зайцев

620144, г. Екатеринбург, ул. Куйбышева, 30  
ФГБОУ ВО «Уральский государственный горный университет»

