

Сибирский государственный индустриальный университет, Россия  
Международная высшая школа Цинхуа в Шэньчжэне, Китай  
Самарский национальный исследовательский университет, Россия  
Институт физики прочности и материаловедения  
Сибирского отделения Российской академии наук, Россия  
Алтайский государственный технический университет имени И.И. Ползунова, Россия  
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия  
Научно-образовательный центр мирового уровня "Кузбасс", Россия  
Университет науки и технологий Пекина, Китай  
Хуачжунский университет науки и технологий, Китай  
Университет Вэньчжоу, Китай  
TGL Technology LTD, Великобритания

# **Материалы во внешних полях (МВП–2023)**

13 – 14 Марта 2023

*Труды*  
**XII МЕЖДУНАРОДНОГО ОНЛАЙН СИМПОЗИУМА**

УДК 669.017:539.2 (06)

ББК 22.9

М 39

Редакционная коллегия:

д-р физ.-мат. наук, профессор В.Е. Громов,

д-р. техн. наук, доцент Д.В. Загуляев,

д-р. техн. наук, доцент С.А. Невский,

аспирант кафедры ЕНД им. проф. В.М. Финкеля А.Н. Гостевская,

аспирант кафедры ЕНД им. проф. В.М. Финкеля А.А. Серебрякова

М 39        Материалы во внешних полях : труды XII Международного онлайн-симпозиума / под ред. В.Е. Громова, Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк : Издательский центр СибГИУ, 2023. – 152 с.

Сборник трудов конференции содержит научные доклады в области физики конденсированных сред, основанные на научных достижениях, сгруппированные по разделам: перспективные технологии поверхностной упрочняющей обработки, проблемы прочности, пластичности материалов при внешнем энергетическом воздействии, проблемы эксплуатации материалов в экстремальных условиях, исследования высокоэнтропийных сплавов, методы получения и обработки материалов. В докладах представлены результаты, полученные экспериментальными методами и теоретическим моделированием. Актуальность выбранных направлений обосновывается ежегодно проводимыми международными конференциями, специализированными изданиями, международными проектами, посвященными поднимаемым темам.

Сборник трудов предназначен для специалистов по прочности и пластичности материалов в условиях внешних энергетических воздействий и может быть использован научно-техническими работниками, аспирантами и студентами старших курсов.

УДК 669.017:539.2 (06)

ББК 22.9

© Сибирский государственный  
индустриальный университет, 2023

## Содержание

<i>Секция 1. Передовые технологии упрочняющей поверхностной обработки</i> .....	7
Структурно-фазовые состояния поверхности титана после электровзрывного науглероживания совместно с оксидом циркония и электронно-пучковой обработки .....	
А.В. Ионина, Е.С. Ващук, Е.А. Будовских, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов .....	9
Электронно-ионно-плазменный комплексный многоциклоый метод модификации поверхностного слоя высоколегированной стали аустенитного класса .....	
Ю.Ф. Иванов, В.В. Шугуров, Е.А. Петрикова, А.Д. Тересов, И.В. Лопатин.....	11
Макроскопическая локализация пластической деформации трехслойного композита .....	
С.А. Баранникова, Ю.В. Ли .....	13
Упрочнение и выглаживание аддитивных поверхностей титанового сплава ВТ6 электроискровой обработкой многокомпонентными электродами.....	
С. К. Муқанов, П. А. Логинов, М. И. Петржик, А. Е. Кудряшов, Е. А. Левашов.....	15
Изменение механических свойств аморфно-нанокристаллического металлического сплава воздействием лазерного излучения .....	
И.С. Сафронов, А.А. Неплюева.....	17
Crystal filling geometry of coordination spheres in the $DO_3$ superstructure.....	
M.D. Starostenkov, Z. Yang, G. Dong.....	19
Анализ влияния режимов комбинированного упрочнения титановых сплавов на усталостную долговечность и износостойкость.....	
М.Д. Романенко, В.В. Баринов, К.А. Бадиков, К.И. Сенцов .....	21
Исследование развития точечных дефектов в кристалле гранцентрированной кубической решётке .....	
М. Д. Старостенков, А. С. Кочкин, К. А. Теников, А. Ю. Варавина, Р. Е. Сальникова .....	23
Моделирование локального проплавления в поверхностном слое металлического сплава .....	
А. И. Ушаков, И. С. Сафронов .....	25
Микроструктурные и трибологические исследования новых износостойких покрытий для горношахтного оборудования .....	
В. К. Дробышев, А. Р. Михно, А. Н. Гостевская .....	27
<i>Секция 2. Проблемы прочности, пластичности материалов при внешних энергетических воздействиях</i> .....	29
Ostwald ripening accelerated by electropulsing.....	
Shengjun Xia, Wang Jie, Qiulin Li.....	31
Influence of boundary wave-like periodic structure on TI-NB and TI-ZR bioinert coating adhesion.....	
A.D. Filyakov, D. A. Romanov, K.V. Sosnin.....	33
Структура и свойства заэвтектического силумина, подвергнутого комплексной обработке.....	35
Ю. А. Шлярова, В. В. Шляров, Д. В. Загуляев, А. А. Серебрякова, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов .....	35
Modelling of processes during heat treatment of rails.....	
V.D. Sarychev, A.D. Filyakov, I.I. Chumachkov, S.V. Konovalov .....	36
Условия формирования бегающей шейки при одноосном динамическом растяжении .....	
И.Г. Вовнова, Я.Д. Липатникова, Ю.В. Соловьева.....	38
Молекулярно-динамическое моделирование влияния лазерной абляции на строение металла .....	
А.Н. Гостевская, А.В. Маркидонов, В.К. Дробышев, И.А. Панченко .....	40
Влияние параметров получения электронно-лучевой аддитивной технологией образцов интерметаллидов титан-алюминий на микротвердость.....	
Лю Юаньсюнь, Ж.Г. Ковалевская .....	42
Анализ причин ускорения насыщения поверхности металлов при электролитно-плазменной и иных видах электро-химико-термической обработки .....	
Д.Е. Капуткин, В.Н. Дураджи, Н.А. Капуткина .....	44
Критерий коробления при термической обработке при симметричном распределении температур .....	
Д.Е. Капуткин .....	46
Высокопрочные криогенные аустенитные CR-NI-MN стали, легированные азотом .....	
Л.М. Капуткина, И.В. Смарыгина.....	48

Mechanical characteristics and fracture surface of lead grade 2 destructed in a constant magnetic field.....	
A.A. Serebryakova, V.V. Shlyarov, D.V. Zaguliaev Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia .....	50
Влияние вибрации на процессы усталости конструкционных материалов и элементов .....	
О.Б. Скворцов .....	52
Управление свойствами полупроводниковых гетероструктур И МДП-наноструктур с помощью внешних полей.....	
Н. Е. Капуткина .....	54
Влияние внешних и собственных электромагнитных полей на пластические свойства металлических проводников.....	
В.И. Сташенко, О.Б. Скворцов.....	56
Создание макетных образцов композиционной балки. подготовка образцов к серии предварительных механических испытаний. ....	
Д. А. Дурасова.....	58
Features of the fracture surface of the AK5M2 alloy modified with Ti and irradiated by an electron beam.....	
A. A. Serebryakova, Yu. A. Shliarova, D.V. Zaguliaev, Yu.F. Ivanov.....	59
Влияние температуры на неоднородность пластической деформации FE-CR-NI сплава .....	
С.А. Баранникова, П.В. Исхакова .....	61
Моделирование консервативного движения дислокационных порогов для оценки интенсивности генерации точечных дефектов.....	
Д.Н. Черепанов .....	63
Влияние свойств элемента деформационной среды на формирование различных типов полос суперлокализации пластической деформации.....	
Я.Д. Липатникова, Ю.В. Соловьева, И.Г. Вовнова, Л.А. Валуйская, Н.Н.Белов .....	65
Изменение элементного и фазового состава, дефектной субструктуры образцов системы «пленка (титан) / (AK5M2) подложка», подвергнутых облучению электронным пучком .....	
В. В. Шляров, Д. В. Загуляев, Ю. А. Шлярова, А. А. Серебрякова, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов .....	67
Ориентационная зависимость характеристик поверхностных упрочненных слоев в монокристаллах аустенитной нержавеющей стали после ионно-плазменного насыщения .....	
Е.А. Загибалова, А.С. Нифонтов, Е.Г. Астафурова.....	70
Многоцикловая усталость технически чистого титана в условиях магнито-полевых воздействий .....	
В. В. Шляров, К. В. Аксенова, А. А. Серебрякова, Д. В. Загуляев.....	76
<i>Секция 3. Проблемы эксплуатации материалов в экстремальных условиях .....</i>	<i>79</i>
Deformation behavior of rail steel under uniaxial tension.....	
Aksenova K.V., Vashchuk E.S., Gromov V.E.....	81
Собственные акустические колебания как возможный фактор стресс-коррозии на магистральном газопроводе .....	
А.Б. Арабей, И.В. Ряховских, Т.Ю. Истомина, Д.Е. Капуткин, Д.И. Преферансов, С.И. Погуляев, В.А. Степанова .....	83
Механизмы упрочнения рельсовой стали при сжатии .....	
К.В. Аксёнова, Е.С. Ващук, В.Е. Громов, Ю.Ф.Иванов .....	85
Взаимное влияние грунтового электролита и углеродистой стали в процессе биологической коррозии при воздействии ультразвуковых колебаний.....	
Д. Е. Капуткин, Т. Ю. Истомина, В. А. Степанова, Д. И. Преферансов .....	88
Внутренние напряжения и их источники в рельсовых сталях .....	
Н. А. Попова, В. Е. Громов, М. А. Порфирьев <sup>2</sup> , Р. Е. Крюков, В. В. Шляров, А. А. Юрьев.....	90
Динамические механические нагрузки на проводящие элементы электромеханического оборудования, связанные с воздействием электрических и магнитных полей.....	
О.Б. Скворцов, В.И. Сташенко.....	91
Сопротивление ползучести модифицированного сплава TNM-B1 с глобулярной и ламеллярной структурой, полученного методом порошковой металлургии.....	
Г.М. Марков, П.А. Логинов, Е.А. Левашов .....	93
Структурно-фазовое состояние и свойства тонких пленок на основе In-Sn-O, напыленных на кварцевые стекла методом магнетронного распыления металлической мишени из сплава индия и	

олова .....	
Р.Б. Турсунханова, В.П. Сергеев, М.П. Калашников, О.В. Сергеев, В.В. Нейфельд.....	94
Электрохимическое поведение аморфного сплава $Fe_{80,22}Si_{8,25}Nb_{10,09}Cu_{1,44}$ в кислых средах с добавками роданида калия.....	
В.А. Федоров, Д.В. Балыбин, Т.Н. Плужникова, Д.Ю. Федотов.....	96
Deformation of different ribbon amorphous alloys under cyclic loading and uniform heating .....	
A.D. Berezner, V.A. Fedorov .....	98
Роль свободного объема при усталостном разрушении ленточных аморфных металлических магнитомягких сплавов.....	
В.А. Федоров, Т.Н. Плужникова, Д.Ю. Федотов, А.М. Подкауру.....	100
Внутренние напряжения и их источники в сталях с ОЦК решеткой.....	
Н.А. Попова, Е.Л. Никоненко.....	102
Прочностные, трибологические свойства и структурно-фазовые состояния рельсовых сталей.....	
М. А. Порфирьев, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, Ю. А. Шлярова, Р. Е. Крюков, Г. И. Черепанова.....	104
Эволюция структурно-фазового состояния и качеств рельсов из заэвтектидной стали при долговременной эксплуатации .....	
М.А. Порфирьев, В.Е. Громов, Р.Е. Крюков, А.А. Юрьев, Г.И. Черепанова .....	106
<i>Секция 4. Материалы на основе высоко- и среднеэнтروпийных сплавов, высоколегированные сплавы, методы их получения, структура, механические и функциональные свойства, механизмы деформации.....</i>	<i>109</i>
Температурная зависимость механических свойств и деформационное поведение образцов, полученных методом электронно-лучевого аддитивного производства с использованием проволоки из аустенитной нержавеющей стали .....	
Е.Г. Астафурова, Е.В. Мельников, С.В. Астафуров, М.Ю. Панченко, К.А. Реунова, А.В. Лучин, Е.А. Колубаев.....	111
The mechanical properties of WAAM-CMT AL-5SI alloy .....	
C. Su, S. Kononov .....	112
Структурно-фазовое состояние высокоэнтропийного сплава кантора после испытаний на разрушение .....	
А.Н. Гостевская, В.К. Дробышев, И.А. Панченко, С.В. Коновалов .....	114
Температурная зависимость механических свойств многокомпонентных сплавов системы $FeMnCrNiCo(N)$ .....	
Д.О. Астапов, К.А. Реунова, Д.Ю. Гуртова, Е.Г. Астафурова .....	116
Изменение микротвердости покрытий из высокоэнтропийных сплавов.....	
В. Е. Громов, М. О. Ефимов, Ю. А. Шлярова, И. А. Панченко, С. В. Коновалов .....	118
Теплостойкие сплавы повышенной твердости, сформированные плазмой в азоте.....	
Н. Н. Малущин, В. Е. Громов, Л. П. Бащенко .....	119
Влияние легирования водородом на механизмы деформации аустенитной стали при холодной прокатке.....	
Е. В. Мельников, Е. Г. Астафурова.....	121
Механизмы формирования структур в материалах при воздействии плазменных потоков.....	
электрического взрыва проводника.....	
С. А. Невский, В. Д. Сарычев, А.Ю. Грановский, Л. П. Бащенко*, В. Е. Громов, Д.В. Шамситдинов.....	122
Испытания на разрыв композиционных материалов на основе аморфных металлических сплавов марки 82КЗХСР и полимеров.....	
А.Д. Ошоров, И.В. Ушаков.....	124
Влияние старения на водородное охрупчивание высокоэнтропийных сплавов $Fe_{20}Cr_{20}Ni_{20}Mn_{20}Co_{20-x}N_x$ .....	
Д.Ю. Гуртова, М.Ю. Панченко, Д.О. Астапов, Е.Г. Астафурова .....	126
Эволюция дислокационных субструктур от деформации в медно-марганцевых сплавах.....	
Л.И. Тришкина, А. А. Клопотов, Т.В. Черкасова, В.И. Бородин, А.И. Потеев, Д.А. Иванова .....	128

Структурные исследования влияния легирования переходными металлами Cr, V и смесью на основе тугоплавких металлов на структурно-фазовое состояние в стали Гадфильда .....	
Н.А. Попова, А. А. Клопотов, Е.Л. Никоненко, В.И. Бородин, А.И. Потекаев .....	130
Влияние пластической деформации на структурно-фазовое состояние длительно эксплуатируемой стали 12Х1МФ .....	
Н.А. Попова, Е.Л. Никоненко, Н.В. Абабков, А.Н. Смирнов, В.И. Данилов .....	132
Структура и свойства покрытий из высокоэнтропийных сплавов FeCoCrNiMn и FeCoCrNiAl .....	
В.Е. Громов, С.В. Коновалов, Ю.Ф. Иванов, М.О. Ефимов, Ю.А. Шлярова, И.А. Панченко, Г.И. Черепанова .....	134
<i>Секция 5. Методы получения и обработки металлических и неметаллических материалов конструкционного и функционального применения .....</i>	<i>137</i>
Research of argon arc surfacing parameters influence on the babbitt intermediate layer structure in the manufacture of functionally organized layered compositions .....	
V. Y. Plyukhina, R. S. Mikheev .....	139
Получение двухкомпонентных металлических покрытий различной морфологии методом электроосаждения .....	
А.Г. Денисова, В.А. Данилов .....	141
Модификация структуры и механических свойств оксидной керамики ионной обработкой .....	
С.А. Гынгазов, В.А. Болтуева .....	143
Получение композиционных материалов на основе Ti-Al «гидридной технологией» .....	
Н.И. Каракчиева, В.И. Сачков, И.А. Курзина .....	145
Влияние дозы имплантации ионами Al на упрочнение сплава ВТ1-0 в мелкозернистом состоянии .....	
А.В. Никоненко, Н. А. Попова, Е. Л. Никоненко .....	146
Ultrasonic welding of PEEK plates with CF fabric reinforcement. the process optimization by the neural network simulation .....	
S. V. Panin, V. O. Alexenko, D. Yu. Stepanov, A. V. Vyakov, A. A. Bogdanov, D. G. Buslovich, and Defang Tian .....	148
Исследование процесса уплотнения порошков на основе диоксида циркония при спекании в присутствии малых добавок в виде легкоплавких оксидов в условиях термического нагрева и при нагреве пучком электронов .....	
С.А. Гынгазов, И.П.Васильев .....	150

---

# *Секция 1.*

*Передовые технологии упрочняющей  
поверхностной обработки*

---



## СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ СОВМЕСТНО С ОКСИДОМ ЦИРКОНИЯ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

А.В. Ионина<sup>1</sup>, Е.С. Ващук<sup>1</sup>, Е.А. Будовских<sup>2</sup>, В.Е. Громов<sup>2</sup>, Ю.Ф. Иванов<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Филиал Кузбасского государственного технического университета имени Т.Ф. Горбачева  
г. Новокузнецк, г. Прокопьевск, Россия, e-mail: ani-vo@yandex.ru

<sup>2</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

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

**Аннотация.** Методами сканирующей электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа исследована поверхность технически чистого титана после электровзрывного науглероживания совместно с оксидом циркония и электронно-пучковой обработки. Определены режимы последующей электронно-пучковой обработки, выравнивающей рельеф и элементный состав поверхности легирования. Выявлено формирование субмикроструктурной структуры поверхности комбинированной обработки и увеличение ее износостойкости в 1,3 раза.

**Ключевые слова:** электронно-пучковая обработка, электровзрывное легирование, науглероживание, оксид циркония, титан, сканирующая электронная микроскопия.

В последние годы получил развитие подход к упрочнению металлов и сплавов, при котором механическая прочность деталей обеспечивается применением экономичных низколегированных сплавов, а специальные свойства поверхности – локальным формированием на ней легированных слоев или нанесением покрытий, свойства которых соответствуют эксплуатационным требованиям. Легирование поверхностных слоев и нанесение покрытий с использованием концентрированных потоков энергии проводят, как правило, с целью повышения таких поверхностно чувствительных свойств как твердость, износ- и жаростойкость. Большой интерес вызывают методы упрочнения поверхности с использованием импульсных плазменных источников, поскольку они относительно дешевы, позволяют упрочнять сравнительно большие площади поверхности, сочетают термическое воздействие с легированием оплавляемых слоев. Примером такой обработки является электровзрывное легирование (ЭВЛ) металлов и сплавов.

Повышение свойств поверхности металлов и сплавов после ЭВЛ осуществляют с помощью электронно-пучковой обработки (ЭПО) [1-2]. Импульсные плазменные струи, используемые при ЭВЛ, и низкоэнергетические сильноточные электронные пучки имеют сопоставимые значения времени воздействия на поверхность, диаметра зоны обработки (~ 1 см) и поглощаемой плотности мощности (~1 ГВт/м<sup>2</sup>), что дает возможность их эффективного совместного применения. *Цель настоящей работы* – анализ структуры и свойств поверхности титана ВТ1-0, подвергнутого электровзрывному науглероживанию совместно с оксидом циркония и последующей ЭПО.

Электровзрывное легирование осуществляли на установке ЭВУ 60/10 при поглощаемой плотности мощности плазменной струи  $q_p = 5,5$  ГВт/м<sup>2</sup>. Взрываемым проводником служила углеродная лента массой 70 мг, в область взрыва вносили порошок оксида циркония массой 50 мг. Для ЭПО использовали установку «СОЛО», разработанную и созданную в Институте сильноточной электроники СО РАН. Плотность энергии пучка электронов  $E_s$  варьировали в пределах 45...60 Дж/см<sup>2</sup> при длительности импульсов электронной обработки  $\tau$ , равной 100 и 200 мкс, и количестве импульсов  $N$ , равном 10 и 20 имп. Частота следования импульсов составляла 0,3 с<sup>-1</sup>.

Исследования поверхности облучения осуществляли методами сканирующей электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа. Трибологические характеристики упрочненного слоя изучали, анализируя износостойкость и коэффициент трения.

Поверхность титана после ЭВЛ характеризуется формированием неоднородного покрытия. Анализ его структуры, выполненный методами сканирующей электронной микроскопии в обратно отраженных электронах, выявил резко различающиеся по контрасту участки. Основная часть поверхности окрашена в серый цвет; в белый цвет окрашены области глобулярной формы размерами от 5 до 30 мкм; в темный цвет – стержни длиной от 10 до 50 мкм и толщиной от 2 до 4 мкм. При съемке в обратно отраженных электронах более светлыми выявляются участки материала, обогащенные атомами циркония. Относительно малым атомным весом обладает углерод, следовательно, стержни являются частицами, образовавшимися при разрушении углеграфитовой ленты.

Исследования поверхности ЭВЛ после ЭПО показали, что в центральной части зоны воздействия пучка электронов, размеры которой увеличиваются от 10 мм при  $E_s = 45$  Дж/см<sup>2</sup> до 18 мм при  $E_s = 60$  Дж/см<sup>2</sup>, рельеф поверхности выглаживается. Формируется поликристаллическая структура, средний размер зерен которой увеличивается с ростом  $E_s$  от 10 мкм при 45 Дж/см<sup>2</sup> до 22 мкм при 50 Дж/см<sup>2</sup>. Увеличение  $E_s$  до 60 Дж/см<sup>2</sup> при  $\tau = 100$  мкс сопровождается формированием поликристаллической структуры с высоким уровнем разнотерности. Размер зерен изменяется в пределах от 3 до 40 мкм. Мелкие зерна группируются в отдельные области. Следовательно, при данном режиме облучения в поверхностном слое титана реализуются условия, способствующие протеканию процесса динамической рекристаллизации [3-6]. За пределами центральной зоны образца наблюдается структура, характеризующаяся различной степенью легирования поверхностного слоя. Поверхность легирования сглаживается, однако присутствуют микротрещины и микрократеры.

После ЭПО изменяется и элементный состав поверхностного слоя. В центральной зоне фиксируется однородный твердый раствор циркония в титане, содержащий сравнительно небольшое количество углерода. На границе центральной зоны и на периферии зоны ЭПО области, обогащенные цирконием и углеродом, сохраняются.

Износостойкость титана, определяемая по изменению площади поперечного сечения канавки износа, после ЭПО максимальна при  $E_s = 45$  Дж/см<sup>2</sup>,  $\tau = 100$  мкс,  $N = 10$  имп. и в  $\sim 1,3$  раза выше износостойкости титана в исходном состоянии. С увеличением  $E_s$  износостойкость облученных образцов снижается. При  $E_s = 60$  Дж/см<sup>2</sup> износостойкость несколько повышается при увеличении длительности и количества импульсов воздействия пучка электронов. Выявлено, что износостойкость облученной поверхности титана после ЭВЛ и ЭПО увеличивается при снижении коэффициента трения в режимах ЭПО, когда  $E_s$  равна 45...60 Дж/см<sup>2</sup>,  $\tau = 100$  мкс,  $N = 10$  имп.

Показано, что электровзрывное легирование технически чистого титана сопровождается формированием упрочненного слоя с субмикроструктурной структурой и неоднородным распределением по поверхности легирующих элементов. Выявлены участки, обогащенные либо атомами циркония, либо атомами углерода. Определены режимы последующей электронно-пучковой обработки, выравнивающей рельеф и элементный состав поверхности легирования. Показано, что износостойкость легированного слоя титана после электронно-пучковой обработки увеличивается в 1,3 по сравнению с основой при снижении коэффициента трения.

#### **Библиографический список**

1. Комаров Д.В., Коновалов С.В., Жуков Д.В. [и др.] Анализ современной ситуации в области применения электронно-пучковой обработки различных сплавов. Часть 2. Ползуновский вестник. 2022. № 3. С. 204-215.
2. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Рубанникова Ю.А. Повышение функциональных свойств сплавов электронно-пучковой обработкой. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 2. С. 129-134.
3. Телегин С.В., Лясникова А.В., Дударева О.А., Гришина И.П. [и др.] Лазерная модификация поверхности титана: технология, свойства, перспективы применения. Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2019. № 3. С. 70-73.
4. Токмачева-Колобова А.Ю., Прокошкин С.Д., Одинцова Г.В. [и др.] Сравнительное

исследование изменения структурно-фазового состояния титана и никелида титана при импульсном лазерном облучении. В книге: Физика конденсированных состояний. Тезисы II Международной конференции ФКС-2021, посвященной 90-летию со дня рождения академика Ю.А. Осипьяна (1931-2008). Черноголовка, 2021. 316 с.

5. Жевтун И.Г., Гордиенко П.С., Субботин Е.П. [и др.] Получение пористых материалов на основе титана с использованием лазерной обработки поверхности. Упрочняющие технологии и покрытия. 2019. Т. 15. № 10 (178). С. 456-460.

6. Токмачева-Колобова А.Ю. Исследование механизма наноструктурирования приповерхностных слоев титана при воздействии лазерными импульсами наносекундной длительности. Письма в Журнал технической физики. 2021. Т. 47. № 3. С. 40-43.

УДК 621.785.53; 539.25

## ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННЫЙ КОМПЛЕКСНЫЙ МНОГОЦИКЛОВЫЙ МЕТОД МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА

Ю.Ф. Иванов, В.В. Шугуров, Е.А. Петрикова, А.Д. Тересов, И.В. Лопатин

*Институт сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук  
г. Томск, Россия, e-mail: [yufi55@mail.ru](mailto:yufi55@mail.ru)*

**Аннотация.** В результате выполненных исследований, целью которых являлось установление закономерностей эволюции структуры, механических и трибологических свойств стали 20X23H18, подвергнутой комплексной обработке, сочетающей напыление на поверхность образцов стали 20X23H18 тонкой (0,5 мкм) металлической пленки (Ti), облучение импульсным электронным пучком системы «пленка/подложка» и последующее азотирование в плазме газовом разряде низкого давления, выявление, по результатам исследования структуры и свойств, оптимальных режимов модифицирования стали, выявлен режим обработки, позволяющий многократно повысить твердость и износостойкость стали.

**Ключевые слова:** многоцикловый режим, импульсный электронный пучок, азотирование, высоколегированная сталь, плазма газового разряда низкого давления, структура, свойства.

Осуществлена многоцикловая (5 циклов) комплексная обработка стали 20X23H18, сочетающая в каждом цикле напыление на поверхность образцов тонкой (0,5 мкм) металлической пленки (Ti) и облучение импульсным электронным пучком системы «пленка/подложка» (18 кэВ, 30 Дж/см<sup>2</sup>, 200 мкс, 0,3 с<sup>-1</sup>, 3 имп.). Выполнено азотирование в плазме газовом разряде низкого давления стали (793 К, 1, 3, 5 час.), поверхностно легированной титаном. Формирование системы «пленка (Ti) / (сталь 20X23H18) подложка», облучение импульсным электронным пучком и последующее азотирование проводилось в едином вакуумном пространстве на установке «КОМПЛЕКС».

Методами микрорентгеноспектрального анализа установлено, что при многоцикловом легировании облучение системы «пленка (Ti, 0,5 мкм)/(сталь 20X23H18) подложка» импульсным электронным пучком приводит к формированию поверхностного сплава, концентрация металлических элементов которого (ат. %): 30,4Ti-18,2Cr-32,7Fe-18,7Ni.

Методами рентгенофазового анализа выявлено, что в поверхностном слое стали в результате облучения системы «пленка/подложка» формируется многофазная структура, представленная α-фазой (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа, 13,9 масс. %), γ-фазой (твердый раствор на основе ГЦК кристаллической решетки железа, 31,2 масс. %), TiFe<sub>2</sub> (38,2 масс. %), NiTi (16,7 масс. %).

Микротвердость стали после 5-ти цикловой обработки HV = 5,3 ГПа, что выше твердости исходной стали в 2,3 раза и твердости исходной стали, облученной импульсным электронным пучком в указанном выше режиме, в 2,2 раза. Параметр износа k (величина, обратная износостойкости) и коэффициент трения μ после пяти циклов легирования стали титаном

составляют:  $k = 2,54 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$ ,  $\mu = 0,4$ .

Последующее азотирование стали, легированной титаном, привело к формированию в поверхностном слое нитридов титана состава  $\text{TiN}$  и  $\text{Ti}_{0,5}\text{Cr}_{0,5}\text{N}$ . С увеличением времени азотирования относительное содержание нитридной фазы увеличивается и при длительности азотирования 5 часов поверхностный слой стали сформирован преимущественно (97,8 мас.%) нитридами титана и хрома. Методами просвечивающей электронной микроскопии показано, что размеры частиц нитридной фазы изменяются в пределах от 10 нм до 25 нм (рисунок 1).

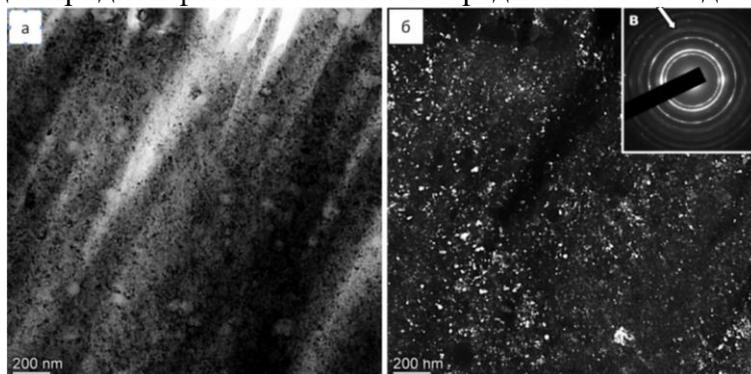


Рисунок 1 – Электронно-микроскопическое изображение структуры слоя стали на глубине (5-10) мкм, модифицированной в результате пятицикловой комплексной обработки; а – светлое поле; б – темное поле, полученные в близко расположенных рефлексах  $[220]\gamma\text{-Fe} + [212]\text{Cr}_2\text{N} + [222]\text{TiN} + [103]\text{Fe}_2\text{N}$ ; в – микроэлектродифрактограмма, стрелкой указаны рефлексы, в которых получено темное поле.

Установлено, что комплексная обработка стали сопровождается монотонным увеличением микротвердости с ростом времени азотирования. Наибольшей микротвердостью (14,2 ГПа) обладают образцы стали, поверхностно легированной титаном и подвергнутые последующему азотированию в течение 5 часов (рисунок 2, а). Толщина упрочненного слоя (70-75) мкм, максимальное значение твердости достигается в поверхностном слое (рисунок 2, б). Минимальный параметр износа и коэффициент трения выявлен в образцах поверхностно легированной стали после азотирования в течение 5 часов:  $k = 0,064 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$ ,  $\mu = 0,28$ .

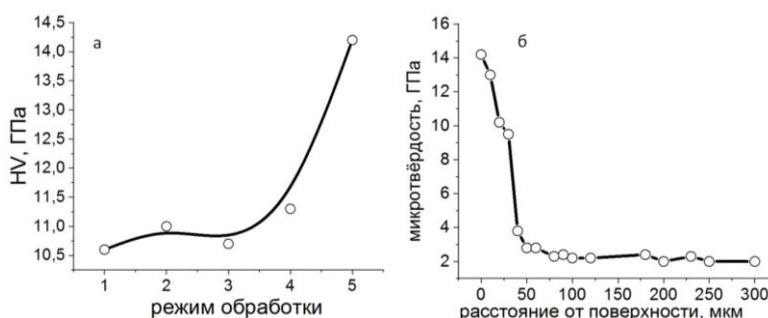


Рисунок 2 а – зависимость микротвердости от режима обработки стали; режим 1 – сталь после азотирования (793 К, 1 час.), 2 – сталь после облучения и азотирования (793 К, 1 час.), 3-5 – сталь после поверхностного легирования титаном и азотирования (793 К) в течение 1 (режим 3), 3 (режим 4), 5 (режим 5) час.; б – профиль микротвердости стали после поверхностного легирования титаном и азотирования (793 К) в течение 5 час

*Acknowledgements: Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 19-48-700010 (анализ структуры и свойств стали) и гранта Российского научного фонда № 19-19-00183, <https://rscf.ru/project/19-19-00183/> (многоцикловая обработка стали).*

УДК 669:539.381.296

# МАКРОСКОПИЧЕСКАЯ ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТРЕХСЛОЙНОГО КОМПОЗИТА

С.А. Баранникова, Ю.В. Ли

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения  
Российской академии наук (ИФПМ СО РАН)  
г. Томск, Россия, e-mail: [jul2207@mail.ru](mailto:jul2207@mail.ru)

**Аннотация.** Рассмотрены основные закономерности макроскопической локализации пластической деформации трехслойного материала - биметалла на основе соединения поликристаллического ГЦК сплава Fe-18%Cr-10%Ni и поликристаллического ОЦК сплава Fe-0,22%С с учетом влияния границ раздела на процесс пластического деформирования. Выявлено, что картины локализации пластической деформации при растяжении образцов биметалла имеют автоволновой характер. Зоны локализации пластической деформации зарождаются в областях соединения слоистого материала и распространяются сначала в основном слое  $Fe_\alpha$ , затем в плакирующих слоях  $Fe_\gamma$ .

**Ключевые слова:** биметалл, локализация деформации, ГЦК и ОЦК сплавы, автоволны.

В настоящее время в рамках традиционных подходов физики прочности и пластичности недостаточно внимания уделялось макроскопической стороне проблемы пластичности. В процессе изучения процесса пластического течения различных видов однослойных металлов и сплавов на макроскопическом уровне было выявлено, что процесс пластического течения склонен к неоднородности на всех этапах деформирования от начала до разрушения, принимая на всем пути различные закономерно меняющиеся формы [1]. Появление новых слоистых материалов - биметаллов, обладающих еще более сложным строением, требует рассмотрение процесса неоднородности пластического течения с учетом наличия основного, плакирующего слоя и области соединения материала.

В данной работе рассматривается процесс локализации пластической деформации трехслойного композита на основе соединения  $Fe_\alpha/Fe_\gamma$ . Образцы размерами  $50 \times 10 \times 2$  мм в форме двойной лопатки вырезались в направлении поперек проката. Одноосное растяжение выполнялось на испытательной машине LFM-125 со скоростью подвижного захвата 0,2 мм/мин при комнатной температуре. Для визуализации процесса макролокализации пластического течения использовались два бесконтактных метода: метод корреляции цифровых спекл изображения (DIC) и метод, основанный на вычислении статистики первого ранга спекл-структуры для оценки локальных скоростей поверхности.

В ходе проведения работы было выявлено, что на площадке текучести при  $\epsilon_{tot} = 0,006$  фронт локализации пластической деформации в виде полосы Чернова – Людерса (ПЧЛ) зарождается на верхней границе раздела плакирующий слой – основной слой ( $Fe_\gamma - Fe_\alpha$ ) и прорастает в основном и плакирующем слоях биметалла.

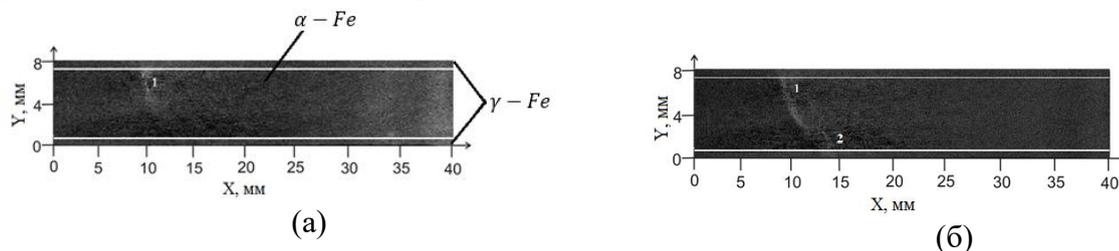


Рисунок 1 – Зарождение (а) и распространение (б) ПЧЛ на площадке текучести в биметалле

Для механизма формирования ПЛШ в плакирующем слое  $Fe_\gamma$  можно воспользоваться моделью расклинивания, предложенной Г.И. Баренблаттом [2]. Использование данной модели позволяет определить размер равновесной трещины при расклинивании твердого тела:

$$l = \frac{E^2 \cdot h^2}{4(1 - \mu^2)^2 \cdot K^2}, \quad (1)$$

где  $E$  – модуль Юнга,  $h$  – ширина клина,  $\mu$  – коэффициент Пуассона,  $K$  – модуль сцепления, характеризующий силовое взаимодействие краев трещины и являющийся константой материала.

Применяя модель расклинивания к зарождению ПЛШ в плакирующем слое на площадке текучести, в качестве клина рассматривалась ПЧЛ в основном слое  $Fe_\alpha$  (рисунок 3, рисунок 4) и подставляя соответствующие значения в формулу 1, была получена длина образовавшейся за клином трещины в плакирующем слое  $l = 19$  мкм.

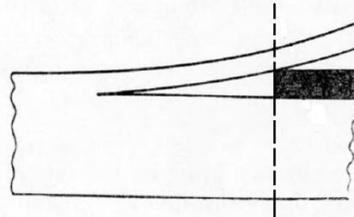


Рисунок 3 – Расклинивание балки в модели Г.И. Баренблатта

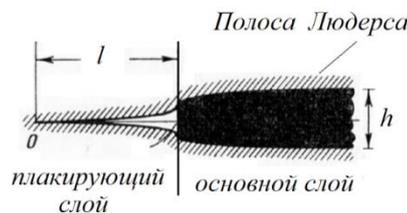


Рисунок 4 – Полоса Чернова – Людерса для модели расклинивания биметалла

На стадии параболического деформационного упрочнения в основном слое  $\alpha - Fe$  наблюдалось шесть стационарных эквидистантно расположенных очагов локализации пластической деформации  $\epsilon_{xx}$  с пространственным периодом  $\lambda = 4 \pm 1$  мм.

На стадии предразрушения биметалла неподвижные ранее очаги локализации пластической деформации в основном слое  $Fe_\alpha$  начинают согласованное движение с тенденцией к их слиянию к высокоамплитудному максимуму локальных деформаций (к месту формирования шейки и дальнейшему разрушению образца).

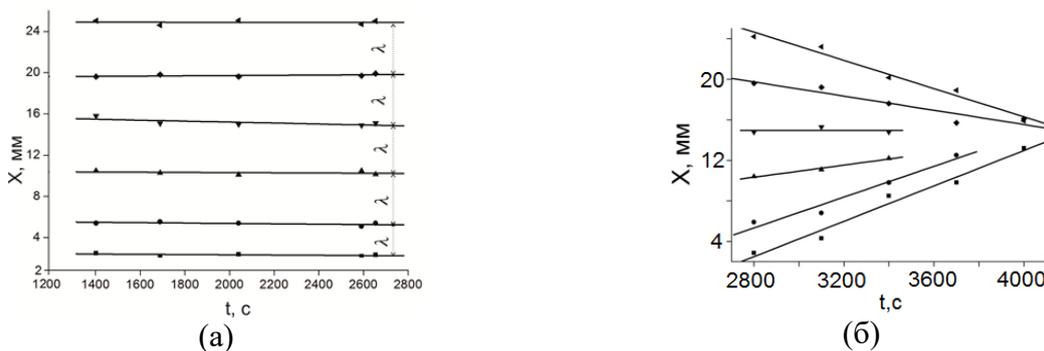


Рисунок 5 – Кинетические диаграммы пространственно-временной эволюции очагов локализованной деформации  $\epsilon_{xx}$  в основном слое биметалла на а) стадии параболического деформационного упрочнения и б) стадии предразрушения.

#### Библиографический список

1. Zuev L.V. Plastic flow as spatiotemporal structure formation. Part i. Qualitative and quantitative patterns / Khon Y.A. // Physical mesomechanics. 2022. V.25. P. 103-110.
2. Баренблатт Г.И. Математическая теория равновесных трещин, образующихся при хрупком разрушении // Прикладная механика и техническая физика. 1961. № 4. С. 3 – 56.

## УПРОЧНЕНИЕ И ВЫГЛАЖИВАНИЕ АДДИТИВНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ЭЛЕКТРОИСКРОВОЙ ОБРАБОТКОЙ МНОГОКОМПОНЕНТНЫМИ ЭЛЕКТРОДАМИ

С. К. Муканов, П. А. Логинов, М. И. Петржик, А. Е. Кудряшов, Е. А. Левашов  
*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
г. Москва, Россия. e-mail: smukanov@misis.ru*

**Аннотация.** В работе продемонстрирована возможность упрочнения и выглаживания аддитивных поверхностей титанового сплава ВТ6 путем электроискровой обработки многокомпонентными электродами из объемноаморфизуемого  $\text{Fe}_{48}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{V}_6$  и высокоэнтропийного  $(\text{FeCoCr})_{60}\text{Ni}_{40}$  сплавов.

**Ключевые слова:** селективное электронно-лучевое сплавление, сплав ВТ6, электроискровая обработка, многокомпонентные электроды, объемноаморфизуемый и высокоэнтропийный сплавы, механические и трибологические свойства

Широкий спектр конструкционных применений титановых сплавов обуславливается их низкой плотностью и превосходным сочетанием механических свойств. Аддитивная технология селективного электронно-лучевого сплавления (СЭЛС) позволяет получать титановые детали сложной геометрической формы [1], при сокращении расхода материала и времени производства. В то же время, как и другим сплавам, полученным СЭЛС, деталям из титановых сплавов свойственны повышенная шероховатость поверхности, что снижает их технологические и эксплуатационные характеристики. Для успешной реализации этой технологии необходима специальная локальная или полная обработка детали для доводки шероховатости поверхности до необходимого значения. Ранее было показано, что электроискровая обработка (ЭИО) никелевых и титановых сплавов легкоплавкими околоэвтектическими электродами на основе Fe [2] и Al [3, 4] устранить дефекты поверхностного слоя при растекании переохлаждаемого расплава, а также и упрочнить его в результате реакционного фазообразования.

Целью работы является анализ поверхностно-чувствительных свойств СЭЛС ВТ6 после ЭИО многокомпонентными электродами из околоэвтектического объемноаморфизуемого сплава (ОАС)  $\text{Fe}_{48}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{V}_6$  и так называемого высокоэнтропийного сплава (ВЭС)  $(\text{FeCoCr})_{60}\text{Ni}_{40}$ .

Стержневые электроды диаметром 3 мм из ОАС  $\text{Fe}_{48}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{V}_6$  были получены индукционной плавкой с струйной разливкой расплава в медную изложницу при давлении аргона 0,2 атм. Электроды из ВЭС  $(\text{FeCoCr})_{60}\text{Ni}_{40}$  были получены методом горячего прессования на прессе DSP-515 SA («Dr. Fritsch», Германия) в вакууме при температуре 950 °С, давлении 35 МПа и изобарической выдержке 3 мин. Сплав марки ВТ6 (состав в ат. %: 83,74 Ti, 10,98 Al, 4,08 V, 0,57 O, 0,24 Si, 0,24 Fe, 0,15 Zr (ГОСТ 19807–91)) был получен методом СЭЛС. Электроискровую обработку проводили на установке «Alier-Metal 303» в среде аргона. Трибологические испытания проводили на машине трения Tribometer (CSM Instruments, Швейцария) при комнатной температуре с возвратно-поступательным движением по схеме «стержень-пластина». Исследование механических свойств (твердости и модуля упругости) проводили на нанотвердомере Nano-HardnessTester (CSM Instruments Швейцария) при максимальной нагрузке 10 мН.

Найдено, что в результате воздействия электроискровых импульсов произошло локальное плавление и электрода, и подложки. Обработка аддитивных поверхностей титановых сплавов многокомпонентными электродами привела к формированию модифицированных слоев со средней толщиной ~16 мкм. Обнаружено, что при ЭИО многокомпонентными электродами образуется расплав, который растекается по поверхности титанового сплава, заполняя впадины глубиной до  $52,3 \pm 1,8$  мкм (рисунок 1). Это приводит к понижению шероховатости поверхности ( $R_a$ ) в 8...11 раз (таблица 1).

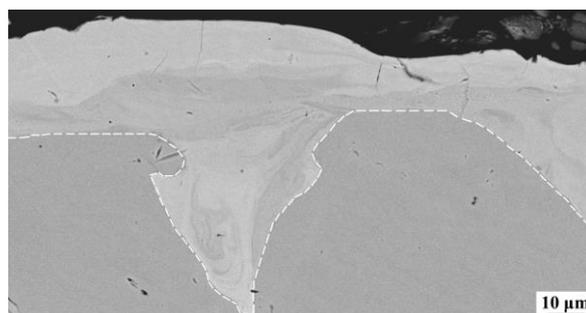


Рисунок 1 – Заполнение впадин расплавом при ЭИО СЭЛС ВТ6

Таблица 1 – Влияние ЭИО на свойства титановой подложки

Образец/нагрузка, Н	Приведенный износ образца, мм <sup>3</sup> /(Н·м)	R <sub>a</sub> , мкм	Твердость Н, ГПа	Модуль упругости E, ГПа
СЭЛС ВТ6 / 1 Н	1,60·10 <sup>-3</sup>	38,75 ± 3,00	4,8±0,5	139±6
ОАС слой / 1 Н	<10 <sup>-7</sup>	3,53 ± 0,31	10,1±0,2	157±26
ОАС слой / 2 Н	<10 <sup>-7</sup> *			
ВЭС слой / 2 Н	3,24·10 <sup>-5</sup> *	4,66 ± 0,28	9,9±0,9	157±15
Примечание: *Приложенная нагрузка – 2 Н				

По результатам трибологических испытаний СЭЛС образцов до и после ЭИО определена их износостойкость. Приведенный износ титанового сплава является самым высоким (10<sup>-3</sup>мм<sup>3</sup>/(Н·м)). Напротив, после обработки ОАС электродом бороздка износа при нагрузке 1 Н не обнаруживается, приведенный износ можно оценить, как менее 10<sup>-7</sup>·мм<sup>3</sup>/(Н·м), поэтому для испытаний данных образцов нагрузка была увеличена до 2 Н. Приведенный износ после обработки ВЭС электродом составил 3,24·10<sup>-5</sup>·мм<sup>3</sup>/(Н·м). По данным наноиндентирования ЭИО приводит к увеличению как твердости (в 2 раза), так и модуля упругости (в 1,2 раза) по сравнению с титановой подложкой. Таким образом, при близких значениях твердости и модуля упругости, износостойкость после обработки ВЭС ниже на 2 порядка. Это можно объяснить с учетом данных фазового анализа, который показывает, что модифицированный слой после обработки ОАС электродом содержит больше износостойких карбидных фаз.

#### **Благодарность**

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания (проект № 0718-2020-0034).

#### **Библиографический список**

1. А.И. Логачева, Ж.А. Сентюрин, И.А. Логачев Аддитивные технологии производства ответственных изделий из металлов и сплавов (обзор) // Перспективные материалы. - № 5. – 2015. – С. 5-15.
2. M.Petrzhik, V. Molokanov, E. Levashov On conditions of bulk and surface glass formation of metallic alloys. Journal of Alloys and Compounds, 2017, V. 707. P. 68-72.
3. С.К. Муқанов, А. Е. Кудряшов, М. И. Петржик Модифицирование поверхности титанового сплава ВТ6, полученного аддитивными технологиями, путем реакционной электроискровой обработки // ФиХОМ. – 2021. - № 3. – С. 30–39.
4. P.D. Enrique, E. Marzbanrad, Y. Mahmoodkhani, Z. Jiao, E. Toyserkani, N.Y. Zhou Surface Modification of Binder-Jet Additive Manufactured Inconel 625 via Electrospark Deposition, Surf. Coat. Technol. – V. 362. –2019. – pp. 141-149.

## ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

*И.С. Сафронов, А.А. Неплюева*

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
г. Москва, Россия, e-mail: issafronov@yandex.ru.*

**Аннотация:** дополнительная обработка поверхности лазерным импульсом может способствовать упрочнению металлических сплавов. Проведены исследования по влиянию наносекундных лазерных импульсов на механические свойства локальных областей многокомпонентного аморфно-нанокристаллического сплава в температурном интервале 923–973 К. Отмечено повышение микротвердости и оценена возможность торможения трещин на границе лазернообработанных участков.

**Ключевые слова:** аморфно-нанокристаллический материал, лазерная обработка, микротвердость, микротрещины.

Обработка поверхности лазерными импульсами в настоящее время применяется для решения ряда проблем, связанных с механическими, химическими и физическими свойствами материалов. Аддитивные технологии позволяют получить практически бездефектные металлические образцы с высокими прочностными свойствами. Лазерная обработка материалов в настоящее время получила широкое распространение, так как данная обработка позволяет повысить прочностные характеристики многих материалов [1, 2]. Проводятся научные исследования, включающие в себя различные методы обработки материалов: параллельное изменение температуры, давления, скорости подачи импульса, длины волны и так далее [3, 4]. Так, например, при совмещенном воздействии определенной температуры и определенного давления приводит к структурным перестройкам, что в свою очередь позволяет сохранить или увеличить механическую прочность и трещиностойкость обрабатываемого материала [5, 6].

Проведены экспериментальные исследования на тонких лентах многокомпонентного аморфного металлического сплава. Образцы для испытания переводили в аморфно-нанокристаллическое состояние путем термостатирования в течение  $10 \pm 0,05$  минут при температурах 923, 933, 953 и 973. После термической стабилизации структуры поверхность обрабатывалась на автоматизированной лазерной системе ELS-01 с двумерным пространственным режимом управления. Время воздействия одного импульса составляло около 20 нс при длине волны 1064 нм. Серией импульсов формировалась область в виде полосы за счет перемещения образца 0,01 м/с. Механические испытания проводили на микротвердомере ПМТ-3 с помощью пирамиды Виккерса внутри обработанных участков, в приграничных областях. Для сравнения изменения микротвердости индентирование проводили на необработанном материале.

Полученные результаты представлены в Таблице 1. Исходный аморфно-нанокристаллический материал обладает микротвердостью  $H_V$  12-13 ГПа. Внутри оплавленной зоны микротвердость снижается до  $H_V$  10-11 ГПа. Наблюдается постепенное увеличение микротвердости к границе лазернообработанной зоны. Отдаленные участки от места воздействия лазерного излучения менее подвержены перепадам температур. Изменения микротвердости при температуре отжига 933 К характеризуется плавным изменением. Это косвенно свидетельствует о стабильности структурного состояния аморфно-нанокристаллического материала [5,6]. Повышение микротвердости может быть связано с процессами осаждения и кристаллизации компонентов сплава из газовой фазы. Воздействие ударного давления при определенном изменении температуры также может привести к образованию стабильной структуры с повышенной микротвердостью [1, 2].

Таблица 1 – Зависимости изменения микротвердости от расстояния до центра зоны лазерной обработки при нагрузке на индентор до 0,94 Н.

Область индентирования	T	923	933	953	973
	S, mkm	Hv, GPa			
Центр области		1	1,9		
		15,6	11,4	11,4	10,8
Приграничный участок		18	12	12,2	15,6
		17,8	13,4	13,8	14,8
Исходный материал		17,6	11,8	14,6	14
		18,8	11,2	14	12

Вместе с незначительным снижением микротвердости внутри зоны лазерного воздействия отмечается снижение количества трещин. Исходный материал с температурой отжига выше 953 К разрушался хрупко при незначительном увеличении нагрузки индентором. Граница оплавленной области выступает энергоемким барьером для растущих трещин. Изменение характера разрушения на границе зоны лазерной обработки демонстрирует возможность повышения прочностных свойств сверхтвердых нанокристаллических материалов.

#### Библиографический список

1. Майсурадзе М.В., Рыжков М.А., Корниенко О.Ю., Степанов С.И. Индукционная и лазерная термическая обработка стальных изделий. уч.пос.; М-во науки и высшего образования РФ – Екатеринбург : Изд-во Урал ун-та, 2022. – 92 с.
2. Поут Дж.М. и др. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками. Изд-во: Машиностроение, 1987. – 424 с.
3. Kaputkin D.E., Kaputkina L.M., Prokoshkin S.D. Transformation of retained austenite during tempering of high carbon steel. // Journal de Physique IV. – 2003. – v. 112, October. – pp. 275-278.
4. Капуткин Д.Е. Способы закалки металлов из жидкости. // Технология металлов. – 2005, №9. – с. 47–53.
5. Ушаков И.В., Ошоров А.Д. Микроразрушение многослойного композита на основе аморфно-нанокристаллического металлического сплава. Вестник МАИ, 2022, Т.29 (3). С. 246–252. DOI 10.34759/vst-2022-3-246-252. – EDN SCIBSA.
6. Ушаков, И. В. Микроразрушение многослойного композита на основе аморфно-нанокристаллического металлического сплава / И. В. Ушаков, А. Д. Ошоров // Вестник Московского авиационного института. – 2022. – Т. 29. – № 3. – С. 246-252. – DOI 10.34759/vst-2022-3-246-252.

## CRYSTAL FILLING GEOMETRY OF COORDINATION SPHERES IN THE D0<sub>3</sub> SUPERSTRUCTURE

M.D. Starostenkov<sup>a\*</sup>, Z. Yang<sup>b</sup>, G.<sup>b</sup> Dong

<sup>a</sup>*Altai State Technical University, Lenin St. 46, 656038, Barnaul, Russia*

<sup>b</sup>*Yanshan University, West Hebei Avenue No.438, 066004, Qinhuangdao, China*

**Abstract:** In this paper, we present the results on the sequence of filling the coordination spheres with atoms of the components of the corresponding ordered phases according to the type of D0<sub>3</sub> superstructure based on the bcc lattice.

**Key words:** Superstructure D0<sub>3</sub>; coordination sphere; Atom.

The type of D0<sub>3</sub> superstructure was discovered by Hassell and Nilson in the Fe<sub>3</sub>Al alloy and Bradley et al in the Fe<sub>3</sub>Si alloy. The elementary cell of this type of superstructure is doubled relative to the bcc elementary cell (Fig. 1). It is represented by four elementary fcc lattices filled with atoms of type A and one of type B (composition A<sub>3</sub>B). According to the method for constructing the filling of coordination spheres with nodes developed in [1], the structure of filling with atoms of alloy components depending on the size of the D0<sub>3</sub> superstructure alloy nanoparticle is presented. Examples of filling the coordination spheres of the packing of D0<sub>3</sub> phase nanoparticles are given below (Table 1).

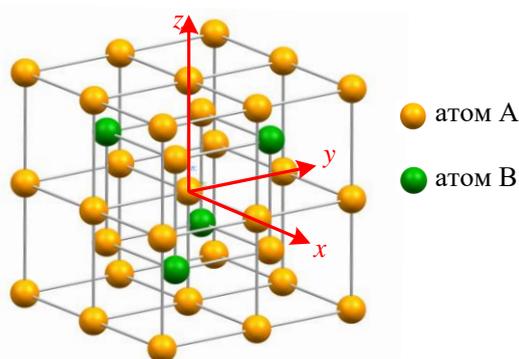


Fig. 1 – Elementary cell of superstructure for D0<sub>3</sub>

Table 1 – Crystal Filling geometry of coordination spheres in the D0<sub>3</sub> superstructure

No.	Indices	Atom A is taken as the center			Atom B is taken as the center		
		Type	Number	Graphics	Type	Number	Graphics
1	(1/2, 1/2, 1/2)	A-A	4		B-A	8	
		A-B	4				
2	(1, 0, 0)	A-A	6		B-A	6	
3	(1, 1, 0)	A-A	12		B-B	12	
4	(3/2, 1/2, 1/2)	A-A	12		B-A	24	
		A-B	12				
5	(1, 1, 1)	A-A	8		B-A	8	
6	(2, 0, 0)	A-A	6		B-B	6	

7	$(3/2, 3/2, 1/2)$	A-A A-B	12 12		B-A	24	
8	$(2, 1, 0)$	A-A	24		B-A	24	
9	$(2, 1, 1)$	A-A	24		B-B	24	
10	$(3/2, 3/2, 3/2)$	A-A A-B	4 4		B-A	8	
	$(5/2, 1/2, 1/2)$	A-A A-B	12 12		B-A	24	
11	$(2, 2, 0)$	A-A	12		B-B	12	
12	$(5/2, 3/2, 1/2)$	A-A A-B	24 24		B-A	48	
13	$(2, 2, 1)$	A-A	24		B-A	24	
	$(3, 0, 0)$	A-A	6		B-A	6	
14	$(3, 1, 0)$	A-A	24		B-B	24	
15	$(5/2, 3/2, 3/2)$	A-A A-B	12 12		B-A	24	
16	$(3, 1, 1)$	A-A	24		B-A	24	
17	$(2, 2, 2)$	A-A	8		B-B	8	
18	$(5/2, 5/2, 1/2)$	A-A A-B	12 12		B-A	24	
	$(7/2, 1/2, 1/2)$	A-A A-B	12 12		B-A	24	
19	$(3, 2, 0)$	A-A	24		B-A	24	
20	$(3, 2, 1)$	A-A	48		B-B	48	
21	$(5/2, 5/2, 3/2)$	A-A A-B	12 12		B-A	24	
	$(7/2, 3/2, 1/2)$	A-A A-B	24 24		B-A	48	

## Reference

- [1] Starostenkov M, Tabakov P, Romanenko V, et al. Regularities of coordination spheres in the crystal lattice of the cubic symmetry[J]. Procedia IUTAM, 2017, 23: 167-176.

## АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ КОМБИНИРОВАННОГО УПРОЧНЕНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ

М.Д. Романенко, В.В. Баринов, К.А. Бадиков, К.И. Сенцов  
 ФГБОУ ВО «Волгоградский государственный технический университет»  
 г. Волгоград, Россия, e-mail: romanenko.mihail2009@yandex.ru

**Аннотация.** В работе приведены данные испытаний по определению усталостной долговечности и износостойкости титановых сплавов ПТ-3В и ВТ22 в результате импульсного термосилового и ультразвукового упрочнения. Выявлены оптимальные режимы упрочнения для обоих сплавов.

**Ключевые слова:** электромеханическая обработка (ЭМО), безабразивная ультразвуковая финишная обработка (БУФО), титановые сплавы, усталостная долговечность, износостойкость.

Титановые сплавы, несмотря на ряд преимуществ и широкое применение в различных отраслях машиностроения обладают пониженными триботехническими показателями. Эти характеристики зависят от типа структуры, от степени ее дисперсности, формы кристаллической решетки, микротвердости, вида и способа смазки пар трения, температуры работы и других параметров. Отсутствие одного из этих параметров или определенная их несогласованность дополнительно вызывают возникновение, рост сетки микротрещин в поверхностном и приповерхностном слое, приводящем к снижению усталостной прочности и долговечности детали и надежности всей конструкции в целом.

В работах [1] авторы сообщают, что благодаря термомеханическим способам упрочнения возможно получение широкого спектра структур в титановых сплавах. Кинетика процессов нагрева и охлаждения при ЭМО позволяет в отличие от традиционной закалки в лучшей мере регулировать типы и комбинации структур титана.

В большинстве случаев ответственным за разрушение деталей и конструкций является поверхностный и приповерхностный слой. Таким образом, важно обеспечить достаточный комплекс физико-механических свойств детали от преждевременного выхода из строя посредством комбинированных технологий упрочнения.

Принципиальные схемы процессов ЭМО и БУФО обработок представлены на рисунке 1. Методики проведения исследования подробно изложены в работах [3-5].

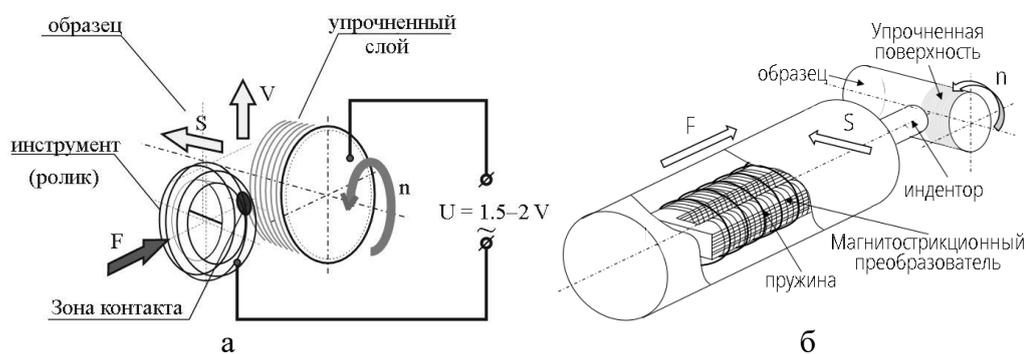


Рисунок 1 – Принципиальная схема ЭМО (а) и БУФО (б)

Эксперименты показали, что наибольшее увеличение усталостной долговечности для сплава ПТ-3В наблюдается на режиме ЭМО+БУФО (27% от исходного числа циклов –  $87 \cdot 10^3$ ) и режима БУФО (12%). Для сплава ВТ22 подобные эксперименты показали несколько иные результаты: значительный прирост долговечности произошел на режиме БУФО (до 83% при исходном числе циклов –  $55 \cdot 10^3$ ) и в 2 раза меньшее значение долговечности при комбинации ЭМО+БУФО (до 40 %) [3-4].

Испытания по определению износостойкости сплава ВТ22 показали, что максимальный прирост относительной износостойкости наблюдался для режимов ЭМО постоянным, нежели переменным током. Таким образом, ее повышение для режима ЭМО 600 А/мм<sup>2</sup> постоянным током в сравнении с исходным составило 40 раз, той же плотностью тока, но переменным – в 20 раз. Последующее старение при  $T=600$  °С;  $t=14$ ч. привело к повышению относительной износостойкости в 30 раз в сравнении с переменным током той же плотности и в 15 раз относительно исходных образцов.

Значительное упрочнение сплавов 5В и ПТ-3В в результате ЭМО объясняется высокими скоростями нагрева и охлаждения на поверхности образцов (до  $1 \cdot 10^5$  °С/с и  $3,2 \cdot 10^5$  °С/с [6]) и с его одновременной локальной пластической деформацией, способствуя образованию упрочненной ультрадисперсной структуры с повышенной твердостью, причем увеличивая плотность тока, силу прижатия ролика можно добиться более «жесткого» режима обработки. Несмотря на явное преимущество ППД (задание только сжимающих ОН), важным критерием повышения одновременно с долговечностью износостойкости и значительно микротвердости является создание ультра- и нанодисперсных частиц, благоприятные фазовые и химические изменения в структуре благодаря одновременному экстремальному термическому воздействию от тока ЭМО и давления ролика.

БУФО дробит структурные элементы без существенного фазового, химического изменения, тем самым способно эффективно повысить циклическую долговечность металлов. Также данная технология за счет повышения чистоты поверхности значительно снижает влияние концентраторов напряжений и формирует благоприятные (сжимающие) остаточные напряжения в поверхностном слое образца.

По мнению авторов, повышение износостойкости ВТ22 связано с образованием тончайшего (менее 10 мкм) высокопрочного слоя раствора внедрения преимущественно кислорода из воздуха при воздействии постоянного тока.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (проект № 22-29-01078) и РФФИ (проект № 20-38-90295 Аспиранты).*

#### **Библиографический список**

1. Ильин А.А. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства / А.А. Ильин, Б.А. Колачёв, И.С. Польшкин // М.: ВИЛС - МАТИ, 2009. - 520 с.
2. Lütjering, Gerd, Williams, James C., 2007. Titanium, 2nd ed. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg. – 10.1007/978-3-540-73036-1.
3. Влияние поверхностного упрочнения комбинированными термосиловыми воздействиями на усталостную долговечность и разрушение титанового сплава ВТ22 / В. П. Багмутов, В. И. Водопьянов, И. Н. Захаров [и др.]. – Текст : непосредственный // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2020. – № 6. – С. 65-75.
4. Закономерности развития усталостных повреждений титанового псевдо- $\alpha$ -сплава после интенсивных термосиловых обработок / В. П. Багмутов, В. И. Водопьянов, И. Н. Захаров [и др.] Металлы: научно-технический журнал / Российская академия наук. Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова М. – 2019. – № 3. – С. 73-81.
5. Bagmutov, Vyacheslav & Vodopyanov, Valentin & Zakharov, Igor & Ivannikov, Alexander & Bogdanov, Artem & Romanenko, Mikhail & Barinov, Vladislav. (2022). Features of Changes in the Surface Structure and Phase Composition of the of  $\alpha + \beta$  Titanium Alloy after Electromechanical and Thermal Treatment. Metals. – 12. – 1535. – 10.3390/met12091535.
6. Багмутов В.П., Денисевич Д.С., Захаров И.Н., Романенко М.Д., Фастов С.А. Математическое моделирование остаточных напряжений при импульсном термосиловом поверхностном упрочнении // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2019. – № 3. – С. 112-124.

## ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗВИТИЯ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В КРИСТАЛЛЕ ГРАНЕЦЕНТРИРОВАННОЙ КУБИЧЕСКОЙ РЕШЁТКЕ

М. Д. Старостенков<sup>1</sup>, А. С. Кочкин<sup>1</sup>, К. А. Теников<sup>1</sup>,  
А. Ю. Варавина<sup>3</sup>, Р. Е. Сальникова<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Алтайский государственный технический университет, г. Барнаул, Россия, *genphys@mail.ru*

<sup>2</sup>Алтайский государственный университет, г. Барнаул, Россия, *rsalnikova803@gmail.com*

<sup>3</sup>Алтайский архитектурно-строительный колледж, г. Барнаул, Россия,  
*e-mail: ananaz351@gmail.com*

**Аннотация:** было проведено моделирование и исследование развития (эволюции) в кристалле гранецентрированной кубической (ГЦК) структуры никеля (Ni). Исследование проводилось в два этапа, первый этап – свободно распространяемый пакет LAMMPS, второй этап визуализация дефектов в свободно распространяемом пакете OVITO.

**Ключевые слова:** структура кристалла, Ni, LAMMPS, EAM, дефекты в кристаллах, ГЦК.

При описании кристаллических твёрдых тел и их свойств часто используется модель "кристаллической решётки", которая является идеализированным представлением о правильном расположении атомов в пространстве. Однако такой подход не учитывает реальных изменений механических и физических свойств материалов, которые могут происходить в реальных условиях.

Существует множество способов классифицировать структурные дефекты в кристаллах, но наиболее распространенная схема основана на их размерности. В соответствии с этой схемой, структурные дефекты могут быть точечными (безразмерными), линейными (одномерными), поверхностными (двумерными) или объемными (трехмерными), в зависимости от того, как они простираются в пространстве. Каждый тип дефектов имеет свои уникальные геометрические свойства и оказывает различное влияние на механические и физические свойства кристалла. Важно учитывать, что классификация структурных дефектов может быть довольно сложной, так как она может зависеть от различных факторов, таких как химический состав кристалла, тип кристаллической решётки и условия формирования дефектов [3, 4].

Примесные атомы могут включаться в точечные дефекты, но настоящие точечные дефекты состоят из вакансий, промежуточных атомов и их комплексов. Они являются неизбежной частью дефектной структуры любого реального кристалла, и невозможно изготовить кристалл без точечных дефектов. Эти дефекты обладают рядом уникальных свойств, включая их невидимую природу, высокую подвижность и преобладание в термодинамически устойчивых кристаллах. Важно отметить, что наличие точечных дефектов может оказывать существенное влияние на механические, электронные и оптические свойства кристалла, поэтому понимание их характеристик и роли в свойствах материалов имеет большое значение в науке и технологии [1, 2].

При создании моделей межатомных взаимодействий необходимо учитывать ряд факторов, включая свойства исследуемого материала, а также задачи и цели численных экспериментов. Для моделирования металлов и сплавов часто используется модель встроеного атома (EAM) [5, 6, 7], которая представляет собой потенциальную энергию в виде:

$$U_{total} = \sum_i F(p_i) + 1/2 \sum_i \sum_j \phi_{ij}(r)$$

Для проведения нашего эксперимента был выбран кристалл никеля, содержащий 58 710 атомов, расположенных на гранецентрированной кубической решетке из 4 атомов на ячейку вдоль направления  $\langle 111 \rangle$ . Для симуляции нашего исследования было использовано четыре блока, но мы описываем здесь только часть полученных результатов.

Для начала симуляции был написан первый блок. Мы выбрали стиль единиц - металл,

используя команду "*units metal*". Далее мы установили граничные условия, используя команду "*boundary p p p*", что позволило сделать блок периодическим. Для задания стиля атомов в моделировании мы использовали команду "*atom\_style*".

Второй этап моделирования состоял в создании атомов в кристаллической решётке. Для этого мы использовали команду "*lattice fcc 3.5200*", которая создала решётку - набор точек в пространстве, определяемый элементарной ячейкой. Затем мы определили геометрическую область пространства с помощью команды "*region box block 0 10 0 10 0 10 units lattice*" и создали поле имитации на основе указанной области с помощью команды "*create\_box*".

Для определения взаимодействия между атомами в кристалле мы использовали модель погруженного атома, задав команду "*pair\_style eam*". Далее, мы установили попарные коэффициенты силового поля для различных пар типов атомов с помощью команды "*pair\_coeff \* \* Ni\_u3.eam*". Для построения попарных списков соседей мы задали параметры с помощью команды "*neighbor 2.0 bin*", а для использования этих списков установили дополнительные параметры с помощью команды "*neigh\_modify delay 3*".

Последний шаг нашей симуляции – это настройка вывода термодинамических данных и сохранение результатов в файл. Мы установили вывод следующих параметров с помощью команды "*thermo\_style custom step pe etotal temp*" и настроили его для вывода через каждые 100 шагов. Кроме того, мы создали файл *dump*, в котором будут храниться данные о координатах и скоростях всех атомов в пределах нашего исследования.

Алгоритм, представленный в данной работе, открывает широкие возможности для использования бесплатного программного обеспечения LAMMPS в исследованиях на атомарном уровне и моделирования кристаллических твердых тел. На основе выше изложенного алгоритма будут реализованы расчёты центров масс, анализ кластера и другие исследования. Представленный подход предоставляет исследователям широкие возможности для проведения дальнейших исследований в данной области, что способствует ускорению научного прогресса.

#### **Библиографический список**

1. Поведение квазибризерной моды в кристалле Pt 3Al при наличии точечных дефектов / П. В. Захаров, А. М. Еремин, Н. А. Манаков [и др.] // Вестник Оренбургского государственного университета. – 2015. – № 9(184). – С. 38-44. – EDN VHLJYH.
2. Чуканов, А. Н. Физика прочности и пластичности. Точечные дефекты в кристаллах: Учебное пособие / А. Н. Чуканов. – Тула: Тульский государственный университет, 2005. – 57 с. – ISBN 5-7679-0356-5. – EDN YNAFJO.
3. Численное моделирование трёхмерных дискретных бризеров в ГЦК решётке Ni / П. В. Лобзенко, И. П. Лобзенко, А. М. Баязитов [и др.] // . – 2016. – Т. 6, № 4(24). – С. 304-308. – DOI 10.22226/2410-3535-2016-4-304-308. – EDN YFTDNZ.
4. Упругие волны и их столкновения с N-краудионами в 3D компьютерной модели ГЦК кристалла Ni / Н. Н. Медведев, М. Д. Старостенков, П. В. Захаров, М. О. Сысоева // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2022. – Т. 19, № 1. – С. 17-24. – DOI 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.01.002. – EDN WAKCFV.
5. Воскобойников, Р. Е. эффективные -поверхности в плоскости {111} ГЦК-Ni И ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Li2Ni3Al / Р. Е. Воскобойников // Физика металлов и материаловедение. – 2013. – Т. 114, № 7. – С. 595. – DOI 10.7868/S0015323013070139. – EDN QAXIVB.
6. Анализ EAM и MEAM потенциалов для моделирования локализованных состояний кристаллов Ni3Al и Pt3Al / А. И. Чередниченко, П. В. Захаров, М. Д. Старостенков [и др.] // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2021. – Т. 18, № 2. – С. 188-195. – DOI 10.25712/ASTU.1811-1416.2021.02.006. – EDN AQXCOZ.
7. Волегов П.С., Герасимов Р.М., Давлятшин Р.П. Модели молекулярной динамики: обзор EAM-потенциалов. Часть 2. Потенциалы для многокомпонентных систем // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. 2018. № 2. С. 114–132.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ЛОКАЛЬНОГО ПРОПЛАВЛЕНИЯ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА

А. И. Ушаков, И. С. Сафронов

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»  
г. Москва, Российская Федерация, e-mail: [ushakov\\_a\\_i@mail.ru](mailto:ushakov_a_i@mail.ru)*

**Аннотация:** В работе исследуется специфика локального проплавления в поверхностном слое металлического сплава при нагреве поверхности образца. Исследование локального проплавления осуществляется методом компьютерного моделирования. Программа использует заданные пользователем начальные данные и свойства структурных составляющих.

**Ключевые слова:** нагрев поверхности, двумерная модель, компьютерное моделирование, локальные проплавления, сплошные проплавления

Локальный нагрев поверхности обычно проходит с высокой скоростью и приводит к протеканию фазовых переходов с существенными отличиями от традиционного поведения [1]. При этом охлаждение после такого нагрева, как правило также протекает по схеме быстрой кристаллизации или даже полной или частичной аморфизации [2].

Программа “Моделирование локального проплавления в поверхностном слое металлического сплава” генерирует двумерную модель (заданного размера) поверхностного слоя сплава (рисунок 1а). Размер моделируемой области вдоль оси X на один – два порядка больше, чем вдоль оси Y.

Пользователь задаёт начальные условия: температуру (рисунок 1б), а также свойства материалов: удельные теплоёмкости веществ (например, (рисунок 1в)) и т. д.

The screenshot shows three input sections of the software interface:

- а)** A section titled "Размеры модели (x, y)" with two input fields for the dimensions of the model.
- б)** A section titled "Начальная температура, К:" with one input field for the initial temperature.
- в)** A section titled "Для структурной составляющей с высокой температурой плавления удельная теплоёмкость вещества, Дж/(кг·К):" with one input field for the specific heat capacity of a component with a high melting point.

Рисунок 1 – Интерфейс программы: а) текстовые поля для ввода размеров модели и интерактивная инструкция; б) текстовое поле для ввода начальной температуры и интерактивная инструкция; в) текстовое поле для ввода удельной теплоёмкости веществ и интерактивная инструкция. Инструкция к параметрам ввода выводится на экран при заполнении поле в тексте до рисунка

Программа моделирует процессы, протекающие в случае нагрева поверхности материала (линейный размер X) до температуры, превышающей температуру плавления легкоплавкой составляющей (представленный в модели в виде локальных зон). При этом температура нагрева поверхности не превышает температуру плавления тугоплавкой структурной составляющей. Под действием нагрева (и последующего охлаждения) реализуются такие процессы, как: нагрев, плавление, кристаллизация и т. д.

Одними из наиболее важных характеристик модели являются: плотности структурных составляющих с учётом их изменения (область для ввода (рисунок 2), теплоёмкости (пример текстового поля для ввода (рисунок 1в), удельная теплота плавления и пр.

The screenshot shows three input fields for component densities:

- Field 1: "Плотность вещества с высокой температурой плавления, кг/м<sup>3</sup>:"
- Field 2: "Плотность вещества с низкой температурой плавления в твёрдом состоянии, кг/м<sup>3</sup>:"
- Field 3: "Плотность вещества с низкой температурой плавления в жидком состоянии, кг/м<sup>3</sup>:"

Рисунок 2 – Раздел окна программы для ввода плотностей компонентов сплава в различном агрегатном состоянии

Задача моделирования заключается в получении количественного описания закономерностей локального проплавления. Один из способов – поиск локальных расплавленных участков, образующих сплошные проплавления и их подсчёт по специальной методике. Результатом является числовое значение, для определённых размеров моделируемой части материала. Так как в программе используется генерация случайных чисел то и эта характеристика при дальнейших вызовах соответствующей части кода получится разной. Целесообразно для анализа использовать средние значения (порядка 10 результатов компьютерного моделирования (рисунок 3)), полученные при разных размерах моделируемой области.

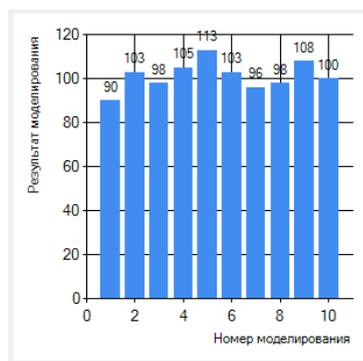


Рисунок 3 – Разброс результатов моделирования при использовании генератора случайных/квазислучайных чисел

Границы применимости модели выбираются исходя из структуры и свойств материала, для которого планируется проведение исследований.

Программа позволяет моделировать специфику лазерного проплавления в композитах и получать информацию о микроструктуре таких материалов.

#### **Библиографический список**

1. Kaputkin D.E., Kaputkina L.M., Prokoshkin S.D. Transformation of retained austenite during tempering of high carbon steel. // *Journal de Physique IV*. – 2003. – v. 112, October. – pp. 275-278.
2. Капуткин Д.Е. Способы закалки металлов из жидкости. // *Технология металлов*. – 2005, №9. – с. 47–53.
3. Ушаков И. В., Ошоров А. Д. Физические закономерности деформирования и разрушения двухслойного композиционного соединения полимер – нанокристаллическая металлическая пленка в условиях локального нагружения пирамидкой Виккерса // *Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии*. 2021. Т. 11, № 4. С. 95–107. <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2021-11-4-95-107>
4. Ушаков, И. В. Микроразрушение многослойного композита на основе аморфно-нанокристаллического металлического сплава / И. В. Ушаков, А. Д. Ошоров // *Вестник Московского авиационного института*. – 2022. – Т. 29. – № 3. – С. 246-252. – DOI 10.34759/vst-2022-3-246-252.

## МИКРОСТРУКТУРНЫЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ НОВЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ГОРНОШАХТНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

В. К. Дробышев, А. Р. Михно, А. Н. Гостевская  
 Сибирский государственный индустриальный университет  
 г. Новокузнецк, Россия, e-mail: [drobyshev\\_v.k@mail.ru](mailto:drobyshev_v.k@mail.ru)

**Аннотация:** представлены исследования по разработке новых составов порошковых проволок, используемых для наплавки изделий, работающих в условиях абразивного износа.

**Ключевые слова:** порошковая проволока, порошок титана, микроструктура, трибологические исследования, неметаллические включения, углеродфторсодержащая добавка.

Разработка материалов для проведения ремонтных работ, которые увеличивают срок службы, а также значительно повышают износостойкость вышеуказанных механизмов, кроме того использование технологии восстановления данной техники и механизмов, является важной и актуальной задачей [1-3].

Данная работа продолжает исследования по разработке новых составов порошковых проволок используемых для наплавки изделий, работающих в условиях абразивного износа в горнорудной промышленности, в частности изучение влияния введения в порошковые проволоки углеродфторсодержащих компонентов, а также введения в состав порошка титана на степень износа и твердость наплавленного слоя.

Химический состав наплавленных слоев металла, полученного с использованием изготовленной опытной проволоки приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав наплавленного слоя

№ образца	Массовая доля элементов, %												
	C	Cu	Mn	P	Ni	Si	Nb	V	Cr	Mo	Al	Ti	S
1Т	0,18	0,05	1,10	0,013	0,05	0,38	0,001	0,006	2,40	0,06	0,028	0,005	0,094
2Т	0,41	0,79	1,50	2,23	0,05	0,06	0,075	0,002	0,015	0,04	0,017	0,003	0,077

По результатам трибологических исследований наплавленного металла было установлено, что увеличение процентного содержание приводит к существенному изменению данных характеристик. Измерение твердости показало, что увеличение содержания титана в наплавочном слое приводит к линейному увеличению твердости готового изделия с 35,61 до 53,11 НRC. По результатам проведенных трибологических испытаний установлено, что происходит уменьшение интенсивности изнашивания в 3 раза.

При исследовании микроструктуры наплавленного слоя образцов 1Т и 2Т после электролитического травления установлено, что она имеет идентичное друг другу дендритное (столбчатое) строение, характерное для литого металла и представляет собой мартенсит.

При исследовании поверхности шлифов методом сканирующей электронной микроскопии образцов 1Т и 2Т были выявлены включения различной морфологии. Размер выявленных включений не превышает 18 мкм. Анализ химического состава данных включений, показал, что основными составляющими являются оксиды алюминия, кремния, титана и марганца, также присутствуют в незначительном количестве магний, натрий и кальций.

По результатам проведенных исследований, определено, что при увеличении содержания титана в составе шихты порошковой проволоки, способствует увеличению твердости наплавленного слоя металла, однако на основании химического анализа выявлено, что так же происходит увеличение содержания углерода, это связано с вводимой

углеродфторсодержащей добавкой в состав шихты порошковой проволоки при этом происходит увеличение содержания неметаллических включений, содержащих, элементы фтора, натрия и алюминия, которые в свою очередь могут неблагоприятно сказываться на физико-механических свойствах наплавленного слоя. Использование данной информации, позволит оптимизировать концентрацию углеродфторсодержащих добавок, позволяющих снизить загрязненность наплавленного слоя неметаллическими включениями.

*Работа выполнена в рамках государственного задания (шифр темы 0809-2021-0013)*

#### **Библиографический список**

1. D.V. Slinko, R.Yu. Solovov, A.V.Kaveshnik. Experience in the use of plasmapowder surfacing in the reduction of the semi-axes stages subway escalators. Trudy GOSNITI – Moscow. 2015 Vol. 121. p. 243 – 249.

2. Дураков В.Г., Гнусов С.Ф., Дампилон Б.В., Дехонова С.З. Влияние технологических параметров электронно-лучевой наплавки на структуру медно-хромовых композитов // Известия ТПУ. – 2012. – Т. 320. – № 2. – С. 80–86.

3. Дробышев, В. К. Разработка порошковой проволоки для наплавки деталей, использующихся в условиях интенсивного износа / В. К. Дробышев // КоМУ-2022: Материалы XIV Всероссийской школы-конференции молодых учёных с международным участием, Ижевск, 05–09 декабря 2022 года.

---

# *Секция 2.*

*Проблемы прочности, пластичности  
материалов при внешних  
энергетических воздействиях*

---



**OSTWALD RIPENING ACCELERATED BY ELECTROPULSING**Shengjun Xia<sup>1,2</sup>, Wang Jie<sup>1,2</sup>, Qiulin Li<sup>1,\*</sup><sup>1</sup> Shenzhen International Graduate School, Tsinghua University, Shenzhen 518055, China;<sup>2</sup> School of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China;

\* Correspondence: liql@sz.tsinghua.edu.cn; Tel.: +86-0755-26036032

**Abstract** The research on high-energy electropulsing treatment (EPT) of GH4720Li nickel-based superalloy mainly focuses on  $\gamma'$  strengthening phase. The research shows that electropulsing can cause the ripening of  $\gamma'$  phase in GH4720Li. The electric ripening model is based on the electromigration effect and LSW classical mean field theory. The experiment research shows that EPT can promote ripening speed. After the electropulsing process, the particle size distribution is more dispersed. The power law relation of average particle size evolution under electropulsing is one power relation. When the pulse current density is 109 A/mm<sup>2</sup> and the processing time is 20min, the hardness of GH4720Li can be increased by 15.5 %.

**Keywords:** nickel-based superalloy;  $\gamma'$  phase; electropulsing; ripening.

The strength of GH4720Li alloy can be improved by adjusting the size of  $\gamma'$  phase through the Ostwald ripening [1-3]. However, it is complicated and time-consuming to control the ripening process of the  $\gamma'$  phase through traditional heat treatment. Accelerating the ripening process through more efficient technologies is a promising research direction. Aiming at the phenomenon of ripening, Lifshitz, Slyozof, and Wagner independently proposed the classical mean field theory (also known as the LSW model) in 1959<sup>[4]</sup>.

$$\frac{dr}{dt} = \frac{2D\gamma V_m c_{eq}^{\infty}}{Rr(c^{\beta} - c^{\alpha})} \left( \frac{1}{\bar{r}} - \frac{1}{r} \right) \quad (1)$$

The average size  $\bar{r}$  of particles in LSW theory follows the following equation:

$$\bar{r}^3(t) - \bar{r}^3(0) = \frac{8D\gamma V_m c_{eq}^{\infty}}{9RT(c^{\gamma'} - c^{\gamma})} t = K_{LSW} t \quad (2)$$

The material used in this study is forged GH4720Li nickel-base superalloy. The superalloy was cut into rectangular samples (50mm×10mm×1.5mm) by a wire electrical discharge machine for subsequent electropulsing treatment. During the experiment, the current parameters were detected by a current transformer. The temperature of the sample was detected by a K-type thermocouple. After the treatment, the samples were air-cooled to room temperature. The processing parameters of EPT are shown in the table.

Table – Processing parameters of EPT.

Voltage (V)	Frequency (Hz)	Duration( $\mu$ s)	$j_m$ (A/mm <sup>2</sup> )	Time (min)	Temperature (K)
40	300	73	89	5/10/20/40/80	1053
50	300	73	109	2/5/10/20/40	1203
55	300	73	124	2/5/10/20/40	1263

The particle ripening under electropulsing differs from the particle ripening under heat treatment. EPT has not only a thermal effect but also an athermal effect. Therefore, the LSW model based on thermal effect is no longer applicable to describe the electric ripening process. The following formula can describe the ripening rate of the strengthened phase particles under EPT:

$$\frac{dr}{dt} = \frac{2D\gamma V_m c_{eq(\infty)}^{\gamma}}{RTr(c^{\gamma'} - c^{\gamma})} \left( \frac{1}{\bar{r}} - \frac{1}{r} \right) + \frac{3NDZ^* Z_C e(\rho_{\gamma} - \rho_{\gamma'}) \rho_{\gamma} j_0}{2KT N_e (c^{\gamma'} - c^{\gamma})(2\rho_{\gamma'} + \rho_{\gamma})} \left( 1 - \frac{\bar{r}^2}{r\bar{r}} \right) \quad (3)$$

This study iteratively calculates the particle size change with time through formula 3. The particle size is obtained from the statistics of SEM photos of the samples. The numerical calculation results show that the power law relation of average particle size evolution with time changes into one power relation.

$$\bar{r}(t) - \bar{r}(0) = K_{EPLSW}t \quad (4)$$

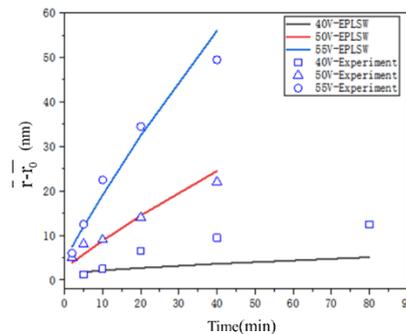


Figure 1 – The change of average particle size with time under electropulsing: the scattered points in the figure represent the particle size data obtained from the experiments, and the solid lines represent the particle size calculated by the electropulsing ripening model (EPLSW).

Figure 2 compares the hardness of GH4720Li alloy after electropulsing treatment (voltage 50V) and heat treatment. It can be seen that the evolution trend of the hardness of GH4720Li alloy after heat treatment is similar to that of EPT. With increasing processing time, the hardness value first increases and then decreases. When the heat treatment time is 1500 minutes, the hardness can be increased by 10%. However, EPT can increase the hardness of GH4720Li alloy to its maximum value in a shorter time and achieve an increase of 15.5% in hardness. This reflects that EPT is more efficient than traditional heat treatment.

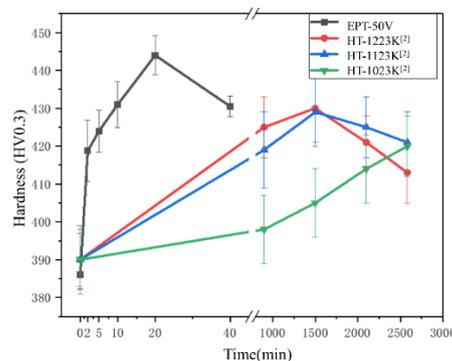


Figure 2 – Hardness of GH4720Li alloy after electropulsing treatment and heat treatment (the heat treatment data in the figure is from the literature [2]).

## REFERENCES

- 1 Gopinath, K., et al. Tensile properties of Ni-based superalloy 720Li: temperature and strain rate effects[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2008, 39: 2340-2350.
- 2 Hun-De, Zhu, and Wang Jing-Yun. The Morphology of Carbides and  $\sigma$ -Phase in Cast Nickel-Base Superalloys[J]. Practical Metallography, 1980, 17.12: 608-618.
- 3 Huron, E. S., et al. Development of High Temperature Capability P/M Disk Superalloys[J]. Superalloys-2008, TMS (2008): 181-190
- 4 Hillert, M. On the theory of normal and abnormal grain growth[J]. Acta Metallurgica, 1965, 13(3):227-238.

## INFLUENCE OF BOUNDARY WAVE-LIKE PERIODIC STRUCTURE ON Ti-Nb AND Ti-Zr BIOINERT COATING ADHESION

A.D. Filyakov, D. A. Romanov, K.V. Sosnin

*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, 654007, Russia*

*e-mail: [filyakov.1999@mail.ru](mailto:filyakov.1999@mail.ru)*

**Abstract.** In this paper, it was provided computer modelling of the stress-strain state on the boundary between bioinert Ti-Nb and Ti-Zr coating and titanium substrate. It was shown that the stress peaks occurred on the tops of the wave-like periodic structure on the boundary between the coating and substrate. Ti-Zr coating shows higher stress. There is a non-linear dependence between the size of the wave-like periodic structure and stress value.

**Keywords:** adhesion, bioinert coating, stress distribution, zirconium, niobium, electroexplosive spraying

Dental and orthopaedic implants have become a useful and reliable standard treatment option to replace tooth loss, as well as to repair bone defects. The majority of implants nowadays are fabricated using titanium and its alloys. Titanium (Ti)-based materials such as titanium alloys have been widely applied clinically in the field of orthopaedic and dental implants due to their high mechanical strength and biocompatibility.

However, some metal ions (Al, V etc.) released from the metallic implants due to corrosion cause adverse biological effects and harm normal cell metabolism.

The most efficient way to reduce ion release and implant corrosion is creating coating on metallic implants. Biocompatible and corrosion-resistant zirconium (Zr) has gained popularity as a material choice for orthopaedic and dental implants. Nb also offers great potential for dental applications due to its excellent biocompatibility and anti-corrosion properties.

The electroexplosive method, developing nowadays intensively, is used for spraying different coatings and also can be applied for Ti-Zr и Ti-Nb coatings development. The result archived by studying electroexplosive Ti-Zr, Ti-Nb coating, shows that Young's modulus of these coatings is lower as compared to Ti-6Al-4V titanium.

Dental implants are subjected to numerous loading cycles during their operation cycle. Because of that crack could start growing on the boundary between the coating and substrate. It should be noted that due to Rayleigh-Taylor instability on the boundary forms a wave-like periodic structure. To date, there is no investigation of the wave-like periodic structure influence on crack grow and adhesion of the coating.

The aim of this work is to investigate stress-strain distribution on the coating-substrate boundary and the influence of boundary periodic structured interface on coating adhesion.

A dental implant made of Ti6Al4V titanium alloy was used as the substrate. The explosive spraying of Ti-Zr and Ti-Nb coatings were carried out on the electro electroexplosive installation EVU 60/10M by an electric explosion of zirconium or niobium foils. The power density was 2.0 GW/m<sup>2</sup>. The weight of zirconium or niobium foils were 850 mg. The structure and morphology of sprayed coating and layer located near were analysed by means of scanning electron microscopy (Carl Zeiss EVO50 SEM).

The coatings' thickness was studied on the cross-sections by digital solutions Leica Application Suite. The Young's module investigation of Ti-Zr and Ti-Nb coating was provided at a low indenter load 50 mN by NHT-S- AX-000X Nano Indentation Tester.

The three 2d models were created to investigate the effect of the electro-explosive bioinert coating on the stress distribution near the implant-bone interface. The model diagram is shown in figure 1. The size of the wave-like periodic structure unit varies from 0,96 μm to 3,6 μm. All models were developed and performed in COMSOL Multiphysics® 5.5.

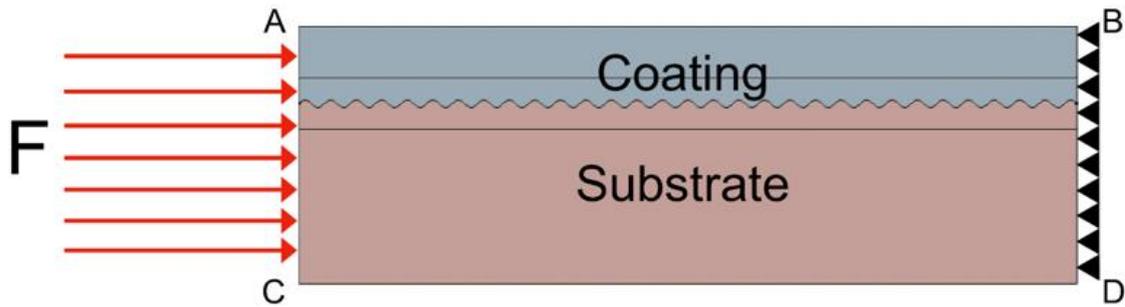


Figure 1 – Boundary and loading conditions

It was shown that under combined bending and compressive, the highest Mises stress values were located on the tops of wave-like periodic structures. Therefore, the tops of the wave-like periodic structures could be stress raisers and cause crack formation.

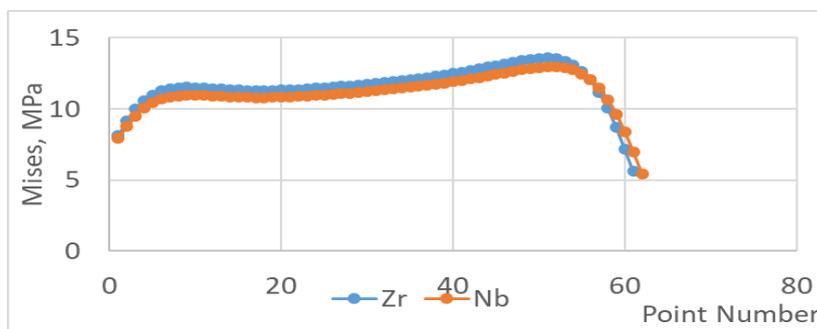


Figure 2 – Von Mises stress values on the tops of the wave-like periodic structures

The higher Mises stress was found in the model with Ti-Zr coating due to Young's modulus higher difference between coating and substrate. The average stress value is 2,3 % to 5,35 % more than in the model with Ti-Nb coating.

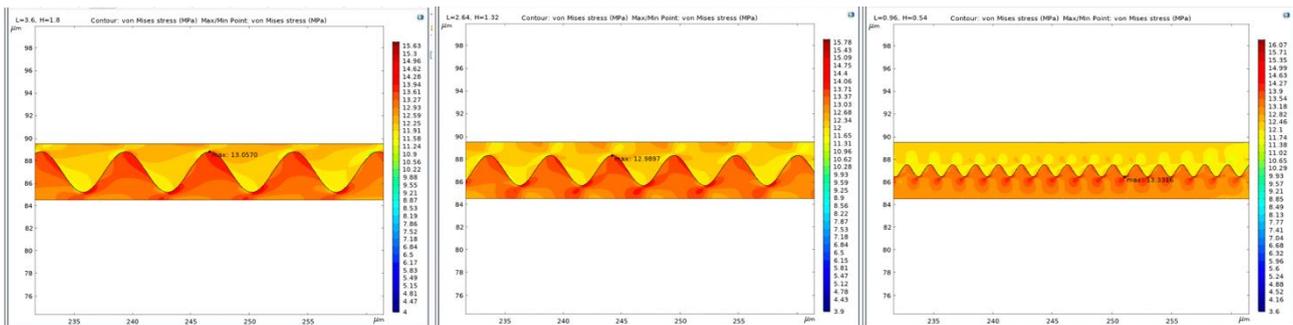


Figure 3 – Von Mises distribution at different size of the wave-like periodic structure unit

The study shows nonlinear dependence of the stress values of the wave-like periodic structure unit size. The smallest stress values were obtained in the model with a wave-like periodic structure unit size of 2,64  $\mu\text{m}$ . The obtained results warrant further exploration.

*The study was supported by the Russian Science Foundation grant No. 21-79-00035, <https://rscf.ru/project/21-79-00035/>.*

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА,  
ПОДВЕРГНУТОГО КОМПЛЕКСНОЙ ОБРАБОТКЕ**

Ю. А. Шлярова<sup>1</sup>, В. В. Шляров<sup>1</sup>, Д. В. Загуляев<sup>1</sup>, А. А. Серебрякова<sup>1</sup>,  
Ю. Ф. Иванов<sup>2</sup>, В. Е. Громов<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк*

<sup>2</sup> *Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск*

*e-mail: rubannikova96@mail.ru*

**Аннотация.** Методами современного физического материаловедения проведен анализ структуры и свойств заэвтектического силумина, подвергнутого комплексной обработке, сочетающей электровзрывное легирование поверхностного слоя порошком оксида иттрия и последующее облучение импульсным электронным пучком

**Ключевые слова:** заэвтектический силумин, оксид иттрия, электронно-пучковая обработка, поверхность, электронная микроскопия.

В работе осуществлена комплексная обработка силумина заэвтектического состава, сочетающая электровзрывное легирование поверхностного слоя порошком оксида иттрия и последующее облучение импульсным электронным пучком. Показано, что комплексная обработка сопровождается формированием в поверхностном слое многофазной субмикронанокристаллической структуры высокоскоростной ячеистой кристаллизации алюминия. Установлено, что объем ячеек кристаллизации обогащен атомами алюминия, т.е. сформирован твердым раствором на основе алюминия. Вдоль границ ячеек расположены нанокристаллические прослойки, сформированные частицами кремния и оксисилицида иттрия. Показано, что комплексная обработка при плотности энергии пучка электронов 25 Дж/см<sup>2</sup>, сопровождается повышением износостойкости модифицированных образцов в 7,9 раза и снижением коэффициента трения в 1,7 раза относительно литого силумина в исходном состоянии. Микротвердость модифицированного таким образом поверхностного слоя силумина увеличивается (относительно исходного состояния) в 1,5 раза. Увеличение плотности энергии пучка электронов до 35 Дж/см<sup>2</sup>, сопровождается увеличением (относительно образцов, модифицированных при плотности энергии пучка электронов до 25 Дж/см<sup>2</sup>) параметра износа силумина в 2,1 раза, коэффициента трения в 1,13 раза и снижением микротвердости в 1,3 раза, оставаясь, тем не менее, выше указанных характеристик силумина исходного состояния. Высказано предположение, что многократное увеличение износостойкости силумина, подвергнутого комплексной обработке (как относительно силумина в литом состоянии, так и относительно эвтектического силумина, модифицированного подобным образом), обусловлено присутствием в поверхностном слое не растворившихся при модифицировании включений кремния, окруженных структурой высокоскоростной ячеистой кристаллизации.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-79-10059, <https://rscf.ru/project/19-79-10059/>*

## MODELLING OF PROCESSES DURING HEAT TREATMENT OF RAILS

V.D. Sarychev, A.D. Filyakov, I.I. Chumachkov, S.V. Kononov

*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, 654007, Russia*

*e-mail: [filyakov.1999@mail.ru](mailto:filyakov.1999@mail.ru)*

**Abstract.** This paper describes a heat treatment of rail mathematical model, including temperature calculation and isothermal diffusion boundary problem. Rail's temperature distribution at different times was achieved. The temperature distribution in the rail templet at different moments is obtained. The temperature reduction of the surface layers of the rail head is higher than in the central parts. Based on the calculations, the growth of pearlite colonies was modelled.

**Keywords:** mathematical model, computational modelling, heat treatment, rails, pearlite.

### Introduction

Bainitic steel is the best choice to replace pearlitic steel as a new rail material for their better mechanical properties.

A range of research is needed to optimize current heat treatment equipment to develop bainitic steel rails. This range of studies includes mathematical modelling of the rail thermal treatment process. The aim of this work is an outline the main steps of rail heat treatment mathematical modelling

This work consists of two parts. The first one shows thermal modelling, the second one includes modelling of the austenite-to-pearlite transformation using the diffusion approximation.

### 2. Thermal modelling

The rail temperature distribution during the thermal treatment problem will be considered in the one-dimensional and two-dimensional forms [1]. In one-dimensional geometry, when the temperature is considered to depend on time and only depth, the analysis of the experimental cooling curve shows that there are two cooling modes: the first - the curve is convex and falls rapidly and the cooling rate of 7 °C/s is realized, In the second mode, the cooling speed is 2 °C/s.

The model takes into account the cooling mechanism change with different heat transfer coefficients identified by a comparison of the experimental and calculated data.

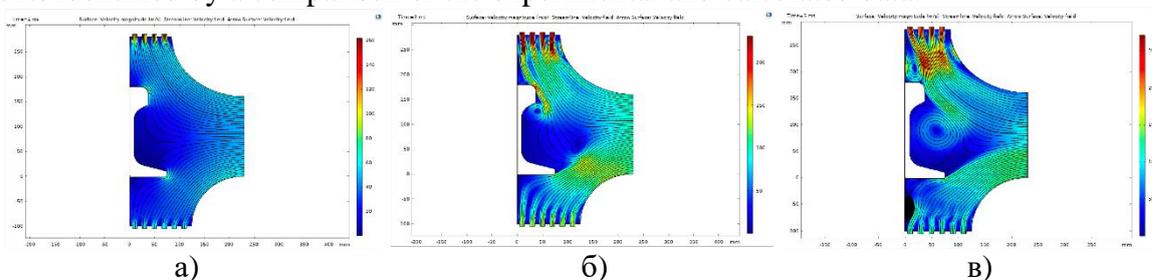


Figure 1 – airflow around the rail at different times:

a) 10  $\mu$ s; б) 50  $\mu$ s; B) 100  $\mu$ s.

The two-dimensional temperature distribution problem is solved in two stages: the first one is forced cooling by moving air, and the second is still air coolhouse. The first stage is conjugate temperature heat transfer problem solution. This problem includes Navier-Stokes equations, air flow convective thermal conductivity and heat transfer in rail. The model was created in Comsol Multiphysics to solve this problem (fig. 1). the second stage includes only the heat transfer problem. The value-boundary condition is the heat transfer coefficient. As a result of the simulation, the temperature distribution in the rail was obtained at various points in time in the areas of forced cooling and spontaneous cooling. It has been established that the decrease in the temperature of the surface layers of the rail head proceeds at a higher rate than in the central parts.

### 3. Modelling of the austenite-to-pearlite transformation

The modelling of the structural phase transformation during rail heat treatment includes Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) method, the phase field model and the diffusion equation.

Modelling of austenite-to-pearlite transformation using diffusion approximation is based on boundary value problem solution, described below.

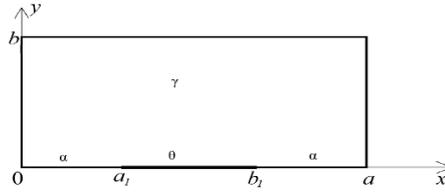


Figure 2 – perlite growth area model

The initial boundary value problem includes:

The diffusion equation limited coordinates  $0 < x < a; 0 < y < b$  :

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} D \frac{\partial c}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial y} D \frac{\partial c}{\partial y}$$

Boundary condition on the edges of the computation domain:

$$y = 0, 0 \leq x \leq a : \frac{\partial c}{\partial y}(x, 0) = 0; y = b, 0 \leq x \leq a : \frac{\partial c}{\partial y}(x, b) = 0;$$

$$x = 0, 0 \leq y \leq b : \frac{\partial c}{\partial x}(0, y) = 0; x = a, 0 \leq y \leq b : \frac{\partial c}{\partial x}(a, y) = 0$$

**The diffusion** coefficient depends on the concentration and is analytically written as:

$$D(c) = H(c_2 - c)(D_\gamma + (D_\alpha + D_\gamma)H(c_1 - c)) + D_\theta(c - c_2)$$

H(.) – Heaviside step function.  $c_1$  and  $c_2$  are determined by conditions

$$f_\alpha(T, c_1) = f_\gamma(T, c_1); f_\theta(T, c_2) = f_\gamma(T, c_2)$$

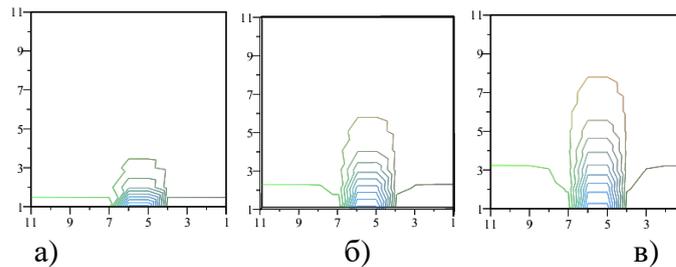


Figure 3 – Perlite growth model at at different times (blue lines).  $T=750^\circ \text{ K}$ .

a) 10  $\mu\text{s}$ ; б) 50  $\mu\text{s}$ ; B) 100  $\mu\text{s}$ .

### Conclusion

1. The mathematical model of rail heat treatment, including temperature computation and isothermal boundary value problem, was proposed.

2. The temperature distribution in rail was obtained at different times during force cooling and natural cooling. It was found that surface layer temperature decreased in the surface layers of the head has a faster rate than in the central parts.

3. Based on the performed calculation, the temperature distributions over the rail cross-section were obtained at various points in time and the growth of pearlite colonies was modelled.

*This work was supported by the Russian Science Foundation (project no. 22-79-10229).*

### REFERENCES

1. Sarychev V.D., Molotkov S.G., Kormyshev V.E., Nevsky S.A., Polevoy E.V. Simulation of differentiated thermal treatment of railway rails with compressed air. Ferrous metallurgy. 2020. Volume 63. No. 11-12. 907-914 S.

## УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ БЕГАЮЩЕЙ ШЕЙКИ ПРИ ОДНООСНОМ ДИНАМИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ

И.Г. Вовнова, Я.Д. Липатникова, Ю.В. Соловьева

Томский государственный архитектурно-строительный университет,

г. Томск, Россия,

e-mail: [irinavov12@mail.ru](mailto:irinavov12@mail.ru)

**Аннотация.** Исследовано явление формирования бегающей шейки при одноосном динамическом растяжении образца. Численный эксперимент проведен в конечно-элементной двухуровневой математической модели, включающей описание деформации в рамках механики упругопластической среды и дислокационной кинетики. Выявлены условия, характеризующие механическое поведение элемента среды, при которых формируются распространяющиеся (бегающие) шейки.

**Ключевые слова:** математическое моделирование, одноосное растяжение, элемент деформационной среды, локализация пластической деформации, бегающая шейка.

Характерной особенностью деформации в сверхпластическом режиме является то, что аномально высокие значения деформаций при одноосном растяжении сопровождаются формированием распространяющейся или «бегающей» шейки деформации. Наблюдается сопротивление материала образованию обычной, устойчивой шейки разрушения. Происходит упрочнение (замораживание) в зоне формирующейся шейки, препятствующее дальнейшей локализации деформации и, как следствие, распространение фронта деформации вдоль поверхности образца, обеспечивающее высокие степени деформации при растяжении.

Было показано [1], что для модельного описания «бегающей» (распространяющейся) шейки должна быть выбрана немонотонная кривая упрочнения элемента деформируемой среды, схематично изображенная на рисунке 1. Согласно критерию Консидера, при достижении напряжений значения  $\sigma_{k1}$  ( $\sigma_{k1} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ ) начинается формирование шейки. В точке  $\sigma_{k2}$  локализация деформации в шейке приостанавливается, при этом соседние элементы находятся на стадии кривой деформации, благоприятной для развития локализации. Локализация деформации переходит на соседние участки, шейка распространяется вдоль образца.

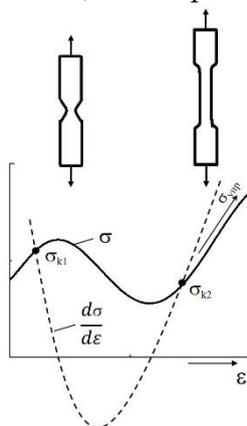


Рисунок 1 – Схематичное представление кривой упрочнения элемента деформационной среды, при которой возможно появление бегающей шейки.

В настоящей работе методом конечных элементов решалась задача одноосного динамического растяжения прямоугольного стержня длиной 14 мм при скорости деформации 30 м/с в полной трехмерной постановке. Численная реализация данной модели проведена в программном комплексе «РАНЕТ-3» [2].

На рисунке 2 показано, что упрочнение элементарного объема (критерий текучести Мизеса) задавалось двумя немонотонными зависимостями  $\sigma(\varepsilon)$ . В первом случае (кривая 1)

шейка является стабильной и не распространяется вдоль образца. Образуется локальное сужение, приводящее к дальнейшему разрушению. Для кривой 2 получена другая макрокартинка деформации (см. рисунок 3 б). Формируется локальное сужение образца, которое достигнув определенного значения, начинает распространяться вдоль образца. Одновременно с этим процессом с противоположной стороны образца возникает вторая шейка, которая распространяется навстречу первой в недеформированном объеме образца. Дальнейшее растяжение приводит к формированию третьей – устойчивой шейки деформации, в которой и происходит разрушение материала.

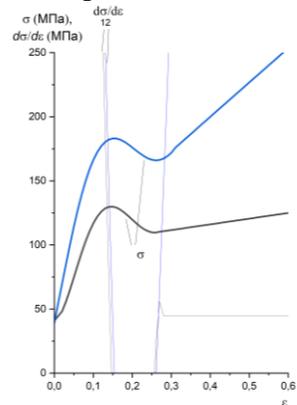


Рисунок 2 – Кривые упрочнения элементарного объема деформационной среды.

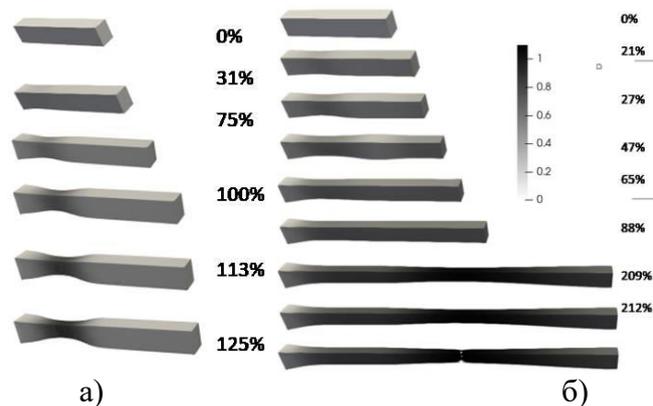


Рисунок 3 – Картины распределения интенсивности пластических деформаций, для разных зависимостей  $\sigma(\epsilon)$  элементарного объема: кривая упрочнения 1 (а) и кривая упрочнения 2 (б).

Условием формирования бегающей шейки при одноосном растяжении является реализация сценария развития деформации элемента среды по типу токовой неустойчивости (упрочнение – разупрочнение – упрочнение). Дополнительным обязательным критерием образования бегающей шейки и появления множественных шеек является повторное пересечение производной  $d\sigma/d\epsilon$  с кривой упрочнения  $\sigma(\epsilon)$  элемента деформационной среды.

*Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).*

#### Библиографический список

1. Старенченко В.А., Липатникова Я. Д., Соловьева Ю.В., Белов Н.Н., Валуйская Л.А., Вовнова И.Г. Токовая неустойчивость упрочнения микроэлемента деформационной среды как причина формирования бегающей шейки// *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2022. Т. 19. №4. С. 454-462. Doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.04.004
2. Югов Н.Т., Белов Н.Н., Югов А.А. Расчет адиабатических нестационарных течений в трехмерной постановке (РАНЕТ-3). Пакет программ для ЭВМ. Федеральная служба по интеллектуальной собственности, патентам и товарным знакам. Свидетельство о гос. Регистрации программы для ЭВМ №2010611042, 2010 г.

## МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛАЗЕРНОЙ АБЛЯЦИИ НА СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛА

А.Н. Гостевская<sup>1</sup>, А.В. Маркидонов<sup>1,2</sup>, В.К. Дробышев<sup>1</sup>, И.А. Панченко<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк*

<sup>2</sup>*Кузбасский гуманитарно-педагогический институт Кемеровского государственного университета, г. Новокузнецк*  
e-mail: [lokon1296@mail.ru](mailto:lokon1296@mail.ru)

**Аннотация.** В представленной работе приведены результаты молекулярно-динамического моделирования изменений поверхности ячейки при кратковременных высокоэнергетических воздействиях. Интерес к исследуемой теме обусловлен тем, что процессы, происходящие в поверхностном слое жидкости, влияют на ее кристаллизацию, приводя к различным физическим и геометрическим свойствам поверхности и причинам этого во всем материале.

**Ключевые слова:** ОЦК-кристалл, молекулярно-динамическое моделирование, лазерная абляция, высокоинтенсивное воздействие.

Короткоимпульсная лазерная абляция металлических мишеней лежит в основе многих практических приложений, начиная от высокоточной резки и сверления [1], заканчивая наноструктурированием поверхности и генерацией наночастиц с узким распределением по размерам и хорошо контролируемым композициям [2, 3]. Вычислительное описание этого разнообразного диапазона процессов является сложной задачей и требует сочетания различных вычислительных подходов, начиная от расчетов электронной структуры на основе квантовой механики [4] и заканчивая классическим моделированием молекулярной динамики [5], а также к кинетическому и гидродинамическому моделированию на уровне континуума [6].

Исследования структурных изменений структуры металлов при влиянии высоких температур исследовалось в рамках молекулярно-динамического моделирования. Ячейка для проведения расчетов представляется в форме параллелепипеда со сторонами  $15a_0 \times 100a_0 \times 10a_0$ , где  $a_0$  – параметр исследуемой кристаллической решетки. При построении модели использовалось 30000 ед. частиц, которые образуют модель кристаллографической ячейки, раздвоенная на 10 слоев по оси Y, каждый из которых имел определенное значение температуры и уменьшался по мере удаления от поверхности. После достижения равновесия температуры между электроном и фононом модель теплопереноса применяется для описания теплопереноса.

Для расчета температуры применялись параметры, приведенные в таблице 1.

Таблица 1 – Параметры, применяемые при расчетах

A	$q$ , МВт/см <sup>2</sup>	$\lambda$ , Вт/м·К	$a$ , м <sup>2</sup> /с	$\tau$ , с
0.68	3.5...6.5	80	$2.621 \cdot 10^{-5}$	$10 \cdot 10^{-12}$

Неровный нагрев образца, построенного при помощи моделирования, создает у поверхности сжатую область, которая может распространяться внутрь в виде волн давления и достигать противоположной границы при использовании свободных граничных условий, способствует высвобождению частиц.

После возрастания локальной температуры выше температуры плавления происходит фазовый переход, который приводит к росту в расчетной ячейке границы жидкой фазы. Следующий рост температуры приводит к отрыву частиц от расчетной ячейки. Исследование выявило, что отрыв частиц от поверхностного слоя происходит при температуре близкой к 4200 К.

На рисунке 1 показаны изменения в структуре расчетных ячеек.

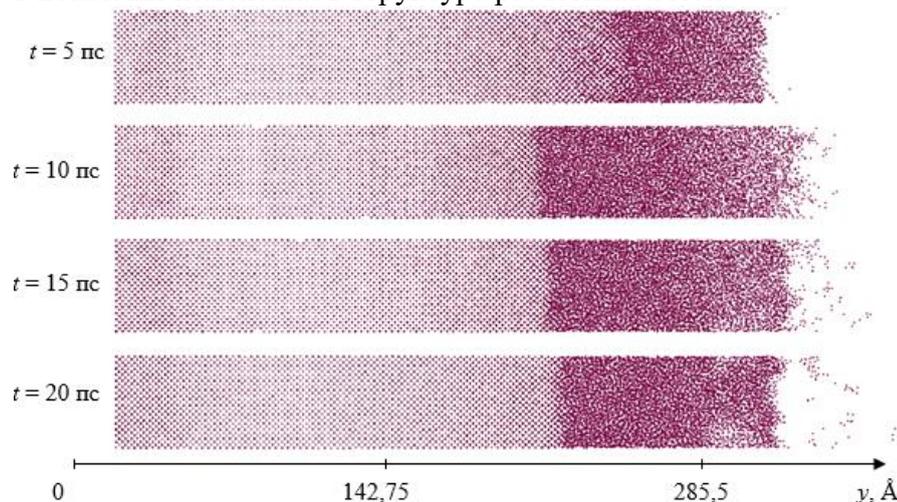


Рисунок 1 – Изображение кристаллической ячейки в различные моменты времени моделирования ( $q = 5 \text{ МВт/см}^2$ )

На рисунке 1 можно наблюдать распределение частиц около поверхности образца, построенного при помощи компьютерного моделирования в различные периоды времени. Частицы вне начальных границ кристаллической ячейки предположительно находятся в газообразном состоянии. При оценке было определено, что при 5 пс доля частиц насчитывает 3,31%, а ко времени окончания нагрева возрастает до 4,91%. При моделировании процесса охлаждения доля частиц, которые были за пределами начальной границы расчетной ячейки изменяются не сильно, но они влияют на образование агломерации около поверхности.

В результате проведенного исследования была построена модель с помощью метода молекулярной динамики, которая дает возможность провести изучение процесс абляции, происходящего под действием ультракоротких лазерных импульсов с низкими пиковыми плотностями излучения.

*Работа выполнена в рамках государственного задания 0809-2021-0013.*

#### **Библиографический список**

1. Гостевская А.Н. Молекулярно-динамическое моделирование лазерной абляции – Новокузнецк : Издательский центр СибГИУ, 2021. – Вып. 25. Ч. I. – С. 14 – 18.
2. Гостевская, А. Н., Маркидонов А.В. Исследование методом молекулярно-динамического моделирования процесса лазерной абляции – Ижевск: Удмуртский федеральный исследовательский центр Уральского отделения РАН, 2021. – С. 131 – 132.
3. Гостевская, А. Н. Молекулярно-динамическое моделирование лазерной абляции – Новокузнецк : Сибирский государственный индустриальный университет, 2021. – С. 14 – 18.
4. Гостевская А. Н., Маркидонов А.В. Изменение внутреннего строения металлов при воздействии лазерных импульсов – Пермь : Пермского национального исследовательского политехнического университета, 2021. – С. 60 – 63.
5. Гостевская А. Н., Маркидонов А.В., Коваленко В.В. Молекулярно–динамическое моделирование лазерной абляции – Минск : Белорусский государственный институт стандартизации и сертификации», 2021. – С. 21 – 22
6. Kuo J.-K., Huang P.-H., Chien S.-K., Huang K.-Y., Chen K.-T. Molecular Dynamics Simulations of Crater Formation Induced by Laser Ablation on the Surface of  $\alpha$ -Fe Substrate – MATEC Web of Conferences, 2018. – V.167. – 03011.

## ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПОЛУЧЕНИЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИЕЙ ОБРАЗЦОВ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ ТИТАН-АЛЮМИНИЙ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ

Лю Юаньсюнь\*, Ж.Г. Ковалевская

*Томский политехнический университет, 634050, г. Томск, Россия.*

*\* e-mail: [liuyuanx110@163.com](mailto:liuyuanx110@163.com)*

**Аннотация.** Проведено формирование однослойных интерметаллических соединений титан-алюминий, для образца использовались различные экспериментальные тока, было получено несколько экспериментальных образцов, проведен анализ состава образца и проведено сравнение микротвердости различных компонентов.

**Ключевые слова:** Электронный пучок, аддитивное производство, интерметаллид титан-алюминий, микротвердость.

Интерметаллические соединения имеют перспективу использования в качестве высокотемпературных конструкционных материалов, например, в аэрокосмической области. Среди интерметаллидных соединений выделяются сплавы системы Ti-Al, известны своей низкой плотностью (3.3-4.2 г/см<sup>3</sup>) [1]. Высокая прочность, отличная стойкость к высокотемпературному окислению, устойчивость к ползучести определяет сферу применения интерметаллидов системы Ti-Al.

Основными методами формования на данном этапе интерметаллидных сплавов системы Ti-Al являются литье и высокотемпературная ковка, но процесс сложный, а стоимость обработки высока, и трудно подготовить сложные конструктивные детали [2]. Поэтому нашло применение получение заготовок и готовых деталей методами аддитивных технологий [3]. В том числе электронно-лучевой технологией с применением проволок [4].

В настоящей работе исследовалось влияние величин силы тока электронно-лучевой технология на формование образцов из алюминиевой проволоки на титановой подложке на различных стадиях процесса аддитивного производства, а также изучается микроскопическая твердость интерметаллических соединений титан-алюминий при различных токах. Благодаря сравнению микроскопической твердости оптимально подбирается рабочий ток.

Работа выполнена на разработанной в ТПУ установке по электронно-лучевому наращиванию материалов [5]. Устройство включает вакуумную камеру с камерой плазменного излучения и модульный манипулятор, с помощью которого металлической проволокой могут быть получены образцы при разной силе тока 6,5 А, 8,0 мА и 9,5 мА.

Оценка механических свойств образцов, полученных ЕВМ производилась с помощью измерения микротвердости. Индентирование осуществляли с помощью прибора Nano Indenter G 200. В качестве индентора использовали пирамиду Берковича, нагрузка составляла 500 мН (50 г).

Рассмотрим, как меняются значения микротвердости в поперечном сечении образца, полученном при силе тока 9 мА. В образце присутствуют 3 основные зоны: зона чистого алюминия (слева), зона интерметаллических соединений (посередине) и зона чистого титана (справа), имеющие разные значения микротвердости (рисунок 1). Зона с высокими значениями микротвердости 4450-5550 МПа соответствует зоне формирования интерметаллидов.

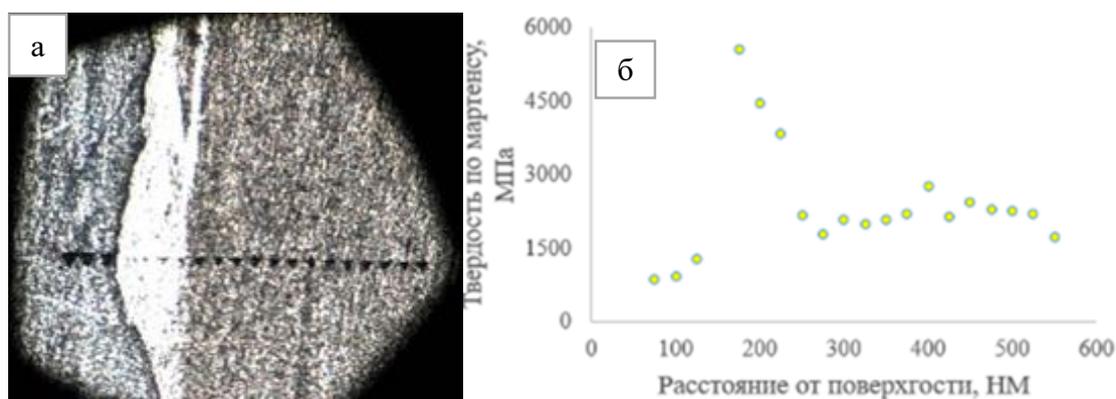


Рисунок 1 – Оптическое изображение отпечатков микротвердости образца (а), и значений нанотвердости (б).

В результате измерения микротвердости зоны интерметаллидов всех образцов обнаружено, что с увеличением силы тока микротвердость увеличивается. При силе тока 6.5мА она составляет 3650 МПа, 8.0мА – 4200 МПа, 9.5 мА – 5140 МПа.

В работе [4] исследован фазовый состав и структура образцов. В результате рентгеноструктурного анализа показано, что в зоне интерметаллидов фазовый состав соответствует фазам  $Al_3Ti$ ,  $TiAl$  и  $TiAl_2O_5$ . С увеличением силы тока увеличивается доля  $Al_3Ti$ . Как показано в работе [6] твердость  $Al_3Ti$  составляет 6000 МПа. Твердость  $TiAl$  меняется в интервале значений, в зависимости от состава. Поэтому зависимость между фазовым составом сплава и микротвердостью имеет сложный характер. В любом случае при увеличении силы тока и интенсивности перемешивания  $Ti$  и  $Al$  твердость интерметаллидного слоя растёт.

#### Вывод

С увеличением силы тока микротвердость интерметаллического соединения постепенно увеличивается, и возникает значительный разрыв с чистыми металлами, что доказывает, что изменяя параметры ЕВМ, можно получить желаемые результаты – сплав с высокой микротвердостью – до 5140 МПа.

Выбраны режимы для обеспечения формирования компактного материала и для дальнейшего наращивания 3D изделий: сила тока 8 мА или 9,5 мА.

#### Библиографический список

1. Liu C.T., Stiegler J.O., Froes F.H. Ordered Intermetallics. // ASM International, Metals Handbook, Tenth Edition. – 1990. – V.2. – pp. 913-942
2. Гринберг Б.А., Иванов М.А. Интерметаллиды  $Ni_3Al$  и  $TiAl$ : микроструктура, деформационное поведение. Екатеринбург: УрО РАН, – 2002. – 359 с.
3. Yadroitsev I., Bertrand P., Smurov I. Parametric analysis of the selective laser melting process //Applied surface science. – 2007. – Т. 253. – №. 19. – С. 8064-8069.
4. Liu Y., Hu Z. Investigation of the structure and phase composition of intermetallics of the ti-al system obtained by ebm //Перспективы развития фундаментальных наук. – 2022. – С. 139-141.
5. Pushilina N. S. et al. Beam current effect on microstructure and properties of electron-beam-melted Ti-6Al-4V alloy //Journal of Materials Engineering and Performance. – 2019. – Т. 28. – С. 6165-6173.
6. Корниенко Е.Е. и др. Интерметаллидные покрытия  $al_3ti$ , сформированные при помощи холодного газодинамического напыления и термической обработки //Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2020. – Т. 22. – №. 1. – С. 80-89.

## АНАЛИЗ ПРИЧИН УСКОРЕНИЯ НАСЫЩЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОВ ПРИ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ И ИНЫХ ВИДАХ ЭЛЕКТРО-ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Д.Е. Капуткин<sup>1</sup>, В.Н. Дураджи<sup>2</sup>, Н.А. Капуткина<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Московский государственный технический университет гражданской авиации,  
г. Москва, Россия e-mail: kaputkin@mail.ru

<sup>2</sup>ООО НПО «Промтехнопарк», г. Москва, Россия e-mail: vnduradji@mail.ru

<sup>3</sup>Московский авиационный институт (Национальный исследовательский университет),  
г. Москва, Россия e-mail: kaputkinana@mail.ru

**Аннотация.** Электролитно-плазменная обработка поверхности металлов – высокоэффективный и экологически чистый метод, при котором можно формировать диффузионные слои (химико-термическая обработка) и наносить металлические, керамические и композиционные покрытия на обрабатываемую поверхность. В данной работе осуществлена оценка энергии ионов в парогазовой оболочке, перемещающихся к поверхности активного электрода, и проанализированы причины ускоренной диффузии легирующих элементов внутри обрабатываемого материала при различных видах электро-химико-термической обработки.

**Ключевые слова:** электролитная плазма, разряд, диффузия, покрытие, поверхность, электро-химико-термическая обработка

Одним из вариантов электро-химико-термической обработки (ЭХТО), ускоряющей насыщение обрабатываемой поверхности в 10-1000 раз [1] по сравнению с обычной химико-термической обработкой (ХТО) за счёт электрических разрядов, является электролитно-плазменная (ЭПО) при анодном (искровые разряды) и катодном (микродуговые разряды) процессах, что определяется тем, какой электрод является «активным» – то есть, обрабатываемым объектом. ЭПО проводится при высоких напряжениях (100...600 В), вокруг активного электрода идёт интенсивное газовыделение. Пузырьки сливаются в парогазовую оболочку (ПГО), где возникают микроаряды [2]. ПГО состоит из H<sub>2</sub>O, OH<sup>-</sup>, H<sup>+</sup> и ионов, входящих в состав электролита. На ПГО происходит основное падение напряжения, напряженность электрического поля в ПГО достигает 10<sup>6</sup>–10<sup>7</sup> В/м [3]. При ЭПО стали проводят насыщение поверхности легкими элементами: N, C, B, а также одновременно несколькими элементами, в том числе, металлами (W, V, Mo, Ti). Процессы, протекающие в электролитной плазме, во многом аналогичны процессам, проходящим при других видах ЭХТО, в том числе при обработке в тлеющем разряде (ХТОТР) [4] и микродуговой химико-термической обработке (МДХТО), проводимой в контейнере с насыщающими элементами (C, B, Cr, Mo, W, V) [5].

Целью данной работы является анализ процессов, ускоряющих насыщение поверхности изделий легирующими элементами при ЭХТО, в частности ЭПО.

Экспериментально определенная толщина ПГО для анодного процесса составляет 0,1-0,6 мм [2], а для катодного – 0,2-1,2 мм [6]. Численные оценки средней толщины анодной оболочки, полученные для различных условий нагрева, дают значения 0,35±0,55 мм [7].

Инородный атом при ХТО участвует в нескольких последовательных процессах: 1. Попадание в газовую фазу в составе молекулы; 2. Ионизация (при ЭХТО); 3. Перемещение к обрабатываемой поверхности; 4. Адсорбция на обрабатываемую поверхность; 5. Диссоциация; 6. Абсорбция в поверхность; 7. Диффузия в насыщаемый материал. При ЭХТО насыщающие элементы перемещаются к обрабатываемой поверхности в виде ионов, ускоряемых электрическим полем. При подлёте к обрабатываемой поверхности «тяжёлый» ион обладает энергией ~10 эВ, что соответствует эффективной температуре ~10<sup>4</sup> К, как, например, при молибденировании стали в анодном процессе, где электролит содержал 12-молибдофосфорную гетерополиоксиду [H<sub>3</sub>PMo<sub>12</sub>O<sub>40</sub>]·nH<sub>2</sub>, (n≤32). С такой дополнительной

энергией ион движется практически перпендикулярно обрабатываемой поверхности, поэтому ускоряется не только процесс 3, но и процессы 4-6.

Однако, вся дополнительная энергия ионов диссипирует на глубинах в единицы атомных слоёв и не может вызывать ускорение диффузии при ЭХТО. Некоторые авторы необоснованно видят в этом ускорении влияние электромиграции («электронного ветра») (при активном аноде). Однако, реальная причина многократного ускорения диффузии при ЭХТО – неоднородность по пространству и нестационарность по времени распределения каналов искровых и/или микродуговых разрядов. Это вызывает локальные резкие изменения температуры поверхности и плотности тока (и, соответственно, температуры) внутри обрабатываемого материала. Столь неоднородное и нестационарное температурное поле приводит к возникновению переменных по знаку и времени внутренних напряжений (эффект Н.В.Гевелинга [8]), которые резко ускоряют диффузию, снижая её энергию активации [9]. Аналогичное ускорение имеет место при воздействии ультразвука [10] или лазерного нагрева [11], импульсном нагружении [12], а также при наличии внутренних микронапряжений, вызванных дефектами решётки [13] или фазовыми превращениями [14].

**Выводы:** 1. Предложена модель, объясняющая ускоренный рост толщины диффузионного слоя при ЭХТО по сравнению с газовой ХТО, учитывающая ускоренное движение бомбардирующих ионов и неоднородность и нестационарность распределения температуры под обрабатываемой поверхностью, вызванную протеканием электрических разрядов. 2. Показан пренебрежимо малый вклад модели электромиграции («электронного ветра») в ускорение диффузии при ЭХТО.

#### **Библиографический список**

1. Богачев И.И., Климов В.Н. Анализ современных методов увеличения глубины азотированного слоя в сталях. Вестник МГТУ «Станкин», 2016, т. 37, № 2, с. 57-61.
2. Дураджи В.Н., Парсаданян А.С. Нагрев металлов в электролитной плазме. Кишинев: Штиинца, 1988. 216 с.
3. Воленко А.П., Бойченко О.В., Чиркунова Н.В. Электролитно-плазменная обработка металлических изделий. Вектор науки ТГУ. 2012. № 4. с. 144-147.
4. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д. Азотирование стали. М.: Машиностроение, 1976. 312 с.
5. Степанов М.С., Домбровский Ю.М., Пустовойт В.Н. Диффузионное насыщение углеродистой стали в режиме микродугового нагрева. Металловедение и термическая обработка металлов. – 2017. № 1 (739). с.54–57.
6. Ганчар В.И., Згардан И.М., Дикусар А.И. Анодное растворение железа в процессе электролитного нагрева. Электронная обработка материалов. 1994. №4. с. 69-77.
7. Капуткин Д.Е., Дураджи В.Н., Капуткина Н.А. Ускоренное диффузионное насыщение поверхности металлов при электро-химико-термической обработке. Физика и химия обработки материалов. 2020, № 2, с. 48-57.
8. Гевелинг Н.В. Поверхностная электротермообработка. М.: ОНТИ, 1936. 135 с.
9. Спектор А.Г. О существовании эффекта Гевелинга. Журнал технической физики, 1951, т.21, вып.10. – с.1153-1156.
10. Кулемин А.В., Голиков В.М., Лазарев В.А. Диффузия углерода в железе при ультразвуковом воздействии. Физика металлов и металловедение. 1973. Т. 36. № 4. с. 785-789.
11. Ушаков И. В., Симонов Ю. В. Управление физико-механическими свойствами поверхности титановых сплавов короткоимпульсным лазерным излучением // Вестник Московского государственного областного университета. Серия: Физика-математика. 2019. № 4. С. 30–42.
12. Лариков Л.Н., Фальченко В.М., Мазанко В.Ф. Аномальное ускорение диффузии при импульсном нагружении металлов. Доклады Академии Наук СССР. 1975. Т.221, № 4, с. 1073-1075.
13. Штремель М.А., Капуткин Д.Е. Роль вакансий в распаде мартенсита. Физика металлов и металловедение. 1991. Т.71, № 12. с. 174-177.
14. Капуткин Д.Е. Взаимосвязь термокинетических параметров диффузионного распада и энергии активации диффузии в сталях и цветных сплавах. Физика металлов и металловедение. 2005. Т.99, № 4. с. 1-5.

## КРИТЕРИЙ КОРОБЛЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ПРИ СИММЕТРИЧНОМ РАСПРЕДЕЛЕНИИ ТЕМПЕРАТУР

*Д.Е. Капуткин*

*Московский государственный технический университет гражданской авиации,  
г. Москва, Россия e-mail: kaputkin@mail.ru*

**Аннотация.** На основании анализа расчетного распределения напряжений в симметрично нагреваемых или охлаждаемых объектах предложен безразмерный критерий потери устойчивости формы (коробления) в ходе термической обработки. Опасность такого коробления следует учитывать при назначении режимов термической обработки симметричных изделий, например, листов, полос, дисков, стержней.

**Ключевые слова:** термообработка, коробление, термические напряжения

В процессе термической обработки (объёмной [1] или поверхностной [2, 3]) изменение температуры всегда происходит неравномерно по объёму изделия [4]. При этом возникают термические [5] (в более холодных зонах – растягивающие, а в более нагретых – сжимающие) и фазовые [6, 7] напряжения. Эти напряжения могут вызывать изменения структуры, появление внутренних и поверхностных трещин [8, 9], а также коробление изделия – то есть неконтролируемое изменение формы [10, 11]. Теория термической обработки материалов утверждает, что при симметричном нагреве или охлаждении однородных изделий простой формы (пластин или стержней) термические напряжения оказываются распределёнными симметрично относительно центральной плоскости пластины или оси стержня, изгибающий момент равен нулю, и изменения формы (коробление или поводки) возникать не должны [12].

Представляется, что при определённых условиях коробление возможно и при симметричном нагревании или охлаждении однородного симметричного объекта. При нагреве или охлаждении пластины или стержня решением уравнения теплопроводности является бесконечный гармонический ряд или функции Бесселя соответственно. Во время изменения температуры внутри термообрабатываемого изделия возникают области с макронапряжениями растяжения и сжатия, которые в каждой точке объекта определяются отличием локальной температуры от средней по всему объёму в данный момент времени. Величина нормальных термических напряжений [13]:

$$\sigma = E \cdot \alpha \cdot (T - T_a), \quad (1)$$

где  $E$  – модуль Юнга вещества,  $T$  – температура в данной точке;  $T_a$  – средняя температура в объекте;  $\alpha$  – линейный коэффициент термического расширения.

Возникающие нормальные напряжения создают две скомпенсированные силы: растяжения  $F_s$  и сжатия  $F_c$ . Как известно из теории сопротивления материалов, сжимающая сила даже при симметричном распределении напряжений может вызывать потерю устойчивости сжатия – то есть коробление объекта. Критическая величина силы сжатия, при превышении которой исчезает прямолинейность объекта [14]

$$F_{crit} = \frac{\pi^2 \cdot E \cdot J}{(\mu \cdot L)^2} \quad (2)$$

где  $E$  – модуль Юнга материала;  $J$  – момент инерции сечения объекта;  $L$  – длина объекта;  $\mu$  – коэффициент приведения длины, при свободных концах объекта или закреплении объекта в одной точке  $\mu = 2$ , для закреплённых концов  $\mu = 1$ , а при наличии еще и  $k$  мест закрепления вдоль длины объекта  $\mu = k+1$ ).

Из (1), (2) получаем критерий, при превышении которого  $F_c$  превосходит  $F_{crit}$  и появляется опасность неконтролируемого изменения формы (коробления) даже при абсолютно симметричном нагреве или охлаждении в ходе термической обработки:

$$\frac{L_p}{D_p} > \frac{4}{\mu \cdot \sqrt{\delta}} \quad \text{или} \quad \frac{L_r}{D_r} > \frac{3}{\mu \cdot \sqrt{\delta}} \quad (3)$$

где  $D$  – толщина пластины (индекс  $p$ ) или диаметр стержня (индекс  $r$ ),  $L$  – длина объекта;  $\delta = \alpha \cdot \Delta T$  – общее относительное изменение длины (дилатометрический эффект), вызванный

разностью максимальной и минимальной температур  $\Delta T$ , наблюдаемых в процессе термической обработки объекта.

Поскольку в большинстве реальных технологий термообработки  $\mu = 2$ , коробление наступит если отношение толщины плоского изделия к его длине

$$\frac{L_p}{D_p} > \frac{2}{\sqrt{\delta}} \quad \text{или} \quad \frac{L_r}{D_r} > \frac{1.5}{\mu \cdot \sqrt{\delta}} \quad (4)$$

При отсутствии в рассматриваемом температурном интервале фазовых превращений с большим изменением объёма указанный критерий можно записать как

$$\frac{L_p}{D_p} > \frac{2}{\sqrt{\alpha \cdot \Delta T}} \quad \text{или} \quad \frac{L_r}{D_r} > \frac{1.5}{\mu \cdot \sqrt{\alpha \cdot \Delta T}} \quad (5)$$

Если указанный критерий для данного вида обработки выше критического, то даже при полностью симметричном поддержании температуры материала коробление объекта будет возможным. Например, для стали  $\alpha = (15 \pm 5) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  и коробление будет иметь место, например, когда разность температур в центре и на поверхности пластины составляет 500 К и отношение длины пластины к её толщине превысит  $25 \pm 5$ .

Рассмотренное коробление более вероятно в случае нагрева, чем при охлаждении, так как с ростом температуры предел текучести понижается и исходно упругая деформация изгиба, возникающая при рассмотренной потере устойчивости, становится пластической.

#### **Библиографический список**

1. Новиков И.И., Строганов Г.Б., Новиков А.И. *Металловедение, термообработка и рентгенография*. М.: Изд-во МИСиС. – 1994. – 480 с.
2. Liu Z., Xie Y., Ye X., Wang J., Liu, B. Numerical and experimental study of electromagnetic induction heating process for bolted flange joints. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, 2021, V. 235. – № 22., pp. 6357-6369.
3. Д.Е. Капуткин, В.Н. Дураджи, Н.А. Капуткина. Ускоренное диффузионное насыщение поверхности металлов при электро-химико-термической обработке. // *Физика и химия обработки материалов*. 2020, № 2, с. 48-57.
4. Naterer, G. F. *Advanced heat transfer*. CRC Press, 2021. 555 p.
5. Boley B. A., Weiner J. H. *Theory of Thermal Stresses*. Dover Publications. – 2012. – 820 p.
6. Kaputkina L.M., Kaputkin D.E. Structure and phase transformations under quenching and tempering during heat and thermomechanical treatment of steels. // *Mater. Sci. Forum* – 2003. v.426-432. – pp. 1119-1126.
7. Kaputkin D.E., Kaputkina L.M., Prokoshkin S.D. Transformation of retained austenite during tempering of high carbon steel. // *Journal de Physique IV*. – 2003. – v. 112, October. – pp. 275-278.
8. Казяев М.Д., Самойлович Ю.А., Палеев В.С. Математическое моделирование напряжённого состояния в рабочих валках холодной прокатки при ускоренном нагреве в камерной печи. *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2015. Том 58. № 9. С. 696 – 702.
9. Safronov I.S., Neplueva A.A., Ushakov I.V. Mechanical Properties of Laser Treated Thin Sample of an Amorphous-Nanocrystalline Metallic Alloy Depending on the Initial Annealing Temperature. *Defect and Diffusion Forum*. Defect and Diffusion Forum. 2021. V. 410. pp. 489-494.
10. Liu F., Deng L., Zhou H. Residual Stress and Warpage Simulation. In: *Computer Modeling for Injection Molding: Simulation, Optimization, and Control*. Ed.: Huamin Zhou. Wiley Publ. – 2013. – pp. 157-193.
11. Chang R.Y., Tsaur B.D. Experimental and theoretical studies of shrinkage, warpage, and sink marks of crystalline polymer injection molded parts. *Polymer Engineering and Science*. 1995. V. 35. № 15. pp. 1222-1230.
12. Ю.М.Лахтин, В.П.Леонтьева. *Материаловедение*. М.: Машиностроение. – 1990. – 528 с.
13. Бернштейн М.Л., Займовский В.А. *Механические свойства металлов*. М.: Металлургия, 1979. – 496 с.
14. Феодосьев В.И. *Сопrotивление материалов*. М.:Изд-во МГТУ им.Н.Э.Баумана. 2000. 592с

## **ВЫСОКОПРОЧНЫЕ КРИОГЕННЫЕ АУСТЕНИТНЫЕ CR-NI-MN СТАЛИ, ЛЕГИРОВАННЫЕ АЗОТОМ**

Л.М. Капуткина, И.В. Смарыгина

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»  
г. Москва, Россия, e-mail: smarygina.iv@misis.ru*

**Аннотация.** Разработаны составы и режимы термомеханической обработки высокопрочных коррозионностойких азотистых аустенитных сталей с пониженным содержанием никеля для работы при низких температурах. Результаты исследований показали, что новые стали имеют высокую конструкционную прочность в широком диапазоне температур при статическом и динамическом нагружении, термическую и механическую стабильность структуры и свойств в исследованном диапазоне, высокую коррозионную стойкость в неорганических хлоридсодержащих средах и биологически активных средах сульфатредуцирующих бактерий, а также хорошую свариваемость.

**Ключевые слова:** аустенитные стали; легирование азотом; криогенные стали; термическая стабильность; механическая стабильность; механические свойства, коррозионная стойкость

В современных условиях разработка новых материалов для работы в широком интервале температур: от криогенных до значительно превышающих климатические, остается актуальной. Эти материалы должны обладать высокой прочностью, пластичностью, ударной вязкостью, а также стабильностью структуры и коррозионной стойкостью. Такому комплексу требований, в частности, отвечают стали с аустенитной структурой.

Для упрочнения и повышения стабильности аустенитных коррозионностойких сталей перспективно легирование азотом [1–4]. Кроме того, азот повышает стойкость к локальным видам и межкристаллитной коррозии сталей [5]. Наибольший эффект по повышению коррозионной стойкости наблюдается в случаях, когда азот находится в твердом растворе, что можно обеспечить выбором режимов термической и термомеханической обработки, если содержание азота в стали отвечает равновесному и не превышает его растворимости в аустените.

В качестве системы легирования выбрана система Cr-Ni-Mn-C-N. В данной системе для удешевления стали по сравнению с классической нержавеющей сталью типа X18H9 уменьшено содержание никеля, путем замены его марганцем, также являющимся  $\gamma$ -стабилизатором. Важно отметить, что добавка марганца увеличивает растворимость азота в жидком металле и в твердом растворе. Отрицательное влияние замены никеля марганцем на сопротивление сталей питтинговой коррозии скомпенсировано легированием стали азотом и молибденом. Также изучен вариант дополнительного легирования стали медью, которая, в том числе совместно с азотом, повышает сопротивление локальным видам коррозии, повышает прочность и стабильность аустенита.

На основе теоретических расчетов и экспериментальных исследований были разработаны новые конструкционные высокопрочные коррозионностойкие аустенитные стали, легированные азотом [4, 6]. Опытные стали были выплавлены в лабораторных условиях, подвергнуты предварительной ковке и термомеханической обработке по схеме ВТМО. Проведены исследования физических и механических свойств экспериментальных образцов новых сталей в широком диапазоне температур и условий нагружения, а также изучено структурное и фазовое состояние сталей после различных обработок, их взаимосвязь со свойствами.

Показано, что на разработанных сталях достигнут более высокий уровень прочностных свойств по сравнению со сталями типа X18H9 (в таблице приведены механические свойства двух из исследуемых сталей), стали оставались немагнитными после испытаний на растяжение при положительных и отрицательных температурах. Результаты испытаний на ударный изгиб

показали, что изучаемые стали имеют достаточно высокую ударную вязкость для соответствующих температур испытания, после испытаний на ударный изгиб в исследуемом диапазоне температур стали также оставались немагнитными. Исследованные стали сохранили аустенитную структуру и механические свойства после циклических нагружений (в течение  $N = 10^6$  циклов при  $\sigma_{\max} = 0,9\sigma_R = 400$  МПа,  $\sigma_{\min} = 0,1\sigma_{\max}$ ) и термоциклирования (400 циклов в интервале температур от минус 100 до плюс 100 °С).

Таблица – Механические свойства исследуемых сталей

Марка стали	$T_{\text{исп}}$ , °С	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	КСУ, МДж/м <sup>2</sup>
10X19Г10Н6АМ2	-100 -175					1,55 (-196 °С)
09X19Г10Н6АМ2Д2	-100 -175					1,35 (-196 °С)

Коррозионная стойкость исследуемых сталей к общей, межкристаллитной и питтинговой коррозии в неорганических средах (в 3% NaCl; в 0,5М H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, в том числе с продувкой H<sub>2</sub>S), а также в органической биологически активной среде (в растворах с сульфатвосстанавливающими бактериями) выше, чем у традиционной нержавеющей стали типа X18Н9, причем как в горячедеформированном состоянии, так и после длительного термоциклирования и многоцикловых механических нагрузок.

Уровень свойств сварных соединений, полученных лазерной сваркой проката толщиной 3–4 мм из исследуемых сталей, мало отличался от свойств основного металла, в частности, отношение значений временного сопротивления разрушению близко к 1 для всех полученных сварных соединений.

Таким образом, разработанные стали являются высокопрочными коррозионностойкими конструкционными, отличаются стабильной структурой аустенита при статическом и длительном циклическом нагружении за счет сбалансированного состава, специальной технологии выплавки и обработки, и могут быть использованы как криогенные с повышенной прочностью.

#### Библиографический список

1. Speidel M.O. Nitrogen Containing Austenitic Stainless Steels // Mat-wiss. u. Werkstofftech. 2006. V. 37 (10). P. 875–880.
2. Berns H., Gavriljuk V., Riedner S. High interstitial stainless austenitic steels. Berlin: Springer, 2013. 169 p.
3. Науменко В.В., Шлямнев А.П., Филиппов Г.А. Азот в аустенитных нержавеющей сталях различных систем легирования // Металлург. 2011. № 6. С. 46–53.
4. Kaputkina L.M., Svyazhin A. G., Smarygina I. V., Kindop V. E. Influence of nitrogen and copper on hardening of austenitic chromium-nickelmanganese stainless steel // CIS Iron and Steel Review. 2016. V. 11. P. 30–34.
5. Мушникова С.Ю., Легостаев Ю.Л., Харьков А.А., Петров С.Н., Калинин Г.Ю. Исследование влияния азота на стойкость к питтинговой коррозии аустенитных сталей // Вопросы материаловедения. 2004. № 2 (38). С. 126–135.
6. Svyazhin A., Kaputkina L., Smarygina I., Kaputkin D. Nitrogen Steels and High-Nitrogen Steels: Industrial Technologies and Properties // Steel Research International. 2022. V. 93 (9). 2200160.

## MECHANICAL CHARACTERISTICS AND FRACTURE SURFACE OF LEAD GRADE 2 DESTROYED IN A CONSTANT MAGNETIC FIELD

A.A. Serebryakova\*, V.V. Shlyarov, D.V. Zaguliaev  
Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia  
\* e-mail: [aserebrakova87@gmail.com](mailto:aserebrakova87@gmail.com)

**Abstract.** Mechanical tests of commercially pure lead grade C2 were carried out, cylindrical samples of lead were destroyed in the process of creep with a constant tensile force. The tests were carried out with the inclusion of a magnetic field with an induction of 0.5 T. Based on the data obtained, the characteristic curve of the creep process was constructed. A change in the nature of the curve is revealed. At the discovered linear stage of the process, the creep rate was calculated. The duration of the creep process and the percentage of residual relative elongation of the samples are analyzed. With the use of a magnetic field during the destruction of the sample, the number of pits on the surface decreased, the fibrous zone increased, and the fracture morphology changed.

**Keywords:** creep, fracture, lead, magnetic field, fractography, ductile fracture

The study of the behavior of metals and alloys subjected to external energy influences is relevant, due to the fact that the use of external influences makes it possible to influence the structure and properties of metals [1]. Magnetic processing is one of such types of influences. In this regard, this paper presents a study of the mechanical properties and fractography of fractures of lead samples of grade C2 obtained in the process of magnetic exposure.

In studies of the creep process, lead grade C2 was used cylindrical specimens with a diameter of 2 mm and a length of 200 mm. The lead content in the samples is 99.9786%, the impurity content did not exceed 0.0214% (antimony - 0.002%, tin - 0.002%, copper - 0.001%, bismuth - 0.004%, arsenic - 0.001%, iron - 0.0005%, silver - 0.0007%, zinc - 0.0002%, Mg + Ca + Na - 0.010%). Lead samples that were previously subjected to recrystallization annealing at a temperature of 200°C for two hours were subsequently cooled to room temperature for 24 hours. During this procedure, the structure of polycrystalline lead is brought into the most homogeneous state. The value of the constant tensile stress was calculated by dividing the tensile force of the sample to the cross-sectional area of the sample and amounted to  $\sigma = 5.57$  MPa. The magnetic field induction was 0.5 T. A constant electromagnet was used as a source of the magnetic field; the geometry of the magnetic field did not change during the experiment. The fracture surface morphology of samples subjected to plastic deformation in a magnetic field was analyzed using a TESCAN Vega SB scanning electron microscope. The results were processed using Excel and Origin Pro 8.

According to the results of mechanical tests, it was revealed that the creep process began to take longer, the creep rate at the linear stage decreased, and the percentage of relative elongation decreased. Presumably, the creep process can be slowed down due to a decrease in the rate of formation of defects in the metal structure [2].

Further, in Fig. 1, fracture of specimens fractured using a magnetic field are shown. It can be noted that there is a change in the surface morphology as the magnetic field induction increases. Here 3 zones are revealed: 1 – fibrous zone; 2 – radial zone; 3 – cut zone. The fibrous zone increases in length, forming a straight line across the sample, for 0.5 T – 1300  $\mu\text{m}$  (taking into account the chip). The width of the fibrous zone changes unevenly, narrowing occurs. On fig. 1, an additional deformation is visible on the sample – a chip. A stepped relief can be observed over the entire surface of the fracture; in case of failure without magnetic field it is weakly pronounced, and 0,5 T steps are more clearly visible. The formation of steps is often due to the connection of two fracture microsurfaces located at different levels, or as a result of a cleavage along the boundaries of twins. In addition, Figure 1 reveals a shear pit formed on the cut surface, which is elongated in the direction of the fibrous zone.

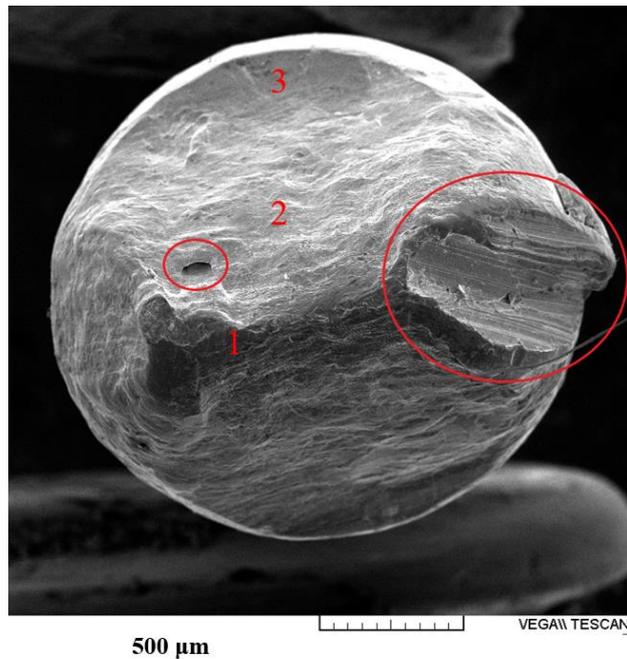


Figure 1 - Fractogram of the fracture of the sample, destroyed in the process of creep using a magnetic field (induction value  $B=0.5$  T).

Thus, it can be concluded that the use of a magnetic field during the creep test does indeed affect the qualitative and quantitative characteristics of diamagnetic lead. In the future, the test results are planned to be applied in the development of a method for controlling the deformation characteristics of lead.

#### REFERENCES

1. Mohin M. Effect of electromagnetic treatment on fatigue resistance of 2011 aluminum alloy / Mohin M., Toofanny H., Babutskyi A., Lewis A., Xu Y. // *Journal of Multiscale Modelling*. – 2016. – V. 7(3). – 1650004.
2. Li M., Gilman J.J. Dislocation Mobility // *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*. 2016.

## ВЛИЯНИЕ ВИБРАЦИИ НА ПРОЦЕССЫ УСТАЛОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ЭЛЕМЕНТОВ

О.Б. Скворцов

*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН*

*г. Москва, Россия*

*e-mail: [oleg.b.skvorcov@gmail.com](mailto:oleg.b.skvorcov@gmail.com)*

**Аннотация.** Рассмотрены вопросы оценки усталостного повреждения конструкционных материалов в условиях воздействия бигармонического нагружения. Предложена методика оценки механических напряжений в условиях воздействия аддитивных вибрационных полей с широким частотным диапазоном. Методика основана на учете влияния как инерционных процессов, так и деформации материала по результатам измерения соответственно ускорений и динамических перемещений.

**Ключевые слова:** вибрация, усталостная прочность, ускорение, деформация, полигармоническое нагружение.

Конструкционные материалы и элементы в условиях воздействия вибрационных полей испытывают механические нагрузки. Вибрационные воздействия при этом могут иметь одновременно несколько частотных составляющих с значительным различием частот. Такое воздействие приводит к усталостным повреждениям. Высокочастотные вибрации при этом могут иметь малые амплитуды, но существенно снижать усталостную прочность [1, 2]. Контроль динамических перемещений и деформаций при этом может быть выполнен с использованием акселерометра, как показано на рисунке 1

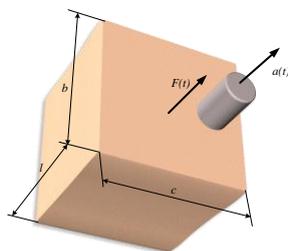


Рисунок 1 – контроль движения элемента материала датчиком ускорения  $a(t)$  под действием внешней динамической силы  $F(t)$

Действующие на рассматриваемый элемент материала механические напряжения пропорциональны динамической силе и обратно пропорциональны площади поперечного сечения  $s=bc$ . При этом величина механических напряжений связана как с деформацией материала, так и с действием ускорения. Механические напряжения при этом определяются как динамическими перемещениями, так и ускорениями, которые можно оценить по результатам измерения вибрации. При этом вклад высокочастотной вибрации в виде ускорения часто недооценивается, если контроль вибрации выполняется только по величине динамических деформаций (перемещений). Для примера рассмотрим двухчастотное динамическое нагружение с низкой частотой  $f_L$  и высокой частотой  $f_H$ , с амплитудами  $A_L$  и  $A_H$ . Оценку максимальных механических напряжений можно представить в виде:

$$\sigma_{\max} \leq \frac{\rho v}{k f_H} (A_H + A_L) + \frac{\delta k f_H}{v} \left( \frac{A_H}{4\pi^2 f_H^2} + \frac{A_L}{4\pi^2 f_L^2} \right),$$

где  $k > 2$  коэффициент, показывающий во сколько раз  $l$  меньше длины волны колебаний, распространяющихся в ячейке со скоростью  $v$ , а  $A_L$  и  $A_H$  – амплитуды ускорения низкочастотной и высокочастотной аддитивных составляющих вибрации. Частоты этих

составляющих соответственно  $f_L$  и  $f_H$ ,  $\delta$  – модуль упругости,  $\rho$  – удельная плотность,  $v$  – скорость звука в материале.

На рисунке 2 представлен пример оценки вклада высокочастотных вибрационных составляющих в механические напряжения в меди при различных соотношениях частот для случая  $A_L=0,1 g$  и  $A_H=100 g$ .

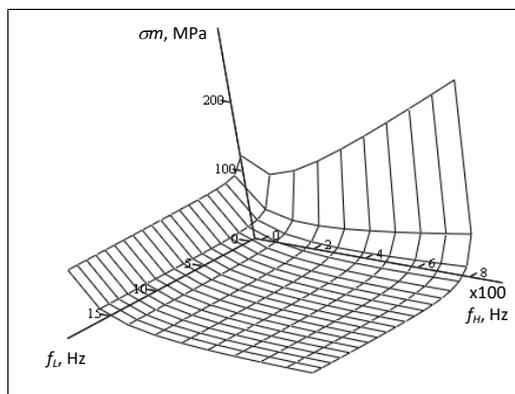


Рисунок 2 – Оценка возможных максимальных механических напряжений из-за вибрационного воздействия аддитивной смеси колебаний низкой  $f_L$  и высокой  $f_H$  частот

Учет инерционных свойств конструкционного материала позволяет оценить вклад высокочастотных вибрационных составляющих в возникающие механические напряжения и соответствующее снижение усталостной прочности.

#### **Библиографический список**

1. Буглов Е. Г., Коликов Э. А., Филатов М. Я. Исследование усталости стали при бигармоническом нагружении. // Проблемы прочности. – 1970. – №1. – С. 46–49;
2. Махутов Н. А., Гаденин М. М. Закономерности накопления малоцикловых повреждений с учетом эксплуатационных параметров процесса нагружения // Вестник ПНИПУ. Аэрокосмическая техника. 2019. №56. – С. 45–57.

## УПРАВЛЕНИЕ СВОЙСТВАМИ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР И МДП-НАНОСТРУКТУР С ПОМОЩЬЮ ВНЕШНИХ ПОЛЕЙ

Н. Е. Капуткина

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
г. Москва, Россия, e-mail: [kaputkina.ne@misis.ru](mailto:kaputkina.ne@misis.ru)*

**Аннотация.** Рассмотрено влияние внешних полей на характеристики полупроводниковых и МДП (металл-диэлектрик -полупроводник) -наноструктур. Показана возможность управления энергетическими спектрами, локализацией носителей заряда, туннелированием.

**Ключевые слова:** Полупроводниковые гетероструктуры, квантовые точки, электромагнитные поля

Квантовые точки (КТ) и квантовые ямы перспективны и для оптоэлектроники для создания лазеров с настраиваемыми частотами излучения, и для применения в качестве элементной базы для будущих квантовых вычислительных устройств, включая квантовые компьютеры, квантовую память, квантовые клеточные автоматы и квантовые нейронные сети. Большим преимуществом является возможность настройки состояния наноструктур с помощью внешнего поля [1]. Используя массивы КТ с характерным размером точек от нескольких нанометров до десятков нанометров и применяя магнитные поля порядка от десятых долей тесла до нескольких тесла, можно существенно изменить эффективный потенциал крутизны квантовых точек, а значит, и энергетические спектры, локализацию электронов, коэффициент туннелирования между КТ [2]. Влияние электрического поля становится значительным в полях порядка нескольких В/см. Увеличение внешнего электрического и внешнего магнитного полей может привести к уменьшению вероятности туннелирования электронов [3].

Потенциальными достоинствами квантовой нейронной сети на основе КТ являются миниатюрность отдельного кубита, (менее 100 нм), масштабируемость технологии производства массивов квантовых точек, и возможность управления параметрами КТ с помощью внешних электрических и магнитных полей. Управлять корреляциями между состояниями отдельных КТ можно устанавливая между ними электрические или оптические связи. Взаимодействие между отдельными точками в массиве, выполненном на основе полупроводниковой гетероструктуры осуществляется путем формирования экситонов и их взаимодействия с фононами гетероструктуры. Было проведено исследование квантовой запутанности в системе взаимодействующих КТ с диполь-дипольным взаимодействием при различных температурах окружения. Путем численного моделирования показано, что для массивов квантовых точек на основе GaAs/InGaAs когерентное поведение системы может сохраняться вплоть до температур порядка ста градусов Кельвина [4-6]. Путем вычисления запутанности формирования для каждой конфигурации в каждый момент времени было обнаружено, что несмотря на относительно небольшое характерное время релаксации запутанности, составляющее несколько пикосекунд, в системе возникают смеси запутанных состояний, которые могут сохраняться до наносекундных времен и вплоть до комнатных температур (см рисунок 1).

Проведено численное моделирование динамики матрицы плотности для пары КТ (размером от 3 до 50 нм), диполь-дипольно взаимодействующих друг с другом и линейно взаимодействующих с общим фононным термостатом, в присутствии внешнего гармонического электромагнитного поля. В зависимости от параметров взаимодействия в массиве КТ, а именно размера точки  $d$ , расстояния между точками  $L$  и величины внешнего гармонического поля, обнаружен качественно разный характер зависимости скорости декогеренции системы от температуры [5-7]. При использовании приближения вращающейся

волны мы предполагали, что гармоническое воздействие внешнего электромагнитного поля на КТ осуществляется резонансным образом. Ненулевая отстройка частоты может приводить к хаотизации колебаний [7].

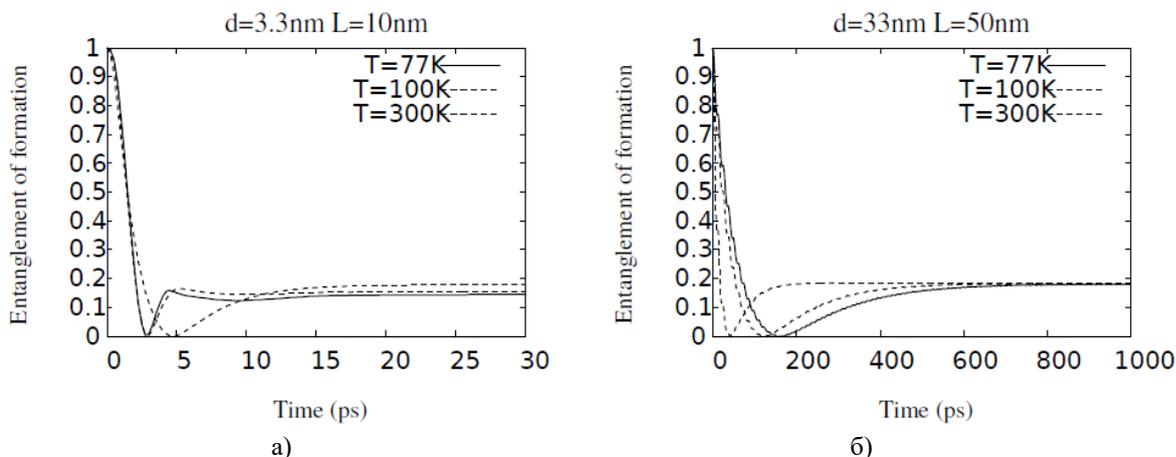


Рисунок 1 – Зависимость квантовой запутанности от времени для системы квантовых точек InGaAs/GaAs при различных температурах а) для характерных размеров КТ  $d=3.3$  нм, расстояния между КТ  $L=10$  нм; б) для характерных размеров КТ  $d=33$  нм, расстояния между КТ  $L=50$  нм

### Библиографический список

1. N.E. Kaputkina, Quantum Dots and Wells in External Electromagnetic Field, Chap.1 in Contemporary Research in Quantum Systems, ed. by Zoheir Ezziane, Nova Science Publishers, Incorporated, 2014.,363 pages.
2. N.E. Kaputkina and Yu.E. Lozovik "Energy spectra and quantum crystallization in two-electron quantum dots in a magnetic field", Physics of the Solid State, v.40, N9, p.1594, 1998.
3. Коротаев П.Ю., Векилов Ю.Х., Капуткина Н.Е. Электронный спектр и локализация электронных состояний в аперриодических цепочках квантовых точек, ЖЭТФ, 2014 г., Том 145, Вып. 2, стр. 348.
4. M. V. Altaisky, N. N. Zolnikova, N. E. Kaputkina, V. A. Krylov, Yu. E. Lozovik, N. S. Dattani. Decoherence and Entanglement Simulation in a Model of Quantum Neural Network Based on Quantum Dots. Eur. Phys. J. Conf. Vol. 108, pp.02006, 2016
5. M. V. Altaisky, N. N. Zolnikova, N. E. Kaputkina, V. A. Krylov, Yu. E. Lozovik, N. S. Dattani. Towards a feasible implementation of quantum neural networks using quantum dots. Appl. Phys. Lett. Vol. 108, No 11, 2016.
6. M.V. Altaisky, N.N. Zolnikova, N. E. Kaputkina, V.A. Krylov, Yu.E. Lozovik, and N. S. Dattani, Entanglement in a quantum neural network based on quantum dots Photonics and Nanostructures – Fundamentals and Applications, 24, 2017.
7. Altaisky, M.V., Kaputkina, N.E. & Krylov, V.A. Dynamics of Quantum States in a System of 3 Quantum Dots with Dipole-Dipole Interaction. Phys. Part. Nuclei Lett. 16, 911–915, 2019.

## ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ И СОБСТВЕННЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ НА ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПРОВОДНИКОВ

В.И. Сташенко, О.Б. Скворцов

*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН*

*г. Москва, Россия*

*e-mail: [oleg.b.skvorcov@gmail.com](mailto:oleg.b.skvorcov@gmail.com)*

**Аннотация.** Рассмотрен механизм формирования механических колебаний в одиночном проводнике при пропускании импульсного тока. Процесс генерации осевого ударного импульса включает взаимодействие радиальных токов поляризации с магнитным полем тока через проводник, что позволяет объяснить полярный характер получаемого вибрационного отклика. Приведены экспериментальные результаты измерения осевых динамических сил и ускорений поверхностного слоя проводника.

**Ключевые слова:** электропластический эффект, вибрация, вибропластический эффект, электрический импульс, механический удар.

Действие прямоугольного электрического импульса на проводник приводит к возникновению тока через проводник [1, 2]. Этот ток меняется сравнительно плавно из-за проявления самоиндукции и скин-эффекта. Действие такого тока приводит к появлению пинч-эффекта и нагреву проводника. Эти явления вызывают противоположные по направлению деформационные процессы, не зависящие от полярности внешнего электрического импульса.

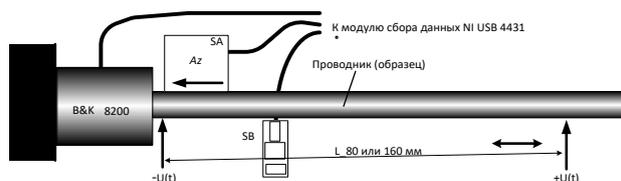


Рисунок 1 – схема контроля осевой динамической силы  $F_z(t)$  датчиком В&К 8200 в консольном проводнике и вибрации  $A_z(t)$  акселерометром АП20

Поскольку данные деформационные процессы и силы их вызывающие распределены по всей поверхности проводника с током, при воздействии одиночного короткого импульса их проявление сложно зафиксировать. Радиальное перемещение свободных электронов в металле при проявлении пинч-эффекта создает импульс радиальных токов, приводящий к поляризации поверхности проводника. Радиальные токи взаимодействуют в поверхностном скин-слое с магнитным полем тока через проводник, что сопровождается появлением продольных сил Ампера для всех сечений проводника с током. Направление этой осевой силы зависит от направления внешнего электрического поля. При этом силы Ампера для сечений проводника суммируются и формируют продольный ударный импульс, который может быть измерен с использованием датчика силы через который закреплен консольный исследуемый проводник (рисунок 1). Распределенный осевой ударный процесс вызывает в последующем формирование затухающих волновых колебаний в материале проводника. Данные процессы представлены на рисунке 2.

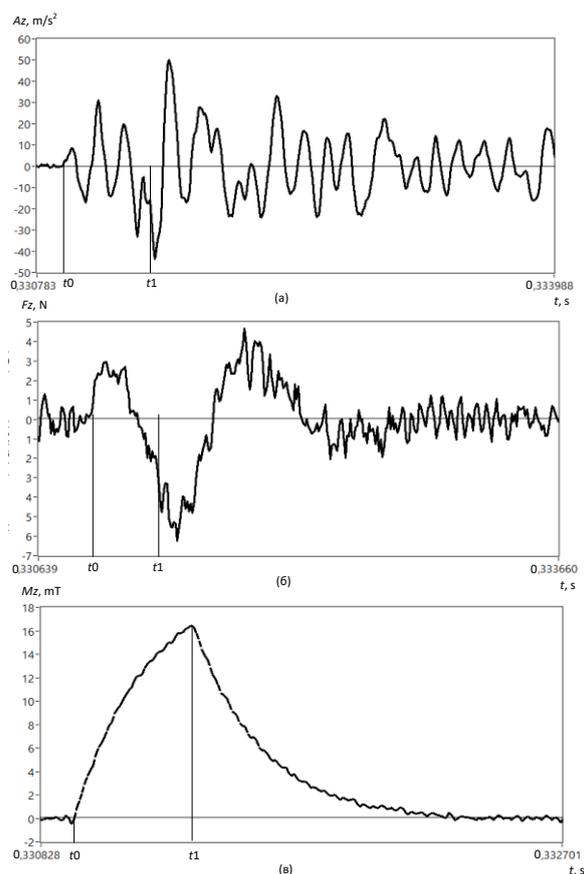


Рисунок 2 – вибрационное ускорение  $A_z$  – (а), динамическая сила в осевом направлении  $F_z$  – (б) и магнитная индукция  $M_z$  – (в) для образца из стали при длительности электрического импульса 445 мкс и  $L=160$  мм

Описанный механизм позволяет обосновать полярный характер получаемого вибрационного отклика, амплитудные параметры которого не зависят от изменения количества дефектов и дислокаций материала.

### Библиографический список

1. Троицкий О.А., Правоторова Е.А., Стащенко В.И., Скворцов О.Б. магнито-Механическое действие импульсного тока в проводнике // магнито-механическое действие импульсного тока в проводнике // В сборнике: Живучесть и конструкционное материаловедение (ЖивКоМ - 2016). Труды конференции. 2016. – С. 145–148
2. Скворцов О.Б., Стащенко В.И., Троицкий О.А. Упругие деформации проводников при действии импульсов тока // Машиностроение и инженерное образование. 2018. № 1 (54). – С. 26–35.

## СОЗДАНИЕ МАКЕТНЫХ ОБРАЗЦОВ КОМПОЗИЦИОННОЙ БАЛКИ. ПОДГОТОВКА ОБРАЗЦОВ К СЕРИИ ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ.

Д. А. Дурасова

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
г. Москва, Россия, e-mail: [d.durasova@mail.ru](mailto:d.durasova@mail.ru)*

**Аннотация.** Работа посвящена разработке композиционной балки. Макет балки изготовлен из древесных материалов, армированных аморфным металлическим сплавом и клеями.

**Ключевые слова:** дерево, березовая фанера, деревянная балка, клееная древесина, аморфный металлический сплав.

Проблема экологичности и упрочнения материалов присутствует по сей день в нашем мире. Изучая тему современного строительства, хочется верить, что все продукты являются прочными и безопасными для нашего организма. Но, к сожалению, это не всегда так. Металлические балки очень хорошо зарекомендовали себя на рынке, они пожаробезопасны и устойчивы к воздействию грибков и микроорганизмов. Но у них есть недостатки - например, тяжесть конструкции.

Хотелось бы остановиться на дереве. Дерево - экологически чистый, легкий материал, но у него тоже есть свои недостатки. Дерево обладает специфическим комплексом механических свойств, которые не всегда являются оптимальными. Например, дерево не всегда может выдержать нужную нагрузку. Деревянная балка со временем может «прогнуться» и пр. Для упрочнения характеристик деревянной балки мы предлагаем изготовить композит дерева, клея и аморфного металлического сплава.

Цель работы – повышение прочности, жесткости и эксплуатационных характеристик балки, изготовленной из клееной древесины, армированной лентами аморфного металлического сплава.

Была составлена карта плана для проведения серии опытов. Также были разработаны макетные образцы для проведения опытов.

В ходе разработки макетных образцов использовались: трехслойная фанера из березы, клеи Titebond II PREMIUM и COSMO CA-500.200, а также аморфный металлический сплав.

Titebond II PREMIUM это однокомпонентный клей, который удовлетворяет требованиям стандарта по водостойкости ANSI Тип II. Области его применения очень широки: от склеивания в домашних условиях, до холодных, горячих и ВЧ прессов на мебельных фабриках. Titebond II PREMIUM характеризуется сильным первоначальным схватыванием, высокой скоростью отверждения. А также он образует прочное соединение, хорошо обрабатывается. Клей подходит для применения в высокочастотных клеевых системах.

COSMO CA-500.200 цианоакрилатный секундный клей мгновенной фиксации, он имеет высокую прочность начального схватывания, обладает быстрой фиксацией и высокой прочностью. Этот клей устойчив к воздействию температур и УФ-излучению. Он обладает хорошей устойчивостью к внешним атмосферным воздействиям.

При склеивании деревянных фанер важно было получить равномерный шов минимальной толщины [1]. В ходе работы учитывалось, что клеи, используемые в деревообработке, должны обладать высокой адгезией и когезией. Не менее важным было правильно подготовить поверхность образца, она была очищена от загрязнений и пыли. Поверхность фанеры смачивалась клеем полностью, это являлось обязательным условием. Клеевой слой должен быть тонким, однородным по толщине. Чтобы улучшить смачивание, была увеличена температура клея, для достижения снижения его вязкости. Также стоит учесть, что произошло увлажнение древесины клеем.

В качестве внутренней прослойки использовалось металлическое стекло размером 30 мкм,

ширина 25 мм, длины соответствовали длинам образцов. Особенности аморфных металлических сплавов являются их высокий уровень вязкости, твердость и прочность, повышенная устойчивость к коррозии, что позволяет их использование в разных отраслях [2].

Следуя подготовленному плану, будут проведены серии предварительных механических испытаний с макетными образцами, для определения отслаивания, хрупкости, влагостойкости клеевых соединений. Образцы будут помещены в емкость с водой так, чтобы они были полностью покрыты водой. Они будут выдержаны 48 часов в воде температурой  $(20 \pm 2)^\circ\text{C}$ . После этого образцы вынимаются из воды, одна часть просушивается сразу, другая часть будет высушена при комнатной температуре  $22^\circ\text{C}$ . А также несколько образцов поместим в кипящую воду на 3 часа, после чего охладим проточной водой в течение получаса [3]. Предварительные механические испытания позволят разработать алгоритм проведения основных испытаний.

#### **Библиографический список**

1. В. Н. Волынский, Технология клеевых материалов, Изд-во Арханг. гос. техн. ун-та, Архангельск, 2003. – 33с.
2. О. В. Стогней, Физика аморфных металлических сплавов, Воронеж, 2007, 116-117с.
3. Л. Н. Журавлева Технология клеевых материалов и древесных плит, Курс лекций, Лесосибирск, 2017, 35–36с.

UDC: 621.789:538.911

### **FEATURES OF THE FRACTURE SURFACE OF THE AK5M2 ALLOY MODIFIED WITH Ti AND IRRADIATED BY AN ELECTRON BEAM**

A. A. Serebryakova\*, Yu. A. Shliarova, D.V. Zaguliaev, Yu.F. Ivanov

*Siberian State Industrial university, Novokuznetsk*

\* *e-mail: [aserebrakova87@gmail.com](mailto:aserebrakova87@gmail.com)*

**Abstract.** The aim of the work is to study the effect of electron beam irradiation on the change in fractography of fractures of destroyed samples. As a result of studies of samples of the AK5M2 surface-modified Ti alloy, a rational mode of electron beam processing was revealed, leading to the formation of a structure in the surface layer characterized by increased mechanical properties.

**Keywords:** AK5M2 alloy, fracture surface, fractography, EPO.

The requirements for the quality of preparation, properties and characteristics of the surface layers of critical products are steadily increasing. Aluminum alloys of the aluminum-silicon system are most widely used in the automotive and aerospace industries [1]. The properties of the surface layers of products used in these industries should ensure high reliability and wear resistance. Thus, this work is relevant. The aim of the work is to study the effect of electron beam irradiation (with different electron beam energy density  $E_s = 10, 20, 30, 40, 50 \text{ J/cm}^2$  [2]) on the AK5M2 alloy with a surface modified Ti layer, namely, on the change in fractography of fractures of destroyed samples.

The fractography of the fracture surface of samples obtained as a result of uniaxial stretching has been studied using SEM analysis (Philips SEM-515) [3]. The dependence of changes in the deformation characteristics and structure of the fracture surface on the EPO modes is revealed.

Analysis of the fracture of alloy samples irradiated with an electron beam energy density of  $10 \text{ J/cm}^2$  showed a stepped type of microrelief of the fracture surface, characteristic of a brittle fracture. Microrelief: ash-gray, without gloss. The alleged cause of the stepped relief may be a chip along the borders of the twins.

With an increase in the energy density of the electron beam to  $20 \text{ J/cm}^2$ , the deposited Ti layer becomes more homogeneous with the surface of the AK5M2 alloy. The size of the steps and ridges on the fracture surface ranges from 40 to 70 microns. The sprayed layer is about 20 microns.

The morphology of the fracture surface of an alloy sample irradiated with an electron beam

energy density of 30 J/cm<sup>2</sup> reveals the smallest stepwise microrelief of the fracture, compared with the fractures of the samples obtained under the two previous modes. The sprayed layer is 20-23 microns. The fracture structure becomes more uniform, without pronounced ridges and steps. The formation of a cellular structure of the fracture, with cell sizes from 0.5 microns, pits (micro-deepening) inside the fracture was revealed.

An increase in the electron beam energy density to 40 J/cm<sup>2</sup>, led to the formation of an inhomogeneous fracture surface, compared with the surface obtained during processing with an electron beam energy density of 30 J/cm<sup>2</sup>. The sprayed layer is 20-50 microns. In the surface of the sprayed layer, depressions (presumably cracks) are revealed, which may be the focus of destruction of the material. The morphology of the fracture of the sample irradiated with the maximum (from the presented modes) value of the electron beam energy of 50 J/cm<sup>2</sup> has a diverse structure, including cracks, various recesses and protrusions. The sprayed layer is heterogeneous.

As a result of studies of samples of the AK5M2 surface-modified Ti alloy, a rational mode of electron beam processing was revealed, leading to the formation of a structure in the surface layer characterized by increased mechanical properties.

*The work was supported by the Russian Science Foundation (project no. 19-79-10059), <https://rscf.ru/project/19-79-10059/>*

#### REFERENCES

1. Javidani M. Application of cast Al-Si alloys in internal combustion engine components / M. Javidani, D. Larouche // International Materials Reviews. – 2014. – V.59. – No.3. – pp. 132-158.
2. Структура и упрочнение силумина, модифицированного электронно-ионной плазмой: монография / В.Е. Громов, Д.В. Загуляев, Ю.Ф. Иванов, С.В. Коновалов, С.А. Невский, В.Д. Сарычев, Е.А. Будовских, Ю.А. Рубанникова; Министерство науки и высшего образования Российской Федерации, Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк: Издательский центр СибГИУ, 2020. – 287 с.
3. Inkson B.J. Scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM) for materials characterization, in: Materials Characterization Using Nondestructive Evaluation (NDE) Methods / K. Dos Santos (Ed.). – Elsevier Ltd, 2016. – pp. 17-43.

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА НЕОДНОРОДНОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ Fe-Cr-Ni СПЛАВА

С.А. Баранникова, П.В. Исхакова

*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения  
Российской академии наук (ИФПМ СО РАН)  
г. Томск, Россия, e-mail: [bsa@ispms.ru](mailto:bsa@ispms.ru)*

**Аннотация.** Рассмотрены основные закономерности неоднородности локализации пластической деформации сплава Fe-18%Cr-10%Ni с учетом влияния температуры испытаний. Выявлено, что формы, наблюдаемых при пластической деформации картин локализации, однозначным образом соответствуют действующим на разных стадиях законам деформационного упрочнения. Микромеханизм реализации пластического течения слабо влияют на характер эволюции картин локализации деформации. Картины локализации качественно одинаковы для дислокационного механизма и мартенситного превращения.

**Ключевые слова:** локализация деформации, металлы, деформационное упрочнение, механические испытания

Известно [1], что характер картин макроскопической локализации пластической деформации коррелирует со стадиями диаграмм пластического течения. Это правило было проверено при анализе эволюции полей деформаций, возникающих в ГЦК, ОЦК, ГПУ поликристаллических материалах в процессе активного растяжения с постоянной скоростью при комнатной температуре. В настоящее время растет необходимость в исследованиях и разработках новых конструкционных материалов, которые могли бы использоваться при пониженных температурах. Одним из перспективных в этом отношении материалов являются Fe-Cr-Ni сплавы, которые демонстрируют высокую коррозионную стойкость и высокую ударную вязкость при криогенных температурах. Данные сплавы позволяют при деформировании реализовывать в них различные механизмы деформации (дислокационное скольжение/мартенситное превращение) [2], однако в литературе недостаточно внимания уделено процессам неоднородности пластической деформации Fe-Cr-Ni сплавов в широком температурном интервале. Вопрос о форме и кинетике макроскопической локализации пластической деформации в этом случае представляет собой важную проблему, в том числе и с точки зрения технологических свойств Fe-Cr-Ni сплавов.

В данной работе исследования локализации пластического течения проведены на ГЦК сплаве Fe-18 масс.% Cr -10 масс.% Ni с размером зерна  $\sim 12.5$  мкм. Плоские образцы с размерами рабочей части  $50 \times 10 \times 1$  мм растягивались на испытательной машине со скоростью  $3.3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  при температурах  $180 < T < 297 \text{ К}$ . Температура испытания варьировалась скоростью продувки рабочей камеры, где находился образец, парами азота из сосуда Дьюара и контролировалась хромель-алюмелевой термопарой, спай которой контактировал с образцом. Для получения количественной информации о развитии пластического течения (через 0,002 общей деформации), определенное методом спекл-фотографии [1, 3], поле смещений дифференцируется по координатам  $x$  (направление деформирования) и  $y$  в разные моменты времени  $t$ . Эта процедура позволяет определять пространственное распределение и временную эволюцию продольных, поперечных, сдвиговых и поворотных компонент тензора пластической дисторсии для всех точек наблюдаемой поверхности образца.

Деформационные кривые  $\sigma(\epsilon)$  в исследуемом интервале температур имеют сложный многостадийный вид и представлены в [3]. Механические характеристики представлены в таблице 1. В определенных интервалах общих деформаций для каждой температуры испытаний при помощи анализа зависимости  $\sigma(\epsilon)$  выделяются линейные стадии упрочнения с постоянным коэффициентом деформационного упрочнения  $\theta$ . Для дальнейшего анализа,

исходные индикаторные кривые течения, записанные в координатах «напряжение – деформация  $\sigma(\epsilon)$ », перестраивались в зависимости «произведение напряжений на коэффициент деформационного упрочнения  $(\sigma - \sigma_0) \cdot \theta$  - напряжение  $(\sigma - \sigma_0)$ », где  $\sigma_0$  – предел текучести.

Таблица 1 – Механические характеристики и параметры распределений локальных деформаций Fe-Cr-Ni сплава

Т, К	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение до разрыва	Длина волны, мм	Скорость автоволн, м/с
420	454	194	0.4	4,5	7,6
296	790	269	0.7	5,3	4,7
266	860	292	0.55	4,9	4,1
243	955	287	0.44	3,5	3,7
213	988	293	0.43	4.2	3,1
143	1129	291	0.37	4,6	2,5

Анализ распределений компонент тензора пластической дисторсии для стадии линейного деформационного упрочнения деформации показал, что наблюдается совокупность эквидистантных максимумов локальных удлинений, синхронно перемещающихся вдоль образца с постоянной скоростью для исследуемого интервала температур (Таб. 1). Пространственный период (длина волны) процесса не менялся в течение всей стадии линейного упрочнения для каждой температуры (Таб. 1). Приведенные характеристики показывают, что пластическая деформация, развивающаяся в таких условиях, локализована и имеет все признаки медленно распространяющегося волнового процесса.

После перехода к стадии предразрушения картина локализации пластического течения меняется, и в образце формируются высокоамплитудная стационарная зона локализации деформации (максимум компоненты локальных удлинений). Наблюдаемые фронты пластической деформации наклонены к оси растяжения образца под углом  $\sim \pi/4$ , что соответствует наклону площадок максимальных касательных напряжений при растяжении.

Таким образом, установлено, что макроскопическая локализация пластической деформации Fe-Cr-Ni сплава наблюдается во всем исследованном температурном интервале в процессе нагружения от начала пластической деформации на пределе текучести и до разрушения образца. В процессе пластического течения макроскопическая локализация может приобретать различные формы.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 22-29-01608.*

### **Библиографический список**

1. Barannikova S.A., Nadezhkin M.V., Kolosov S.V. Lattice constants and plastic flow localization in deforming medium // Strength and plasticity of materials under conditions of external energy effects (Materials to 60th anniversary of scientific school) / edited by Prof. V.E. Gromov. – Novokuznetsk: Polygraphist, 2022. – P.110-124.
2. Mallick P., Tewary N.K., Ghosh S.K., Chattopadhyay P.P. Effect of cryogenic deformation on microstructure and mechanical properties of 304 austenitic stainless steel // Mater. Charact. 2017. V. 133. P. 77–86.
3. Баранникова С.А., Никонова А.М., Колосов С.В. Деформационное поведение аустенитной нержавеющей стали в интервале температур 143 К < Т < 420 К // Вестник ПНИПУ. Механика. 2021. № 1. С. 22–30.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ КОНСЕРВАТИВНОГО ДВИЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПОРОГОВ ДЛЯ ОЦЕНКИ ИНТЕНСИВНОСТИ ГЕНЕРАЦИИ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ

Д.Н. Черепанов

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,*

*г. Томск, Россия,*

*e-mail: [dnch@mail.ru](mailto:dnch@mail.ru)*

**Аннотация.** Проведено моделирование консервативного движения порогов вдоль линии винтовых дислокационных сегментов в ГЦК-металлах с высокой энергией дефекта упаковки. Получены зависимости скорости движения порогов от времени при различных величинах плотности дислокаций. Сделан вывод о том, что при достаточно высокой плотности дислокаций на интенсивность генерации точечных дефектов, прямо пропорциональную плотности порогов на винтовых сегментах, влияет аннигиляция порогов противоположного знака. Получены оценки для средней скорости консервативного движения порогов и стационарной плотности порогов на движущихся винтовых дислокационных сегментах.

**Ключевые слова:** математическое моделирование, сдвиговая пластическая деформация, плотность дислокаций, точечные дефекты, плотность порогов.

Для моделирования процессов в пластически деформируемых металлах и сплавах, основанного на концепции упрочнения и отдыха [1], требуется выражение для интенсивности генерации точечных дефектов [2], содержащее концентрацию порогов на винтовых дислокационных сегментах  $c_j(\rho) = \Lambda_j^{-1}$  (рисунок 1). Если предположить, что при малом расстоянии между порогами скорость их движения может и близко не приближаться к скорости звука, поскольку пороги аннигилируют быстрее, чем они разгонятся до высоких скоростей, то движение элементарных порогов можно рассматривать как скольжение прямолинейных краевых дислокационных сегментов и для моделирования достаточно рассмотреть уравнение движения «материальных точек» с координатой  $x$  и массой  $m$ .

Необходимо различать текущую плотность порогов  $c_j(t, \rho)$  на движущемся винтовом сегменте при данной плотности дислокаций, динамически равновесную плотность порогов  $c_j^{dyn}(\rho)$  сохраняющуюся на сегменте, начиная с момента, когда процессы образования новых порогов и аннигиляции притягивающихся порогов противоположного знака уравновешивают друг друга, а также среднюю искомую плотность порогов  $c_j(\rho)$  за всё время движения всех сегментов, необходимую для вывода зависимости интенсивности генерации точечных дефектов от плотности дислокаций.

Во многих математических моделях используется значение для стационарной плотности порогов  $c_j = 0,5\rho^{1/2}$ , однако эта формула может использоваться лишь при условии, что пороги могут двигаться консервативно вдоль линии дислокации и их плотность достаточно большая, чтобы они успевали аннигилировать раньше, чем дислокационные сегменты испущенной источником расширяющейся петли достигнут границ зоны сдвига.

По этой причине требуется провести ряд исследований по консервативному движению порогов для выявления границ применимости вышеприведённой формулы и получению формулы для  $c_j(\rho)$  при всевозможных плотностях дислокаций для различных материалов. Представленная работа посвящена такому исследованию только для ГЦК-металлов с высокой энергией дефекта упаковки.

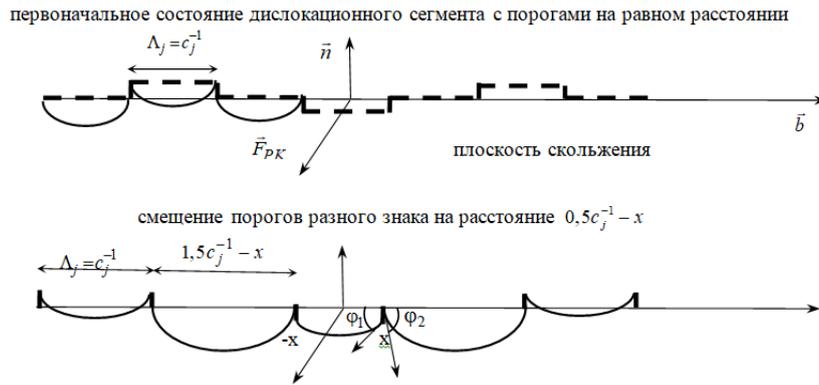


Рисунок 1 – Схема движения порогов разного знака вдоль линии дислокации

Движение порогов происходит в направлении равнодействующей силы взаимодействия порогов  $\mu b^2(4\pi(1-\nu))^{-1}x^{-2}$ , где  $2x$  уменьшается от среднего расстояния между порогами  $c_j^{-1}$  до  $b$ , силы трения, сопротивляющейся движению порога  $\tau_f b$ , и проекций линейных натяжений  $\mu \cos \varphi_1$  и  $\mu \cos \varphi_2$  винтовых сегментов по обе стороны от порога, где  $\varphi_1$  и  $\varphi_2$  - углы между направлениями линейных натяжений и линией дислокации.

В симметричном случае достаточно рассматривать движение только одного порога. Равнодействующая проекций линейных натяжений на ось с направлением  $\vec{b}$  по абсолютной величине равна  $\mu(\cos \varphi_1 - \cos \varphi_2) = \mu \left( \sqrt{1 - (\tau_f b \mu^{-1})^2} - \sqrt{1 - (0,5\tau(1,5c_j^{-1} - |x|)b\mu^{-1})^2} \right)$ .

Уравнение движения правого и левого порогов имеет вид

$$m\ddot{x} + B_0 \dot{x} = -\tau_f b - \gamma_{A\Phi\Gamma} + \mu b^{-1} \left( (4\pi(1-\nu))^{-1} b^2 x^{-2} + \sqrt{1 - 4\alpha^2 \rho x^2} - \sqrt{1 - \alpha^2 \rho (1,5c_j^{-1} - |x|)^2} \right). \quad (1)$$

где  $B_0$  – коэффициент вязкого торможения. Принимая начальные условия  $\dot{x}(0) = v_j(0) = 0$ ,  $x(0) = 0,5c_j^{-1}$ , получаем модель движения порога вдоль линии дислокации, которая применима в промежутке времени, в течение которого дислокационный сегмент не пересекает дислокаций, пробегая расстояние в среднем равное среднему расстоянию  $(\xi\rho)^{-1/2}$  между дислокациями «леса». Очевидно, что допустимы значения удовлетворяющие условиям:  $x \leq 0,5c_j^{-1}$ ,  $x \leq 0,5\alpha^{-1}\rho^{-1/2}$  и  $1,5c_j^{-1} \leq \alpha^{-1}\rho^{-1/2} + x$ .

*Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).*

#### Библиографический список

1. Старенченко В.А., Черепанов Д.Н., Слободской М.И. Кинетика порогов на движущейся винтовой дислокации в ГЦК – кристалле // Изв. ВУЗов. Физика. – 2009, № 9/2, с. 108-117.
2. Старенченко В.А., Черепанов Д.Н., Селиваникова О.В. Моделирование пластической деформации кристаллических материалов на основе концепции упрочнения и отдыха в ГЦК-металлах // Изв. ВУЗов. Физика. – 2014, том. 57, № 2, с. 4-14.
3. Старенченко В.А., Старенченко С.В., Колупаева С.Н., Пантюхова О.Д. Генерация точечных дефектов в сплавах со сверхструктурой L12 // Изв. ВУЗов. Физика. – 2000, № 1. с. 66-70.

## ВЛИЯНИЕ СВОЙСТВ ЭЛЕМЕНТА ДЕФОРМАЦИОННОЙ СРЕДЫ НА ФОРМИРОВАНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ ПОЛОС СУПЕРЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Я.Д. Липатникова<sup>1</sup>, Ю.В. Соловьева<sup>1</sup>, И.Г. Вовнова<sup>1</sup>, Л.А. Валуйская<sup>2</sup>, Н.Н.Белов<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет,

<sup>2</sup>Сибирский государственный медицинский университет,

г. Томск, Россия

e-mail: [yana.lipatnikova@list.ru](mailto:yana.lipatnikova@list.ru)

**Аннотация.** В данной работе исследованы условия, при которых формируются устойчивая и ограниченная суперлокализация пластической деформации. Исследование является теоретическим, оно основано на объединении подходов моделирования в терминах механики упругопластической среды и кинетики деформационных дефектов. Рассмотрены различные сценарии развития элементарного объема деформационной среды и их влияние на макрокартины деформации при одноосном сжатии.

**Ключевые слова:** локализация, пластическая деформация, моделирование, метод конечных элементов.

Исследование характера макролокализации пластической деформации проведено теоретическим способом, который объединяет два разных подхода описания деформации: моделирование методом механики упругопластической среды и методом дислокационной кинетики. Данные модели описаны в работах [1, 2]. Численная реализация этой синтетической модели деформации выполнена в программном комплексе «РАММП-1» [3] методом конечных элементов. В качестве материала для исследования выбран сплав со сверхструктурой L1<sub>2</sub> (Ni<sub>3</sub>Ge), физические и механические свойства которого хорошо изучены авторами, и который может проявлять при одноосном сжатии так называемый эффект суперлокализации пластической деформации [1, 2, 4] при высокотемпературных режимах нагружения.

Исследования решений уравнений модели дислокационной кинетики монокристаллов сплавов со сверхструктурой L1<sub>2</sub> выявили несколько сценариев развития деформации элементарного объема среды, часть из которых (см. рисунок) будет рассмотрена далее.

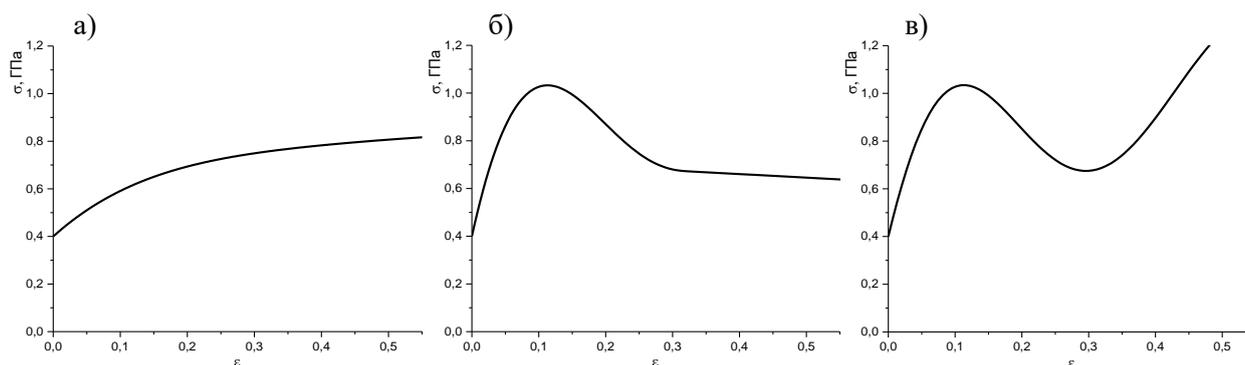


Рисунок 1 – Различные кривые упрочнения элементарного объема деформируемой среды: а) зависимость  $\sigma$ - $\epsilon$  с положительным возрастающим, а затем постоянным коэффициентом упрочнения, б) зависимость  $\sigma$ - $\epsilon$  с положительным, а затем отрицательным коэффициентом упрочнения, в) зависимость  $\sigma$ - $\epsilon$ , характеризующая упрочнение по типу «токовой неустойчивости».

Расчеты показали, что если упрочнение элементарного объема задано с помощью первой кривой (рисунок 1а), то при одноосном сжатии прямоугольного образца, деформирование протекает однородно. Если же в объеме образца присутствует концентратор напряжения (в

виде, например, разреза на боковой грани), то в процессе сжатия возникает локальная область повышенной деформации, которая имеет тенденцию к дальнейшему упрочнению и погашению дальнейшего преимущественного развития деформации в области концентратора напряжений. Происходит аккомодация деформационной среды вблизи концентратора напряжений к средней деформации деформируемой среды. Действие концентратора напряжений подавляется локальным упрочнением.

Во втором случае (рисунок 1б) однородная деформация продолжается до тех пор, пока геометрическое упрочнение, которое имеет место за счет увеличения площади поперечного сечения образца при сжатии, может компенсировать физическое разупрочнение. После этого начинается процесс сильно локализованного течения, которое может выражаться либо в образовании макрополос интенсивного сдвигообразования, либо в значительном уширении области вблизи краев образца, то есть имеет место явление суперлокализации пластической деформации. Наличие концентраторов напряжений в объеме сжимаемого образца усиливает процесс суперлокализации пластической деформации.

Если элемент деформационной среды испытывает периодическое немонотонное упрочнение по типу «токовой неустойчивости» (рисунок 1в), то в этом случае возникает тенденция к формированию полосы суперлокализации, которая, однако, останавливается при достижении тех значений деформации в полосе, когда упрочнение возвращает напряжения сопротивлению деформирования к средним значениям в деформационной среде. Таким образом, развитие локализации пластической деформации может быть ограничено. Наличие концентратора напряжений может усилить процесс суперлокализации пластической деформации, однако он также будет остановлен, как и в отсутствии этого концентратора.

Таким образом, эволюция дефектной структуры, определяющая характер упрочнения элементарного объема деформационной среды существенно влияет на макрокартины деформации образца. Рассмотренные сценарии развития деформации помогут понять эволюцию деформационного рельефа монокристаллов на разных стадиях деформации.

*Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).*

#### **Библиографический список**

1. Старенченко В.А., Валуйская Л.А., Фахрутдинова Я.Д., Соловьева Ю.В., Белов Н.Н. Исследование процессов локализации пластической деформации методом компьютерного моделирования // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2012. – Т. 55. – № 2. – С. 76-87. DOI: [10.1007/s11182-012-9797-2](https://doi.org/10.1007/s11182-012-9797-2)
2. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Фахрутдинова Я.Д., Валуйская Л.А. Моделирование макроскопической локализации деформации в сплавах со сверхструктурой  $L1_2$  // Известия вузов. Физика. – 2011. – Т. 54. – № 8. – С. 47-57. DOI: [10.1007/s11182-011-9696-y](https://doi.org/10.1007/s11182-011-9696-y)
3. РАММП-1 "Расчет микро- и макропараметров пластической деформации сплавов со сверхструктурой  $L1_2$  в условиях динамического нагружения" Белов Н.Н., Валуйская Л.А., Липатникова Я.Д., Соловьева Ю.В., Старченко В.А., Югов Н.Т. Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ 2021662546, 30.07.2021.
4. Старенченко В.А., Липатникова Я.Д., Соловьева Ю.В. Устойчивость однородной пластической деформации монокристаллов сплавов со сверхструктурой  $L1_2$  в условиях растяжения и сжатия // Известия вузов. Физика. – 2018. – Т. 61. – № 4 (724). – С. 106-112. DOI: [10.1007/s11182-018-1453-z](https://doi.org/10.1007/s11182-018-1453-z)

**ИЗМЕНЕНИЕ ЭЛЕМЕНТНОГО И ФАЗОВОГО СОСТАВА, ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ ОБРАЗЦОВ СИСТЕМЫ «ПЛЕНКА (ТИТАН) / (АК5М2) ПОДЛОЖКА», ПОДВЕРГНУТЫХ ОБЛУЧЕНИЮ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ**

В. В. Шляров<sup>1</sup>, Д. В. Загуляев<sup>1</sup>, Ю. А. Шлярова<sup>1</sup>, А. А. Серебрякова<sup>1</sup>,  
Ю. Ф. Иванов<sup>2</sup>, В. Е. Громов<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк

<sup>2</sup> Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск

\* e-mail: shlyarov@mail.ru

**Аннотация.** Методами микрорентгеноспектрального анализа определены изменения элементного и фазового состава, дефектной субструктуры образцов системы «пленка (титан) / (АК5М2) подложка», подвергнутых облучению электронным пучком и разрушенных в условиях растяжения.

**Ключевые слова:** силумин, фазовый состав, электронно-пучковая обработка, поверхность, электронная микроскопия.

Изучение изменений элементного и фазового состава, дефектной субструктуры образцов системы «пленка (Ti)/(АК5М2) подложка», подвергнутых облучению электронным пучком и разрушенных в условиях растяжения, проводили путем исследования изломов. Результаты микрорентгеноспектрального анализа элементного состава поверхностного слоя силумина с напыленной пленкой титана приведены на рисунке 1.

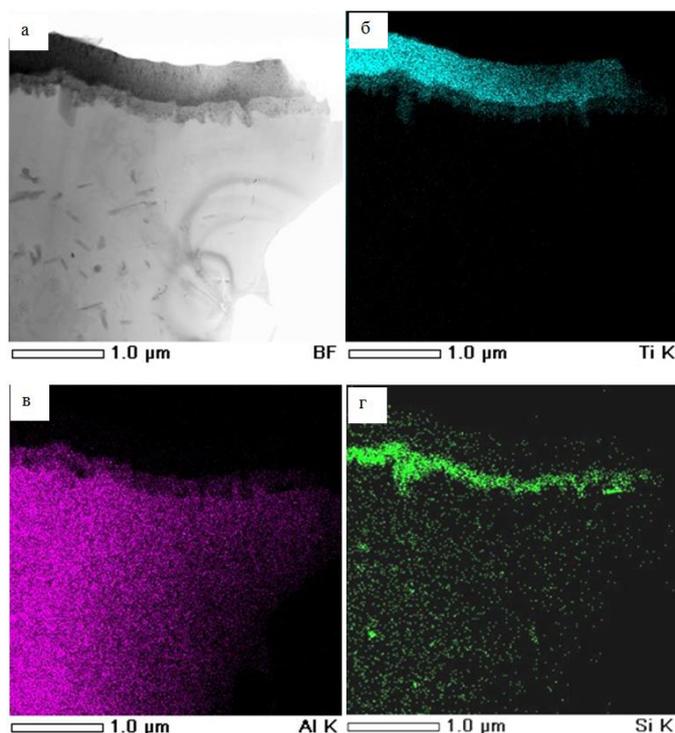


Рисунок 1 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя силумина с напыленной пленкой титана (а); б-г – изображения данного участка фольги, полученные в характеристическом рентгеновском излучении атомов Ti (б), Al (в) и Si (г).

Можно отметить, что напыление пленки титана сопровождается формированием переходного слоя, обогащенного преимущественно атомами Si, а также содержащего атомы Ti и Al.

Анализ результатов, представленных на рисунке 2, свидетельствует о том, что при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см<sup>2</sup> и 20 Дж/см<sup>2</sup> (рисунок 2а) легирование

силумина атомами титана наблюдается в слое, не превышающем (2-3) мкм. Увеличение плотности энергии до 30 Дж/см<sup>2</sup> и выше приводит к резкому снижению концентрации титана в поверхностном слое и многократному увеличению толщины легированного слоя (рисунок 2б). Следует отметить формирование подповерхностного слоя, расположенного на глубине (30-40) мкм, с повышенной концентрацией титана (рисунок 2б, кривые 1 и 2). Облучение системы «пленка/подложка» импульсным электронным пучком при  $E_s = 50$  Дж/см<sup>2</sup> не приводит к формированию данного слоя (рисунок 2б, кривая 3).

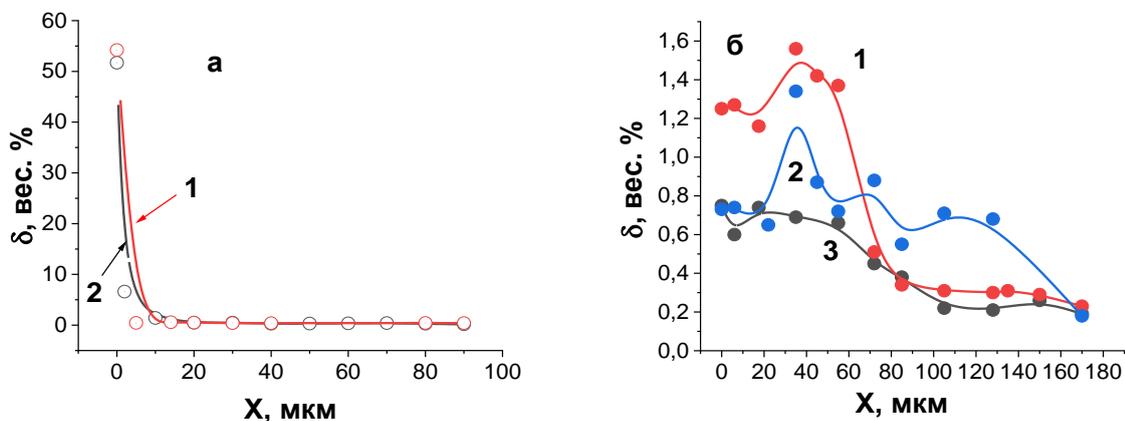


Рисунок 2 – Профили относительного содержания титана в поверхностном слое модифицированного путем облучения системы «пленка (Ti)/(АК5М2) подложка», импульсным электронным пучком при плотности энергии пучка электронов  $E_s$  (Дж/см<sup>2</sup>) (а) 1 – 10; 2 – 20; б – 1 – 30; 2 – 40; 3 – 50.

Можно предположить, что причиной формирования подповерхностного слоя с повышенной концентрацией титана является присутствие на данной глубине фрагментов пленки титана, утонувших в расплавленном алюминии.

Методами дифракционной электронной микроскопии установлено, что пленка титана, напыленная на силумин, имеет столбчатое строение (рисунок 3). Столбики сформированы нанокристаллитами, размеры которых изменяются в пределах (5-10) нм. В объеме пленки и в прилегающем к ней переходном слое присутствуют кристаллиты титана и кремния, о чем свидетельствуют результаты темнопольного анализа (рисунок 3б, в).

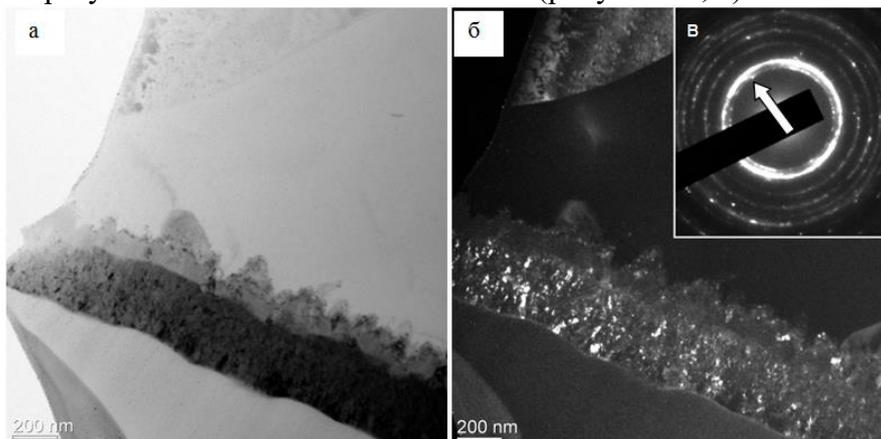


Рисунок 3 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя силумина с напыленной пленкой титана: а – светлое поле, б – темное поле, полученное в близко расположенных рефлексах [100] $\alpha$ -Ti + [211]Si, в – микроэлектронграмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле.

Облучение системы «пленка (Ti)/(АК5М2) подложка» импульсным электронным пучком ( $30 \text{ Дж/см}^2$ ) приводит к высокоскоростному плавлению поверхностного слоя образцы толщиной до 80 мкм и формированию на стадии охлаждения структуры высокоскоростной ячеистой кристаллизации (рисунок 4а). Объем ячеек сформирован твердым раствором на основе алюминия. Ячейки разделены тонкими (70-90 нм толщиной) прослойками, обогащенными атомами Si, Cu и Ti (рисунок 4б-г).

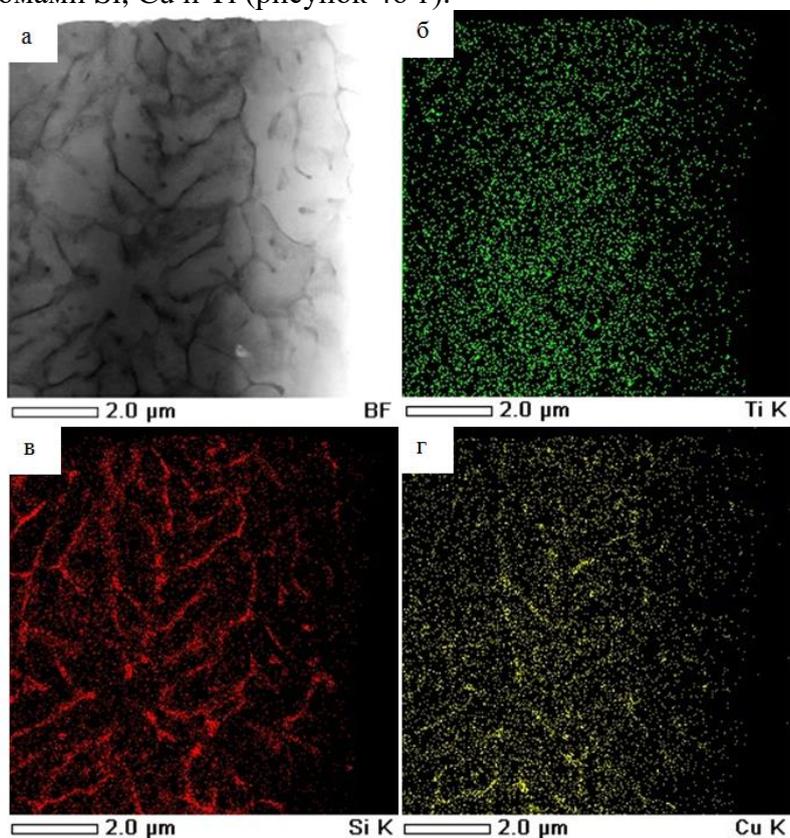


Рисунок 4 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя системы «пленка (Ti)/(АК5М2) подложка», облученной импульсным электронным пучком ( $30 \text{ Дж/см}^2$ ) (а); б-г – изображения данного участка фольги, полученные в характеристической рентгеновском излучении атомов Ti (б), Si (в) и Cu (г).

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-79-10059, <https://rscf.ru/project/19-79-10059/>*

## ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТНЫХ УПРОЧНЕННЫХ СЛОЕВ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО НАСЫЩЕНИЯ

Е.А. Загибалова, А.С. Нифонтов, Е.Г. Астафурова

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,*

*г. Томск, Россия*

*e-mail: [zagibalova-lena99@mail.ru](mailto:zagibalova-lena99@mail.ru)*

**Аннотация.** В данной работе приведены результаты исследования характеристик поверхностных упрочненных слоев, образовавшихся в результате ионно-плазменного насыщения азотом и углеродом  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$  монокристаллов аустенитной нержавеющей стали. Приведены исследования композиционных поверхностных слоев, диффузионных слоев и матрицы образцов, методами просвечивающей электронной микроскопии выявлены их микроструктура и фазовый состав. Изучены профили распределения микротвердости от обрабатываемой поверхности вглубь образца в зависимости от ориентации монокристалла.

**Ключевые слова:** монокристалл, аустенитная сталь, ионно-плазменное насыщение, микротвердость, просвечивающая электронная микроскопия.

*Введение.* Хорошие коррозионная стойкость, пластичность и свариваемость аустенитных нержавеющей сталей (АНС) позволяют находить им применение в авиа- и машиностроении, медицине и других отраслях промышленности. Ограничением для более широкого применения служат низкие износостойкость и поверхностная твердость АНС. Низкотемпературная ( $T < 450^\circ\text{C}$ ) ионно-плазменная обработка (ИПО) в среде, содержащей азот (N) и углерод (C), позволяет повысить поверхностную твердость изделия в несколько раз, сохранив при этом коррозионную стойкость за счет формирования поверхностного слоя из пересыщенного азотом и углеродом аустенита ( $\text{Fe-}\gamma_{\text{N,C}}$ ). Много факторов влияет на протяженность поверхностных слоев, в том числе кристаллографическая ориентация зерна по отношению к насыщаемой поверхности. В исследованиях О. Öztürk [1], после ионно-плазменного насыщения поликристаллов АНС азотом при  $400^\circ\text{C}$  было выявлено, что толщина поверхностного слоя в зернах с ориентацией  $\langle 001 \rangle$  больше, чем в зернах с ориентацией  $\langle 111 \rangle$ . Эта зависимость была подтверждена в работе А. Martinavičius [2], выполненной на монокристаллах АНС ( $T_{\text{обр.}} < 450^\circ\text{C}$ ). В связи с этим, весьма перспективным будет исследовать структуру на монокристаллах при температурах более  $450^\circ\text{C}$ , когда  $\text{Fe-}\gamma_{\text{N,C}}$ -фаза претерпевает распад с образованием вторичных фаз. Цель работы заключается в выявлении ориентационной зависимости характеристик поверхностного упрочненного слоя, сформированного в монокристаллах АНС при ИПО.

*Методы и материалы.* Объектами исследования в этой работе являются монокристаллы АНС ( $\text{Fe-18,6Cr-16,8Ni-0,07Mn-0,07Si-0,001C}$  вес. %) с кристаллографическими ориентациями  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$  вдоль нормали к обрабатываемой поверхности. Заготовки отжигались при температуре  $1100^\circ\text{C}$  (1 ч.) с последующим охлаждением в воду. ИПО проводили на модифицированной установке ЭЛУ-5 при температуре  $T=550^\circ\text{C}$  в смеси газов (300 Па, 12 ч.). Микроструктуру образцов до и после ИПО исследовали с применением оптической металлографии (ОМ, Altami MET 1С). Фазовый состав монокристаллов был определен с помощью методов дифракции обратнорассеянных электронов (ДОЭ), сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии (СЭМ, микроскоп Quanta 200 3D; ПЭМ, JEM 2100). Микротвердость образцов измеряли методом Виккерса с нагрузкой на индентор 25 г (Duramin 5).

*Результаты исследования.* Кристаллографические ориентации образцов и их фазовый состав были установлены при помощи ДОЭ-анализа. Исходные монокристаллы имеют структуру аустенита. После ИПО, при рассмотрении металлографических изображений протравленных поперечных шлифов монокристаллических образцов (рисунок 1), были

выявлены слои с различной травимостью, что связано с их различным фазовым составом. В обеих ориентациях мы можем выделить три характерные зоны: поверхностный слой с повышенной травимостью, диффузионная зона со слабой травимостью и матрица образца, соответствующая исходному материалу. Границы между зонами прямолинейные. Толщины поверхностных слоев и диффузионных подслоев (зон) зависят от кристаллографической ориентации образца. Так, в монокристалле с ориентацией  $\langle 001 \rangle$  толщины поверхностного слоя и диффузионной зоны (16 мкм и 35 мкм соответственно) больше, чем в  $\langle 111 \rangle$ -монокристалле (13 мкм и 32 мкм), что коррелирует с данными работ [1, 2]. В результате ПЭМ-анализа было выявлено, что при ИПО в слоях сформировались следующие фазы: Fe- $\gamma_{N,C}$ , диффузионной зоне – Fe- $\gamma_{N,C}$ .

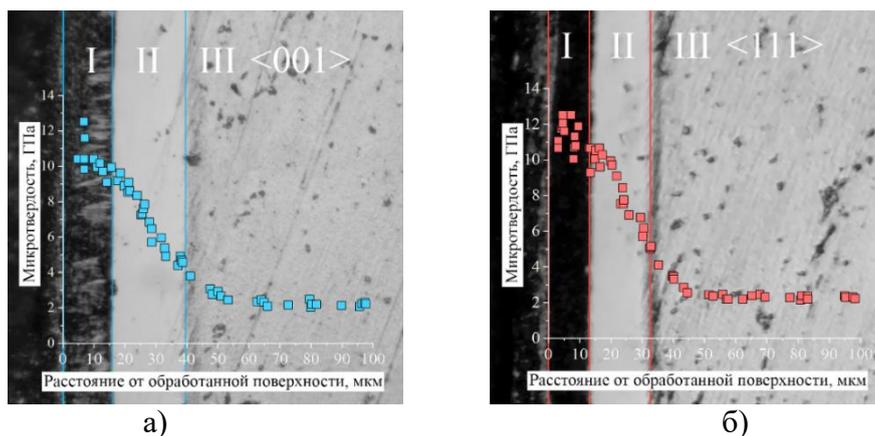


Рисунок 1 – Металлографические изображения поперечных шлифов монокристаллов АНС после ИПО с кристаллографическими ориентациями  $\langle 001 \rangle$ (а) и  $\langle 111 \rangle$ (б), совмещенные с профилями микротвердости: I – поверхностный слой, II – диффузионная зона, III – матрица образца

На рисунке 1 показаны профили распределения микротвердости вглубь образца после ИПО. Наибольшие значения наблюдаются вблизи обрабатываемой поверхности образца, далее наблюдается постепенное снижение микротвердости до матричных значений. Эта область соответствует диффузионной зоне, где происходит снижение содержания атомов внедрения (N и C) в кристаллической решетке Fe- $\gamma_{N,C}$  аустенита. Ориентационная зависимость протяженности поверхностно-упрочненных областей, включающих в себя поверхностный слой и диффузионный подслой, может быть обусловлена тем, что диффузия атомов внедрения по октаэдрическим междуузлиям в  $\langle 001 \rangle$ -монокристаллах проходит быстрее, чем в  $\langle 111 \rangle$ -монокристаллах. На следующем этапе работы предстоит обосновать механизм диффузии атомов внедрения в монокристаллах исследуемой стали.

*Заключение.* После ИПО в монокристаллических образцах АНС были сформированы поверхностно-упрочненные области. Результаты, представленные в этой работе, подтверждают существование ориентационной зависимости протяженности поверхностно-упрочненной области в монокристаллах АНС.

Проект выполнен в рамках инициативной тематики.

Авторы благодарны д.ф.-м.н. Чумлякову Ю.И. за предоставленные для исследования монокристаллы и д.т.н. Рамазанову К.Н. за помощь с проведением ИПО.

#### Библиографический список

1. Öztürk O., Williamson D. L. Phase and composition depth distribution analyses of low energy, high flux N implanted stainless steel // Journal of Applied Physics. – 1995. – V. 77, №. 8. – P. 3839-3850.
2. Martinavičius A., Abrasonis G., Möller W. Influence of crystal orientation and ion bombardment on the nitrogen diffusivity in single-crystalline austenitic stainless steel // Journal of Applied Physics. – 2011. – V. 110, №. 7. – P. 074907.

## СТРУКТУРА ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОЙ МЕДИ РАЗРУШЕННОЙ В УСЛОВИЯХ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ

В. В. Шляров, Ю. А. Шлярова, А. А. Серебрякова, Д. В. Загуляев  
*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк*  
*e-mail: shlyarov@mail.ru*

**Аннотация.** В работе представлены результаты исследований зеренной структуры технической чистой меди, подвергнутой механическим испытаниям при воздействии магнитного поля. Проведенный анализ показал, что в исходном состоянии структура характеризуется преимущественно изотропными зернами рекристаллизационного происхождения, кроме того присутствуют двойники отжига. Разрушение меди в режиме ползучести с одновременным действием магнитного поля 0,35 Тл приводит к увеличению наиболее вероятного значения размеров зерен.

**Ключевые слова:** медь М1, ползучесть, зеренная структура, магнитное поле, дислокации.

В настоящее время установлено, что внешние энергетические воздействия на твердые тела, подвергаемые деформации, способны существенно изменять как кинетику протекания процесса, так и интегральные, прочностные и пластические характеристики. Обработка металлов и сплавов электрическим и магнитным полями, короткими высокоамплитудными импульсами электрического тока, оказывая влияние на деформационную субструктуру, может изменять распределение внутренних напряжений, фазовый состав, зеренную структуру и, в конечном итоге, существенно снижать сопротивление деформированию. Однако имеются свидетельства влияния слабых электрических и магнитных воздействий, когда энергозатрата ничтожно, а деформационные свойства материалов заметно меняются. Влияние магнитного поля на свойства ферромагнитных материалов известно несколько тысяч лет и объясняется теорией квантового магнетизма. Сама возможность значительного изменения макрохарактеристик немагнитных твердых тел (пара- и диамагнетиков) в слабых магнитных полях часто подвергается сомнению, несмотря на значительное количество публикаций, в которых описываются разнообразные «магнитные» эффекты. Тем не менее, роль слабого магнитного поля, являющегося одним из факторов окружающей среды, которое непрерывно воздействует на все материалы, необходимо учитывать из-за его влияния на работу и показания прецизионных приборов, электромеханических резонаторов, маятников и т.п.

К сожалению, в настоящее время нет единой физической теории, описывающей поведение различных металлов во всех диапазонах температур и напряжений. Существуют лишь качественные объяснения опытных данных, присущих тем или иным условиям протекания процесса ползучести, называемым моделями. К одной из первых моделей, описывающих процесс ползучести, относится схема Андраде [1].

В большинстве своем все новые модели ползучести, позволяющие дать качественное (а иногда и количественное) объяснение многим экспериментальным фактам, опираются на основные представления теории дислокаций.

В строении кристаллической решетки могут встретиться по тем или иным причинам различные местные дефекты. Эти дефекты, называемые дислокациями, перемещаясь, взаимодействуя друг с другом, вызывают различного типа скольжения в металле [2]. Энергия, необходимая для осуществления движения дислокаций с преодолением потенциального барьера, называется энергией активации. Черпается она из флуктуаций теплового движения, вероятность таких флуктуаций при повышении температуры возрастает по экспоненциальному закону. Напряженное состояние тела облегчает движение дислокаций, снижая потенциальный барьер.

Изложение теории дислокаций и ее применение к процессу ползучести наиболее полно отражено в монографиях Салли [3], Рида [4], Котрелла [5].

Представляемая работа является продолжением научных исследований, проводимых на кафедре ЕНД им проф. В.М. Финкеля ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», направленных на раскрытие физических механизмов влияния магнитных полей на металлические материалы с различной кристаллической структурой [6-10].

Типичная зеренная структура меди М1 в исходном состоянии приведена на рисунке 1.

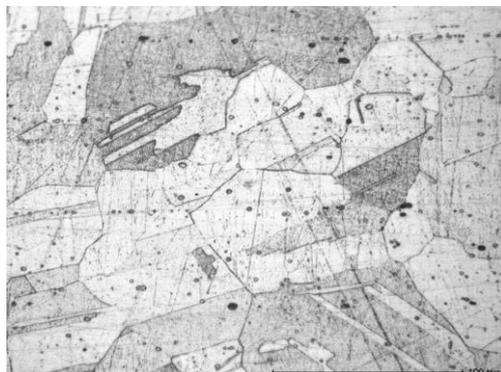


Рисунок 1 – Оптическое изображение исходной структуры меди М1

Проведенный анализ показал, что в исходном состоянии структура характеризуется преимущественно изотропными зернами рекристаллизационного происхождения, кроме того присутствуют двойники отжига. Зеренный ансамбль представлен разнообразными размерами кристаллитов. Минимальное значение размера зерен составляет 6,7 мкм, максимальное 147,4 мкм. Распределение зерен по размерам в исходном состоянии приведено на рисунке 2. Отчетливо видно, что представление распределения является одномодальным и может быть описано логарифмически нормальным законом.

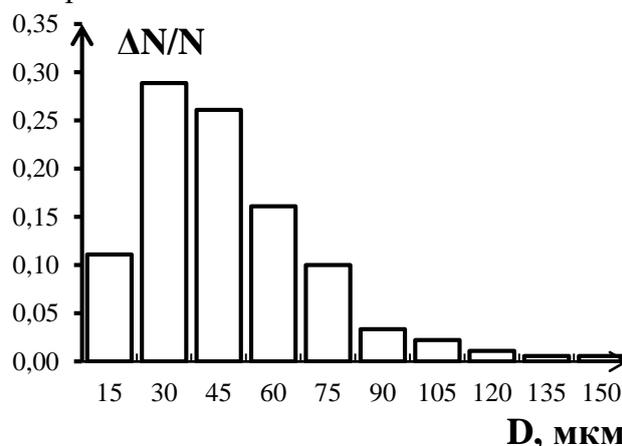


Рисунок 2 – Распределение зерен по размеру в среднем по образцу в исходном состоянии меди М1; где  $\Delta N$  – число зерен, имеющих размеры из указанного интервала,  $N$  – общее число зерен

Средний размер зерен по всему материалу в исходном состоянии составляет  $40,2 \pm 4,9$  мкм. Средний размер зерен совпадает с наиболее вероятным, что говорит о завершенности процесса собирательной рекристаллизации.

Металлографические исследования зеренной структуры травленного шлифа разрушенного в условиях ползучести проводили на расстояниях 2, 4, 6, 8, 10 мм от поверхности разрушения, это позволило выявить зеренную неоднородность при удалении от поверхности разрушения. Характерные микрофотографии структуры представлены на рисунке 3а. Анализ микрофотографий показал, что структура материала характеризуется преимущественно анизотропными кристаллитами, вытянутыми в направлении растяжения с коэффициентом анизотропии равным 3. Кроме того, было обнаружено, что в структуре материала появляются двойники деформации. В результате проведенных исследований было установлено, что ползучесть не приводит к изменению средних размеров зерен, которое составляет  $41,2 \pm 5$  мкм, однако присутствуют области на расстоянии 10 мм от поверхности

разрушения с зернами относительного большого размера 135-150 мкм (рисунок 3б) Минимальное значение размера зерен составляет 5,9 мкм, максимальное 149,6 мкм.

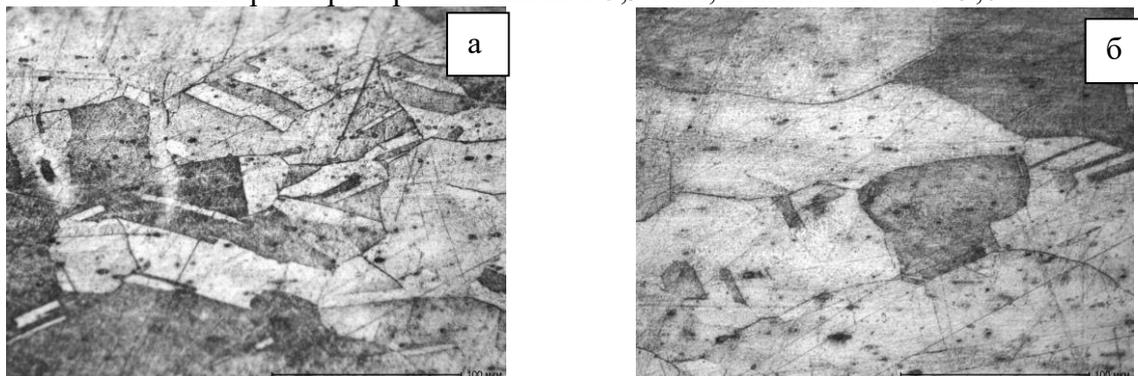


Рисунок 3 – Оптическое изображение структуры меди М1 разрушенной в условиях ползучести (а – 8 мм, б – 10 мм от поверхности разрушения)

Распределение зерен по размерам в образцах, разрушенных в условиях ползучести, приведено на рисунке 4. Представленные распределения является одномодальными и могут быть описаны логарифмически нормальным законом.

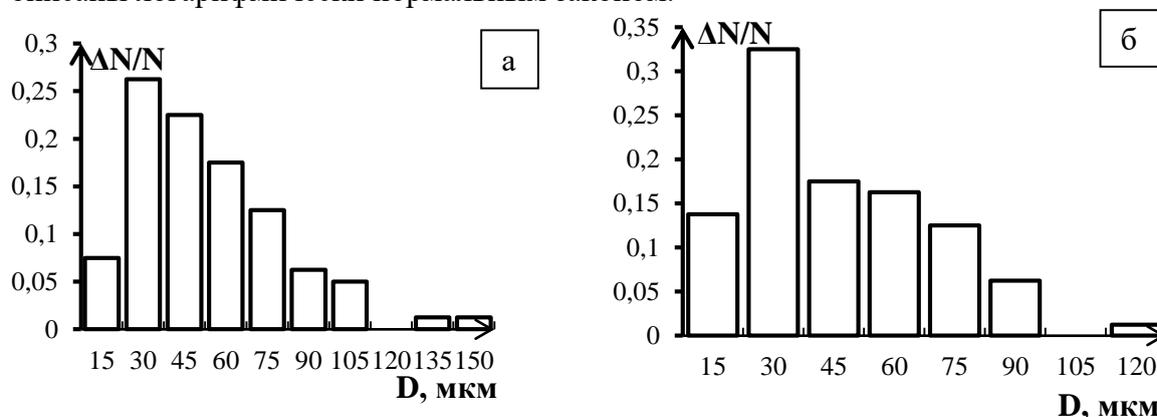


Рисунок 4 – Распределение зерен по размеру в меди М1 разрушенной в условиях ползучести (а – 2 мм, б – 8 мм от поверхности разрушения) где  $\Delta N$  – число зерен имеющих размеры из указанного интервала,  $N$  – общее число зерен

Характерные микрофотографии структуры меди разрушенной в условиях ползучести с одновременным действием магнитного поля представлены на рисунке 5. Структура материала, как и случае разрушения без магнитного поля, характеризуется преимущественно анизотропными зернами, вытянутыми в направлении растяжения с коэффициентом анизотропии равным 3, однако наблюдается более выраженная текстура деформации (рисунок 5а), также присутствуют двойники деформации.

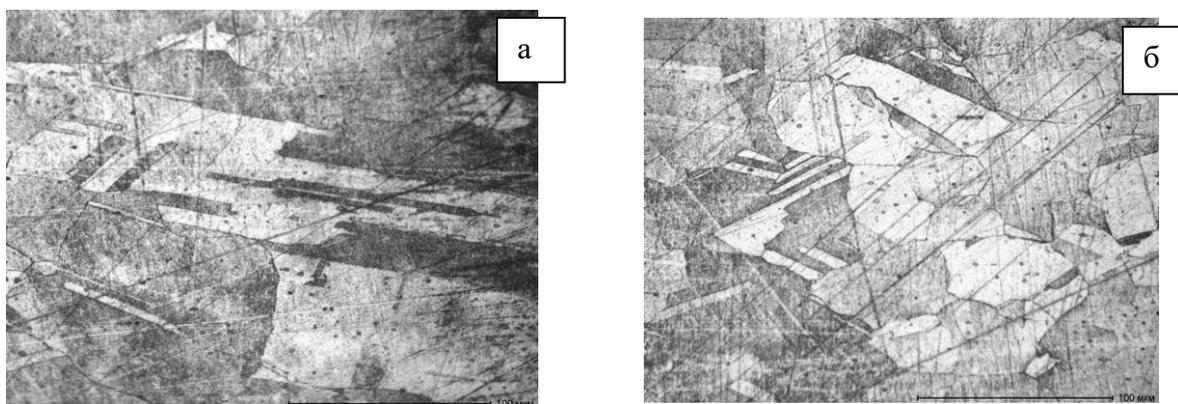


Рисунок 5 – Оптическое изображение структуры меди М1 разрушенной в условиях ползучести при действии магнитного поля 0,35 Тл (а – 8 мм, б – 10 мм от поверхности разрушения)

Разрушение меди в режиме ползучести с одновременным действием магнитного поля 0,35 Тл приводит к увеличению наиболее вероятного значения размеров зерен, которое перестает совпадать со средним размером зерен ( $42,8 \pm 4,1$  мкм) в отличие от предыдущих случаев (рисунок 6а).

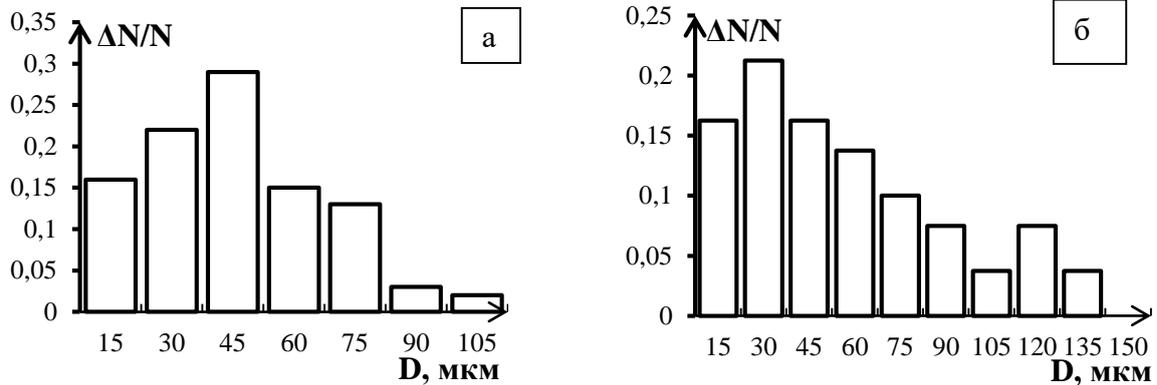


Рисунок 6 – Распределение зерен по размеру в меди М1 разрушенной в условиях ползучести в присутствии магнитного поля 0,35 Тл (а – 2 мм, б – 8 мм от поверхности разрушения)

где  $\Delta N$  – число зерен имеющих размеры из указанного интервала,  $N$  – общее число зерен

Анализ распределений зерен по размерам показывает, что на расстоянии 2, 4 и 10 мм от поверхности разрушения, распределения являются одномодальными и могут быть описаны логарифмически нормальным законом, а на расстоянии 6 и 8 мм бимодальными.

#### Библиографический список

1. Андраде, Э. Представление о ползучести: сб. «Ползучесть и возврат» / Э. Андраде. – М.: Металлургиздат, 1961. – 201 с.
2. Качанов, Л. М. Теория ползучести / Л. М. Качанов. – М.: Физматгиз, 1960. – 455 с.
3. Салли, А. Ползучесть металлов и жаропрочные сплавы / А. Салли. – М.: Оборонгиз, 1953. – 304 с.
4. Рид, В. Теория дислокаций / В. Рид. – М.: Металлургиздат, 1957. – 280 с.
5. Коттрелл, А. Дислокации и пластическое течение в кристаллах / А. Коттрелл. – М.: Металлургиздат, 1958. – 356 с.
6. Шляров, В.В. Влияние магнитных полей на процесс пластической деформации цветных металлов / В.В. Шляров, Д.В. Загуляев // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2019. – Т. 16. – № 3. – С. 394-398.
7. Серебрякова А.А. Процесс стационарной ползучести алюминия А85, титана ВТ1-0, свинца С2 / А.А. Серебрякова, Д.В. Загуляев, В.В. Шляров // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2021. – № 3(37). – С. 27-30.
8. Шляров В.В. Особенности деформации технически чистого титана в постоянном магнитном поле / В.В. Шляров, Д.В. Загуляев, В.Е. Громов, А.М. Глезер, А.А. Серебрякова // Деформация и разрушение материалов. – 2022. – № 3. – С. 25-31.
9. Шляров В.В. Анализ изменения микротвердости, скорости ползучести и морфологии поверхности разрушения титана ВТ1-0, деформируемого в условиях действия постоянного магнитного поля 0,3Тл / В.В. Шляров, Д.В. Загуляев, А.А. Серебрякова // Frontier Materials and Technology. – 2022. – № 1. – С. 91–100.
10. Abzaev, Yu.A. Materials in external fields : Monograph / Yu. A. Abzaev, K. V. Aksenova, V. O. Alexenko [et al.]. – Second, revised and supplemented edition. – Novokuznetsk : Сибирский государственный индустриальный университет, 2022. – 213 p.

## МНОГОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА В УСЛОВИЯХ МАГНИТО-ПОЛЕВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

В. В. Шляров, К. В. Аксенова, А. А. Серебрякова, Д. В. Загуляев  
Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк  
\*e-mail: shlyarov@mail.ru

**Аннотация.** Проведены испытания на многоцикловую усталость до разрушения технически чистого титана ВТ1-0 в нормальных условиях (без магнитного поля) и при воздействии постоянного магнитного поля различной величины (до 1 Тл). Установлено многократное увеличение усталостной долговечности титана в 1,6, 2,2 и 2,6 раза после воздействия магнитным полем 0,3, 0,4 и 0,5 Тл соответственно.

**Ключевые слова:** титан ВТ1-0, постоянное магнитное поле, усталость, разрушение.

Известно, что внешнее энергетическое воздействие на твердые тела, подвергающиеся деформации, может существенно изменить как кинетику процесса, так и интегральные, прочностные и пластические характеристики. Исследования показали, что электроимпульсная обработка позволяет увеличить усталостную долговечность титана [1] и алюминия [2]. Обработка металлов и сплавов электрическими и магнитными полями, короткими высокоамплитудными импульсами электрического тока, воздействуя на деформационную подструктуру, может изменить распределение внутренних напряжений, фазовый состав, зернистую структуру и, в конечном итоге, значительно снизить сопротивление деформации. После обработки твердого титанового сплава ТС4 магнитным полем 3 Тл наблюдается увеличение прочности материала на 7,6 %, что, по мнению авторов [3], объясняется дислокационным упрочнением. Следует отметить, что в научной периодике отсутствуют исследования, направленные на установление физической природы влияния магнитных полей на усталостную долговечность титана, что свидетельствует об актуальности предлагаемых исследований.

Целью данной работы является определение числа циклов до разрушения титановых образцов, подвергнутых усталостному нагружению до разрушения в нормальных условиях (без магнитного поля) и под действием постоянного магнитного поля различной величины (до 1 Тл).

В качестве материала исследования использовали образцы технически чистого титана марки ВТ1-0. Проведены испытания на многоцикловую усталость по схеме циклического асимметричного консольного изгиба с частотой нагружения  $3,3 \text{ с}^{-1}$  и одновременным воздействием магнитного поля различной величины (0,3-0,5 Тл). Образцы для испытаний на усталость имели форму параллелепипеда с параметрами  $4 \times 12 \times 130 \text{ мм}^3$ . Трещина моделировалась двумя надрезами в виде полукруга радиусами 22 мм. В ходе усталостных испытаний определяли количество циклов до разрушения подготовленных образцов титана в нормальных условиях (без магнитного поля) и при воздействии постоянного магнитного поля различной величины. Для каждого значения магнитной индукции испытывали не менее 10 образцов.

По результатам усталостных испытаний титановых образцов выявлено, что воздействие постоянного магнитного поля приводит к значительному увеличению усталостной долговечности (рисунок 1). Максимальное увеличение числа циклов до разрушения на 163 % достигается после воздействия магнитным полем 0,5 Тл.

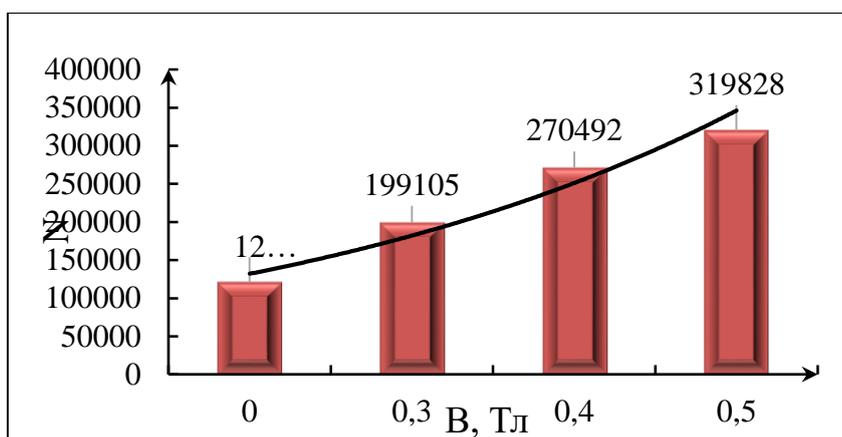


Рисунок 1 – Зависимость среднего количества циклов до разрушения N от величины магнитной индукции поля В при циклических испытаниях на усталостную долговечность технически чистого титана VT1-0

Таким образом, в работе установлено многократное увеличение усталостной долговечности технически чистого титана VT1-0 в 1,6, 2,2 и 2,6 раза после воздействия магнитного поля 0,3, 0,4 и 0,5 Тл соответственно. Принимая во внимание предыдущие исследования влияния магнитного поля на микротвердость и скорость ползучести цветных металлов [4-7], можно утверждать, что постоянное магнитное поле является эффективным способом модификации структуры и оптимизации свойств материалов.

#### Библиографический список

1. Levitin V.V. The effect of a current pulse on the fatigue of titanium alloy / Levitin V.V., Loskutov S.V. // *Solid State Communications*. – 2004. – V. 131(3-4). – P. 181-183.
2. Mohin M. Effect of electromagnetic treatment on fatigue resistance of 2011 aluminum alloy / Mohin M., Toofanny H., Babutskiy A., Lewis A., Xu Y. // *Journal of Multiscale Modelling*. – 2016. – V. 7(3). – 1650004.
3. Li G.R. Microstructure and performance of solid TC4 titanium alloy subjected to the high pulsed magnetic field treatment / Li G.R., Li Y.M., Wang F.F., Wang H.M. // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2015. – V. 644. – P. 750-756.
4. Шляров, В.В. Изменение микротвердости титана VT1-0 при воздействии магнитным полем 0,5 Тл / В.В. Шляров, Е.А. Анучина, Д.В. Загуляев, С.В. Коновалов // *Вестник Тамбовского университета. Серия Естественные и технические науки*. – 2016. – С.1444-1446.
5. Шляров, В.В. Влияние магнитных полей на структуру и физико-механические свойства алюминия / Шляров В.В., Загуляев Д.В., Громов В.Е. // *Вектор науки ТГУ*. – 2018. – № 1.
6. Серебрякова А.А. Процесс стационарной ползучести алюминия А85, титана VT1-0, свинца С2 / А.А. Серебрякова, Д.В. Загуляев, В.В. Шляров // *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. – 2021. – № 3(37). – С. 27-30.
7. Шляров В.В. Анализ изменения микротвердости, скорости ползучести и морфологии поверхности разрушения титана VT1-0, деформируемого в условиях действия постоянного магнитного поля 0,3Тл / В.В. Шляров, Д.В. Загуляев, А.А. Серебрякова // *Frontier Materials and Technology*. – 2022. – № 1. – С. 91–100.



---

# *Секция 3.*

*Проблемы эксплуатации материалов в  
экстремальных условиях*

---



**DEFORMATION BEHAVIOR OF RAIL STEEL UNDER UNIAXIAL TENSION**Aksenova K.V.<sup>1</sup>, Vashchuk E.S.<sup>2</sup>, Gromov V.E.<sup>1</sup><sup>1</sup>*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, 19krestik91@mail.ru*<sup>2</sup>*T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University, Prokopyevsk Branch, vashchuk@bk.ru*

**Abstract.** By the methods of modern physical materials science, the studies and analysis of a defective substructure of a pearlite of a lamellar morphology and properties of a rail steel subjected to failure in conditions of deformation by a uniaxial tension of planar samples are carried out.

**Keywords:** deformation, rail steel, lamellar pearlite, evolution of structure, dislocations, cementite, fragmentation.

The aim of the research is to analyze a defective pearlite structure of a lamellar morphology of rail steel fractured in deformation conditions by the uniaxial tension of planar samples. The mechanical tests were performed by a uniaxial tension of planar proportional samples in the form of two-sided blades with sizes of a working area of blades of 1.5x4.45x8.0 mm. The samples were cut from head of 100 meter differentially quenched rails of DT350 category JSC Evraz – ZSMK. The uniaxial tension deformation was performed on a test machine Instron 3369 at a loading rate of 1.2 mm/min. The tests performed showed that the ultimate tensile strength varied from 1247 to 1335 MPa, the fracture deformation of samples varied from 0.22 to 0.26.

As a rule, three zones form in the tensile deformation of samples on the fracture surface (Fig. 1): a fiber zone (sample's central part), a radial zone following it and further, a zone of cut along the edge of a sample. The fiber zone is form is elliptical one with a large axis being parallel to long sides of a rectangle (Fig. 1, a). The radial zone of samples whose width is significantly larger than the thickness has a form of shevron or 'a fir-tree' (Fig. 1, a). Peaks of V-shape shevrans are directed from a fracture nucleus. Therefore, the fracture nucleus in our case, is located on the left edge of the sample (Fig. 1, a, b).

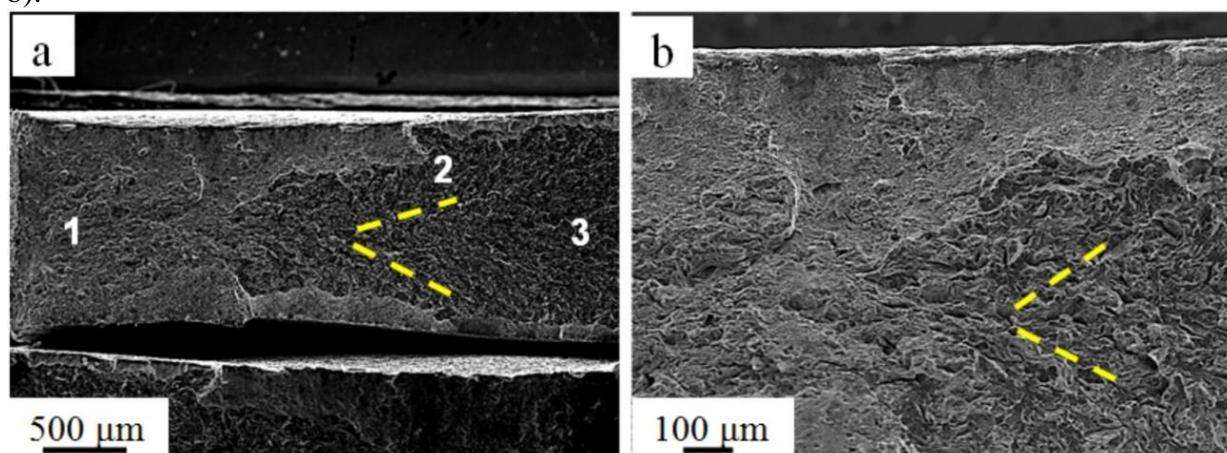


Figure 1 – A fractography of the fracture surface of rail a steel, 1 – a zone of cut, 2 – a radial zone, 3 – a fiber zone.

As a rule, a structure of the lamellar pearlite is presented by alternating ferrite plates (a solid solution based on bcc crystal lattice of iron) and cementite plates of  $\text{Fe}_3\text{C}$  composition, the orthorhombic crystal lattice) [1]. A steel fracture in conditions of the uniaxial tension of planar samples results in no change of a starting material morphology [2]. In the fracture zone and far from it the grains with a lamellar structure (Fig. 2, a) characteristic of the pearlite are present. A transformation of steel structure is detected of the level of a defective subsystem and is accompanied by a numerous transformation of the pearlite.

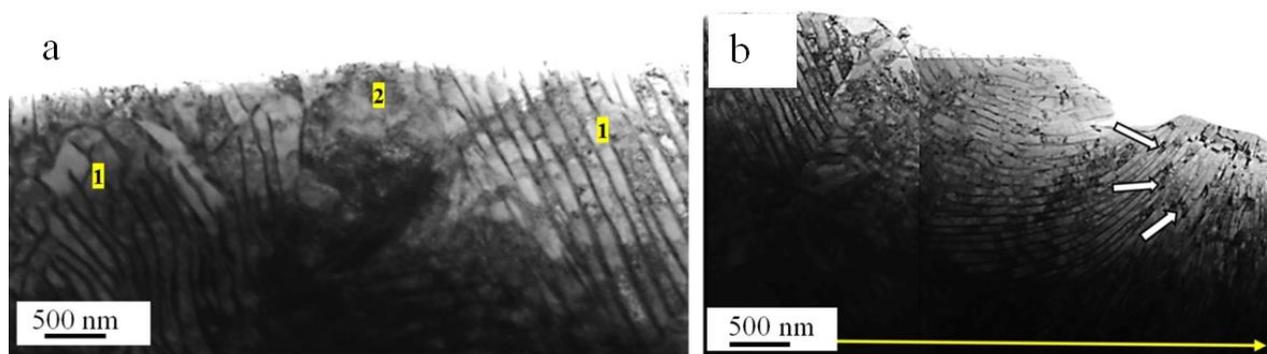


Figure 2 – Structure of rail steel (a): 1 – grains of the lamellar pearlite; 2 – a grain of the ferrite-carbide mixture. Structure of pearlite grains in a fracture zone (b); arrows indicate the bend extinction contours. A long arrow indicates a direction of sample tension (a longitudinal axis of a sample).

First of all, let us consider a transformation of a structure of ferrite plates. It is detected that ferrite plates of pearlite colonies are fragmented i.e. they are broken into areas divided by low-angle boundaries. A fragmentation is manifested most clearly in a dark-field analysis of structure.

A deformation is accompanied by a formation of a dislocation substructure in the bulk of ferrite plates. The dislocations are distributed chaotically or form the clusters. The scalar dislocation density is  $7.9 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ . In the initial state it amounts to  $3.2 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-3}$ .

A steel deformation is accompanied by a formation of stress fields in a sample. In studying the material by the methods of electron microscopy of thin foils the internal stress fields appear in the form of bend extinction contours being locating mainly in ferrite plates. Sources of stress fields in steel under study are interfaces of cementite and ferrite plates (Fig. 2, b) as well as interfaces of grains (Fig. 2, a). It should be noted that the tension of steel under study is accompanied by a rotation of pearlite grains which appears most clearly in the fracture zone of samples (Fig. 2, b). The latter allows a suggestion of a presence of a rotation made of deformation [22-24]. The rotation mode of a plastic deformation is related to a formation of a local curvature of a lattice. In this connection, it may be proposed that a development of the similar effect in rail steel makes easier a displacement of carbon atoms.

A fracture of cementite plates by mechanisms of cutting and dissolution followed by the carrying out of carbon by moving dislocations to the bulk of ferrite plates with a formation of nanodimensional (8.3 nm) particles of tertiary cementite of round shape in them is revealed. It is shown that the dissolution of cementite plates is accompanied by a fragmentation (division into regions of the coherent scattering whose average sizes are 9.3 nm).

The results obtained in this work are comparable with the results of studies of the structure of rail steel after compression deformation up to 50% [4, 5].

### References

1. Schastlivtsev V. M., Mirzaev A. A., Yakovleva I.L, Okishev K.Yu., Tabatchikova T.I., Khlebnikova Yu.V. Pearlite in carbon steels. Ekaterinburg: YrO RAS, 2006, 312 p.
2. Yuriev A.A., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Rubannikova Yu.A., Starostenkov M.D., Tabakov P.Y. Structure and properties of lengthy rails after extreme long-term operation. Millersville, PA, USA: Materials Research Forum LLC, 2021. 190 p.
3. Griqorovick K.V., Gromov V.E., Kuznetsov R.V., Ivanov Yu.F., Shliarova Yu.A. Formation of thin structure of pearlite steel under ultra-long plastic deformation // Reports of the Russian Academy of Science. Physics, engineering sciences, 2022. V. 503. pp. 8-12.
4. Aksenova K.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Qin R., Vashchuk E.S. Structural Phase Transformation of Rail Steel in Compression // Metals. 2022. № 12. 1985. pp. 1-11.
5. Ivanov Yu. F., Gromov V. E., Aksenova K. V., Kuznetsov R. V., Kormyshev V. E., Vashchuk E. S. Evolution of the Structure of Rail Steel during Compression // Russian Metallurgy (Metally). 2022. Vol. 2022. No. 10. pp. 1192–1197.

**СОБСТВЕННЫЕ АКУСТИЧЕСКИЕ КОЛЕБАНИЯ КАК ВОЗМОЖНЫЙ ФАКТОР  
СТРЕСС-КОРРОЗИИ НА МАГИСТРАЛЬНОМ ГАЗОПРОВОДЕ**

А.Б. Арабей<sup>1</sup>, И.В. Ряховских<sup>1</sup>, Т.Ю. Истомина<sup>2</sup>, Д.Е. Капуткин<sup>2</sup>,  
Д.И. Преферансов<sup>2</sup>, С.И. Погуляев<sup>1</sup>, В.А. Степанова<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ООО «Газпром ВНИИГАЗ», <sup>2</sup> Московский государственный технический университет  
гражданской авиации, e-mail: [kaputkin@mail.ru](mailto:kaputkin@mail.ru)  
г. Москва, Россия

**Аннотация.** В работе выдвинута гипотеза о взаимосвязи собственных колебаний газопровода, возникающих при турбулентной прокачке газа и развитием стресс-коррозии как проявлении сверхмногоциклового коррозионной «усталости» металла труб. Экспериментально обнаружено наличие собственных акустических колебаний, показано совпадение экспериментально измеренного и теоретически рассчитанного (в том числе, путём компьютерного моделирования) спектров частот акустических колебаний.

**Ключевые слова:** коррозионное растрескивание под напряжением, собственные акустические колебания газопровода, компьютерное моделирование колебаний.

Проблема стресс-коррозии или коррозионного растрескивания металла под напряжением (КРН) при эксплуатации магистральных газопроводов (МГ) из труб большого диаметра актуальна в связи с решением вопроса о продлении срока их эксплуатации при минимизации риска возникновения техногенных аварий с последующим загрязнением окружающей среды [1, 2]. Причины КРН носят комплексный характер, и, соответственно требуют комплексного подхода в их изучении [2].

Более чем за 30 лет изучения феномена КРН его проявления (аварии, результаты диагностики, в том числе внутритрубной) исследователи наблюдают только на газопроводах [3]. При перекачке движение природного газа – турбулентное (число Рейнольдса  $Re = 10^6 \dots 10^{10}$ ), что сопровождается акустическим эффектом – «гудение» газопроводов. При турбулентном течении обязательно присутствуют колебания давления и, следовательно, колебания механических напряжений в стенке трубы. По нашей оценке, в случае резонанса акустических колебаний, локальные скачки давления в газе, составляющие до  $0,5 \pm 1\%$  от рабочего давления газа в трубе, передаются стенке трубы. Учитывая сверхмногоциклового (за 10 лет – свыше  $10^{11}$  циклов) характер механической нагрузки, можно говорить о коррозионной усталости металла труб. При этом данный вид механо-коррозионного взаимодействия не проявляется в изломе металла в виде характерных для усталостных процессов «ступенек».

Цель данной работы - оценка параметров собственных акустических колебаний линейной части МГ, которые, по нашей гипотезе, влияют на интенсификацию процесса коррозионного повреждений металла труб при эксплуатации.

Теоретическая оценка собственных частот колебаний, возникающих в газе, и компьютерное моделирование колебаний стенки трубы в программном комплексе ANSYS, показали, что возможно совпадение резонансных частот этих колебаний газа (например, при диаметре трубопровода 1020 мм – около  $n \cdot 800$  Гц, где  $n$  – номер гармоники). Измерения спектрального состава акустического сигнала газопровода диаметром 1020 мм с толщиной стенки 16 мм, по которому при температуре  $2,6^\circ\text{C}$  транспортировался газ под давлением 42,7 атм, выявило наличие собственных частот кратных приблизительно 800 Гц (рис. 1). Среднее превышение уровня фонового сигнала для частоты 800 Гц составляло  $45 \pm 8$  дБ.

На основании модели развития трещин КРН, принятой в ПАО «Газпром» [4] для трещины, зародившейся на поверхности трубы после повреждения изолирующего покрытия, была оценена скорость роста за один год, и срок, за который эта трещина разовьётся до сквозного повреждения (рис. 2). Расчёты проведены для рабочего давления в трубопроводе  $P_{\text{раб}} = 10$  МПа, диаметра трубы 1020 мм, толщины стенки трубы 15,7 мм, материал трубы – низколегированная сталь с пределом прочности 590 МПа (класс прочности К60 (X70)) и

ударной вязкостью  $KCV = 78,4 \text{ Дж/см}^2$ , исходная глубина повреждения – 20 % от толщины стенки, начальная длина трещины – 100 мм.

Таким образом, значения резонансных частот колебаний давления транспортируемого газа близки к собственным колебаниям стенки трубы газопровода и находятся в акустическом диапазоне частот. Акустические колебания стенки трубы МГ могут приводить к интенсификации процесса КРН при контакте стали с грунтовым электролитом вследствие сверхмногоциклового коррозионной усталости.

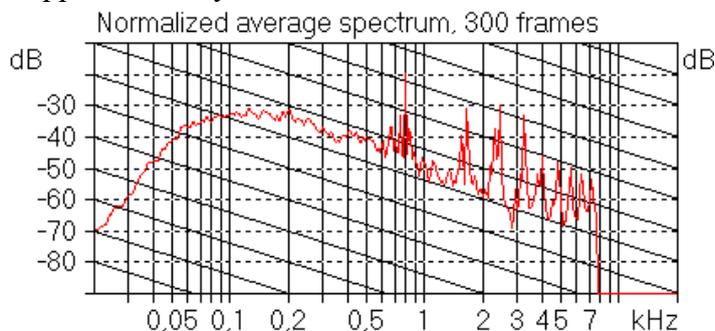


Рисунок 1 – Представление результатов анализа с помощью программы MasVis спектра аудиосигнала, полученного от тестового газопровода.

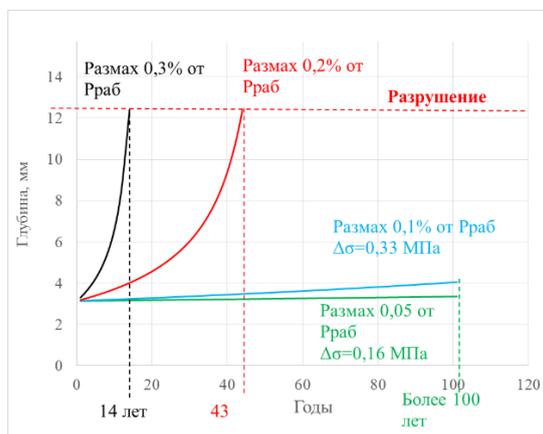


Рисунок 2 – Расчётная скорость прироста трещины

#### Библиографический список

1. Public Inquiry Concerning Stress Corrosion Cracking on Canadian Oil and Gas Pipeline Steels. Report of NEB, MH-2-95. 1996. P.147
2. Коррозионное растрескивание под напряжением труб магистральных газопроводов. Атлас. Под редакцией А.Б. Арабей, З. Кношински. М: «Наука», 2006 г.
3. А.Б.Арабей, И.В.Ряховских, Т.Ю.Истомина, Д.Е.Капуткин, Д.И.Преферансов, В.А.Степанова. Акустические колебания магистрального газопровода как фактор сверхмногоциклового коррозионной усталости металла труб. В сб.: Научно-технический семинар «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов». Москва. 25-27 октября 2022. Сборник тезисов. // М.: НИТУ «МИСиС». – 2022. – с. 75.
4. Ряховских И.В. Безопасная эксплуатация газопроводов на основе модели управления коррозионным растрескиванием под напряжением // Вести газовой науки: науч.-технический. сб. – М.: Газпром ВНИИГАЗ, 2022. – № 1(50): Повышение надежности магистральных газопроводов, подверженных коррозионному растрескиванию под напряжением. – с. 17–30.

## МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ СЖАТИИ

К.В. Аксёнова<sup>1</sup>, Е.С. Вашук<sup>2</sup>, В.Е. Громов<sup>1</sup>, Ю.Ф.Иванов<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, e-mail: 19krestik91@mail.ru

<sup>2</sup>Филиал Кузбасского государственного технического университета имени Т.Ф. Горбачева  
г. Прокопьевске, Россия, e-mail: [vaschuk@bk.ru](mailto:vaschuk@bk.ru)

<sup>3</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск

**Аннотация.** Методами современного физического материаловедения исследована эволюция структурно-фазовых состояний и дислокационной субструктуры рельсовой стали при деформации одноосным сжатием до степени 50 %. Выявлена фрагментация перлитных зерен, возрастающая с ростом степени деформации, и пластин цементита, размер фрагментов которого 15-20 нм слабо зависит от степени деформации. Показано, что основными механизмами упрочнения металла при степени деформации 50 % являются упрочнение некогерентными частицами и упругими внутренними полями напряжений. Используя принцип аддитивности, предполагающий независимое действие каждого из механизмов упрочнения, выполнена оценка зависимости общего предела текучести рельсовой стали от степени деформации при сжатии.

**Ключевые слова:** деформация сжатием, рельсовая сталь, структура, дислокационная субструктура, механизмы упрочнения, аддитивный предел текучести.

В настоящей работе проводили количественную оценку механизмов упрочнения металла рельсов при деформации сжатием. Исследовали дифференцированно термоупрочненные рельсы категории ДТ350, полученные из вакуумированной электростали Э76ХФ в соответствии с требованиями ТУ 0921-276-01124333–2021.

При испытании на сжатие образцы стали Э76ХФ не удалось довести до разрушения, поскольку они сплюснулись из-за того, что исследуемая сталь способна достаточно сильно деформироваться без разрушения. Деформация стали сопровождается фрагментацией перлитных зерен, усиливающейся по мере увеличения степени деформации и достигающей при  $\varepsilon = 50\% \approx 0,4$  объема исследуемой фольги. Фрагменты, формирующиеся в пластинах феррита, разделены малоугловыми границами. Установлено, что средние размеры фрагментов пластин феррита при увеличении степени деформации уменьшаются от 240 нм ( $\varepsilon = 15\%$ ) до 200 нм ( $\varepsilon = 50\%$ ). Выявлена фрагментация пластин цементита. Установлено, что размер фрагментов изменяется в пределах 15-20 нм и слабо зависит от степени деформации стали. Обнаружено разрушение пластин цементита, протекающее путем их растворения и разрезания подвижными дислокациями. Атомы углерода, перешедшие из кристаллической решетки цементита на дислокации, выносятся в межпластинчатое пространство и формируют частицы третичного цементита, размеры которых составляют 2-4 нм [1].

Выявлено формирование в процессе деформации стали неоднородной дислокационной субструктуры, обусловленное торможением дислокаций частицами цементита. Увеличение степени деформирования сопровождается снижением скалярной и избыточной плотности дислокаций, что может быть обусловлено уходом дислокации в малоугловые границы, а также их аннигиляцией. Установлено, что источниками внутренних полей напряжений являются границы раздела зерен и колоний перлита, пластин цементита в зернах перлита, расположенные в объеме пластин феррита частицы второй фазы [2].

Основными вкладами в сопротивление деформированию являются [3-9]:  $\sigma_0 = 35$  МПа – напряжение трения дислокаций в кристаллической решетке  $\alpha$ -железа;  $\sigma_{ТВ}$  – упрочнение твердого раствора на основе феррита атомами легирующих элементов;  $\sigma_{Перл}$  – упрочнение за счет перлита;  $\sigma_{л}$  – упрочнение дислокациями «леса», которые перерезают скользящие

дислокации;  $\sigma_{ор}$  – упрочнение материала некогерентными частицами при обходе их дислокациями по механизму Орована;  $\sigma_{д}$  – упрочнение внутренними дальнедействующими полями напряжений;  $\sigma_{с}$  – субструктурное упрочнение.

Оценку твердорастворного упрочнения стали, обусловленного атомами углерода и другими легирующими элементами, осуществляли, используя эмпирическое выражение вида:

$$\sigma_{ТВ} = \sum_{i=1}^n C_i k_i, \quad (1)$$

где  $k_i$  – коэффициент упрочнения феррита, представляющий собой прирост прочности материала на пределе текучести при растворении в нем 1 мас.% легирующего элемента, значение которого для различных элементов определяется эмпирически;  $C_i$  – концентрация  $i$ -того элемента, растворенного в феррите, мас.%. Под  $i$ -тым элементом имеются ввиду элементы в количествах, имеющихся в этот момент в  $\alpha$ -твердом растворе.

Упрочнение за счет перлитной составляющей определяли по соотношению [3]:

$$\sigma_{перл} = k_y (4,75r)^{-1/2} P_V, \quad (2)$$

где  $P_V$  – объемная доля перлита;  $r$  – расстояние между частицами  $Fe_3C$ ;  $k_y = 2 \cdot 10^{-2}$  Па·м<sup>1/2</sup> – коэффициент упрочнения феррита.

Напряжение, необходимое для поддержания пластической деформации, т. е. напряжение течения  $\sigma$ , необходимое для преодоления движущимися дислокациями (носителями деформации) сил взаимодействия с неподвижными дислокациями (дислокациями «леса»), связано со скалярной плотностью дислокаций следующим соотношением [3]:

$$\sigma_{л} = t\alpha Gb\sqrt{\rho}, \quad (3)$$

где  $t$  – ориентационный множитель (фактор Шмида);  $\alpha$  – безразмерный коэффициент, меняющийся в пределах 0,05-0,60 в зависимости от типа дислокационного ансамбля (в настоящей работе принято  $\alpha = 0,25$ ,  $t\alpha = 1$ );  $G$  – модуль сдвига материала матрицы ( $G = 80$  ГПа);  $b$  – вектор Бюргерса дислокации (0,25 нм);  $\rho$  – среднее значение скалярной плотности дислокаций.

Упрочнение стали, учитывающее присутствие некогерентных частиц второй фазы, осуществляли, используя соотношение [5]:

$$\sigma_{ор} = B \frac{mGb}{2\pi(r-R)} \Phi \cdot \ln\left(\left|\frac{r-R}{2b}\right|\right), \quad (4)$$

где  $R$  – средний размер частиц;  $r$  – расстояние между центрами частиц;  $\Phi$  – множитель, зависящий от типа дислокации ( $\Phi = 1$ );  $B$  – параметр, учитывающий неравномерность распределения частиц в матрице ( $B = 0,85$ ).

Деформация сопровождается формированием в стали внутренних полей напряжений. Величину пластической составляющей внутренних полей напряжений можно оценить, исходя из соотношения [4]:

$$\sigma_{пл} = m\alpha Gb\sqrt{\rho_{\pm}}, \quad (5)$$

Величину упругой составляющей внутренних полей напряжений оценивают, исходя из соотношения [4]:

$$\sigma_{упр} = m\alpha Gt\chi_{упр}, \quad (6)$$

где  $t$  – толщина фольги, принятая равной 200 нм;  $\chi_{упр}$  – упругая составляющая кривизны-кручения кристаллической решетки.

Величина субструктурного упрочнения оценивалась по соотношению [7]:

$$\sigma_{с} = k_c \cdot d^{-1}, \quad (7)$$

где  $k_c = 15 \cdot 10^{-4}$  Н/мм;  $d$  – размер фрагментов.

Общий предел текучести стали в первом приближении, основанном на принципе аддитивности, который предполагает независимое действие каждого из механизмов упрочнения материала, можно представить в виде линейной суммы вкладов отдельных механизмов упрочнения [3, 7-9]:

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_{ТВ} + \sigma_{перл} + \sigma_{ор} + \sigma_c + \sqrt{(\sigma_d^2 + \sigma_l^2)}. \quad (8)$$

Дислокационные механизмы, действующие внутри отдельного зерна локально и неоднородно, какими являются  $\sigma_l$  и  $\sigma_d$ , оказываются разными по амплитуде, месту действия и физическому смыслу, поэтому их суммирование должно проводиться в квадратичном приближении.

Таким образом, прочность стали является величиной многофакторной и определяется совокупным действием ряда физических механизмов. Прочность металла рельсов зависит от степени деформации сжатием, а также резко увеличивается при больших степенях деформации. Основными механизмами упрочнения металла при больших степенях деформации являются упрочнение некогерентными частицами.

*Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов, осуществляющих перспективные научные исследования и разработки по приоритетным направлениям модернизации российской экономики (проект СП-4517.2021.1).*

#### **Библиографический список**

1. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Аксенова К.В., Кузнецов Р.В., Кормышев В.Е., Ващук Е.С. Эволюция структуры рельсовой стали при сжатии // Деформация и разрушение материалов. 2022. № 8. С. 9-14.
2. Аксенова К.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Ващук Е.С., Перегудов О.А. Эволюция структуры пластинчатого перлита рельсовой стали при деформации сжатием // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. № 10. С. 43-48.
3. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и обработка сталей. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
4. Конева Н. А., Киселева С. Ф., Попова Н. А. Эволюция структуры и внутренние поля напряжений. Аустенитная сталь. – Saarbrücken: LAPLAMBERT Academic Publishing. – 2017. – 145 с.
5. Yao M.J., Welsch E., Ponge D., Haghghat S.M.H., Sandlöbes S., Choi P., Herbig M., Bleskov I., Hickel T., Lipinska-Chwalek M., Shantraj P., Scheu C., Zaefferer S., Gault B., Raabe D. Strengthening and strain hardening mechanisms in a precipitation-hardened high-Mn lightweight steel // Acta Materialia. – 2017. – V. 140. – P. 258–273.
6. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. – Новосибирск: ВО «Наука». Сибирская издательская фирма, 1993. – 280 с.
7. Беленький Б.З., Фарбер Б.М., Гольдштейн М.И. Оценки прочности малоуглеродистых низколегированных сталей по структурным данным // ФММ. – 1975. – Т. 39, № 3. – С. 403–409.
8. Sieurin H., Zander J., Sandström R. Modelling solid solution hardening in stainless steels // Mater. Sci. Eng. A. – 2006. – V. 415. – P. 66–71.
9. Прнка Т. Количественные соотношения между параметрами дисперсных выделений и механическими свойствами сталей // Металловедение и термическая обработка стали. – 1979. – № 7. – С. 3–8.

## ВЗАИМНОЕ ВЛИЯНИЕ ГРУНТОВОГО ЭЛЕКТРОЛИТА И УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ БИОЛОГИЧЕСКОЙ КОРРОЗИИ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ

Д. Е. Капуткин, Т. Ю. Истомина, В. А. Степанова, Д. И. Преферансов

*МГТУ Гражданской авиации,*

*г. Москва, Россия, e-mail: [kaputkin@mail.ru](mailto:kaputkin@mail.ru)*

**Аннотация.** В настоящей работе экспериментально исследовано взаимное влияние воды, взятой из реальных стоячих водоёмов и образца нелегированной стали на кислотность и микробиологическую заселённость воды и на общую коррозию нелегированной стали, в том числе, в присутствии низкочастотных ультразвуковых колебаний.

**Ключевые слова:** *коррозия, биокоррозия, микробиологическая заселённость воды, низкочастотные ультразвуковые колебания,*

Процессы коррозии являются одной из основных причин повреждения и разрушения металлических конструкций. Ежегодные потери от коррозии достигают до 2 ÷ 3 % годового валового внутреннего продукта [i]. Ускорению коррозии способствует повышение температуры, электролитическая активность среды, положительный заряд корродирующего металла и ряд других факторов. В природных условиях к электрохимическому воздействию добавляется влияние биологических объектов: бактерий, грибов, водорослей и продуктов их жизнедеятельности, что вызывает до 50 ÷ 80 % повреждаемости [ii]. Для замедления процессов коррозии применяются много различных методов, однако предотвратить ее полностью невозможно.

При изучении процессов коррозии в водной среде состав коррозионного раствора обычно поддерживается постоянным, однако корродирующий металл может влиять как на химический состав окружающей жидкости, так и на её микробиологическое заселение. Кроме этого, практически все металлоконструкции подвержены механическим воздействиям, то есть вызывают механические колебания в окружающей среде, что также может оказывать воздействие на состав и микробиологическую заселённость этой среды.

Целью данной работы является изучение взаимного влияния воды, взятой из реальных стоячих водоёмов и образца нелегированной стали на кислотность и микробиологическую заселённость воды, а также на общую коррозию стали, в том числе, в присутствии низкочастотных ультразвуковых колебаний (УЗК).

За основу взята рН-нейтральная вода (после двухнедельных дождей) из двух различных подмосковных болот. Во всех случаях рН сначала убывает, затем возрастает, достигая значений, приближающихся к 8,0, т.е. к величине, способствующей стресс-коррозионному растрескиванию и питтинговой коррозии низкоуглеродистой стали 20 [iii] (рисунок 1). Наблюдаемые колебания рН в процессе эксперимента, по-видимому, являются результатом конкурирования различных сообществ бактерий.

Существенного влияния УЗК и наличия металлических образцов на процессы изменения рН среды не выявлено. Визуальная оценка степени потемнения образцов после 99 ч испытаний показывает, что при воздействии УЗК образцы коррозионных испытаний темнее, чем без них. Кроме того, зоны образцов подвергнутые пластической деформации изгибом, более темные, чем зоны, не подвергнутые деформации.

Бактериальная заселённость образцов воды после экспозиции со сталью в течении 300 ч уменьшилась на порядок по сравнению с контрольными (рисунок 2). При этом наложение УЗК не только не привело к дополнительному снижению количества бактерий, а даже несколько уменьшило это снижение (анализ проведён в соответствии с [iv]).

Эксперименты показали, что в зависимости от многих факторов рН грунтового электролита может варьировать в пределах от 6 до 8. В случае нейтральной среды в первые 15÷50 ч взаимодействия с воздухом рН несколько снижается. При более длительных

выдержках конкурентная активность микроорганизмов приводит к колебаниям кислотности среды и постепенному защелачиванию среды, повышающему вероятность питтинговой коррозии и стресс-коррозионного растрескивания. Влияния контакта со сталью и УЗК на pH среды не выявлено, однако контакт со сталью подавляет жизнедеятельность бактерий, присутствующих в воде. Визуальная оценка даёт основания полагать, что УЗК и остаточные механические напряжения способствуют развитию процессов коррозии.

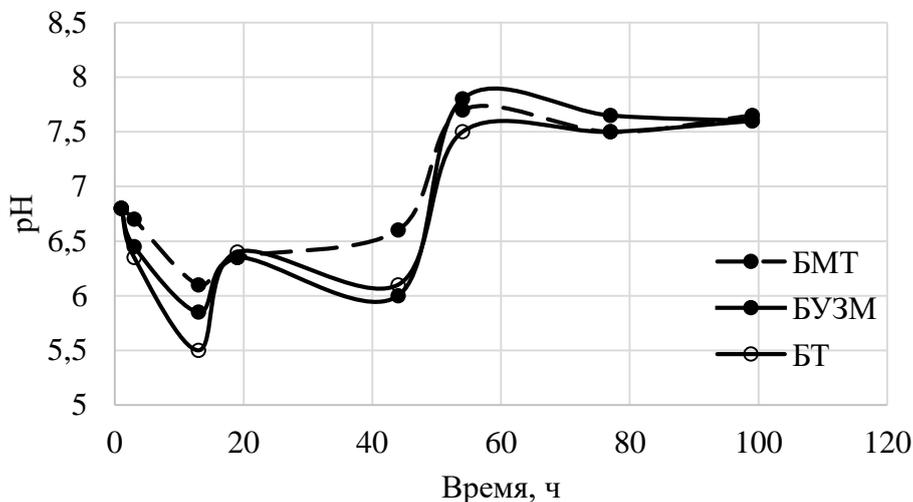


Рисунок 1 – Зависимость pH воды от времени наблюдения:  
 БМТ – металлический образец в болотной воде; БУЗМ – металлический образец в болотной воде, при наличии УЗ; БТ – болотная вода.

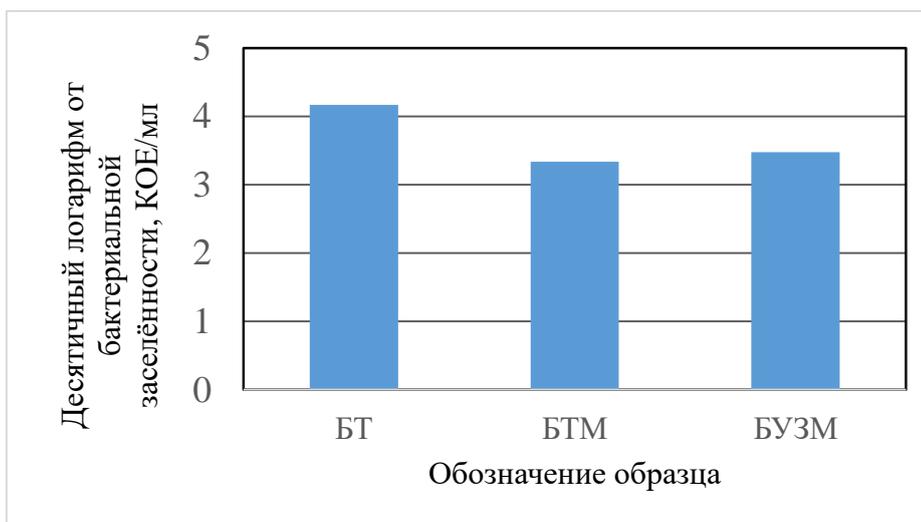


Рисунок 2 – Бактериальная заселенность воды из болота после 300 ч выдержки.

## ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ И ИХ ИСТОЧНИКИ В РЕЛЬСОВЫХ СТАЛЯХ

Н. А. Попова<sup>1</sup>, В. Е. Громов<sup>2</sup>, М. А. Порфирьев<sup>2</sup>,  
Р. Е. Крюков<sup>2</sup>, В. В. Шляров<sup>2</sup>, А. А. Юрьев<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск*

<sup>2</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк*

*e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru*

**Ключевые слова:** избыточная плотность дислокаций, внутренние поля напряжений, поверхность, рельсы, электронная микроскопия.

Методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии выполнены исследования тонкой структуры сталей промышленного назначения, которые обладают ОЦК-кристаллической решеткой. Проанализирована внутренняя структура зерен и определена величина скалярной плотности дислокаций в различных участках материала, выявлены источники внутренних напряжений и определена их амплитуда. При изучении внутренних напряжений был использован метод, основанный на анализе изгибных экстинкционных контуров.

Изучение внутренних напряжений и их источников проведено на примере рельсов ДТ350 со структурой пластинчатого перлита после сверхдлительной эксплуатации (пропущенный тоннаж – 1770 млн. тонн брутто) и рельсов ДТ400ИК (пропущенный тоннаж – 187 и 234 млн. тонн на Забайкальской железной дороге). Были выполнены исследования металла рельсов вдоль центральной оси симметрии (поверхность катания) и вдоль радиуса скругления (рабочая выкружка) головки рельса на расстояниях 0, 2 и 10 мм от поверхности. Для рельсов категории ДТ350 установлено, что по мере приближения к поверхности головки, независимо от направления исследований (вдоль радиуса скругления выкружки или вдоль оси симметрии) пластинчатый перлит постепенно заменяется на разрушенный с образованием феррито-карбидной смеси и формированием фрагментированной структуры, причем эти процессы более интенсивно протекают в рабочей выкружке.

Также установлено, что вдоль всей центральной оси симметрии головки рельса (поверхность катания) имеет место пластический изгиб-кручение кристаллической решетки, вдоль радиуса скругления головки рельса (рабочая выкружка) на расстоянии 10 мм от поверхности – также пластический, а на расстоянии от 0 до 2 мм – упруго-пластический. Доказано, что основным источником внутренних моментных (дальнодействующих) напряжений в рельсовой стали является избыточная плотность дислокаций. Выявлено увеличение уровня внутренних напряжений в рельсах ДТ400ИК по сравнению с рельсами категории ДТ350. Рост пропущенного тоннажа для рельсов категории ДТ400ИК приводит к росту внутренних напряжений, при этом значения внутренних напряжений на поверхности выкружки превышают соответствующие значения на поверхности катания. Обсуждены физические причины наблюдаемых изменений.

## ДИНАМИЧЕСКИЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ НАГРУЗКИ НА ПРОВОДЯЩИЕ ЭЛЕМЕНТЫ ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ, СВЯЗАННЫЕ С ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ И МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ

О.Б. Скворцов, В.И. Сташенко

*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН*

*г. Москва, Россия*

*e-mail: [oleg.b.skvorcov@gmail.com](mailto:oleg.b.skvorcov@gmail.com)*

**Аннотация.** На электропроводящие элементы мощного электротехнического оборудования воздействуют значительные динамические механические нагрузки, вызывающие развитие усталостных повреждений. Рассмотрено проявление вибрационного отклика в проводниках из-за взаимодействия внешнего электрического поля, вызывающего импульсные продольные и радиальные токи в проводнике. Экспериментально показано возбуждение ударных механических процессов и последующих затухающих колебаний.

**Ключевые слова:** вибрация, усталостная прочность, электропластический эффект, импульсные токи.

Конструкционный материал электропроводящих элементов электрического и электромеханического оборудования выбирают, в первую очередь, с учетом его электрических свойств. Прочность таких элементов часто определяет надежность такого оборудования. Усталостная прочность определяется имеющимся влиянием внешних и собственных вибраций, которые связаны с работой конструкционных элементов [1–3].

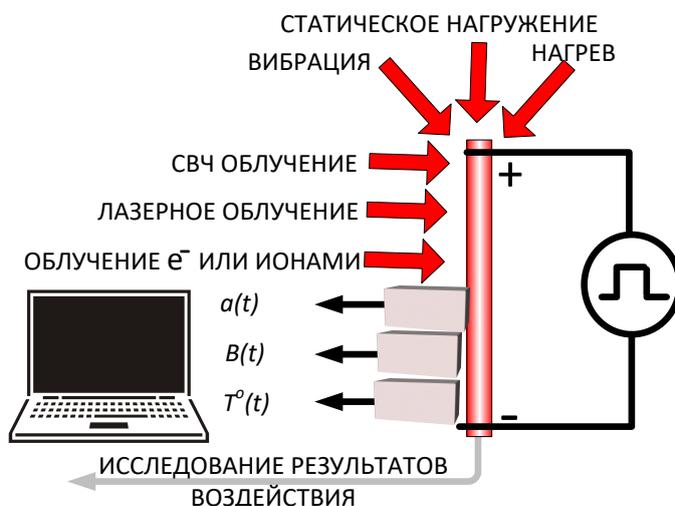


Рисунок 1 – Исследование вибрационного отклика по ускорению  $a(t)$  с контролем магнитной индукции  $B(t)$  и температуры  $T^o(t)$

На конструкционные элементы при этом возможно дополнительное температурное и механическое воздействие. Также возможно воздействие СВЧ и лазерного облучения, а также потоков заряженных частиц. Контроль вибрационного отклика в проводнике выполняется с использованием стенда, структура которого представлена на рисунке 1. Контроль электрических процессов в проводнике выполняется с использованием датчика магнитной индукции. Механический отклик контролируют датчиком ускорения. Температуру проводника контролируют датчиком температуры.

В случае воздействия одиночных коротких (менее 1 миллисекунды) электрических импульсов, температурные эффекты, связанные с тепловым действием электрического тока, оказываются незначительными.

Изменения вибрационных сигналов для поперечного и продольного ускорений при воздействии электрического импульса с плотностью тока  $1000 \text{ А/мм}^2$  на проводник из меди диаметром 4 мм приведены на рисунке 2. Затухающие вибрационные колебания формируются в моменты  $t_0$  и  $t_1$ , соответствующие моментам начала и окончания воздействия внешнего электрического поля, приложенного к проводнику.

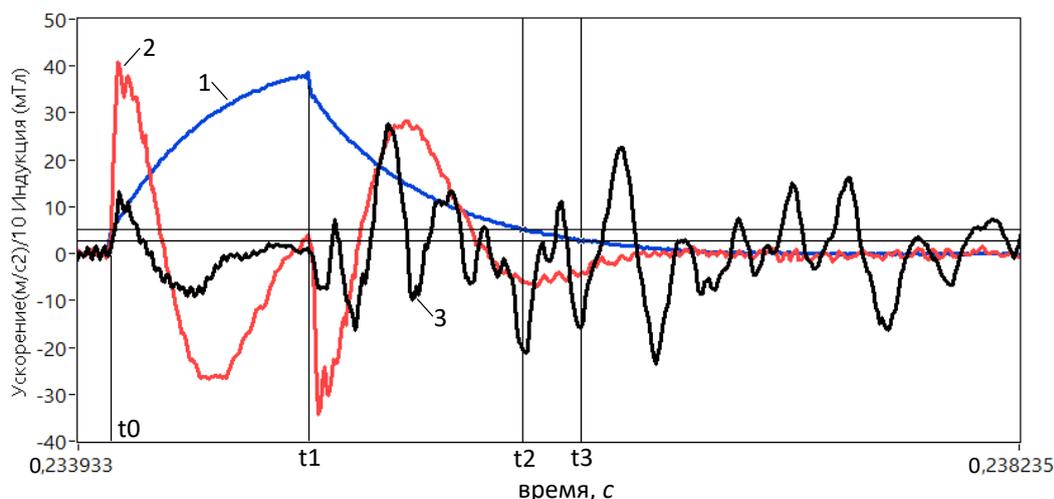


Рисунок 2 – Типовой вибрационный отклик на электрический импульс длительностью от  $t_0$  до  $t_1$ . Изменение магнитной индукции (1), ускорение поперечной (2) и продольной (3) вибрации. Оценка периода колебаний  $T = t_3 - t_2$

Анализ происходящих при этом вибрационных процессов [4] показывает, что электрическое воздействие на фронтах возбуждает ударные процессы, которые затем создают затухающие вибрации. Полярность такого вибрационного отклика зависит от полярности внешнего электрического воздействия. Эти особенности не согласуются с имеющимися гипотезами объяснения механического воздействия электрического импульса непосредственно на дефекты и дислокации материала проводника.

### Библиографический список

1. Троицкий О. А., Скворцов О. Б., Сташенко В. И. Электропластический эффект и этапы жизненного цикла энергетического оборудования // Системы управления полным жизненным циклом высокотехнологичной продукции в машиностроении: новые источники роста: V Всероссийская научно-практическая конференция (Москва, 20 апреля 2022 г.): – М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2022. – С.256–259.
2. Сташенко В.И., Скворцов О.Б. Надежность электромеханического оборудования и импульсные ударные процессы // Проблемы управления безопасностью сложных систем: материалы XXX Международной конференции, М.: ИПУ РАН, 2022. – С. 379–384.
3. Скворцов О.Б., Сташенко В.И., Троицкий О.А. Механические динамические процессы в проводниках при электропластическом эффекте // Современные методы и технологии создания и обработки материалов : Сб. научных трудов. В 2 кн. Кн. 2. Технологии и оборудование механической и физико-технической обработки. Обработка металлов давлением / редкол.: В. Г. Залесский (гл. ред.) [и др.]. – Минск : ФТИ НАН Беларуси, 2022. – С.200–211.
4. Скворцов О.Б., Сташенко В.И., Троицкий О.А. Электропластический эффект и взаимодействие электрического импульса с проводником // Письма о материалах, 2021, т.11, № 4. – С. 473–478.

## СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ МОДИФИЦИРОВАННОГО СПЛАВА TNM-B1 С ГЛОБУЛЯРНОЙ И ЛАМЕЛЛЯРНОЙ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Г.М. Марков, П.А. Логинов, Е.А. Левашов

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»*

*г. Москва, Ленинский просп., 4, стр. 1А, Россия*

*e-mail: [markov.sci@gmail.com](mailto:markov.sci@gmail.com)*

**Аннотация.** В работе изучено поведение жаропрочного сплава TNM-B1, легированного оксидом иттрия  $Y_2O_3$ , при испытаниях на высокотемпературную ползучесть. Показано влияние типа микроструктуры сплава на механические свойства и механизмы деформации при высокотемпературных испытаниях.

**Ключевые слова:** порошковая металлургия; сплавы TiAl; горячее изостатическое прессование; ползучесть.

В последнее время сплавы на основе TiAl привлекают все большее внимание в авиационной промышленности благодаря их высокой прочности, низкой плотности и сопротивлению ползучести. Основной задачей для создания надежных деталей является обеспечение долговременной стабильности структуры при высоких температурах [1].

Однако для сплавов на основе TiAl характерна микроструктурная деградация, которая приводит к снижению сопротивления ползучести и прочности при высоких температурах, а также к ухудшению пластичности при комнатной температуре. Для решения этих проблем используют комплексное легирование и модифицирование.

К перспективным методам изготовления сплавов на основе TiAl относятся методы порошковой металлургии [2], в частности, комбинирование технологий высокоэнергетическая механическая обработка (ВЭМО), самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) и горячего изостатического прессования (ГИП) [3]. Комбинирование методов позволяет добиться равномерного распределения легирующих элементов, уменьшить дисперсность структуры и получить компактные материалы с минимальным количеством пор.

К наиболее перспективным сплавам относятся сплавы серии TNM-B1, так как они характеризуются оптимальным сочетанием механических свойств при комнатной и повышенной температурах. Рабочая температура сплава TNM-B1 ограничена примерно 800°C. В настоящей работе были предложены варианты улучшения сопротивления ползучести сплава TNM-B1, полученного методами порошковой металлургии, за счет модифицирования оксидом иттрия и формирования различных структур после термической обработки сплавов, консолидированных методом горячего изостатического прессования.

Использованная в данной работе стратегия введения  $Y_2O_3$  в виде наноразмерного порошка на стадии ВЭМО обеспечила его равномерного распределения в объеме сплава. Применение метода СВС позволило получить материал с определенным соотношением TiAl/Ti<sub>3</sub>Al. Сплав после ГИП характеризовался мелкозернистой дуплексной структурой, унаследованной из СВС порошков. Проведение термообработки позволило трансформировать дуплексную микроструктуру в частично ламеллярную.

Сплав с ламеллярной структурой характеризуется меньшими скоростями деформации по сравнению со сплавом с глобулярной структурой при тех же уровнях напряжений и температурах испытаний. Основным механизмом деформации при ползучести для дуплексной структуры является переползание дислокаций в диапазоне температур 800-900 °С и скольжение дислокаций при 1000-1100 °С. Для ламеллярной структуры в интервале температур 800-1100 °С доминирующим является переползание дислокаций.

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

### **Библиографический список**

1. A. V. Kasimtsev, S. N. Yudin, T. A. Sviridova, A. V. Malyarov, A. A. Zaitsev, Zh. A. Sentyurina, Yu. Yu. Kaplanskii, Yu. S. Pogozhev & E. A. Levashov. Production of a sintered alloy based on the TiAl intermetallic compound. Part 1: Calcium-hydride fabrication technology of the Ti–47Al–2Nb–2Cr powder alloy and its properties. Russian Journal of Non-Ferrous Metals volume 56, pages 548–554 (2015).

2. A. A. Zaitsev, Yu. Yu. Kaplanskii, Zh. A. Sentyurina, E. A. Levashov, A. V. Kasimtsev, Yu. S. Pogozhev, S. N. Yudin, T. A. Sviridova & A. V. Malyarov. Production of a sintered alloy based on the TiAl intermetallic compound: Part 2. Investigation into forming and sintering processes. Russian Journal of Non-Ferrous Metals volume 57, pages 113–123 (2016).

3. P.A. Loginov, Yu.Yu. Kaplanskii, G.M. Markov, E.I. Patsera, K.V. Vorotilo, A.V. Korotitskiy, N.V. Shvyndina, E.A. Levashov. Structural and mechanical properties of Ti–Al–Nb–Mo–B alloy produced from the SHS powder subjected to high-energy ball milling. Materials Science and Engineering: A. Volume 814, 13 May 2021, 141153.

УДК 539.25; 621.793.18; 629.7.023.26

### **СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И СВОЙСТВА ТОНКИХ ПЛЕНОК НА ОСНОВЕ In-Sn-O, НАПЫЛЕННЫХ НА КВАРЦЕВЫЕ СТЕКЛА МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МИШЕНИ ИЗ СПЛАВА ИНДИЯ И ОЛОВА**

Р.Б. Турсунханова<sup>1,2</sup>, В.П. Сергеев<sup>1,2</sup>, М.П. Калашников<sup>1,2</sup>, О.В. Сергеев<sup>1</sup>, В.В. Нейфельд<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
г. Томск, Россия, e-mail: rbt1@tpu.ru*

**Аннотация.** В работе представлены результаты исследования структурно-фазового состояния и физических свойств тонких пленок на основе In-Sn-O, осаждаемых на подложки из кварцевого стекла методом импульсного магнетронного распыления мишеней из сплава InSn. Методом просвечивающей электронной микроскопии установлено, что полученные композиционные покрытия In-Sn-O имеют нанокристаллическую структуру и содержат фазу  $(\text{In}_{1.875}\text{Sn}_{0.125})\text{O}_3$ . Покрытия In-Sn-O характеризуются высокой степенью прозрачности (до 88 %) в видимом диапазоне длин волн и обладают высокой электропроводностью.

**Ключевые слова:** пленки, покрытия, структура, фазы, оксид индия олова, кварцевые стекла, коэффициент пропускания света, магнетрон, вакуумная установка.

Современное общество невозможно представить без использования результатов космической деятельности. Пилотируемые космические полеты стали возможностью получить новую информацию об устройстве окружающего нас мира с помощью выполнения космических экспериментов [1]. Однако в околоземном пространстве космические аппараты (КА) сталкиваются с метеороидными телами и с объектами искусственно-техногенного происхождения, что приводит к локальным повреждениям и образованию кратеров и царапин на поверхности КА, что в свою очередь, может привести к выходу деталей из строя. Для защиты оптических систем КА от эрозии и повреждающего воздействия высокоскоростных микрометеороидов выполняются разработка и исследования защитных покрытий, прозрачных в видимой области спектра. В частности, в работе [2, 3] показано, что защитным эффектом могут обладать оксидные покрытия ( $\text{In}_2\text{O}_3$ ), легированные оловом (Sn), которые могут быть получены магнетронным распылением керамической мишени из оксида индия-олова (ИТО) на постоянном токе. Однако они имеют недостаточно высокую прозрачность в видимой области спектра [3], что существенно снижает эффективность их применения в качестве защитных покрытий для стекол иллюминаторов КА.

В связи с этим целью работы является исследование структурно-фазового состояния

пленок на основе In-Sn-O на кварцевых стеклах, получаемых с помощью импульсного реактивного магнетронного распыления металлической мишени из сплава индия и олова, которые могут обладать более высокой прозрачностью в видимой области спектра.

Для проведения эксперимента использовали образцы кварцевого стекла марки «КВ» в виде пластин размером 27×12×4,5 мм. Покрытия In-Sn-O наносили на установке УВН-05МД «КВАНТ» с помощью импульсного среднечастотного магнетрона. Перед осаждением пленок проводилась обработка поверхности образцов ускоренными ионами кислорода с энергией ~0,4 кэВ. Процесс магнетронного напыления на вакуумной установке проводили при следующих параметрах: длительность импульсов – 4 мкс, частота следования импульсов – 50 кГц, амплитуда импульсов напряжения разряда – 350-400 В. Оптические спектры пропускания света полученных образцов снимали с помощью спектрофотометра UF-6100. Структурно-фазовые исследования выполнены методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на приборе JEM-2100.

Пленки In-Sn-O, сформированные на поверхности образцов стекла «КВ» после охлаждения, имели электрическое сопротивление  $R = 5,5$  Ом. Электросопротивление пленок измеряли с помощью цифрового мультиметра MASTECH MS8050. Толщина пленок In-Sn-O составляла 2,12 мкм. Оптические свойства исходных образцов и образцов с тонкими покрытиями оценивались на основании измерения коэффициента пропускания света в диапазоне длин волн 350–1100 нм (рисунок 1 (а)). Образцы с покрытиями In-Sn-O остаются прозрачными для видимого света. Повышение коэффициента пропускания света покрытием обусловлено встраиванием четырехвалентных ионов олова в решетку  $\text{In}_2\text{O}_3$ . Среднее значение коэффициента пропускания света в диапазоне от 400 до 800 нм покрытия In-Sn-O достигает 88%, что уменьшает коэффициент пропускания стекла только на 4%. Покрытия с меньшей толщиной имеют более высокую прозрачность, но меньшую электропроводность.

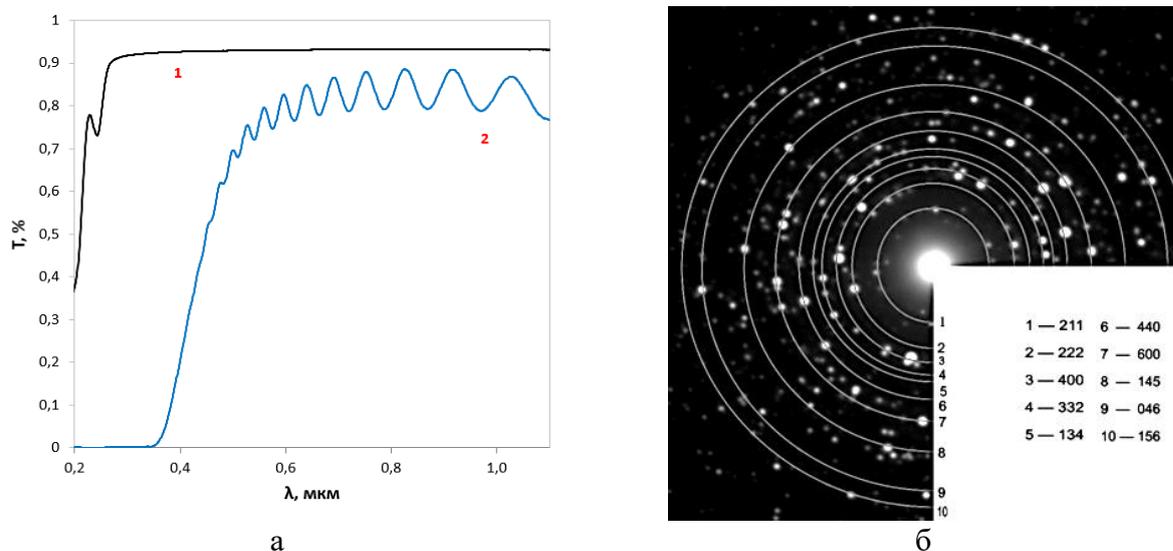


Рисунок 1 (а) – спектр пропускания покрытия In-Sn-O в видимой области света: 1 – исходный образец стекла «КВ», 2 – образец с покрытием In-Sn-O; (б) – микродифракционная картина поперечного сечения покрытия In-Sn-O на стекле «КВ», полученная с помощью ПЭМ (JEM-2100), и схема индексации дифракционных колец фазы  $(\text{In}_{1.875}\text{Sn}_{0.125})\text{O}_3$  (справа).

Результаты исследований методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) показали, что структура покрытий на основе In-Sn-O находится в нанокристаллическом состоянии. На микродифракционных картинах (рисунок 1) покрытий наблюдается одна кристаллическая фаза  $(\text{In}_{1.875}\text{Sn}_{0.125})\text{O}_3$  (#01-089-4597).

В результате выполненной работы установлено, что с помощью импульсного реактивного магнетронного распыления металлической мишени из сплава индия и олова на

кварцевом стекле после предварительной бомбардировки его поверхности ионами кислорода, ускоренными до энергии  $\sim 0,4$  кэВ, можно сформировать тонкие пленки на основе In-Sn-O с повышенным коэффициентом прозрачности до 88 % в видимой области спектра, которые обладают высокой электропроводностью, близкой по величине к металлической. Полученные покрытия являются однофазными  $(\text{In}_{1,875}\text{Sn}_{0,125})\text{O}_3$  и нанокристаллическими.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Программ повышения конкурентоспособности Томского политехнического университета (проект ВИУ-ИШНПТ-213/2020) и фундаментальных научных исследований ИФПМ СО РАН (тема номер FWRW-2021-0010).*

#### **Библиографический список**

1. Silnikov M. V. и др. "Numerical simulation of hypervelocity impact problem for spacecraft shielding elements," // Acta Astronaut. 2018. V. 150, № Aug. 2017. P. 56–62.
2. Sergeev V. P. *et al.*, "The optical and mechanical properties of quartz glass with nanocomposite coatings based on Al-Si-N and In-Sn-O," // AIP Conf. Proc., V. 2509, 2022. P. 5–9.
3. Tursunkhanova R.B., Sergeev V.P., Kalashnikov M.P., Sergeev O.V., Neyfeld V.V., Stuzhuk V.V. Changing of a surface craters density on quartz plate suffering high-velocity impacts of microparticles by deposition of In-Sn-O based coatings // Materials in external fields: proceedings of the 11th International online symposium / under ed. of V.E. Gromov, Siberian state industrial university. – Novokuznetsk: SibSIU Publishing center, 2022. – P.13-15.

УДК 54.03

### **ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ АМОРФНОГО СПЛАВА $\text{Fe}_{80,22}\text{Si}_{8,25}\text{Nb}_{10,09}\text{Cu}_{1,44}$ В КИСЛЫХ СРЕДАХ С ДОБАВКАМИ РОДАНИДА КАЛИЯ**

В.А. Федоров, Д.В. Балыбин, Т.Н. Плужникова, Д.Ю. Федотов  
*Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина»,  
г. Тамбов, Россия, e-mail: [fedorov-tsu.tmb@inbox.ru](mailto:fedorov-tsu.tmb@inbox.ru)*

**Аннотация.** Изучено влияние кислотности среды и добавок роданида калия на скорость парциальных электродных реакций на аморфном сплаве  $\text{Fe}_{80,22}\text{Si}_{8,25}\text{Nb}_{10,09}\text{Cu}_{1,44}$ . Установлено, что введение и рост концентрации роданида калия (0,5 – 10 мМ) существенно не изменяет скорость электрохимических процессов, протекающих на поверхности аморфного сплава, в солянокислых средах. Рост кислотности среды приводит к увеличению скоростей электродных реакций.

**Ключевые слова:** аморфный сплав, роданид калия, кислые среды, коррозия.

Расширение областей применения аморфных металлических сплавов (АМС) стимулирует практический интерес к их коррозионной стойкости. АМС на основе железа более устойчивы к коррозии по сравнению с их кристаллическими аналогами [1], что обусловлено отсутствием в аморфной структуре дефектов, характерных для кристаллических фаз [2].

Очевидно, что электрохимические исследования аморфных сплавов в настоящее время является одним из перспективных направлений в свете многообразия областей применения аморфных материалов и уникальности их свойств.

Цель работы: установить влияние кислотности среды и концентрации роданида калия на электрохимические и адсорбционные процессы, протекающие в аморфных сплавах на основе железа.

В работе использовали сплав  $\text{Fe}_{80,22}\text{Si}_{8,25}\text{Nb}_{10,09}\text{Cu}_{1,44}$ . Для оценки скоростей парциальных электрохимических реакций использовали поляризационные измерения на комплексе, состоящем из анализатора частотного отклика и потенциостата Solartron 1287. Для оценки коррозионной стойкости и электрохимического поведения аморфных сплавов на основе

железа использовали кислые среды состава  $xM HCl + yM KSCN$ , где  $x = 0,05; 0,1; 0,5; y = 0,5; 1,0; 5,0; 10,0$ .

Полученные годографы обрабатывали с помощью программы ZView 3.0a, которая позволяет работать с эквивалентными схемами, содержащими до 20 различных элементов с помощью поиска коэффициентов сложной функции симплекс-методом.

Величина степени заполнения поверхности ( $\Theta$ ) рассчитывалась по уравнению [3]:

$\Theta = (C_0 - C_j) / (C_0 - C_\infty)$ , где  $C_0, C_j$  - соответственно емкость электрода в чистом растворителе и в присутствии в системе добавки.  $C_\infty$  - емкость электрода, которая остается постоянной с последующим повышением концентрации в растворителе.

Экспериментально установлено, что годографы импеданса при потенциале коррозии в водных растворах, как в отсутствие, так и в присутствии KSCN, имеют вид полуокружностей, искаженных в низкочастотной области.

С ростом концентрации KSCN увеличивается соответствующий устойчивости радиус полуокружности. Аналогичные зависимости получены в растворах HCl, содержащих 1,0; 5,0 и 10,0 мМ KCNS, в которых тенденция увеличения радиуса полуокружности с увеличением концентрации добавки роданида калия сохраняется.

В растворах с кислотностью 0,1 и 0,5M HCl общие тенденции изменения радиусов полуокружностей диаграмм Найквиста и степеней заполнения поверхности аморфного сплава с ростом концентрации добавки роданида калия сохраняются.

Исходя из значений величины степени заполнения можно сделать вывод, что качественно вид изотермы адсорбции ионов  $SCN^-$  на поверхности аморфного материала при кислотности 0,05, 0,1 и 0,5 M HCl существенно не различаются.

Качественно ход изотермы адсорбции не меняется, однако, значение степени заполнения при максимальной концентрации роданида калия составляет от 0,9 до 0,99. Одной из причин снижения  $\Theta_{max}$  может являться то, что рост кислотности среды усиливает гидролиз соли KSCN, в результате часть роданид ионов переходит в HSCN, которая может обладать меньшей адсорбционной активностью на поверхности аморфного материала, чем соответствующие ей роданид-ионы.

Поляризационные кривые, снятые на образцах  $Fe_{80,22}Si_{8,25}Nb_{10,09}Cu_{1,44}$ , 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 M HCl растворах характеризуются линейными участками со значением  $b_k$  (тафелевский угол наклона на катодной поляризационной кривой), равным 0,12 В, анодные кривые имеют характерный вид с наклоном линейного участка  $b_a$  (тафелевский угол наклона на анодной поляризационной кривой), близким к 0,06 В. Введение минимального количества добавки существенно не изменяет ход кривой, смещая потенциал коррозии в анодную область.

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 измерениями можно посредством роста степени заполнения поверхности с увеличением концентрации KSCN.

Таким образом, показано, что роданид калия практически не изменяет скорости парциальных электродных реакций на аморфном сплаве  $Fe_{80,22}Si_{8,25}Nb_{10,09}Cu_{1,44}$ . Аналогичные зависимости ранее наблюдали на кристаллическом железе.

Отмечено, что во всех изученных средах достигается степень заполнения поверхности  $\Theta$  аморфного сплава частицами  $SCN^-$  более 90 %, согласно результатам импедансных измерений.

Адсорбция ионов  $SCN^-$  может осложняться за счет конкурентных процессов в соадсорбции частицами  $H_3O^+, Cl^-, HSCN$ , что может влиять на кинетику электродных реакций.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (номер проекта 22-22-00226).*

#### **Библиографический список**

1. Souza C. Corrosion resistance of Fe-Cr-based amorphous alloys: An overview / C. Souza, D.V. Ribeiro, C.S. Kiminami // J. of Non-Crystalline Solids. – 2016. – V. 442. – P. 56-66.
2. Belkhaoudaa M. Effect of the heat treatment on the corrosion behaviour of amorphous Fe-Cr-P-C-Si alloy in 0.5 M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> / M. Belkhaoudaa, L. Bazzia, A. Benlhachemib, R. Salghic, B. Hammoutid, S. Kertite // J. Appl. Surf. Sci. – V. 252. – 2006. – P. 7921–7925.
3. Дамаскин Б.Б., Петрий О.А., Батраков В.В. Адсорбция органических соединений на электродах. М.: Наука. 1968. 235 с.

УДК 538.911

## DEFORMATION OF DIFFERENT RIBBON AMORPHOUS ALLOYS UNDER CYCLIC LOADING AND UNIFORM HEATING

A.D. Berezner, V.A. Fedorov

Derzhavin Tambov State University

Tambov, Russia, [a.berezner1009@gmail.com](mailto:a.berezner1009@gmail.com), [fedorov-tsu.tmb@inbox.ru](mailto:fedorov-tsu.tmb@inbox.ru)

**Abstract.** Mechanical behaviour of Al-based and Co-based metallic glassy ribbon samples is studied in frames of a new model approach at non-isothermal deformation. Different mechanical parameters and their changing have been analysed by using mechanics, rheology and thermodynamics.

**Keywords:** metallic glasses, thermo-mechanical processes, plastic deformation, viscosity, dynamic mechanical analysis

Study of deformation has been developing in physics and technics since the forming of different scientific fields [1]. After comprehensive investigations of the elastic response in materials [2], scientists observed isothermal [3] or non-isothermal [4] creep and internal friction [5]. And investigated materials varied from metals [6] or simple inorganic compositions [7] to complex polymer systems [8]. Some deformation features (for example, yield drop, non-linear plastic stage and so on), occurring at elasto-plastic deformation, also are described in frames of the different structural models [9]. Viscoelastic deformation is quite well described both in continuum mechanics [10] and by the semi-empirical models [11]. However, non-isothermal conditions (with different regimes of mechanical loading) stay not properly investigated due to the absence of a general model, describing the temporal or temperature deformation function. One of them is in material response to variable (uniform in time) heating with periodic force impact (dynamic mechanical analysis, i.e. DMA) [12]. This deformation case is of interest in physics and technics not only from fundamental but also from applied standpoints.

Preloading  $F_{load}$  (constant during the whole experiment) with additional one  $A$  (oscillated with  $\omega=6\pi$  rad/s frequency) and acted on the specimens were the main activation factors for all DMA tests. And continuous heating of constant rate  $V_T=5$  K/min (from 300 K up to the glass temperature  $-T_g \sim 570$  K) with time  $t$ , changing to the fracture moment  $B$  of a specimen, must be noted here. During each experiment, a specimen elongated from  $l_0 \sim 18,5$  mm of initial length (with 4.5 mm of wideness and 0.04 mm of thickness) up to the critical length  $l \sim 27$  mm. Schematic plots of the whole process are presented in Fig.1 for reaction force  $F$  and deformation  $\varepsilon$ .

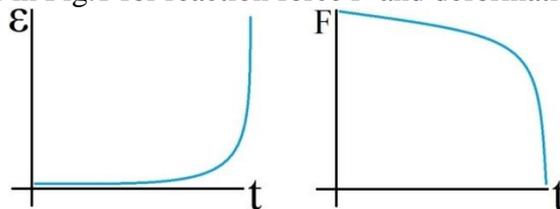


Figure 1 – Deformation dynamics of a specimen, occurring at heating with oscillated load, which is set except the static one

For Al-based and Cu-based alloys, there are typical mean values that are given in the Table 1, where  $C$  is the personal deformation coefficient of material and  $m$  is the mass of the specimen.

Table1 – Personal material parameters and experimental conditions

	$C$ , [m·s]	$B$ , [s]	$m$ , [kg]	$F_{load}$ , [N]	$A$ , [N]
Al <sub>85</sub> Y <sub>8</sub> Ni <sub>5</sub> Co <sub>2</sub>	0,078	3157	10 <sup>-4</sup>	3,6	0,0036
Cu <sub>54</sub> Pd <sub>28</sub> P <sub>18</sub>	0,0492	2827	10 <sup>-4</sup>	0,9	0,0063

By using a semi-empirical deformation relationship:  $l(t) = l_0 + \frac{Ct}{B^2 - Bt}$  (1), we calculate and

analyse many different parameters of material such as linear thermal expansion coefficient  $\alpha_L$  and heat capacity  $C_{mol}$ , Reynolds number – Re and reaction force, internal energy  $U$  and work  $W$ , viscosity, speed of sound (for specimens) etc. Proposed approach gives to us information about entropy changing and probability density function. All model data agree with experiment, and some new properties can be predicted (for example, non-Newtonian behaviour and turbulence at fracture) that is useful both from the fundamental and practical standpoint. More detail description and discussion have been given in our works [13-16].

This work was supported by the Russian Science Foundation (grant No. 22-22-00226).

### References

1. M. Meyers, K. Chawla, Mechanical Behavior of Materials 2nd Edition, Cambridge University Press, p. 882, (2008);
2. D.W.A. Rees, Basic Engineering Plasticity, Butterworth-Heinemann, p. 528, (2006);
3. E.N.da C. Andrade, Proc. R. Soc. Lond. A, 84, 1-12, (1910);
4. V.A. Khonik, V.A. Mikhailov, I.A. Safonov, Scr.Mater., 37, 921-928, (1997);
5. R. de Batist, Internal Friction of Structural Defects in Crystalline Solids, North-Holland Publishing Company, (1973);
6. C. Liu, P. Liu, Z. Zhao, D.O. Northwood, Mater. Des., 22, 325-328, (2001);
7. W.R. Cannon, T.G. Langdon, J.Mater.Sci, 18, 1-50, (1983);
8. J. Raghavan, M. Meshii, Compos. Sci. Technol., 57, :1673-1688, (1997);
9. W.M. Lomer, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1, 64-73, (1952);
10. M.H. Wagner, Rheol. Acta, 15, 136-142, (1976);
11. W. Wilkinson, Non-Newtonian Fluids, Pergamon, London, p. 138 (1960);
12. K.P. Menard, Dynamic mechanical analysis: a practical introduction, CRC Press, p. 205 (1999);
13. Berezner, A., Fedorov, V., Grigoriev, G. (2023). Proceedings of the 10th International Conference on Fracture Fatigue and Wear. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Singapore;
14. Berezner, A.; Fedorov, V. Non-Isothermal Dynamic Mechanical Analysis of Ribbon Metallic Glasses and Its Thermodynamic Description. Materials 2022, 15, 8659.
15. A.D. Berezner, V.A. Fedorov, M.Yu. Zadorozhnyy, Journal of Alloys and Compounds, Vol. 923, 2022;
16. A.D. Berezner, V.A. Fedorov, M.Yu. Zadorozhnyy, I.S. Golovin, D.V. Louzguine-Luzgin, Theoretical and Applied Fracture Mechanics, Vol. 118, 2022;

## РОЛЬ СВОБОДНОГО ОБЪЕМА ПРИ УСТАЛОСТНОМ РАЗРУШЕНИИ ЛЕНТОЧНЫХ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ

В.А. Федоров, Т.Н. Плужникова, Д.Ю. Федотов, А.М. Подкаура  
Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина,  
г. Тамбов, Россия, e-mail: [fedorov-tsu.tmb@inbox.ru](mailto:fedorov-tsu.tmb@inbox.ru)

**Аннотация.** Рассмотрены особенности разрушения ленточных аморфных сплавов при многоцикловых испытаниях на растяжение и изгиб. Предложены механизмы усталостного разрушения, основанные на перераспределении свободного объема в образцах.

**Ключевые слова:** аморфные металлические сплавы, усталость, изгиб, растяжение, механизмы разрушения, свободный объем.

Усталостные испытания являются одним из видов исследований влияния циклических деформационных шумов и случайных процессов на целостность различных изделий из аморфных металлических сплавов (АМС).

В отличие от кристаллических сплавов АМС не обладают характеристиками дальнего порядка [1, 2]. Неупорядоченная структура и метастабильное состояние отвечают в металлических стеклах за необычные механизмы деформации [3, 4]. В настоящий момент имеется достаточно много данных о деформации кристаллических материалов. Данных о деформации аморфных тел значительно меньше, так как аморфное состояние твердого тела – наименее изученная область современного структурного материаловедения.

Цель данной работы выявить основные закономерности усталостного разрушения ленточных образцов аморфного металлического сплава на основе Со при длительных циклических испытаниях на растяжение и изгиб.

Материалом для проведения исследования были выбраны ленты аморфных металлических магнитомягких сплавов АМАГ-186 ( $\text{Co}_{85,5}\text{Fe}_{2,27}\text{Si}_{5,15}\text{Mn}_{4,07}\text{B}_2\text{Cr}_1$ ), АМАГ-180 ( $\text{Co}_{78,5}\text{Ni}_{4,73}\text{Fe}_4\text{Si}_{7,25}\text{Mn}_{1,88}\text{B}_2\text{Cr}_{1,5}$ ). Размер рабочей области образцов –  $20 \times 3,5 \times 0,02$  мм.

Усталостные испытания образцов проводили на специально разработанной установке растягивающей нагрузкой, изменяющейся от некоторого max значения до min во времени, в знакопостоянном режиме с частотой 2 Гц. Зависимость изменения напряжения в образце от времени имеет вид периодической функции [5].

При испытаниях на растяжение, на поверхности разрушения выявлены области зарождения трещины, её роста, переходная зона и зона долома. В области зарождения трещины имеет место вязкое разрушение с образованием плотнорасположенных микроутяжек. Характерный размер таких утяжек ~ 0,5-1,5 мкм. При переходе к зоне усталостного роста на фоне вязкого разрушения появляются участки роста трещин, похожие на скол. Кроме того, наблюдаются характерные для такого вида разрушения ступени, соответствующие одноразовому скачкообразному (0,2-0,5 мкм) подрастанию трещины. Одновременно рост трещины сопровождается формированием «венного узора» при переходе усталостной трещины из одной плоскости в другую. В переходной зоне наблюдаются участки образования более крупных деформационных структур и ячеек. Переход к зоне долома сопровождается переходом к вязкому разрушению с образованием «чешуйчатых» сдвигов, развитием трещин в параллельных плоскостях. В зоне долома трещина продвигается вязко, скачками (5-8 мкм), с образованием локализованных зон пластичности в местах остановки. Отмечено, что при снижении величины нагрузки увеличивается зона роста усталостной трещины.

Механизм роста собственной усталостной трещины представляется следующим. После зарождения с боковой поверхности образца на концентраторах нагрузки трещина образует перед своей вершиной серию микропор, за счет перераспределения свободного объема [6] в области растягивающих напряжений. После слияния пор и разрыва перемычек на поверхности

разрушения формируется ступенчатый рельеф. Такой рельеф формируется вплоть до зоны долома.

Таким образом, механизм роста усталостной трещины в аморфных сплавах при испытаниях на растяжение, основан на направленном перераспределении свободного объема в области растягивающих напряжений.

Испытания на изгиб проводились на специально разработанном устройстве [5]. Частота нагружения образца составляла 12 Гц.

Проведены фратографические исследования поверхности разрушения и берегов роста трещины. При испытаниях на изгиб, на поверхности разрушения выявлены три зоны: 1 – зона образования трещины. Поверхность разрушения гладкая, без видимых следов пластичности; 2 – зона усталостного роста, связанная с образованием деформационного рельефа с характерным размером блоков структуры ~ 0,5-1 мкм; 3 – зона долома с развитием грубых пластических сдвигов. Трещина зарождается со стороны поверхности с растягивающими напряжениями в нескольких плоскостях. По характеру формирования деформационного рельефа, разрушение происходит путем образования интрузий и экструзий. Ветвления трещин и сдвигов при испытаниях на изгиб не наблюдали. «Венного узора» на берегах трещины также нет. Это подтверждает, что зарождение трещины происходит сколом.

В ненагруженном образце свободный объем равномерно распределен. При циклически повторяющихся изгибах происходит перераспределение свободного объема. Он мигрирует преимущественно в область растяжения. За счет упругого взаимодействия образуются плоские скопления свободного объема в плоскостях нормальных к поверхности растяжения (наподобие образования полигональных стенок). В этих плоскостях зарождаются трещины, поверхности которых испытывают относительно друг друга касательный сдвиг. Изгибные нагружения способствуют раскрытию трещины. Образование подобных трещин и сдвигов наблюдали экспериментально. Магнитометрические измерения выявили что усталостные нагружения влияют на магнитные свойства сплавов, в частности, приводят к анизотропии магнитного гистерезиса, что может быть вызвано формированием дефектов при механической деформации [7].

*Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (номер проекта 22-22-00226).*

### **Библиографический список**

1. Inoue A., Takeuchi A.. Recent development and application products of bulk glassy alloys // Acta Mater. – 2011. – Vol. 59, – P. 2243-2267. Doi: 10.1016/j.actamat.2010.11.027
2. Johnson W.L.. Bulk glass-forming metallic alloys: science and technology // MRS Bull. – 1999. – Vol. 24. – P. 42-56.
3. Schuh C.A., Hufnagel T.C., Ramamurty U.. Mechanical behavior of amorphous alloys // Acta Mater. – 2007. – Vol. 55. – P. 4067-4109. Doi: 10.1016/j.actamat.2007.01.052
4. M.M. Trexler, N.N. Thadhani. Mechanical properties of bulk metallic glasses // Prog Mater Sci. – 2010.– Vol. 55.– P. 759-839. Doi: 10.1016/j.pmatsci.2010.04.002
5. Д.Ю. Федотов, В.А. Федоров, А.В. Яковлев, Т.Н. Плужникова, А.Д. Березнер. Усталостные испытания ленточных аморфных металлических сплавов на основе Со методами на растяжение и изгиб // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. – 2016. – Т. 21. – № 3. – С. 1396–1399. Doi: 10.20310/1810-0198-2016-21-3-1396-1399
6. Spaepen, F. A microscopic mechanism for steady state inhomogeneous flow in metallic glasses / F. Spaepen // Acta Metall. – 1977. – Vol. 25. – P. 407-415.
7. Berezner, A.D. Magnetic properties of Co-based and Fe-based tape amorphous alloys / A.D. Berezner, V.A. Fedorov, N.S. Perov, T.N. Pluzhnikova, D.Yu. Fedotov, A.A. Schlikova // Journal of Physics: Condensed Matter. – 2020. – Vol. 32 (114001) – Pp. 1-9.

## ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ И ИХ ИСТОЧНИКИ В СТАЛЯХ С ОЦК РЕШЕТКОЙ

Н.А. Попова<sup>1</sup>, Е.Л. Никоненко<sup>1,2</sup>,

В.Е. Громов<sup>3\*</sup>, М.А. Порфирьев<sup>3</sup>, Р.Е. Крюков<sup>3</sup>, Г.И. Черепанова<sup>3</sup>

*Томский государственный архитектурно-строительный университет*

*г. Томск, Россия*

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет*

*г. Томск, Россия*

*Сибирский государственный индустриальный университет*

*г. Новокузнецк, Россия, \*e-mail: [gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)*

**Аннотация.** В статье методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии выполнены исследования тонкой структуры сталей промышленного назначения, которые обладают ОЦК-кристаллической решеткой. Проанализирована внутренняя структура зерен и определена величина скалярной плотности дислокаций в различных участках материала, выявлены источники внутренних напряжений и определена их амплитуда.

**Ключевые слова:** ОЦК-кристаллическая решетка, электронная микроскопия, изгибный экстинкционный контур, скалярная плотность дислокаций, кривизна-кручение, избыточная плотность дислокаций, внутренние напряжения.

Внутренние напряжения играют важную роль в формировании предела текучести, деформационном упрочнении и особенно в разрушении кристаллических материалов, а именно, в зарождении и раскрытии микротрещин. Велика их роль в эволюции дефектной структуры при различных видах термической обработки металлов, сплавов и сталей. Кроме того, внутренние напряжения играют значительную роль при фазовых и структурных превращениях. И, наконец, нельзя не учитывать действие внутренних напряжений при получении объемных наноструктурных материалов методом интенсивной пластической деформации [1-3].

Целью работы является изучение внутренних напряжений в ОЦК-сталях и их источников методом, основанном на анализе изгибных экстинкционных контуров.

Работа проведена на образцах сталей промышленного назначения, обладающих ОЦК-кристаллической решеткой (перлитные, феррито-перлитные и мартенситные), прошедших термическую обработку и подвергнутых различной пластической деформации (растяжением, сжатием, прокаткой). Исследования выполнены методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) на тонких фольгах в электронных микроскопах ЭМ-125К с использованием гониометрической приставки и ЭМ-125, обладающим более высокой разрешающей способностью [4].

Изучение внутренних напряжений и их источников после сверхдлительной эксплуатации (пропущенный тоннаж – 1770 млн. тонн брутто) проведено на рельсах из стали Э76ХФ со структурой пластинчатого перлита. Были выполнены исследования металла рельсов вдоль центральной оси симметрии (поверхность катания) и вдоль радиуса скругления (рабочая выкружка) головки рельса на расстояниях 0, 2 и 10 мм от поверхности. Проведенные исследования показали, что эксплуатация рельсов привела к существенному преобразованию и усложнению структуры, причем более интенсивно вдоль радиуса скругления выкружки [5].

На рисунке 1 приведены изменения средних по материалу количественных параметров тонкой структуры по мере приближения к поверхности головки.

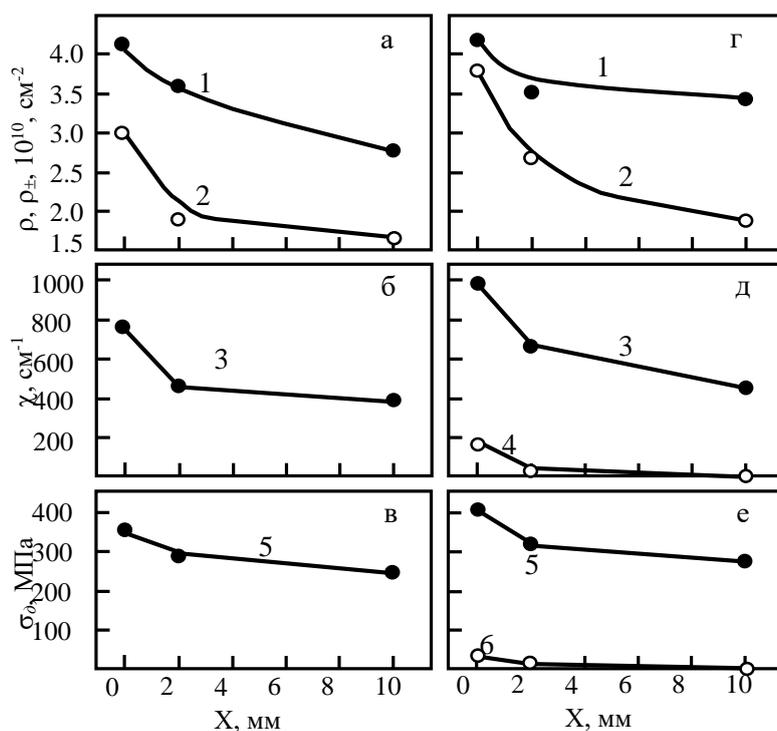


Рисунок 1 – Изменение средних количественных параметров тонкой структуры рельсовой стали Э76ХФ после сверхдлительной эксплуатации по мере удаления от поверхности: а-в – поверхность катания; г-е – рабочая выкружка (а, г – скалярная  $\rho$  (1) и избыточная  $\rho_{\pm}$  (2) плотность дислокаций, б, д – амплитуда пластической  $\chi_{пл}$  (3) и упругой  $\chi_{упр}$  (4) кривизны-кручения кристаллической решетки, в, е – амплитуда внутренних моментных пластических  $\sigma_{пл}$  (5) и упругих  $\sigma_{упр}$  (6) напряжений)

В заключении можно сказать, что проведен анализ источников внутренних напряжений, имеющих место в ОЦК-сталях. Показано, что вся совокупность источников может быть условно разделена на источники внутренних напряжений пластического, упругого и упруго-пластического происхождения. В стали мартенситного класса 34ХНЗМФА показано, что при малых степенях деформации экстинкционные контуры являются либо контурами изгиба, либо кручения, при больших – все контуры смешанного типа.

*Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).*

### Библиографический список

1. Конева Н.А., Козлов Э.В. Дислокационная структура и физические механизмы упрочнения металлических материалов // Перспективные материалы. Структура и методы исследования (учебное пособие) / Под ред. Д.Л. Мерсона. – Тула: ТГУ, М.: МИСиС, 2006. – С.267-320.
2. Koneva N.A., Kozlov E.V., Trishkina L.I. Internal field sources, their screening and the f
- 1 3. Тюменцев А.Н., Коротаев А.Д., Дитенберг И.А., Пинжин Ю.П., Чернов В.М. Закономерности пластической деформации в высокопрочных и нанокристаллических металлических материалах. – Новосибирск: СО РАН Наука, 2018. – 256 с.
4. Hirsch P.B., Howie A., Nicholson R.B., Pashley D.W., Whelan M.J. Electron microscopy of thin crystals. London: Butterworths, 1965, 570 p.
- t 5. Koneva N., Kiseleva S., Popova N. *Evolution of structure and internal stress fields. Austenitic steel*. Germaniya, LAP LAMBER: Academic Publishing, 2017, 148 p. (In Russ.).

e  
s  
s

## ПРОЧНОСТНЫЕ, ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ РЕЛЬСОВЫХ СТАЛЕЙ

М. А. Порфирьев<sup>1</sup>, В. Е. Громов<sup>1\*</sup>, Ю. Ф. Иванов<sup>2</sup>, Ю. А. Шлярова<sup>1</sup>,  
Р. Е. Крюков<sup>1</sup>, Г. И. Черепанова<sup>1</sup>

*Сибирский государственный индустриальный университет  
г. Новокузнецк, Россия, e-mail: \*gromov@physics.sibsiu.ru  
Институт сильноточной электроники СО РАН  
г. Томск, Россия*

**Аннотация.** В статье приведены результаты исследований механических и трибологических свойств, дислокационной субструктуры и фазового состава. Установлено, что рельсы специального назначения категории ДТ 400 ИК обладают более высокими значениями микротвердости (в 1,2 раза), износостойкости (в 3,7 раза), коэффициента трения (в 1,5 раза), скалярной плотности дислокаций (в 1,3 раза). По сравнению с рельсами ДТ 350.

**Ключевые слова:** сжатие, рельсы, механические свойства, трибологические свойства, деформационные кривые.

Непрерывное возрастание требований к надежности рельсов в условиях высоких нагрузок на ось и скоростей движения обуславливает необходимость высокой эксплуатационной стойкости рельсов и анализа возможных причин их изъятия. При производстве специальных видов рельсов необходимо знание закономерностей формирования структурно-фазовых состояний и свойств стали.

Целью работы является сравнительный анализ механических и трибологических свойств рельсов из до- и заэвтектоидных сталей.

Данные, представленные на рисунке 1, были получены при одноосном сжатии образцов рельсов категории ДТ 350 (рисунок 1б) и ДТ 400 ИК (рисунок 1а). Исследуемая сталь способна весьма сильно деформироваться без разрушения и образцы сплющиваются, т.е. наблюдается эффект потери формы образцов [1, 2].

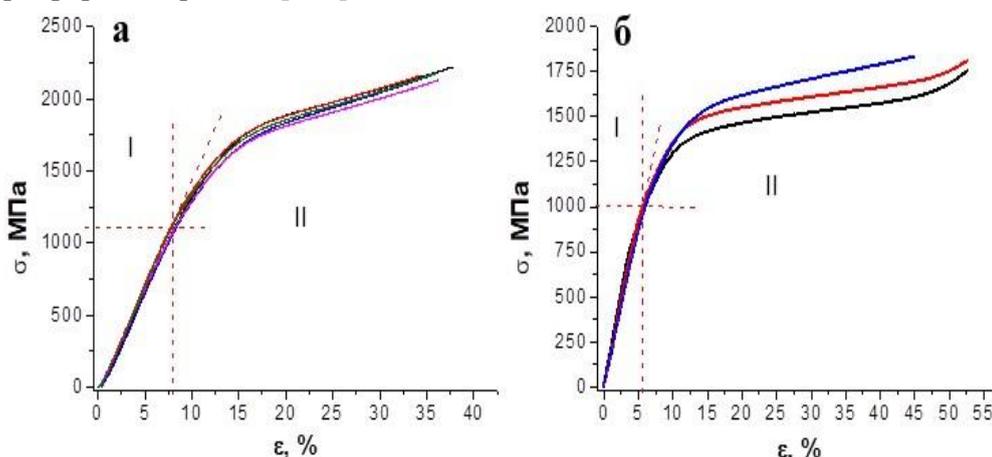


Рисунок 1 – Деформационные кривые при сжатии образцов рельсов категории ДТ 400 ИК (а) и ДТ 350 (б). Пунктирными линиями указан предел текучести

Рентгенофазовый анализ рельсов категории ДТ 400 ИК показал, что основной фазой (95,8 мас. %) стали является твердый раствор на основе  $\alpha$ -железа (ОЦК кристаллическая решетка) [3]. Второй фазой (4,2 мас. %) исследуемой стали является карбид железа  $Fe_2C$  ( $a = 0,47313$  нм,  $b = 0,43299$  нм,  $c = 0,28330$  нм), представлен на рисунке 2.

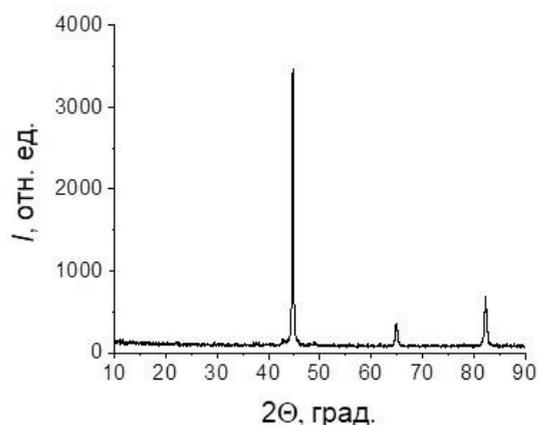


Рисунок 2 – Участок рентгенограммы, полученный с образца рельсов категории ДТ 400 ИК.

В заключении можно сказать, что был проведен анализ механических и трибологических свойств, структуры, фазового состава 100-метровых дифференцированно закаленных доэвтектоидных (категория ДТ 350) и заэвтектоидных (категория ДТ 400 ИК) рельсов. Было выявлено, что рельсы категории ДТ 400 ИК имеют более высокие значения микротвердости, износостойкости и коэффициента трения.

**Благодарность:** Исследование выполнено с использованием оборудования ЦКП «Материаловедение» ФГБОУ ВО «СибГИУ».

#### **Библиографический список**

1. Длинномерные рельсы: структура и свойства после сверхдлительной эксплуатации / Юрьев А.А. [и др.]. Новокузнецк: Полиграфист, 2022. 311 с.
2. Иванов Ю.Ф. Эволюция структуры рельсовой стали при сжатии / Громов В.Е. [и др.]. // Деформация и разрушение материалов. 2022. № 8. С. 9-14.
3. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения / Иванов Ю.Ф. [и др.]. Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2010. 174 с.

## ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И КАЧЕСТВ РЕЛЬСОВ ИЗ ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ ПРИ ДОЛГОВРЕМЕННОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

М.А. Порфирьев, В.Е. Громов\*, Р.Е. Крюков, А.А. Юрьев, Г.И. Черепанова  
Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, e-mail: \*gromov@physics.sibsiu.ru

**Аннотация.** В статье был выполнен анализ эволюции микротвердости, трибологических свойств, дислокационной субструктуры и фазового состава рельсов категории ДТ 400 ИК после пропущенного тоннажа 187 млн. т. брутто на экспериментальном кольце РЖД. Высказаны предположения о физических основаниях конфигурации характеристик.

**Ключевые слова:** структура, рельсы специального назначения, микротвердость, фазовый состав, трибологические свойства.

Познание закономерностей формирования структурно-фазовых состояний и качеств особых обликов рельсов нужно как для улучшения технологии их изготовления, так и предсказания поведения при эксплуатации. Значимость информации о структурно-фазовом состоянии, прочностных и трибологических свойствах новых видов рельсов определяется с одной стороны глубиной фундаментальных проблем физического материаловедения, а с другой стороны практическим значением проблемы [1].

Целью работы является анализ изменения фазового состава, дислокационной субструктуры и качеств рельсов особого предназначения впоследствии долговременной эксплуатации.

В качестве материала изучения воспользовались эталоны заэвтектоидной стали Э90ХАФ, качества и элементный состав которой регламентируется ГОСТом 51685-213. После дифференцированной закалки и эксплуатации на экспериментальном кольце РЖД был проведен анализ рельсов (пропущенный тоннаж 187 млн.т. брутто). Испытания проводили в условиях сухого трения по схеме диск-палец на трибометре Pin on Disc and Oscillating TRIBOtester (TRIBOtechnic, Франция) [2]. Профиль канавки износа и ее параметры исследовали контактным нанопрофилометром, представлен на рисунке, а, б.

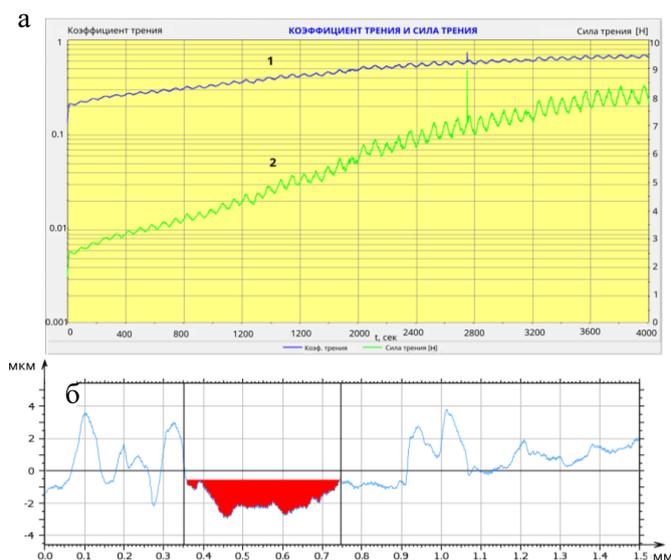


Рисунок – Зависимость коэффициента трения (кривая 1) и силы трения (кривая 2) от времени трибологических испытаний рельсов ДТ 400 ИК после пропущенного тоннажа 187 млн. т. (а). Профиль дорожки трения (б)

После эксплуатации рельсов категории ДТ 400 ИК увеличилась микротвердость

поверхности катания в 1,4 раза с 5,5 ГПа до 7,7 ГПа, а скалярная плотность дислокаций в 1,5 раза с  $5,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  до  $7,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Такое изменение параметров связано с формированием сложного напряженно деформированного состояния поверхности катания рельсов при длительной эксплуатации [3].

В заключение можно сказать, что эксплуатация рельсов категории ДТ 400 ИК приводит к повышению износостойкости, микротвердости, скалярной плотности дислокаций и содержания карбида  $\text{Fe}_x\text{C}$ .

***Благодарности:** Авторы работы выражают благодарность Е.В. Полевому за предоставленные образцы рельсов и Ю.Ф. Иванову за помощь в проведении экспериментов и обсуждения результатов.*

#### **Библиографический список**

1. Беркович И.И., Громаковский Д.Г. Трибология. Физические основы, механика и технические приложения. Самара. Изд-во СамГУ, 2000. 268 с.

2. Ivanov Yu.A., Gromov V.E., Yuriev A.A., Kormyshev V.E., Rubannikova Yu.A., Semin A.P. Deformation strengthening mechanisms of rails in extremely long-term operation // Journal of Materials Research and Technology. 2021. V. 11. P. 710-718.

3. Egerton F.R. Physical principles of electron microscopy. Basel: Springer International Publishing, 2016. 196 p.



---

## *Секция 4.*

*Материалы на основе  
высоко- и среднеэнтروпийных сплавов,  
высоколегированные сплавы, методы  
их получения, структура, механические  
и функциональные свойства,  
механизмы деформации*

---



**ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ  
И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ОБРАЗЦОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ  
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА С  
ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОВОЛОКИ ИЗ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ**

Е.Г. Астафурова\*, Е.В. Мельников, С.В. Астафуров, М.Ю. Панченко,

К.А. Реунова, А.В. Лучин, Е.А. Колубаев

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения

Российской академии наук, г. Томск, Россия

e-mail: \*elena.g.astafurova@ispms.ru

**Аннотация.** В работе представлены результаты экспериментального исследования температурной зависимости деформационного поведения при растяжении и механические свойства (предел текучести, предел прочности и удлинение) в широком диапазоне температур  $T = (77-300)K$  для двухфазных ( $\gamma$ -аустенит/ $\delta$ -феррит) образцов хромоникелевой нержавеющей стали, полученных методом электронной-лучевого аддитивного производства. Установлено влияние объемной доли  $\delta$ -феррита и его морфологии на характеристики деформационных  $\gamma \rightarrow \alpha'$  и  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$  мартенситных превращений и деформационное упрочнение стали.

**Ключевые слова:** аустенитная нержавеющая сталь, аддитивное производство, мартенситные превращения, деформационное упрочнение.

Впервые исследованы прочностные свойства, деформационное поведение и развитие деформационного  $\gamma \rightarrow \alpha'$  и  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$  мартенситного превращения (МП) в образцах из нержавеющей стали, изготовленных с использованием электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП). В качестве исходного материала для ЭЛАП использовалась проволока из нержавеющей стали марки X18H10T. Испытания на одноосное растяжение при температурах 77, 183, 223, 273 и 300 К проводились для двух типов образцов: непосредственно после аддитивного производства (АП) и после термической обработки, состоящей из 1-часового отжига при температуре 1100 °С и закалки в воду (АП+ТО). Образцы АП и АП+ТО имели двухфазную ( $\gamma + \delta$ ) структуру: образцы АП с дендритной морфологией  $\delta$ -феррита ( $\gamma + 14\% \delta$ ) и образцы АП+ТО с  $\delta$ -фазой глобулярной формы ( $\gamma + 6\% \delta$ ).

Для материала с меньшим содержанием  $\delta$ -феррита характерны меньшие значения предела текучести во всем диапазоне температур. Предел прочности и стадийность пластического течения исследуемых материалов при фиксированной температуре не зависят от доли  $\delta$ -феррита и его морфологии, но количество и распределение  $\delta$ -фазы влияет на характеристики деформационных  $\gamma \rightarrow \alpha'$  и  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$  мартенситных превращений и значения деформационного упрочнения стали. Композиционные двухфазные образцы АП и АП+ТО обладают более медленной кинетикой деформационного ( $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ ) мартенситного превращения на II стадии деформации по сравнению с однофазным аустенитными нержавеющей стали, полученными традиционными методами литья и термообработки. Установлено, что оба типа включений  $\delta$ -феррита, дендритные ламели и крупные глобулы, частично подавляют деформационное мартенситное превращение.

В работе пластическая деформация аддитивно изготовленных образцов рассмотрена с точки зрения деформации композиционных материалов, в этом приближении описаны механические свойства и пластическая деформация двухфазных ( $\gamma + \delta$ ) сталей, полученных методом ЭЛАП.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FRWR-2022-0005. Исследования проведены с использованием оборудования центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

## THE MECHANICAL PROPERTIES OF WAAM-CMT AL-5SI ALLOY

C. Su<sup>1</sup>, S. Konovalov<sup>1,2</sup>

*Samara National Research University, Samara, Russia*

*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia*

**Abstract:** In this study, Al-5Si alloy components are fabricated by wire and arc additive manufacturing based on cold metal transfer (WAAM-CMT). The mechanical properties of this Al-5Si alloys are investigated. The strength properties have isotropic characteristic, with only 1.6–5MPa difference in ultimate tensile strength (UTS), 2.4–5.9MPa difference in yield strength (YS) and 0.1%–1.1% difference in elongation (E) between the location1 and location2.

**Keywords:** WAAM-CMT, Al-5Si alloy, tensile properties

### 1. Introduction

WAAM technology currently uses welding wire of industry standard grades as raw materials, and the cost is low. The price of the welding wire of the same composition is between 1/3-1/2 of the powder, and the wire performance is more stable, which can avoid defects and quality problems caused by uneven powder particle size. At the same time, the market price of arc heat source is 1/10 of that of laser generator and 1/30 of that of electron beam generator. WAAM technology has greater economic advantages [1-2]. In this study, Al-5Si alloy is deposited using wire arc additive manufacturing based cold metal transfer (WAAM-CMT). The mechanical properties of the samples along the deposition height of Al-5Si samples have been investigated.

### 2. Materials and Methods

In the experiment, the bulk Al-5Si aluminum alloys with a dimension of 150 mm × 30 mm × 70 mm were deposited by WAAM-CMT system equipped with 3D path simulation software, Fronius CMT-Advance power source, 6-axis FANUC robot, wire feeder, Ar gas and a robot controller (Figure 1a), and the deposited samples and the schematic of sample positions for mechanical tests are shown in Figure 1c.

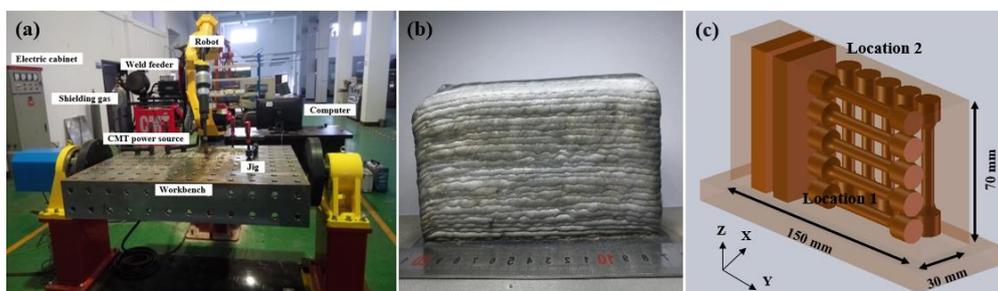


Figure 1 – WAAM-CMT Al-5Si alloys: (a) WAAM-CMT system; (b) Al-5Si alloys sample; (c) schematic diagram of samples used for the tests.

### 3. Results and discussions

Tensile test results (tensile strength-UTS, yield strength-YS and elongation-E) of two different regions of alloy samples are shown in Figure 2. Tensile test results on the top region of the samples are different from those on the bottom region of the sample. The tensile strength of the samples increased by 6.6 MPa from 205.6 to 212.2 MPa as the increase of deposition height. The yield strength also increases from 130.9 to 134.4 MPa with the elongation is relatively reduced by 1.3%. Analysis of tensile test results show that the increase in deposition height improve the tensile properties of the Al-5Si alloys. Besides, the tensile strength and yield strength in the location 1 are also higher than those in the location 2.

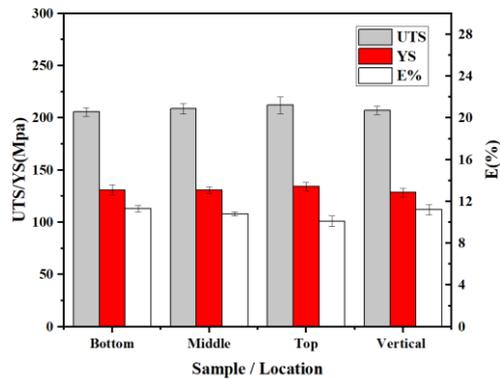


Figure 2 – The tensile properties of WAAM-CMT Al-5Si alloys.

The fracture morphology of the Al-5Si sample is shown in Figure 3. The fracture analysis reveals the characteristics of ductile fracture. Fig.3c and 3d show that the second phase particles are uniformly distributed at the center of the dimples of the fracture. The cracking of the alloy matrix is caused by the second phase particles and interlayer defects - pores and cracks. During the tensile test, the stress is concentrated in the second phase particles and interlayer defects. As the stress increases, microcracks and microcrack propagation may appear in the structure. These microcracks connect with each other, grow up and cause the material to fracture [3].

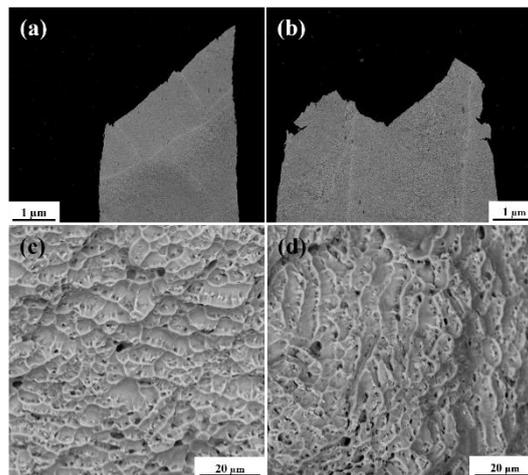


Figure 3 – Fracture surface images of WAAM-CMT Al-5Si alloys at location1 and location2.

#### 4. Conclusions

In the current work, the mechanical properties of WAAM-CMT Al-5Si alloy samples along the deposition height have been investigated. The analysis of tensile test results among different deposition heights shows that the increase in deposition height improve the ultimate tensile strength of the Al-5Si alloys. But the little difference in performance indicates the stability of the Al-5Si alloys are better.

#### References

1. J. Liu, Y. Xu, Y. Ge, Z. Hou, S. Chen, Wire and arc additive manufacturing of metal components: a review of recent research developments. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 111(1), 149-198 (2020).
2. J. Norrish, J. Polden, I. Richardson, A review of wire arc additive manufacturing: development, principles, process physics, implementation and current status. *J. Phys. D. Appl. Phys.* 54(47), 473001 (2021).
3. Y. Guo, Q. Han, J. Hu, X. Yang, P. Mao, J. Wang, C. Liu, Comparative Study on Wire-Arc Additive Manufacturing and Conventional Casting of Al-Si Alloys: Porosity, Microstructure and Mechanical Property. *Acta. Metall. Sin (English Letters)*. 35(3), 475-485 (2022).

## СТРУКТУРОНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА КАНТОРА ПОСЛЕ ИСПЫТАНИЙ НА РАЗРУШЕНИЕ

А.Н. Гостевская, В.К. Дробышев, И.А. Панченко, С.В. Коновалов

*Сибирский государственный индустриальный университет,*

*e-mail: lokon1296@mail.ru*

**Аннотация.** Изучение поведения структуры и свойств высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) является одной из наиболее актуальных тем современного материаловедения. В работе методами сканирующей электронной микроскопии проведено исследование структуры, разрыва высокоэнтропийного сплава CoCrFeMnNi.

**Ключевые слова:** Высокоэнтропийный сплав (ВЭС) CoCrFeMnNi, структура, излом.

Исследование высокоэнтропийных сплавов, формирующих структуру, состоящую из нескольких фаз с большой объемной долей, является актуальной темой исследований. Одним из сплавов, имеющих однофазную структуру неупорядоченного твердого раствора замещения (на основе ГЦК (гранцентрированной кубической решетки), является высокоэнтропийный сплав CoCrFeMnNi [1].

Высокоэнтропийные сплавы, активно изучаемые в последние годы, представляют интерес не только для различных технических приложений [2, 3], но и с точки зрения установления особенностей их структурообразования и механизмов протекания различных физических процессов, в частности процессы пластической деформации. Типичным представителем высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) является эквивалентный сплав CoCrFeMnNi (сплав Кантора), представляющий собой твердый раствор с ГЦК-решеткой. Имеется ряд работ, в которых исследуются механические свойства этого сплава, но мнения о механизмах пластической деформации сильно различаются. Например, после деформации прокаткой при комнатной температуре наличие двойников обнаружено при степени деформации более 20 %, тогда как после деформации растяжением двойники наблюдались только при самых больших деформациях (около разрушения). Известно, что как вид нагружения, так и некоторые «внутренние» особенности сплава (в частности, энергия дефекта упаковки) существенно влияют на механизм деформации

Исследования проводились в лабораторных условиях. Для проведения исследований использовались образцы высокоэнтропийных сплавов системы CoCrFeMnNi. Морфологию структурно-фазового состояния высокоэнтропийных сплавов системы CoCrFeMnNi после испытаний на разрыв проводилось методами сканирующей электронной микроскопии на микроскопе КУКУ-ЕМ6900.

Анализ поверхности разрушения осуществляли методом сканирующей электронной микроскопии. В структуре сплава после испытаний на разрыв отчетливо видно, что в изломе высокоэнтропийного сплава  $Co_{20}Cr_{20}Fe_{10}Mn_{30}Ni_{20}$  присутствуют области материала, разрушенные по вязкому механизму. Следует отметить, что наблюдаемая структура характерна для вязкого излома с образованными ямками. Подробный анализ, ямок разрушение возможно провести при большем увеличении. Отчетливо видно, что излом сформирован в результате вязкого разрушения сплава. Характерными элементами вязкого разрушения являются ямки вязкого излома. Ямки на поверхности вязкого излома являются результатом образования, роста и слияния множества микропор, имеющих место в процессе разрушения материала. Размеры и глубину ямок можно связать с размером частиц и расстоянием между ними, а также с вязкостью разрушения материала. Наличие множества ямок разного диаметра вокруг плоских фасеток свидетельствует о вязком разрушении высокоэнтропийного сплава  $Co_{20}Cr_{20}Fe_{10}Mn_{30}Ni_{20}$ .

На краю образца было обнаружено, что структура вязкого излома имеет глобулярную структуру, образование ямок наблюдается в центральной части излома ВЭС. Следует отметить важную особенность поверхности разрушения  $Co_{20}Cr_{20}Fe_{10}Mn_{30}Ni_{20}$ , а именно,

формирование микротрещин, приводящих к последующему разрушению образцов, который протекает в первую очередь в подповерхностном слое, расположенном на границе раздела. Исследование поверхности разрушения образцов ВЭС позволило оценить толщину расплавленного слоя.

ЭДС-анализ показал, что в зоне вязкого излома высокоэнтропийного сплава  $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{10}\text{Mn}_{30}\text{Ni}_{20}$  выявленное содержание элементов соответствует данному сплаву. Как видно из рисунка 1 б-е в  $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{10}\text{Mn}_{30}\text{Ni}_{20}$  содержание железа преобладает в исследуемом участке и составляет 28,14 атом. %. Проведенный анализ ЭДС показал, что в структуре вязкого излома соотношение элементов в материале сохраняется.

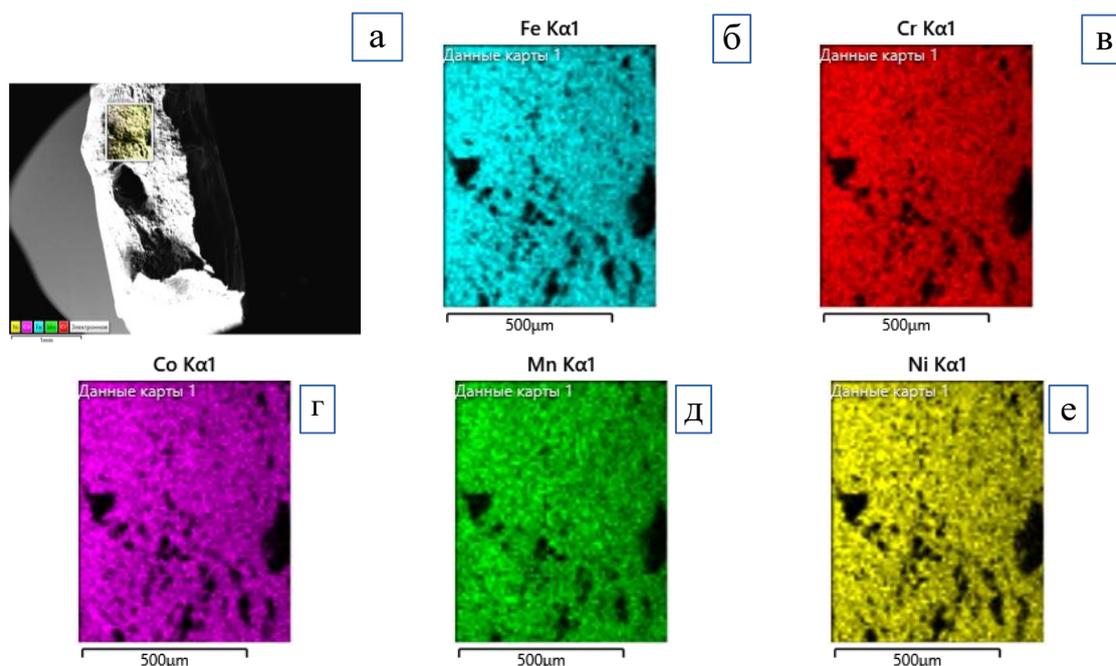


Рисунок 1 – Электронно-микроскопическое изображение структуры

Проведенные исследования показали, что ВЭС после испытаний на разрыв усеет структуру вязкого излома глобулярной формы. Анализ результатов показывает, что в структуре излома явно выявлен поверхностный слой, а также можно отметить, что в материале присутствуют микропоры и пустоты.

*Работа выполнена в рамках государственного задания 0809-2021-0013.*

#### Библиографический список

1. Yeh, J.W., Chen, S.K., Lin, S.J., Gan, J.Y., Tsau, T.S. and Chang, S.Y. Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes. *Advanced Engineering. // Materials*. 2009. V.11, № 8. Pp. 641-644.
2. Otto F., Dlouhy A., Somsen Ch., Bei H., Eggeler G., George E.P. The influence of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy // *Acta Materialia*. 2013. V. 61. Pp. 5743 – 5755.
3. Tsai, K.Y., Tsai M. H., Yeh J.W. Sluggish diffusion in CoCrFeMnNi high entropy alloys // *Acta Materialia*. 2013. V. 61. Pp. 4887 – 4897

**ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ  
МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ FeMnCrNiCo(N)**Д.О. Астапов<sup>1,2</sup>, К.А. Реунова<sup>2</sup>, Д.Ю. Гуртова<sup>1,2</sup>, Е.Г. Астафурова<sup>2</sup><sup>1</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, г.Томск, Россия<sup>2</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

e-mail: denis.0612@mail.ru

**Аннотация.** В работе изучена температурная зависимость механических свойств и механизмов разрушения сплавов системы FeMnCrNiCo(N). Показано, что азотистый сплав Fe<sub>20,4</sub>Mn<sub>20,4</sub>Cr<sub>20,3</sub>Ni<sub>20,3</sub>Co<sub>17</sub>N<sub>1,6</sub> имеет более высокие значения прочностных и пластических характеристик при температуре испытания  $T > 250$  К, чем сплав FeMnCrNiCo (сплав Кантора), однако при температуре испытания  $T < 250$  К удлинение до разрушения азотистого сплава резко снижается. Легирование азотом сплава Кантора усиливает деформационное упрочнение и повышает тенденцию к планарному скольжению. Азотосодержащий сплав разрушается транскристаллитно вязко при комнатной температуре испытания и интеркристаллитно хрупко при низкотемпературной деформации.

**Ключевые слова:** высокоэнтропийный сплав, легирование азотом, фазовый состав, микроструктура, механические свойства, разрушение.

В исследовании методами сканирующей (СЭМ) и просвечивающей (ПЭМ) электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, одноосного статического растяжения в интервале температур 77-473 К были изучены микроструктура, фазовый состав, механические свойства, механизмы деформации и разрушения многокомпонентных сплавов системы FeMnCrNiCo(N). Для исследования были выбраны высокоэнтропийные сплавы (ВЭСы), имеющие следующий состав: Fe<sub>20</sub>Mn<sub>20</sub>Cr<sub>20</sub>Ni<sub>20</sub>Co<sub>20</sub> (ат. %) (сплав Кантора, ВЭС-0N) и Fe<sub>20,4</sub>Mn<sub>20,4</sub>Cr<sub>20,3</sub>Ni<sub>20,3</sub>Co<sub>17</sub>N<sub>1,6</sub> (ВЭС-1,6N). Слитки исследуемых сплавов были выплавлены в вакуумной индукционной печи в атмосфере аргона. Образцы сплавов были подвержены термомеханической обработке (ТМО): отжиг при температуре 1200°C в течение 2 ч, холодная прокатка до 80 % и повторный отжиг при 1200°C в течение 2 ч.

Методом СЭМ было показано, что образцы ВЭС-0N и ВЭС-1,6N характеризуются однородной по элементному составу крупнокристаллической структурой: у сплава Кантора средний размер зерна составляет 215 мкм, а у азотосодержащего – 190 мкм. С использованием рентгеноструктурного анализа было показано, что оба изучаемых сплава имеют аустенитную структуру с ГЦК-кристаллической решеткой и находятся в однофазном состоянии. Легирование атомами азота сплава Кантора приводит к смещению линий рентгеновской дифракции в сторону меньших углов, то есть способствует искажению кристаллической решетки и увеличению её параметра ( $a$ ): от  $a = 3,598$  Å в случае исходного сплава ВЭС-0N до  $a = 3,608$  Å для сплава ВЭС-1,6N.

Анализ механических свойств, полученных после испытаний на одноосное статическое растяжение, свидетельствует о сильной температурной зависимости механических свойств исследуемых сплавов. Независимо от состава сплава было показано, что с понижением температуры испытания увеличивается как предел текучести  $\sigma_{0,2}$ , так и предел прочности  $\sigma_b$ . Легирование азотом сплава Кантора вызывает рост  $\sigma_{0,2}$  во всем интервале температур: самые высокие значения предела текучести соответствуют сплаву ВЭС-1,6N при низкотемпературном режиме деформирования и составляют 610 МПа (при температуре испытания  $T = 77$ К у сплава Кантора  $\sigma_{0,2} = 385$  МПа). Установлено, что удлинение до разрушения при  $T > 250$  К после легирования атомами азота сплава Кантора увеличивается, а при  $T < 250$  К – уменьшается. Сплав FeMnCrNiCo, не содержащий атомов внедрения, при криогенной температуре испытания обладает наибольшими значениями удлинения до разрушения  $\delta$  ( $\delta = 92$  %), а сплав ВЭС-1,6N разрушается после незначительной деформации,

величина которой не превышает 15 %. То есть, для сплава ВЭС-0N понижение температуры испытания сопровождается ростом удлинения до разрушения  $\delta$  – для сплава ВЭС-1,6N, наоборот, падением.

Деформационное упрочнение сплава ВЭС-0N увеличивается как при снижении температуры испытания, так и после легирования азотом. Кроме этого, легирование атомами азота приводит к изменению формы деформационных кривых: они становятся более линейными. При температуре испытания 77K сплав ВЭС-1,6N с начала пластической деформации характеризуется прерывистым пластическим течением, то есть на кривой течения образуются срывы нагрузки, и каждое падение нагрузки соответствует образованию интеркристаллитной микротрещины на поверхности азотосодержащего образца.

Методом ПЭМ было показано, что при комнатной температуре испытания основным механизмом деформации обоих сплавов является дислокационное скольжение: легирование атомами азота усиливает планарность дислокационной структуры. При криогенной температуре испытания в сплаве ВЭС-0N происходит активация механического двойникования. Это приводит к росту коэффициента деформационного упрочнения и увеличению пластичности сплава FeMnCrNiCo. Однако легирование азотом сплава Кантора не способствует активации механического двойникования при температуре испытания  $T = 77$  K, а скорее подавляет его. То есть скольжение дислокаций остается доминирующим механизмом деформации в азотосодержащем сплаве ВЭС-1,6N во всем интервале температур.

Результаты анализа СЭМ-изображений структуры поверхностей разрушения образцов, полученных после испытания на растяжение, демонстрируют, что при комнатной температуре испытания для обоих сплавов характерно вязкое транскристаллитное разрушение: на поверхности излома наблюдаются многочисленные ямки. При температуре испытания  $T = 77$  K сплав ВЭС-0N разрушается вязко с образованием многочисленных ямок излома, но у азотосодержащего сплава механизм разрушения отличается: происходит хрупкое интеркристаллитное растрескивание образцов ВЭС-1,6N, но на поверхностях разрушения видны редкие фрагменты транскристаллитного ямочного излома.

Таким образом, экспериментально показано, что исследуемые сплавы имеют однофазную крупнозернистую структуру с ГЦК-кристаллической решеткой, а легирование азотом способствует небольшому уменьшению среднего размера зерна. Легирование атомами азота вызывает увеличение механических свойств эквивалентного сплава Кантора в диапазоне температур испытания  $T > 250$  K. Это связано с усилением планарности дислокационного скольжения и деформационного упрочнения при легировании сплава Кантора азотом. Несмотря на значительный рост предела текучести, при  $T = 77$  K азотосодержащий сплав обладает низкими значениями удлинения до разрушения из-за формирования хрупких трещин по границам зерен.

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

## ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ПОКРЫТИЙ ИЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

В. Е. Громов\*, М. О. Ефимов, Ю. А. Шлярова, И. А. Панченко, С. В. Коновалов  
*Сибирский государственный индустриальный университет,  
 г. Новокузнецк, Россия, \*e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru*

**Аннотация.** На подложку из сплава 5083 методом проволоочно-дуговой аддитивной технологии в сочетании со сварочной наплавкой формировали покрытие из высокоэнтропийных сплавов FeCoCrNiMn и FeCoNiCrAl неэквивалентных составов. Анализ механических и трибологических свойств систем «покрытие-подложка» проведен методами современного физического материаловедения.

**Ключевые слова:** высокоэнтропийный сплав FeCoCrNiMn и FeCoNiCrAl, покрытие, подложка, сплав 5083, микротвердость, износостойкость.

В качестве материалов исследования использовали образцы системы «покрытие/подложка». Покрытие представляло собой высокоэнтропийные сплавы неэквивалентного элементного состава FeCoNiCrAl и FeCoCrNiMn, которые были сформированы на подложке методом проволоочно-дуговой аддитивной технологии [1-3]. Подложкой служил сплав на основе алюминия 5083 (таблица 1).

Таблица 1 – Химический состав сплава 5083 вес. %.

Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Ti	Zn	Другие элементы	Al
<0.25	<0.10	<0.40	4.0÷4.9	<1.0	<0.10	<0.15	<0.25	<0.15	Остальное

Исследования механических свойств профиля микротвердости показали, что в объеме покрытия из высокоэнтропийного сплава FeCoCrNiMn значения микротвердости изменяются в пределах (2,5–3,5) ГПа и увеличиваются практически до 9,9 ГПа на границе с подложкой. Твердость подложки на границе с покрытием достигает 8 ГПа и быстро (на расстоянии 300 мкм) снижается до 1,1 ГПа, что практически соответствует твердости подложки (1,0 ГПа).

Для покрытия из высокоэнтропийного сплава FeCoNiCrAl значения микротвердости составляют ~ 6,56 ГПа и возрастают до 7,6 ГПа на границе с подложкой. Твердость подложки вблизи границы с покрытием достигает (1,5–1,6) ГПа и снижается до 1,1 ГПа на расстоянии 5 мм от границы.

Исследования продольного сечения покрытия из высокоэнтропийных сплавов (сечение, параллельное границе раздела покрытие/подложка) в его средней части показали, что коэффициент износа покрытия составляет  $2,3 \cdot 10^{-4}$  мм<sup>3</sup>/Н·м, а  $10^{-5}$  мм<sup>3</sup>/Н\*м коэффициенты трения покрытий составляют 0,7 и 0,24 соответственно для FeCoNiCrMn и FeCoNiCrAl.

### Библиографический список

1. Gromov V. E. Structure and properties of high entropy alloys / V.E. Gromov, S.V. Konovalov, Yu.F. Ivanov, K.A. Osintsev. Springer, 2021. 110 p
2. Osintsev K. Microstructural and mechanical characterisation of non-equiatomc Al<sub>2.1</sub>Co<sub>0.3</sub>Cr<sub>0.5</sub>FeNi<sub>2.1</sub> high-entropy alloy fabricated via wire-arc additive manufacturing / K. Osintsev, S. Konovalov, V. Gromov, I. Panchenko, Yu. Ivanov // Philosophical Magazine Letters. 2021. Vol. 101(9). P. 353-359.
3. Osintsev K. Research on the structure of Al<sub>2.1</sub>Co<sub>0.3</sub>Cr<sub>0.5</sub>FeNi<sub>2.1</sub> high-entropy alloy at submicro- and nano-scale levels / K. Osintsev, S. Konovalov, A. Glezer, V. Gromov, Y. Ivanov, I. Panchenko, R. Sundeev // Materials Letters. 2021. Vol. 294. P. 129717.

## ТЕПЛОСТОЙКИЕ СПЛАВЫ ПОВЫШЕННОЙ ТВЕРДОСТИ, СФОРМИРОВАННЫЕ ПЛАЗМОЙ В АЗОТЕ

Н. Н. Малушин\*, В. Е. Громов, Л. П. Бащенко  
*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, \*e-mail: nmalushin@mail.ru*

**Аннотация.** Для повышения твердости теплостойких сплавов применены плазменная наплавка в защитнолегирующей среде азота и высокотемпературный отпуск. Плазменная наплавка в азоте обеспечивает твердость поверхности 55 – 57 HRC. Высокотемпературный отпуск увеличивает твердость до 62 – 64 HRC.

**Ключевые слова:** теплостойкие сплавы, плазменная наплавка, твердость, износостойкость.

Для повышения твердости и износостойкости теплостойких (быстрорежущих) сталей высокой твердости применяют их легирование азотом. Выплавка сталей, легированных азотом, связана с определенными трудностями, которые могут быть устранены при наплавке поверхностного слоя теплостойкими сплавами. Для упрочнения широко применяются теплостойкие сплавы (P18, P6M5, P2M9, 3X2B8 и др.), при наплавке которых образуются холодные трещины. Традиционная технология наплавки для предотвращения трещин использует замедленное охлаждение деталей. Однако проведение полной термической обработки биметалла трудноосуществимо. В итоге свойства высоколегированного теплостойкого металла используются не полностью [1 – 3].

Целью настоящей работы является разработка наплавочных материалов и способов их наплавки, обеспечивающих повышенное содержание азота в наплавленном металле и его высокую твердость.

В Сибирском государственном индустриальном университете (СибГИУ) разработаны способы наплавки, основанные на применении эффекта кинетической пластичности и использовании низкотемпературного подогрева [4, 5]. Эти способы позволяют получать наплавленный металл в закаленном состоянии без образования трещин. Для получения наплавленного металла с низкой склонностью к образованию трещин регулируется уровень временных напряжений в процессе наплавки путем их частичной релаксации за счет проявления эффекта повышенной пластичности в момент протекания мартенситного превращения. Для повышения твердости применена технологии упрочнения деталей горно-металлургического оборудования, основой которой является плазменная наплавка на обратной полярности в защитнолегирующей среде азота нетоковедущей порошковой проволокой.

Использование сжатой дуги обратной полярности позволяет производить очистку наплавляемой поверхности от загрязнений непосредственно в процессе наплавки за счет эффекта катодного распыления, что обеспечивает необходимые условия смачиваемости поверхности изделия наплавляемым металлом и бездефектное формирование наплавленного слоя. При наплавке на обратной полярности достигается небольшое разбавление наплавляемого металла основным металлом. Использование азота в качестве защитного газа позволяет не только снизить затраты на наплавку, но и эффективно легировать наплавленный металл азотом непосредственно из газовой фазы. Дополнительно легировать азотом наплавленный металл позволяет введение в состав шихты порошковой проволоки азотированного феррохрома, алюминия и титана.

Для реализации способа многослойной плазменной наплавки разработаны порошковые проволоки, шихта которых содержит углерод, хром, молибден, вольфрам, ванадий, алюминий, титан, железо, никель, пыль электрофильтров алюминиевого производства. Порошковые проволоки обеспечивает получение наплавленного металла типа сплавов P2M9Ю, P6M5Ю, P18Ю и др. [6, 7]. Порошковые проволоки предназначены для упрочнения

деталей машин, работающих в условиях абразивного износа и высоких температур. Диаметр порошковой проволоки  $2,7 \div 3,7$  мм; коэффициент наплавки 18 – 20 Г/А·ч; коэффициент разбрызгивания не более 3,5 %. Твердость наплавленного металла составляет 59 – 60 HRC, после высокотемпературного отпуска 62 – 64 HRC. Наружные и внутренние дефекты наплавки при визуальном осмотре валков, ультразвуковой и магнитной дефектоскопии не обнаружены. Качество наплавленной поверхности удовлетворительное.

Исследованиями структурно-фазового состояния методом рентгеноструктурного анализа (РСА) установлено, что все наплавленные сплавы в исходном состоянии имеют в своем составе твердый раствор  $\alpha$ -железа и соединения на основе железа, вольфрама и молибдена переменного состава  $Fe_4W_2N$ ,  $FeWN_2$  и  $Fe_4W_2C$ . Присутствуют также твердые растворы на основе алюминия и фаза  $AlN$ . Высокотемпературный отпуск частично устраняет дендритную структуру, уменьшает количество зерен сложного цементита, приводит к образованию твердого раствора  $\alpha$ -Fe, карбидов, карбонитридов  $Fe_6W_6NC$  и  $AlN$  [8].

Промышленные испытания показали, что изготовленные с применением технологии упрочнения плазменной наплавки активного слоя теплостойкими сплавами высокой твердости дополнительно легированные азотом наплавленные детали обладают повышенной (в 1,5 – 2,0 раза) стойкостью по сравнению со стойкостью серийных изделий

Таким образом, технология плазменной наплавки на обратной полярности в защитно-легирующей среде азота с нетоковедущей присадочной порошковой проволокой по разработанным способам и наплавочные материалы позволяют получить качественный наплавленный сплав без трещин, пор, шлаковых включений и дефектов макро- и микроструктуры.

*Работа выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 23-19-00186) <https://rscf.ru/project/23-19-00186/>*

#### **Библиографический список**

1. Геллер Ю. А. Инструментальные стали / Ю. А. Геллер. М.: Металлургия, 1975. 584 с.
2. Малушин Н. Н. Обеспечение качества деталей металлургического оборудования на всех этапах их жизненного цикла путем применения плазменной наплавки теплостойкими сталями / Н. Н. Малушин, Д. В. Валуев. Томск: Томский политехнический университет, 2013. 358 с.
3. Малушин Н. Н. Упрочнение теплостойких сплавов плазмой в среде азота / Н. Н. Малушин, В. Е. Громов, Д. А. Романов, Л. П. Башенко, О. А. Перегудов. – Новокузнецк: ООО «Полиграфист», 2022. 232 с.
4. Малушин Н. Н. Эффект кинетической пластичности и его применение при плазменной наплавке теплостойких сплавов с низкотемпературным подогревом / Н. Н. Малушин, В. Е. Громов, Д. А. Романов, Л. П. Башенко, А. П. Ковалев // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2021. Т. 18. № 2. С. 180–187.
5. Способ многослойной наплавки теплостойкими сталями высокой твердости в азотсодержащей среде: пат. 2699488 Рос. Федерация / Малушин Н. Н., Романов Д. А., Осетковский В. Л., Ковалев А. П., Будовских Е. А., Валуев Д. В.; заявл. 29.02.2019; опубл. 05.09.2019, Бюл. № 25.
6. Шихта порошковой проволоки: пат. 2492981 Рос. Федерация / Козырев Н. А., Малушин Н. Н., Шурупов В. М., Козырева О. Е.; заявл. 05.09.2012; опубл. 20.09.2013, Бюл. № 26.
7. Шихта порошковой проволоки для наплавки в азотсодержащей среде: пат. 2681049 Рос. Федерация / Малушин Н. Н., Будовских Е. А., Осетковский В. Л., Ковалев А. П., Осетковский И. В., Гизатулин Р. А.; заявл. 21.11.2017; опубл. 01.03.2019, Бюл. № 7.
8. Малушин Н. Н. Структурно-фазовое состояние теплостойкого сплава высокой твердости, сформированного плазменной наплавкой в среде азота и высокотемпературным отпуском / Н. Н. Малушин, Д. А. Романов, А. П. Ковалев, В. Л. Осетковский, Л. П. Башенко // *Известия высших учебных заведений. Физика*. 2019. Т. 62. № 10 (742). С. 106 – 111.

**ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ НА МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКЕ**

Е. В. Мельников\*, Е. Г. Астафурова

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,  
г. Томск, Россия, \*e-mail: melnickow-jenya@yandex.ru*

**Аннотация:** Изучено влияние электролитического насыщения водородом на особенности зеренной структуры и механизмы пластической деформации стабильной аустенитной нержавеющей стали 01X17H13M3, подвергнутой многоходовой холодной прокатке. Показано, что прокатка сопровождается деформацией и фрагментацией структуры с формированием в ней высокой плотности двойниковых границ. Предшествующее прокатке наводороживание способствует усилению вклада от деформационного двойникования и образованию деформационных  $\epsilon$  и  $\alpha'$  мартенситных фаз.

**Ключевые слова:** аустенитная сталь, пластическая деформация, наводороживание, скольжение, двойникование.

Для исследования была выбрана аустенитная нержавеющая сталь 01X17H13M3 промышленной выплавки. Образцы закачивали в воду после часовой выдержки при температуре 1100 °С. Механической шлифовкой и электрохимической полировкой (50 г  $\text{CrO}_3$  в 200 мл  $\text{H}_3\text{PO}_4$ ) удаляли поврежденный поверхностный слой. Электролитическое насыщение водородом образцов, вырезанных в форме пластин с размерами  $10 \times 15 \times 1$  мм<sup>3</sup>, проводили в 1N растворе серной кислоты ( $\text{H}_2\text{SO}_4$ ) с добавлением тиомочевины ( $\text{CH}_4\text{N}_2\text{S}$ ) в течение 5 часов при комнатной температуре. Плотность тока при насыщении составляла  $j=10, 100, 200$  мА/см<sup>2</sup>. Холодную прокатку проводили до степеней деформации  $\epsilon=25$  и 50 %. ( $\epsilon=((h_1-h_0)/h_0) \times 100$  %, где  $h_0$  и  $h_1$  – начальная и конечная толщина образца соответственно). Деформация за один проход  $\approx 5$  %. Прокатку наводороженных пластин осуществляли по двум режимам: I – при комнатной температуре (300 К), II – с охлаждением до температуры жидкого азота перед каждым циклом прокатки (77 К). Часть образцов прокатывали без предварительного наводороживания. Структуру исходных и деформированных образцов изучали методами просвечивающей электронной микроскопии, дифракции обратнорассеянных электронов, рентгеноструктурного, рентгенофазового и магнитофазового анализа.

Экспериментально показано что, основным механизмом деформации при прокатке выступает дислокационное скольжение, которое сопровождается развитием механического двойникования, способствующего фрагментации исходно крупнокристаллической структуры. Понижение температуры прокатки до температуры жидкого азота приводит к развитию большей плотности деформационных двойников, чем при комнатной температуре деформации. Толщины двойниковых пластин уменьшаются с увеличением степени обжатия.

Электролитическое насыщение водородом и повышение плотности тока при наводороживании вызывает увеличение плотности двойниковых границ и плотности дислокаций в структуре прокатанных образцов. После насыщения при  $j=200$  мА/см<sup>2</sup> и прокатки при комнатной температуре в структуре стали наблюдали формирование деформационного  $\epsilon$ -мартенсита, а при низкотемпературном деформировании наводороженных образцов наблюдали не только  $\epsilon$ -фазу, но и  $\alpha'$  мартенсит деформации.

Полученные экспериментальные данные свидетельствуют о том, что предварительное насыщение образцов водородом и понижение температуры деформации способствуют более активному развитию механического двойникования и реализации деформационных фазовых превращений при прокатке.

*Исследования выполнены по тематике государственного задания ИФПМ СО РАН (FWRW-2022-0005), с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» (ИФПМ СО РАН).*

**МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУР В МАТЕРИАЛАХ  
ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ПЛАЗМЕННЫХ ПОТОКОВ  
ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВЗРЫВА ПРОВОДНИКА**

С. А. Невский, В. Д. Сарычев, А.Ю. Грановский,  
Л. П. Башенко\*, В. Е. Громов, Д.В. Шамситдинов  
*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия, \*e-mail: Luda.Baschenko@gmail.com*

**Аннотация.** Изучено взаимодействие плазмы электрического взрыва проводников с поверхностью титанового сплава ВТ1-0. Механизмы формирования микро- и наноструктур в титановых сплавах при воздействии гетерогенных плазменных потоков изучаются на основе представлений о возникновении и развитии комбинированной неустойчивости Рэлея-Тейлора и Кельвина-Гельмгольца.

**Ключевые слова:** титановые сплавы, структура, плазменные потоки, композиционные покрытия, неустойчивость Рэлея-Тейлора, неустойчивость Кельвина-Гельмгольца.

В настоящее время для защиты поверхности изделий от износа применяют композиционные покрытия высокой твердости и износостойкости [1]. Один из применяемых способов – нанесение покрытий с помощью гетерогенных плазменных потоков, полученных путем электрического взрыва проводников [2]. При этом возможно получение покрытий, обладающих большим сопротивлением изнашиванию за короткое (~100 мкс) время.

Целью настоящей работы является установление механизмов формирования микро- и наноструктур в титановых сплавах при воздействии гетерогенных плазменных потоков на основе представлений о возникновении и развитии комбинированной неустойчивости Рэлея-Тейлора и Кельвина-Гельмгольца.

При обработке образцов титана электрическим взрывом с порошком иттрия формируется три слоя, которые различаются морфологией и размерами структурных элементов (рисунок) [3, 4]. Поверхностный слой (I) характеризуется наиболее грубой структурой; слой термического влияния (II); наиболее дисперсный слой (III), который примыкает к слою термического преобразования и к подложке. Рельеф поверхности раздела модифицированный слой – подложка формируется в случае натекания иттрия на титановую подложку. Форма поверхности раздела слоев II и III носит развитый волнообразный характер. По-видимому, это обусловлено комбинированной неустойчивостью Рэлея-Тейлора и Кельвина-Гельмгольца. Эта неустойчивость также приводит к неоднородному распределению легирующих элементов, причем наиболее неоднородно распределен итрий [3]. Концентрация иттрия от области к области изменяется от 36 до 2,4 % (по массе).

В работе исследованы механизмы формирования микро- и наноструктур в титановых сплавах при воздействии гетерогенных плазменных потоков на основе представлений о возникновении и развитии комбинированной неустойчивости Рэлея-Тейлора и Кельвина-Гельмгольца.

Изучение комбинированной неустойчивости проведено методом конечных элементов. Рассмотрена устойчивость плоского стационарного течения двухслойной несжимаемой жидкости в поле массовых сил. Эволюция поверхности раздела изучалась с помощью метода фазового поля [5, 6]. Динамика двухфазного течения описывается уравнениями Кана-Хилларда. Метод заключается в расчете скалярной функции на всей расчетной области.

Важным параметром в модели формирования наноструктур на основе развития неустойчивости Кельвина-Гельмгольца является сдвиговая скорость. Для оценки сдвиговой скорости на контактной границе вычислено динамическое давление, создаваемое плазменной струей на поверхность подложки. На границе внутреннего слоя для системы Ti-Y сдвиговая скорость достигает 53 м/с.

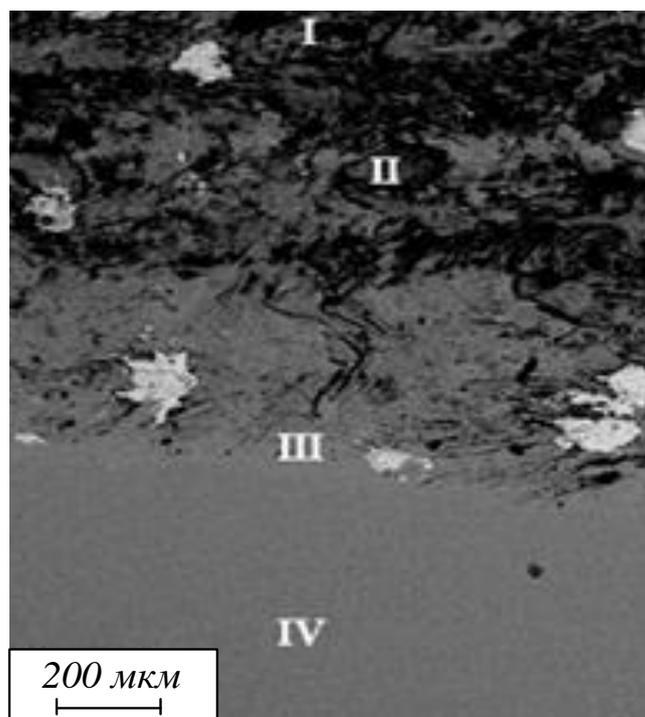


Рисунок – Электронно-микроскопическое изображения поверхностных слоев Ti-Y, обработанных гетерогенным плазменным потоком

В момент времени 0,6 мкс поверхность раздела принимает грибообразную форму, что соответствует развитию неустойчивости Рэлея-Тейлора. Далее при времени 1 – 1,4 мкс происходит рост этого возмущения, а затем разрушение ножки «гриба». Причиной этого распада является возникновение и развитие неустойчивости Кельвина-Гельмгольца, которая, в свою очередь, образуется вследствие тангенциального разрыва вертикальной компоненты скорости на границе ножки «гриба».

В различные моменты времени наблюдаются процессы интенсивного перемешивания иттрия и титана, причем вихри проникают на глубину примерно 80 мкм, что объясняет наличие иттрия на расстояниях от поверхности обработки, превышающих глубину проникновения по механизму диффузии.

Качественно меняет картину течения расплавленных материалов учет влияния поперечной скорости [7]. При  $t = 1$  мкс ножка «гриба», как и в случае отсутствия поперечной скорости, приобретает волнообразную форму, а затем распадается с образованием «капель», которые, в свою очередь, подвергаются неустойчивости Рэлея-Тейлора, что приводит к их измельчению. Это объясняет тот факт, что внутренний слой III на границе с подложкой является более дисперсным, чем слои I и II.

При значениях поперечной компоненты скорости 10 и 50 м/с преобладающей неустойчивостью становится неустойчивость Кельвина-Гельмгольца, о чем говорит форма вихрей в моменты времени до 1 мкс. При  $t > 1$  мкс происходит распад вихрей с образованием «капель», причем при скорости 50 м/с этот процесс протекает гораздо интенсивнее, чем при 5 и 10 м/с. Размеры капель изменяются от 1,25 до 7 мкм при 10 м/с и от 1,28 до 5,3 мкм при 50 м/с. Помимо распада вихря на капли наблюдается процесс объединения малых капель в большие. Рассмотрение формы границы раздела позволяет сделать вывод о том, что учет поперечной скорости может адекватно объяснить формирование волнообразного рельефа границы раздела покрытия и подложки системы Ti-Y [7].

Таким образом установлено, что основным механизмом формирования наноразмерных структур и волнообразного рельефа границы раздела покрытие – подложка является комбинированная неустойчивость Рэлея-Тейлора и Кельвина-Гельмгольца. Смена типа неустойчивостей в случае системы Ti-Y происходит при 10 м/с. Образовавшиеся вихри проникают на расстояние 30 – 50 мкм от поверхности обработки, что на несколько порядков

превышает глубину проникновения иттрия и других легирующих элементов по механизму диффузии. Это объясняет наличие атомов иттрия на данных расстояниях.

*Благодарность: Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 22-79-10229).*

#### **Библиографический список**

1. Bahrami A. Mechanical properties and microstructural stability of CuTa/Cu composite coatings / A. Bahrami, C.F. Onofre Carrasco, A.D. Cardona, T. Huminiuc, T. Polcar, S.E.Rodil // *Surface and Coatings Technology*. 2019. Vol. 364. P. 22–31.
2. Panin V.E. The physical basics of structure formation in electroexplosive coatings / V.E. Panin, V.E. Gromov, D.A. Romanov, E.A. Budovskikh, S.V. Panin // *Doklady Physics*. 2017. V. 62. P. 67–70.
3. Gromov V.E. Structure, phase composition and properties of surface layers of the titanium after electroexplosive doping with yttrium and electron-beam processing / V.E. Gromov, K.V. Sosnin, Y.F. Ivanov, O.A. Semina // *Uspehi Fiziki Metallov*. 2015. Vol. 16. P.175–227.
4. Konovalov S.V. Effect of yttrium oxide modification of Al-Si alloy on microhardness and microstructure of surface layers / S.V. Konovalov, D.V. Zagulyaev, Y.F. Ivanov, V.E. Gromov // *Metalurgija*. 2018. Vol. 57. No. 4. P. 253–256.
5. Yang X. Efficient linear schemes for the nonlocal Cahn–Hilliard equation of phase field models / X. Yang, J. Zhao // *Computer Physics Communications*. 2019. Vol. 235. P. 234–245.
6. Khachaturyan A.G. *Theory of Structural Transformations in Solids* / A.G. Khachaturyan. New York: Wiley, 1983. 574 p.
7. Nevskii S. Wave instability on the interface coating/substrate material under heterogeneous plasma flows / S. Nevskii, V. Sarychev, S. Konovalov, A. Granovskii, V. Gromov // *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. No. 9 (1). P. 539–550.

УДК 620.172.242; 539.412.1

### **ИСПЫТАНИЯ НА РАЗРЫВ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ МАРКИ 82КЗХСР И ПОЛИМЕРОВ**

А.Д. Ошоров\*, И.В. Ушаков

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
г. Москва, Россия, \*e-mail: [oshorovayur@gmail.com](mailto:oshorovayur@gmail.com)*

**Аннотация.** В работе исследован новый композиционный материал на основе аморфного сплава марки 82КЗХСР и полимеров. Проведены механические испытания на одноосный разрыв. Определена специфика деформирования и разрушения композита.

**Ключевые слова:** композиционный материал, аморфный металлический сплав, полимер, прочность.

Композиционные материалы создаются для реализации конкретных задач. Они превосходят традиционные материалы по ряду характеристик. Создание и внедрение композиционных материалов востребовано в промышленности, что наглядно наблюдается, например, в авиастроительной индустрии. Стремление конструкторов снизить вес летательного аппарата и повысить его прочностные характеристики, делает необходимым использование легких и прочных материалов. Все чаще на смену традиционным материалам в авиастроительстве приходят композиты [1]. К тому же не только прочность, но и пластичность композитов может превышать соответствующие характеристики компонентов [2, 3].

Аморфные металлические сплавы имеют высокие прочностные характеристики, что делает их перспективными для использования в авиастроительной области [4]. Создание композиционного материала на основе аморфного сплава с полимером нивелирует недостаток большинства образцов аморфных сплавов, связанный с их малой толщиной.

Использование полимера в качестве основного скрепляющего компонента позволит композиционному материалу иметь высокие пластичные свойства.

В данной работе разрабатывали композиционный материал на основе аморфного сплава марки 82К3ХСР, с химическим составом: 83,7% Со + 3,7% Fe + 3,2% Cr + 9,4% Si (вес. %), и полимера. В качестве полимера были выбраны различные клеи. Подбор марки клея производился по следующим параметрам: высокая адгезия к металлическим сплавам, высокая прочность клеевого состава и дешевизна производства. По предварительным испытаниям были определены оптимальные марки клеев для композиционного материала: клеи для металла марки «УНУ Metall» и клей марки Т-8000.

Образцы композиционного материала подготавливали по следующему алгоритму. Вырезали полоски аморфного сплава с длиной в 100 мм и шириной в 20 мм. Толщина аморфной ленты составляет 30 мкм. Обезжировали полоски аморфного сплава, наносили ровным слоем клей, устанавливали на нее вторую полоску обезжиренного аморфного сплава, далее прижимали ее с усилием в 30 Н. В готовом композите толщина полимерного слоя составила 30 мкм.

На готовых образцах композиционного материала были проведены механические испытания на одноосный разрыв на разрывной машине Instron 3365. По результатам предварительных испытаний был определен предел прочности при растяжении композиционного материала. Для ряда соединений он превышает 415 МПа, что относится к среднему значению обычной группы прочности стали. Но при этом образец примерно на 10-20 % легче соответствующего стального образца.

В работе были проведены механические испытания композиционного материала «аморфный металлический сплав – полимер». В дальнейшем исследовании следует уменьшить толщину полимерного слоя, что позволит увеличить прочностные характеристики композиционного материала в целом. Установлена возможность повышения прочностных свойств композита при использовании клея марки «УНУ Metall». В момент склеивания полос аморфного металлического сплава, повышение температуры до 432 К, позволит увеличить прочность всего соединения.

Созданный композиционный материал является перспективным конструкционным материалом, за счет соотношения масса образца - прочностные свойства. Дальнейшее исследование композиционного материала позволит заменить некоторые стальные элементы в авиастроительстве, без ухудшения прочностных характеристик, а также уменьшить вес летательного аппарата. Перспективным направлением может стать увеличение количества слоев аморфного сплава, что позволит повысить нагрузку, необходимую для разрыва композиционного материала.

#### **Библиографический список**

1. Давыдов И. А. Повышение достоверности визуального контроля поврежденных элементов конструкции воздушных судов, выполненных из композиционных материалов. Научный вестник Московского государственного технического университета гражданской авиации, 25 (4), 44-55.
2. Капуткин Д.Е., Саркисов С.С., Капуткина Н.А. Композит с алюминиевой матрицей, упрочнённый углеродными нанотрубками, полученный методом плакирующей холодной прокатки. Технология лёгких сплавов. 2018, № 4, с. 101-103.
3. Блинов В.М., Капуткин Д.Е., Краснощеков М.В., Шилова Н.В. Фазовый состав высокопрочной коррозионностойкой стали 08Х14АН4МДБ и механические свойства ее паяного соединения со сталью Ст3. // Деформация и разрушение материалов. – 2007, № 1. – с. 12-16.
4. Ivan S. Safronov, Alexander I. Ushakov, Targeted Alternation in Properties of Solid Amorphous-Nanocrystalline Material in Exposing to Nanosecond Laser Radiation. Defect and Diffusion Forum. 2021. Vol. 410. pp 469-474. doi:10.4028/www.scientific.net/DDF.410.469

**ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА ВОДОРОДНОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ  
ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ  $Fe_{20}Cr_{20}Ni_{20}Mn_{20}Co_{20-x}N_x$** Д.Ю. Гуртова<sup>1,2\*</sup>, М.Ю. Панченко<sup>2</sup>, Д.О. Астапов<sup>1,2</sup>, Е.Г. Астафурова<sup>2</sup><sup>1</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет, г.Томск, Россия*<sup>2</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия*\**e-mail: dasha\_gurtova@mail.ru*

**Аннотация.** В работе проведено исследование влияния различных режимов старения на закономерности водородного охрупчивания высокоэнтропийных сплавов системы  $Fe_{20}Cr_{20}Ni_{20}Mn_{20}Co_{20-x}N_x$ , легированных азотом ( $x = 0,8$  и  $1,4$  ат. %). Экспериментально показано, как морфология и распределение частиц вторичных фаз, выделяющихся в ходе старения, влияют на механические свойства и механизмы разрушения исследуемых сплавов до и после наводороживания.

**Ключевые слова:** высокоэнтропийные сплавы, водородное охрупчивание, старение, легирование азотом, дисперсионное твердение.

В качестве объектов исследования были выбраны высокоэнтропийные сплавы на основе сплава Кантора:  $20,0Fe-20,0Mn-20,0Cr-20,0Ni-19,2Co-0,8N$  и  $20,0Fe-20,0Mn-20,0Cr-20,0Ni-18,6Co-1,4N$  (ат. %). Для гомогенизации состава литые заготовки были подвергнуты термомеханической обработке (ТМО), заключающейся в горячей ковке при температуре  $1230^{\circ}C$  и отжиге при температуре  $1200^{\circ}C$  в течение 2 ч с последующей закалкой в воду – режим 1 (исходные образцы 0,8N-И и 1,4N-И). Для формирования состояний с различным распределением частиц вторичных фаз были выбраны следующие режимы обработки: часть образцов после ТМО была подвергнута старению при температуре  $900^{\circ}C$  в течение 1 ч – режим 2, в результате которого были получены образцы с вторичными фазами по границам зерен (образцы 0,8N-Г и 1,4N-Г); другая часть – холодной прокатке до 80 % и последующему отжигу при температуре  $900^{\circ}C$  в течение 1 ч – режим 3 (образцы с выделившимися в теле зерна частицами, 0,8N-Т и 1,4N-Т). Электролитическое насыщение образцов водородом осуществляли при комнатной температуре в 3 % водном растворе NaCl, содержащим 3 г/л  $NH_4SCN$ . Продолжительность обработки составила 50 ч при плотности тока  $10\text{ mA/cm}^2$ .

На рентгенограммах как для гомогенизированных исходных, так и для состаренных по обоим режимам образцов дополнительных пиков не появляется и наблюдаются отражения только от аустенитной  $\gamma$ -фазы. Поскольку рентгенофазовый анализ не выявил присутствия в сплавах вторичных фаз, их объемные доли малы ( $\leq 5\%$ ).

Анализ данных энергодисперсионной спектроскопии и изображений, полученных методом просвечивающей электронной микроскопии, подтвердил выделение частиц вторичных фаз в состаренных образцах. Образцы, состаренные по режиму 3 (0,8N-Т и 1,4N-Т), характеризуются мелкозернистой структурой со средним размером зерна около 5 мкм, что обусловлено выбранным режимом ТМО. В таких образцах формируются однородно распределенные в объеме материала сферические частицы  $Cr_2N$ , размеры которых достигают  $92 \pm 32$  нм для 0,8N-Т и  $111 \pm 28$  нм для 1,4N-Т образцов. В 0,8N-Г и 1,4N-Г образцах по границам зерен формируются тонкие пластинчатые выделения той же вторичной фазы длиной  $980 \pm 88$  нм и шириной  $65 \pm 15$  нм для образцов с концентрацией азота 0,8 ат. % и  $1017 \pm 553$  нм и  $168 \pm 102$  нм – для образцов с 1,4 ат. % азота, соответственно. Методом световой микроскопии было установлено, что исходные (0,8N-И и 1,4N-И) и часть состаренных образцов (0,8N-Г и 1,4N-Г) имеют крупнокристаллическую структуру с близким средним размером зерна около 200 мкм.

В таблице 1 указаны механические свойства образцов, полученные в испытаниях на одноосное растяжение при комнатной температуре. Из анализа кривых «напряжение-деформация» было установлено, что для образцов с частицами по границам зерен (0,8N-Г и 1,4N-Г) механические свойства близки к данным для исходных 0,8N-И и 1,4N-И образцов, за

исключением удлинения до разрушения  $\delta$ . Для мелкозернистых образцов (0,8N-T и 1,4N-T) наблюдается резкий рост предела текучести  $\sigma_{0,2}$ , что объясняется как зернограничным, так и дисперсионным упрочнением.

Таблица 1 – Механические свойства исследуемых сплавов

	$\sigma_{0,2}$ , МПа ( $\pm 5$ МПа)	$\Delta \sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа ( $\pm 10$ МПа)	$\delta$ , %	$\epsilon_{од}$	
0,8N-И						
0,8N-И+Н						
0,8N-Г						
0,8N-Г+Н						
0,8N-T						
0,8N-T+Н						
1,4N-И						
1,4N-И+Н						
1,4N-Г						
1,4N-Г+Н						
1,4N-T						
1,4N-T+Н						
Примечание: $\sigma_{0,2}$ – предел текучести, $\sigma_B$ – предел прочности, $\delta$ – удлинение до разрушения и $\epsilon_{од}$ – относительная деформация, $I_H$ – коэффициент водородного охрупчивания						

Насыщение всех образцов водородом вызывает уменьшение предела прочности  $\sigma_B$ , но приводит к росту предела текучести  $\sigma_{0,2}$ , обусловленному твердорастворным упрочнением сплавов атомами водорода. Коэффициент водородного охрупчивания  $I_H$ , который характеризует снижение пластичности, вызванное водородом, имеет наименьшие значения в образцах с пластинчатыми выделениями  $Cr_2N$  по границам (0,8N-Г и 1,4N-Г). Повышение устойчивости к водородному охрупчиванию таких образцов объясняется обильным формированием нитридов по границам зерен, что приводит к увеличению мест накопления водорода, в качестве которых выступают межфазные и межзеренные границы, и затруднению его диффузии вглубь образца. Тогда как формирование мелкого зерна и нитридов в теле зерна (0,8N-T и 1,4N-T), несмотря на значительное увеличение плотности межфазных и межзеренных границ, существенно не снижает эффекты водородной хрупкости по сравнению с исходными образцами, что может быть вызвано высокими напряжениями пластического течения и перераспределением водорода в материале.

Центральная часть как ненаводороженных, так и насыщенных водородом образцов имеет транскристаллитный характер разрушения в виде ямок излома. Однако в образцах, подверженных наводороживанию, образуется хрупкий поверхностный слой, индуцированный водородом. Такой слой в образцах без старения разрушается в основном интеркристаллитно с небольшим содержанием транскристаллитных фасеток. В 0,8N-Г и 1,4N-Г образцах разрушение хрупкого индуцированного водородом слоя протекает по границам зерен, тогда как в 0,8N-T и 1,4N-T состояниях наблюдается образование квазисколов.

Вне зависимости от выбранного режима старения толщина хрупкого слоя  $D$  в состаренных образцах меньше ( $D_{0,8N-T} = 29 \pm 5$  мкм,  $D_{1,4N-T} = 25 \pm 4$  мкм,  $D_{0,8N-Г} = 28 \pm 9$  мкм и  $D_{1,4N-Г} = 23 \pm 5$  мкм), чем в исходных образцах ( $D_{0,8N-И} = 38 \pm 12$  мкм и  $D_{1,4N-И} = 45 \pm 14$  мкм).

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

## ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР ОТ ДЕФОРМАЦИИ В МЕДНО-МАРГАНЦЕВЫХ СПЛАВАХ

Л.И. Тришкина<sup>1</sup>, А. А. Клопотов<sup>1</sup>, Т.В. Черкасова<sup>1,2</sup>, В.И. Бородин<sup>3</sup>,  
А.И. Потекаев<sup>3</sup>, Д.А. Иванова<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

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

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

1. trishkina.53@mail.ru; 2. klopotovaa@tsuab.ru; 3. cherkasova\_tv@mail.ru;  
4. v.borodin@gtt.gazprom.m; 5. potekaev@spti.tsu.ru; 6. ivanovada21@mail.ru

**Аннотация.** На основе проведенных экспериментальных исследований методом просвечивающей электронной микроскопии установлены закономерности изменения эволюции дислокационной структуры в деформированных твердых растворах в сплавах Cu + X ат. % Mn (X=0.4, 1, 2, 3, 6). Деформацию образцов проводили при разных температурах. Было проведено сопоставление структурных изменений с кривыми деформационного упрочнения.

**Ключевые слова:** сплавы Cu-Mn, скалярная плотность дислокаций, деформационные кривые, дислокационные структуры

Механические свойства, деформационное упрочнение и особенности формирования и эволюции дислокационных субструктур в твердорастворных сплавах на основе ГЦК решетки при комнатных и средних температурах представляют, как фундаментальный, так и практический интерес. К сплавам этого класса относятся сплавы на основе Cu–Mn [1]. Известно, что закономерности накопления дефектов в ходе различных механических воздействий определяют запас прочности конструкций, а также долговечности и надежности машин и механизмов. Поэтому важными являются работы, посвященные поиску закономерностей накопления дефектов при механических напряжениях при различных температурах в зависимости как от их структурного состояния, так и размера зерен.

В настоящей работе ставится цель показать, как связаны механические свойства в твердых растворах в сплавах Cu+X ат. % Mn (X=0.4, 1, 2, 3, 6) с дислокационной структурой, образующейся в процессе деформации при разных температурах в интервале 293 К ÷ 673 К.

Для исследования были выплавлены слитки сплавов Cu–Mn с содержанием марганца 0.4, 1, 2, 4 и 6 ат.% в печи сопротивления "СШВЛ-0,6.2/25" в атмосфере аргона. Затем слитки прокатывались в ленты толщиной 1.0 мм. Из лент были приготовлены для растяжения образцы с размерами рабочей части 120×12×1 мм. Деформацию проводили на машине Instron со скоростью 10<sup>-2</sup> с<sup>-1</sup> в интервале температур от 293 К до 673 К. После различных степеней деформации нарезали тонкие пластинки для получения тонких фольг. Структурные исследования проводили на электронных микроскопах ЭМВ-100 АК и «Tesla BS-540» с использованием гониометров с наклоном и прецессией. Методы измерения параметров дислокационной структуры приведены в [2].

Полученные в результате деформации растяжения или сжатия образцов кривые в координатах «напряжение–деформация»  $\sigma(e)$  являются важнейшей характеристикой пластичных металлов и сплавов. Стандартным является подход при анализе кривых деформационных упрочнения в поликристаллических материалах ряд стадий деформирования, характеризующиеся законами деформационного упрочнения [3].

Большую роль играют на деформационных кривых стадии упрочнения на которых выполняется зависимость [3].

$$\sigma = \sigma_0 + \theta e^n \quad (1)$$

где  $\sigma$  – истинное напряжение течения,  $e$  – истинная деформация,  $\theta$  коэффициент деформационного упрочнения,  $\sigma_0$  сопротивление кристаллической решетки скольжению дислокаций, для ГЦК кристаллов коэффициент  $n$  может находиться в пределах от 0.5 до 1.

На рисунке 1 на зависимостях  $\sigma$  и  $\theta$  от степени деформации ( $e$ ) в сплаве Cu 0.4 ат.% Mn проявляется на несколько стадий, характеризующихся различными коэффициентами деформационного упрочнения  $\theta$  при температуре 293 К. Переход от стадии к стадии обусловлен эволюцией дислокационных субструктур (ДСС) с ростом степени деформации: дислокационный хаос и клубки  $\rightarrow$  неразориентированная ячеистая субструктура  $\rightarrow$  разориентированная ячеистая субструктура  $\rightarrow$  микрополосовая субструктура.

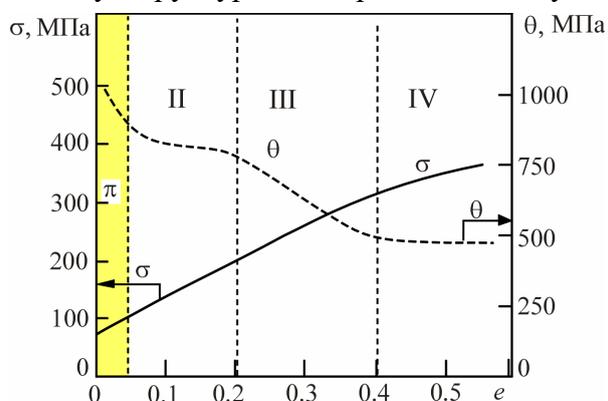


Рисунок 1 – Зависимости напряжения течения ( $\sigma$ ) и коэффициента деформационного упрочнения ( $\theta$ ) от степени деформации ( $e$ ) в сплаве Cu 0.4 ат.% Mn. Римскими цифрами указаны стадии деформации и пунктирными вертикальными линиями показаны границы стадий. Размер зерна  $\langle d \rangle = 100$  мкм

Общепризнанным является то, что напряжения течения в сплавах зависят от скалярной плотности дислокаций и подчиняются зависимости [3]

$$\sigma = \sigma_f + \alpha Gb\sqrt{\rho}, \quad (2)$$

где  $\rho$  – скалярная плотность дислокаций;  $\alpha$  – константа, которая может принимать значения в широких пределах от 0.5 до 1.5 в зависимости от типа кристаллической структуры сплава;  $G$  – модуль сдвига;  $b$  – вектор Бюргерса дислокаций;  $\sigma_f$  – напряжение трения. В литературе показано, что при эволюции ДСС выражение (2) уже строго не выполняется. Поэтому для описания напряжения течения на стадиях развитой пластической деформации при помощи уравнений (1) и (2) необходимы микроструктурные исследования для установления закономерностей в эволюции ДСС и определение параметров дислокационной субструктуры в зависимости от деформации.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ FEMN-2023-0003

#### Библиографический список

1. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В. Накопление дефектов при пластической деформации поликристаллических сплавов: роль энергии дефекта упаковки и твердорастворного упрочнения. Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2018. Т. 15, №1. С. 81-88.
2. Конева Н.А., Черкасова Т.В., Тришкина Л.И. и др. Дислокационная структура и дислокационные субструктуры. Электронно-микроскопические методы измерения их параметров. 2019. Новокузнецк: СибГИУ. 120 с.
3. Конева Н. А., Козлов Э. В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Структурные уровни пластической деформации и разрушения/ Под ред. Панина В. Е.– Новосибирск: Наука, 1990. С.123– 186.

**СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРОВАНИЯ ПЕРЕХОДНЫМИ МЕТАЛЛАМИ Cr, V И СМЕСЬЮ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ В СТАЛИ ГАДФИЛЬДА**Н.А. Попова<sup>1</sup>, А. А. Клопотов<sup>1</sup>, Е.Л. Никоненко<sup>1</sup>, В.И. Бородин<sup>2</sup>, А.И. Потекаев<sup>2</sup><sup>1</sup>*Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
г. Томск, Россия*<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет,  
г. Томск, Россия, e-mail: vilatomsk@mail.ru*

**Аннотация.** Представлены результаты исследования методами электронной дифракционной микроскопии и рентгеноструктурного анализа влияния легирования переходными металлами Cr и V, а также модифицирования тугоплавкими ультрадисперсными порошками TiO<sub>2</sub>-ZrO<sub>2</sub> и криолитом Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub> на структурно-фазовые состояния в стали Гадфильда. Установлено, что легирование аустенитной стали Гадфильда элементами Cr и V не оказывает значительного влияния на фазовый состав и на тип дефектной структуры. Дополнительное введение модификаторов приводит значительным структурно-фазовым изменениям в стали Гадфильда, которые отразились в новой последовательности структурных превращений  $\gamma \rightarrow \gamma' \rightarrow (\gamma' + \epsilon)$ .

**Ключевые слова:** сталь Гадфильда, структурно-фазовые состояния, скалярная плотность дислокаций, деформационные кривые, дислокационные структуры.

Стали со средним содержанием Mn, к которым относится аустенитная сталь Гадфильда, привлекают огромное внимание за последнее десятилетие благодаря своим уникальными механическим свойствам [1,2]. Метастабильный остаточный аустенит в стали Гадфильда играет решающую роль в обеспечении выдающихся механических свойств, которые могут быть оптимизированы путем изменения объемной доли, механической стабильности, плотности дефектов и морфологии зерен остаточного аустенита. Это достигается с помощью различных способов термомеханической обработки, деформированием и легированием различными элементами [3].

В настоящей работе представлены данные структурных исследований влияния легирования Cr и V и модифицирования тугоплавкими ультрадисперсными порошками TiO<sub>2</sub>, ZrO<sub>2</sub> и криолитом Na<sub>3</sub>AlFe<sub>6</sub>.

Для исследования использовали три серии образцов. Первая серия образцов получена из аустенитной стали Гадфильда (1.1C-12Mn-Fe (1.15 вес.% C, 12.5 вес.% Mn, 0.68 вес.% Si, 0.016 вес.% S, 0.012 вес.% P)) в закаленном состоянии (исходное состояние). Вторая серия образцов была получена из образцов стали после проведения легированием элементами хромом (1.94 вес. %) и ванадием (0.31 вес. % V). Третья серия образцов получена в результате введения модифицирующей смеси (МС). В качестве модифицирующей смеси (МС) использовали (ультрадисперсные порошки TiO<sub>2</sub>, ZrO<sub>2</sub> и криолит Na<sub>3</sub>AlFe<sub>6</sub>). МС помещали на дно разливочного ковша в количестве 0,4% от массы расплава. Расплавленную в печи модифицированную сталь Гадфильда разливали в слитки.

Рентгенограммы для определения фазового состава проводились на дифрактометре ДРОН-3 в монохроматизированном FeK $\alpha$ -излучении. Электронно-микроскопические исследования проводили на просвечивающем на электронном микроскопе ЭМ-125 в 25000 кратом увеличении в колонне микроскопа по методике [4].

На основе структурных исследований установлено, что сталь Гадфильда является аустенитной ( $\gamma$ -фаза с ГЦК кристаллической решетки) с параметром решетки 0.3610 нм. Определена скалярная плотность дислокаций в  $\gamma$ -фазе  $\rho_\gamma = 2.7 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ .

Легирование стали Гадфильда элементами Cr и V приводит к увеличению параметра кристаллической решетки  $\gamma$ -фазы до значений 0.3617 нм. Изучение дислокационной

структура позволило установить хаотическое расположение дислокаций со скалярной плотностью дислокаций  $\rho_\gamma = 2.0 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ . Установлено, что механические микродвойники в легированной стали присутствуют в незначительном количестве.

Исследование сталей Гадфильда из третьей серии позволило установить ряд особенностей.

Во-первых, наблюдается более интенсивное механическое микродвойникование. Установлено, что присутствуют зерна с одной и двумя системами микродвойников.

Во-вторых, выявлены в зернах наряду с аустенитом ( $\gamma$ -фазой) присутствует  $\epsilon$ -мартенсит с ГПУ кристаллической решеткой. В [5] установлено, что переход из  $\gamma$ -фазы в  $\gamma'$ -фазу обусловлен образованием дополнительных систем микродвойников в матричной  $\gamma$ -фазе и значительным увеличением скалярной плотности дислокаций. Также в разных зернах наблюдается большое разнообразие формы и распределений пластин  $\epsilon$ -фазы. Есть зерна в которых пластины  $\epsilon$ -мартенсита не простираются через все зерно  $\gamma$ -фазы, а заканчиваются внутри его. Обнаружены зерна, в которых  $\epsilon$ -мартенсит присутствует либо в виде отдельных пластин коротких тонкопластинчатых выделений, либо пластины группируются в виде пакетов пластин с габитусом  $\{111\}_\gamma$ .

В-третьих, встречаются в стали Гадфильда зерна с довольно сложной структурой, в которых присутствуют одновременно микродвойники и пластины  $\epsilon$ -мартенсита в равных количествах. Дислокационная структура представлена только плотными дислокационными сетками и хаотическим распределением дислокации. Среднее значение скалярной плотности дислокаций  $\rho_\gamma$  возросло более чем на порядок. Так, в зернах, одной системой микродвойников  $\rho_\gamma = 3.53 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . В зернах с двумя системами микродвойников скалярная плотность дислокаций меньше и составляет величину  $\rho_\gamma = 2.59 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Таким образом, включение второй системы снижает величину  $\rho_\gamma$ . В зернах, где присутствуют одновременно и микродвойники, и пластины  $\epsilon$ -мартенсита, величина  $\rho_\gamma$  достигает максимального значения ( $4.85 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ).

В заключении необходимо отметить, что легирование аустенитной стали Гадфильда металлами Cr и V не изменяет ни фазового состава, ни типа дефектной структуры. Модификация стали тугоплавкими ультрадисперсными порошками  $\text{TiO}_2\text{-ZrO}_2$  и криолитом  $\text{Na}_3\text{AlF}_6$  способствовало последовательности структурных превращений к  $\gamma \rightarrow \gamma' \rightarrow (\gamma' + \epsilon)$  с интенсивным развитием микродвойникования, изменению типа дефектной структуры и резкому увеличению скалярной плотности дислокаций.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ FEMN-2023-0003

#### **Библиографический список**

1. Huang C., Hu C., Liu Y., Liang Z., Huang M. Recent developments and perspectives of advanced high-strength medium Mn steel: From material design to failure mechanisms. Mater. Futures. 2022. V.1. 1032001.
2. Guan Q., Lu W., He B. Recent Progress in Understanding the Nano/Micro-Mechanical Behavior of Austenite in Advanced High Strength Steels. Metals 2021. V.11. P.1927-1956.
3. Jia Q., Chen L., Chen X. and et. al. Enhancing strength-ductility synergy in medium Mn steel with hetero-structured austenite developed by two-stage cyclic thermomechanical treatment and flash annealing. Scripta Materialia. 2023. V.226. 115196.
4. Popova N., Dement T., Nikonenko E. and et. al. Phase Structure and Phase Composition of Manganese Steels Modified by Alloying Elements, AIP Conf. Proc. 2017. V.1800. 030001.
5. Курзина И.А., Потеев А.И., Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Деммент Т.В., Клопотов А.А. и др. Влияние модифицирования на устойчивость кристаллической решетки аустенита в нержавеющей стали. Известия ВУЗов. Физика. Т.61, №4. С. 99-108.

## ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНО ЭКСПЛУАТИРУЕМОЙ СТАЛИ 12Х1МФ

Н.А. Попова<sup>1</sup>, Е.Л. Никоненко<sup>1</sup>, Н.В. Абабков<sup>2,3</sup>, А.Н. Смирнов<sup>2,3</sup>, В.И. Данилов<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия

<sup>2</sup>Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева, г. Кемерово

<sup>3</sup>Федеральный исследовательский центр угля и углехимии СО РАН, г. Кемерово, Россия

<sup>4</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск Россия

e-mail: <sup>1</sup>natalya-popova-44@mail.ru

**Аннотация.** Методом просвечивающей электронной дифракционной микроскопии проведено исследование влияния пластической деформации растяжением длительно эксплуатируемой стали 12ХН1МФ. Исследования выполнены на образцах исходного (до деформации) состояния стали, в зоне локализации и на расстоянии 1 мм от зоны локализации. Установлены: морфология, фазовый состав и параметры тонкой структуры в каждой морфологической составляющей и в целом по материалу.

**Ключевые слова:** деформация, зона локализации, параметры тонкой структуры

Исследования выполнены на плоских образцах стали 12Х1МФ. Размеры рабочей части образцов составляли 40×6×2 мм. Образцы были изготовлены из трубы (диаметр 325 мм) для теплоэнергетического оборудования после длительной эксплуатации. Условия эксплуатации: T = 555°С, P = 14 МПа, срок эксплуатации 360 тыс. часов.

Деформация осуществлялась одноосным растяжением на испытательной машине Walter+Baï AG LFM-125 при комнатной температуре с постоянной скоростью  $1.67 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  при одновременной регистрации картин локализации деформации методом корреляции цифровых изображений посредством цифровой камеры Point Grey FL3-GE-50S5M-C (5MP) [1]. Образцы растягивали до появления устойчивой зоны локализации деформации (до начала формирования шейки), после чего нагружение останавливали.

Исследования образцов выполнены: 1) в недеформированном состоянии (исходное состояние); 2) в зоне локализации и 3) на расстоянии 1 мм от зоны локализации.

Изучение структуры и фазового состава стали проводилось методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) на тонких фольгах, вырезанных в направлении, перпендикулярном оси деформации, с применением электронного микроскопа ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ. Рабочее увеличение в колонне микроскопа составляло 25000 крат. В результате проведенных исследований определен фазовый состав и список присутствующих фаз, а также мест их локализации и рассчитаны следующие параметры тонкой структуры: объемные доли структурных составляющих стали  $P_V$ ; плотность распределения, размеры  $d$  и объемные доли  $\delta$  частиц цементита (ц) и карбидов типа  $M_{23}C_6$  (с.к.) внутри зерен и фрагментов феррита, а также отдельно внутри (вн.) и на их границах (гр.); скалярная  $\rho$  и избыточная  $\rho_{\pm}$  плотность дислокаций; кривизна-кручение кристаллической решетки  $\chi$  и её составляющих (пластической  $\chi_{пл}$  и упругой  $\chi_{упр}$ ); амплитуда внутренних напряжений  $\sigma$  (напряжений, создаваемых дислокационной структурой  $\sigma_l$ , и дальнедействующих, или моментных, напряжений  $\sigma_d$  и его составляющих  $\sigma_d^{nl}$  и  $\sigma_d^{up}$ ). Все количественные параметры тонкой структуры определены как в каждой структурной составляющей стали, так и в целом по образцу. Все полученные данные обрабатывались статистически.

Фазовый анализ проводился по ПЭМ-изображениям, подтвержденным микродифракционными картинками и темнопольными изображениями, полученными в соответствующих рефлексах. Определение линейных размеров и скалярной плотности дислокаций проводилось методом секущей по стандартным методикам. Избыточная плотность дислокаций, кривизна-кручение кристаллической решетки и амплитуда

внутренних напряжений – согласно методики, изложенной в [2].

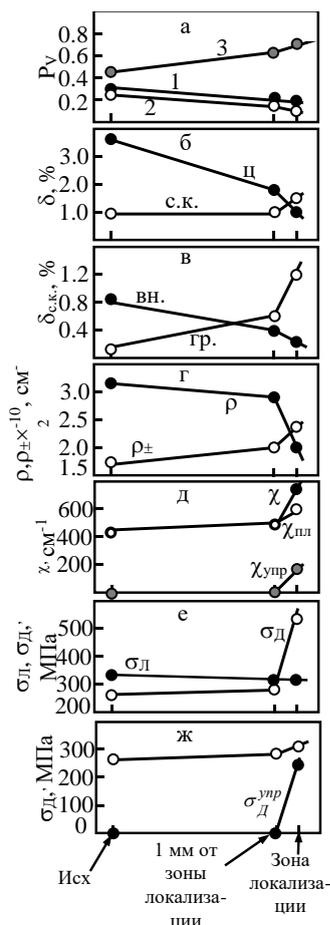


Рисунок 1 – Изменение параметров тонкой структуры в стали 12Х1МФ по мере приближения к зоне локализованной деформации

Проведенные исследования показали, что структура стали перед началом деформирования – это смесь пластинчатого перлита и зерен феррита, причем феррит присутствует в виде зерен нефрагментированного и фрагментированного феррита. Объемные доли структурных составляющих представлены на рисунке 1а (1 – пластинчатый перлит, 2 – нефрагментированный и 3 – фрагментированный феррит). Также было установлено, что внутри зерен нефрагментированного феррита и внутри и на границах фрагментов фрагментированного феррита присутствуют частицы округлой формы карбида специального типа  $M_{23}C_6$ . Их объемные доли приведены на рисунке 1б-в. Дислокационная структура в  $\alpha$ -матрице как в перлите, так и в феррите представлена плотными дислокационными сетками. Дислокационная структура во всех морфологических составляющих матрицы поляризована, т.е. большинство присутствующих дислокаций оказываются избыточными. Установлено, что перед началом деформирования кристаллическая решетка матрицы стали обладает исключительно пластическим изгиб-кручением, т.е.  $\rho > \rho_{\pm}$  и  $\sigma_l > \sigma_d$  (рисунок 1 г-ж).

Увеличение степени пластической деформации в интервале « $\varepsilon = 0 - 1$  мм от зоны локализованной деформации» практически не приводит к изменению таких количественных характеристик тонкой структуры, как  $\rho$ ,  $\rho_{\pm}$ ,  $\chi$ ,  $\sigma_l$  и  $\sigma_d$ . В этом интервале деформации происходит равномерное разрушение цементита, разрушение карбидов  $M_{23}C_6$  внутри и их образование на границах фрагментов (см. рисунок 1). При приближении к зоне локализованной деформации происходит интенсивное изменение (уменьшение или увеличение) всех количественных параметров как во всех морфологических составляющих матрицы стали, так и в целом по материалу. Это связано с тем, что именно в зоне локализованной деформации появляется упругая составляющая в изгибе-кручении кристаллической решетки матрицы стали.

*Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).*

### Библиографический список

1. Danilov V. Localized plastic deformation auto-waves in materials with unstable phase structure /V. Danilov, V. Gorbatenko [et al.] // AIP Conf. Proc. 2018. Vol. 2051. P. 020059.
2. Попова Н.А. Внутренние напряжения в поликристаллических металлических материалах (учебное пособие) / Н.А. Попова, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов [и др.]. Новокузнецк: Полиграфист, 2023. 144с.

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ ИЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ FeCoCrNiMn И FeCoCrNiAl

В.Е. Громов<sup>1\*</sup>, С.В. Коновалов<sup>1</sup>, Ю.Ф. Иванов<sup>2</sup>, М.О. Ефимов<sup>1</sup>,  
Ю.А. Шлярова<sup>1</sup>, И.А. Панченко<sup>1</sup>, Г.И. Черепанова<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия

<sup>2</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия

\*e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

**Аннотация.** В статье были сформированы покрытия на подложке из сплава 5083 высокоэнтропийными сплавами Fe-Co-Cr-Ni-Mn и Fe-Co-Cr-Ni-Al неэквивалентных составов. Способами современного физического материаловедения сделан анализ структурно-фазовых состояний элементного состава, дефектной субструктуры и свойств зоны контакта покрытий с подложкой.

**Ключевые слова:** высокоэнтропийные покрытия, Fe-Co-Cr-Ni-Mn, Fe-Co-Cr-Ni-Al, подложка, зоны контакта, наночастицы, холодный перенос.

Одной из буквально нацеленных задач физического материаловедения считается разработка основ сотворения новых материалов и технологий их получения с комплексом важных физико-математических и эксплуатационных характеристик [1]. В самом конце XX века появились первые работы по созданию и комплексному исследованию новых, так называемых высокоэнтропийных полиметаллических сплавов (ВЭС), включающих до 5-6 основных элементов. Первыми из таких материалов были выбраны сплавы систем AlCoCrFeNi, MnCoCrFeNi и др. [2].

Целью данной работы является анализ структуры и свойств, элементного и фазового составов, дефектной субструктуры зоны контакта с подложкой (сплав 5083) покрытий (высокоэнтропийные сплавы Fe-Co-Cr-Ni-Mn и Fe-Co-Cr-Ni-Al), сформированных на подложке методом холодного переноса металла.

В качестве материала исследования использованы образцы системы «покрытие/подложка». Покрытием являлся высокоэнтропийный сплав неэквивалентного элементного состава Mn-Fe-Cr-Co-Ni, который был сформирован на подложке методом холодного переноса металла [3]. В таблице указан химический состав сплава 5083, который являлся подложкой на основе алюминия. Исследование элементного и фазового состава, состояния дефектной субструктуры зоны контакта покрытия и подложки осуществляли методами сканирующей (прибор SEM 515 Philips, оснащенный микроанализатором EDAX ECON IV) и просвечивающей дифракционной (прибор JEM-2100) электронной микроскопии (ПЭМ) [4].

Таблица – Химический состав сплава 5083 вес %

								Другие элементы	
									Остальное

Фазовый состав и состояние дефектной субструктуры зоны контакта покрытия и подложки анализировали методами ПЭМ. На рисунке приведены характерные электронно-микроскопические изображения структуры зоны контакта покрытия и подложки в области, прилегающей к подложке, свидетельствующие об образовании включений пластинчатой формы.

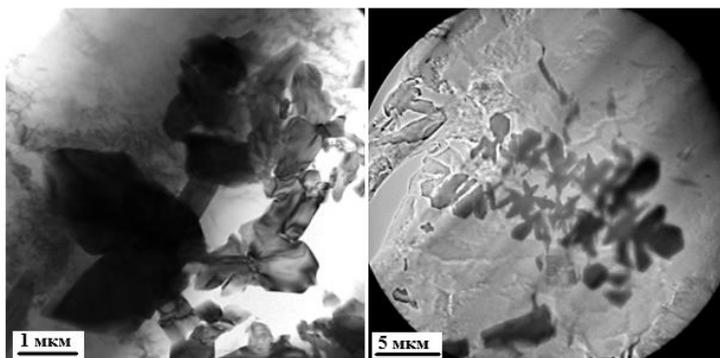


Рисунок – Электронно-микроскопическое изображение включений, расположенных в зоне контакта покрытия и подложки

В заключение можно сказать, что методом холодного переноса металла были сформированы системы «покрытия (ВЭС Fe-Co-Cr-Ni-Mn и Fe-Co-Cr-Ni-Al)/(сплав 5083) подложка». Выявлено существенное увеличение микротвердости материала зоны контакта покрытия с подложкой. Основываясь на результатах исследования элементного и фазового состава, состояния дефектной субструктуры, высказаны суждения о физических механизмах повышения твердости материала в зоне контакта покрытия ВЭС Fe-Co-Cr-Ni-Mn с подложкой.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (проект № 20-19-00452) – изготовление системы «покрытие/подложка», исследование дефектной субструктуры и элементного состава методами электронной микроскопии; за счет гранта Российского научного фонда № 19-19-00183, <https://rscf.ru/project/19-19-00183/> – исследование фазового состава зоны контакта системы «покрытие/подложка».*

#### **Библиографический список**

1. Рогачев А.С. Структура, стабильность и свойства высокоэнтропийных сплавов // Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121, № 8. Р. 807–841.
2. Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A. Structure and properties of high-entropy alloys / Springer. Advanced structured materials. 2021. Vol. 107. 110 p.
3. Осинцев К.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Панченко И.А. Высокоэнтропийные сплавы: структура, механические свойства, механизмы деформации и применение // Изв. вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 4. С. 249–258.
4. Egerton F.R. Physical Principles of Electron Microscopy. Basel, 2016. 196 p.



---

# *Секция 5.*

*Методы получения и обработки  
металлических и неметаллических  
материалов конструкционного  
и функционального применения*

---



## RESEARCH OF ARGON ARC SURFACING PARAMETERS INFLUENCE ON THE BABBITT INTERMEDIATE LAYER STRUCTURE IN THE MANUFACTURE OF FUNCTIONALLY ORGANIZED LAYERED COMPOSITIONS

V. Y. Plyukhina, R. S. Mikheev\*

*Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russia*

*\*e-mail: mikheev.roman@mail.ru; mikheev@bmstu.ru*

**Abstract.** Functionally organized steel-aluminum layered compositions for tribotechnical purposes with an intermediate layer of babbitt B83 were produced via the argon arc surfacing process. The influence of heat input on the structure of the intermediate layer and the size of SnSb system crystals, which determine their ability to chipping during friction, has been established. A polynomial dependence of the SnSb crystals size on the welding current magnitude has been proposed.

**Keywords:** intermetallics SnSb, heat input, argon arc surfacing, functional organization, antifriction coatings.

Functionally organized layered compositions are widely used in new technology products. Bimetallic inserts, functional structural elements, as well as sliding bearings of friction units are made of them [1]. Moreover, it is the latter that largely determine the operational life of the entire product, and, therefore, are of the greatest interest to researchers. Structurally sliding bearings are a bimetallic composition consisting of a steel base and a working antifriction layer. The material of the working layer must have a number of mutually exclusive properties: low wear, low coefficient of friction, good and fast workability, the ability to resist scratching and grasping, high physical and mechanical properties at operating temperatures, the ability to form easily removable wear products, etc. [2]. The most widely used as the material of the working layer are babbitts (tin-based alloys). Among them, the alloy grade B83 (83% tin, 11% antimony, 6% copper according to GOST 1320) is the most popular as an antifriction material for sliding bearings of critical elements of new technology so far. However, after the expiration of the guaranteed operational life, scheduled repairs of such a friction unit are required. Traditionally, the most common way to restore a worn-out working layer from babbitt B83 is to recast it. At the same time, it should be noted that this technological process has a number of disadvantages: labor intensity, relative high cost, and etc. [3]. An alternative to the process of recasting babbitt B83 during scheduled repairs of sliding bearings can be the use of the argon arc surfacing process. Moreover, as the material of the deposited layer, the use of particle reinforced composite materials based on aluminum is of a particular interest. Such composite materials are characterized by record values of wear resistance at friction coefficient values comparable to babbitt B83 [4]. Such functional organization of the layers will additionally allow, due to the intermediate layer of babbitt B83, the possibility of eliminating chemical interaction between the steel substrate and the aluminum matrix of the composite material with the formation of brittle intermetallics of the Fe-Al system of different stoichiometric composition [5, 6]. In addition, the proposed technology can be successfully used not only for repair, but also for the manufacture of sliding bearings. However, as a result of thermal action on the babbitt B83 layer from the argon arc surfacing process, a change in the size and morphology of the  $\beta$ -phase crystals, a solid solution based on the chemical compound SnSb, may occur. Due to the difference in crystal lattices, the inclusions of the  $\beta$ -phase are weakly associated with a solid solution of antimony in tin and are a source of micro- and macro-cracks with insignificant loading of babbitt. That is why Babbitt B83 is characterized by low wear resistance [4]. Therefore, this work is devoted to the study of the effect of heat input on the structure of the intermediate layer of babbitt in the manufacture of functionally organized layered compositions via the argon arc surfacing process.

The initial bimetallic sample with a size of 120x60 mm in the form of a substrate made of steel 20 (GOST 1050) with a thickness of 8 mm and a working layer of babbitt B83 with a thickness

of 4 mm was made using traditional technology via the casting process. Functional layers based on aluminum were applied to its surface via the process of argon arc surfacing. Moreover, rods with a diameter of 3 mm made of ER1100 alloy, which is an analogue of SvA5 (GOST 7871), were used as an filler material. The choice of such a matrix alloy of composite materials has been made due to the absence of the influence of reinforcing particles on the change in the size and morphology of the  $\beta$ -phase crystals. The argon arc surfacing process was carried out using an ESAB Origo Tig 3000i TA24 AC/DC welding power supply based on the mode parameters presented in Table 1.

Table 1 – Technological parameters of the argon arc surfacing process and the average size of the SnSb crystals of the intermediate layer of babbitt B83.

Surfacing speed, V, mm/min	Welding current, I, A	Arc voltage, U, B	Heat input, Q, J/mm	Average size of SnSb crystals of the intermediate layer, $\mu\text{m}$
20	100	18	4050	10,8
	120		4860	8,8
	140		5670	8,1
	160		6480	9,1

The structure of the intermediate layer was studied by optical microscopy using a Leika DMILM light microscope. To determine the average size, at least 50 SnSb crystals were evaluated on each sample. It has been established that SnSb crystals have a minimum size at a heat input value of 5670 J/mm. The obtained results have allowed to construct a polynomial dependence of the average size of SnSb crystals ( $R$ ) on the magnitude of the welding current ( $I$ ):  $R=0,0017 I^2 - 0,4732 I + 41,378$ . This dependence is a parabola, the branches of which are directed upwards, and the vertex is located at the value of the welding current  $I = (140 \pm 1)$  A. Thus, according to the results of the study, it has been determined that in order to ensure the minimum size of SnSb crystals in the intermediate layer of babbitt B83, the process of argon arc surfacing in the manufacture of functionally organized layered compositions should be carried out at a welding current of 140 A.

*Acknowledgements. This research was supported by a grant from the Russian Science Foundation (project No. 22-29-00366), <https://rscf.ru/project/22-29-00366/>.*

## REFERENCES

1. Jiang W. Effect of heat treatment on bonding strength of aluminum/steel bimetal produced by a compound casting / W. Jiang [et. al.] // Journal of materials processing technology. 2018. Vol. 258. P. 239-250.
2. Babu M. Review of journal bearing materials and current trends / M. Babu, A. Rama Krishna, K. Suman // American journal of materials science and technology. 2015. № 2. P. 72-83.
3. Alcover P. R. Evaluation of microstructure, mechanical and tribological properties of a babbitt alloy deposited by arc and flame spray processes / P. R. Alcover, A. G. Pukasiewicz // Tribology international. 2019. Vol. 131. P. 148-157.
4. Mikheev R. S. Innovative ways in the creation of antifriction composite coatings based on non-ferrous alloys with increased tribotechnical properties / R. S. Mikheev // IOP conference series: Materials science and engineering. 2020. Vol. 934. P. 1-6.
5. Komarov A. I. Influence of tin in the sublayer material on the structure of the Al-Si alloy deposited by the centrifugal induction method / A. I. Komarov [et. al.] // Mechanics of machines, mechanisms and materials. 2019. № 3. P. 77-84.
6. Mikheev R. S. Investigation of the diffusion zone formation mechanisms during the production of functional steel-aluminium compositions by arc processes / R. S. Mikheev, I. E. Kalashnikov, P. A. Bykov // Materials science forum. 2022. Vol. 1052. P. 14-20.

## ПОЛУЧЕНИЕ ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ РАЗЛИЧНОЙ МОРФОЛОГИИ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЯ

А.Г. Денисова, В.А. Данилов

*Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия*

*e-mail: aliona.denisova.tlt@gmail.com*

**Аннотация:** Получены двухкомпонентные металлические покрытия. Проведено исследование и сравнение морфологии поверхности полученных покрытий методами сканирующей электронной микроскопии и конфокальной лазерной сканирующей микроскопии с построением 2D карт высот.

**Ключевые слова:** электролиз, медь, цинк, металлическое покрытие, морфология поверхности.

Получение высококачественных функциональных гальванических покрытий на основе неблагородных металлов становится всё более актуальной задачей благодаря значительному расширению их применения в области машиностроения, электроники и химии. В частности, покрытия, нанесенные на металлический носитель, могут быть перспективны для использования в качестве катализаторов [1]. Наличие в составе катализатора двух или более компонентов повышают его эффективность [2]. Известно, что каталитические реакции, как правило, протекают на поверхности катализатора, поэтому каталитические свойства материалов сильно зависят не только от его химического состава, но и от морфологии поверхности [3]. Поэтому интерес представляет получение однородных и сплошных покрытий удовлетворительного химического состава и морфологии, которые впоследствии могли быть использованы в качестве катализаторов.

Электролитические двухкомпонентные покрытия получали в растворах электролитов, включающих нитрат меди – 10 г/л и нитрат цинка – 50 г/л или 100 г/л, или 200 г/л для электролитов А, В и С соответственно. Электроосаждение проводили при постоянной температуре (40±1) °С в двухэлектродной ячейке при гальваностатическом режиме в течение 15 минут с использованием потенциостата-гальваностата Elins. В качестве анода использовалась пластина из графита, в качестве катода – сетка из нержавеющей стали. Исследования поверхности проводили с использованием сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Sigma (Carl Zeiss) и конфокального лазерного сканирующего микроскопа (КЛСМ) LEXT OLS 4000 (Olympus), с помощью которого также были определены некоторые параметры шероховатости ( $S_a$  и  $S_z$ ) для оценки микрорельефа поверхности. Химический состав определяли на энергодисперсионном рентгенофлуоресцентном спектрометре EDX-8000 (Shimadzu).

Исследования морфологии поверхности образцов покрытий, полученных при электроосаждении в электролитах А, В и С, представлены на рисунке 1. Поверхность покрытий (рисунок 1а, б), полученных в электролите А с наименьшим содержанием нитрата цинка, представлена крупными образованиями микронных размеров (20-30 мкм), которые состоят из более мелких кристаллитов. Для данного покрытия параметры  $S_a$  и  $S_z$  составили наибольшие значения – 4,53 и 58,95 мкм соответственно, что связано с наибольшим перепадом по высоте поверхности покрытия (рисунок 1б). Исследование химического состава такого покрытия показало наличие около 23,7 масс. % – Zn и 76,3 масс.% – Cu. При увеличении концентрации нитрата цинка в электролите до 100 г/л (электролит В) поверхность покрытий (рисунок 1в, г) представлена меньшими агломератами с размерами до 15 мкм. При этом параметры  $S_a$  и  $S_z$  составили– 4,27 и 33,10 мкм соответственно, что говорит о снижении перепада по высоте поверхности покрытия (рисунок 1г). Количество цинка в покрытии увеличилось на приблизительно 6 масс.%. Морфология поверхности покрытий, полученных в электролите С с добавкой нитрата цинка 200 г/л, существенно отличается. Поверхность покрытия представлена кристаллитами меди размерами 1-3 мкм,

которые окружены цинковыми пластинами (рисунок 1д). При этом на самой поверхности покрытий, полученных в электролитах А и В, цинковые пластины не наблюдались. Параметры Sa и Sz покрытия составили– 2,75 и 23,62 мкм соответственно, что подтверждает наименьший перепад по высоте поверхности (рисунок 1е) в сравнении с поверхностями покрытий, полученных в электролитах А и В. Количество цинка в покрытии, увеличилось до 54,1 масс. %.

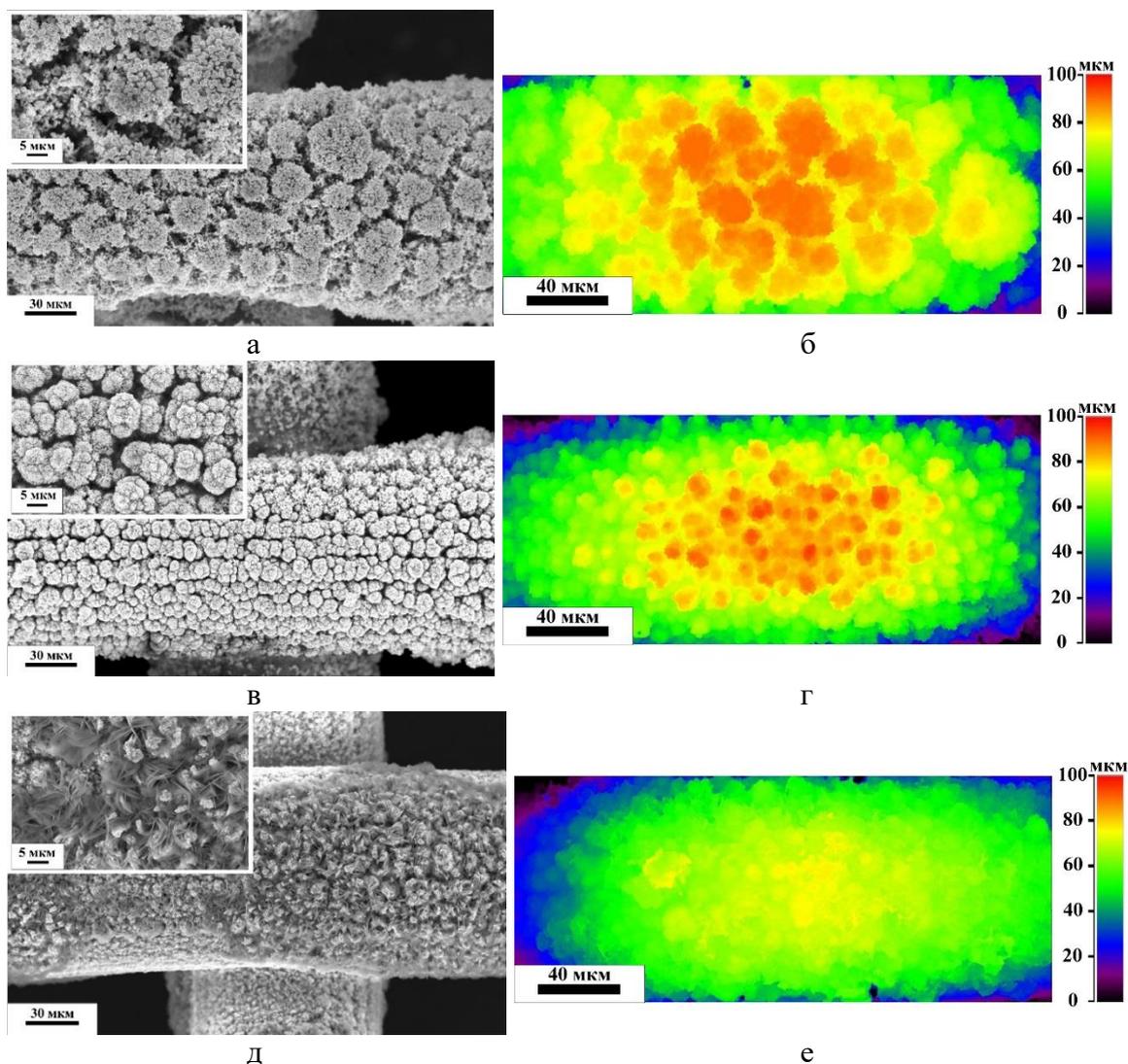


Рисунок 1 – СЭМ-изображения морфологии поверхности (а, в, д) и 2 D карты высот (КЛСМ) (б, г, е) покрытий, полученных в электролите А (а, б), В (в, г) и С (д, е)

Таким образом, методом электроосаждения были получены сплошные двухкомпонентные покрытия на металлическом сетчатом носителе. С увеличением концентрации нитрата цинка в электролите с 50 г/л до 200 г/л изменилась морфология поверхности получаемых образцов, а само покрытие стало более однородным.

#### Библиографический список

1. Платиновые катализаторы на теплопроводящей металлической подложке в реакции окисления CO / А.Н. Субботин [и др.] // Катализ в промышленности. – 2005. – № 3. – С. 52-56.
2. Descriptor-Free Design of Multicomponent Catalysts / Ying Zhang [at al.] // ACS Catal. – 2022. – Vol. 12(17). – pp. 10562–10571.
3. Стайлз Э. Носители и нанесенные катализаторы / Э. Стайлз. – М.: Химия, 1991. – 230 с.

## МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОКСИДНОЙ КЕРАМИКИ ИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ

С.А. Гынгазов\*, В.А. Болтуева

*Томский политехнический университет, г. Томск, Россия*

*\*e-mail: ghyngazov@tpu.ru*

**Аннотация:** Исследовано влияние ионного (аргон, углерод, ксенон) облучения при различных параметрах пучка (энергия ионов, плотность тока, плотность энергии, доза, режимы облучения) на физико-механические свойства (структура, фазовый состав, микротвердость) оксидной керамики (частично стабилизированный диоксид циркония, оксид алюминия).

**Ключевые слова:** частично стабилизированный диоксид циркония, оксид алюминия, ионный пучок, структура, рентгеновская дифракция, микротвердость.

В современном материаловедении наряду с металлами особая роль уделяется керамике. Области применения данного вида материалов постоянно расширяются [1]. Поскольку их свойства во многом определяются состоянием поверхности, становятся актуальными методы поверхностного модифицирования, в частности, обработкой ускоренными ионами. Поверхностная модификация пучками ускоренных ионов имеет перспективы для улучшения прочностных свойств керамики и ее радиационной стойкости [2]. Последнее особенно актуально, когда керамика эксплуатируется в условиях воздействия реакторного излучения. Среди оксидных керамик наиболее широкое применение в технике находят частично стабилизированный диоксид циркония и оксид алюминия. Улучшение их характеристик имеет целью расширение областей применения. Благодаря своим уникальным свойствам данные типы керамики занимают одну из лидирующих позиций в различных отраслях промышленности. В этой связи поиск путей эффективного управления структурой и свойствами поверхности изделий из данных типов керамик является актуальной задачей современного материаловедения. Использование в качестве инструмента воздействия ионного излучения дает уникальную возможность формировать структуру и свойства поверхности в зависимости от предполагаемой области применения. Особенно актуально управление структурой и приповерхностными свойствами с целью формирования заданных электрофизических свойств, например, для применения в качестве элементов катализа, газовых сенсоров и т.д.

В настоящей работе исследовалось влияние ускоренных ионов в зависимости от типа и энергии ионов, плотности тока, плотности энергии и дозы на структурно-фазовые превращения и микротвердость керамики на основе частично стабилизированного диоксида циркония и оксида алюминия.

Исследования проводили для трех видов ионного облучения.

1. Поверхностная обработка керамик проводилась ионами аргона с энергией 30 кэВ при плотности тока  $300 \text{ мкА/см}^2$  и  $500 \text{ мкА/см}^2$  и дозах падающих на поверхность ионов в интервале от  $10^{16} \text{ см}^{-2}$  до  $10^{18} \text{ см}^{-2}$ .

2. Керамика оксида алюминия подвергалась воздействию импульсных пучков ионов углерода с энергией 200 кэВ при плотности энергии  $0,3\text{--}1,5 \text{ Дж/см}^2$ , а керамика частично стабилизированного диоксида циркония облучалась ионами азота с энергией 300 кэВ при плотности энергии  $3,6 \text{ Дж/см}^2$  и  $5 \text{ Дж/см}^2$ .

3. Керамика частично стабилизированного диоксида циркония облучалась быстрыми тяжелыми ионами ксенона с энергией 167 МэВ при плотности тока  $3,95 \text{ нА/см}^2$  и дозах падающих на поверхность ионов в интервале от  $10^{11} \text{ см}^{-2}$  до  $10^{13} \text{ см}^{-2}$ .

Основные результаты.

1. Анализ методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) структурных изменений приповерхностного слоя, подвергнутого первому виду облучения, показал, что

ионная обработка при энергии 30 кэВ не приводит к рекристаллизации поверхности и не сопровождается негативными процессами расплавления, трещинообразования и эрозии, характерными для обработки высокоинтенсивными импульсными пучками ионов. Ионное воздействие при плотности тока  $300 \text{ мкА/см}^2$  и  $500 \text{ мкА/см}^2$  и дозах падающих на поверхность ионов в интервале от  $10^{16} \text{ см}^{-2}$  до  $10^{18} \text{ см}^{-2}$  приводит к увеличению микротвердости поверхности керамики из частично стабилизированного диоксида циркония и оксида алюминия на глубине, которая превышает глубину имплантации ионов. То есть имеет место проявления эффекта дальнего действия, который наблюдали ранее для металлов и сплавов при аналогичной обработке [3]. Рентгенофазовый анализ (РФА) показал, что в приповерхностном слое керамики на основе диоксида циркония на глубине порядка 10 микрон в результате ионной обработки происходит превращение тетрагональной фазы в моноклинную фазу.

2. Исследование методом СЭМ образцов керамики, подвергнутых второму типу облучения, показало, что облучение керамики на основе оксида алюминия при плотности энергии  $1 \text{ Дж/см}^2$  приводит к формированию в поверхностном слое структуры «столбчатого типа», которая характеризуется более мелким размером зерен по сравнению с зёрнами в объеме керамики. Сформированная структура «столбчатого типа» повышает микротвердость облученной поверхности до 2,5 раз. На примере керамики на основе диоксида циркония показано, что повышение плотности энергии ионов азота до  $3,5 \text{ Дж/см}^2$  и  $5 \text{ Дж/см}^2$  и энергии до 300 кэВ сопровождается локальным плавлением и эрозией поверхности, что приводит к снижению эффективности ионной модификации. Показано, что максимальная эффективность модификации керамики имеет место при параметрах импульсного пучка: энергия ионов 200 кэВ; плотность энергии  $1,0 - 1,5 \text{ Дж/см}^2$ .

3. При изучении образцов керамики частично стабилизированного диоксида циркония методом РФА установлено присутствие в поверхностном слое двух тетрагональных фаз с различной степенью тетрагональности, а именно, t-фаза, которая может подвергаться трансформации и нетрансформируемая метастабильная t"-фаза. Установлено, что t"-фаза образуется в результате перестройки кристаллической кислородной подрешетки. Вследствие этого модифицированный слой обладает повышенными по сравнению с исходным состоянием механическими свойствами. Исследования облученных образцов с помощью ПЭМ выявили уменьшение эффективности образования треков высокоэнергетических ионов с ростом флюенса и соответственно с увеличением доли t"-фазы.

Таким образом, установлено, что для рассмотренных видов ионного облучения характерно формирование новых приповерхностных состояний оксидной керамики, характеризующихся измененными механическими и функциональными свойствами по сравнению с объемными слоями. Ионную обработку следует считать перспективной для получения градиентных керамических структур.

Благодарность: исследования выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания в сфере научной деятельности (проект FSWW-2023-0011).

#### **Библиографический список**

1. Жигачев, А. О. Мир материалов и технологий. Керамические материалы на основе диоксида циркония / А. О. Жигачев, Ю. И. Головин, А. В. Умрихин [и др.]; под общ. ред. Ю. И. Головина. – М.: ТЕХНОСФЕРА, 2018. – 358 с.
2. Бондаренко, Г. Г. Радиационная физика, структура и прочность твердых тел. – М.: Лаборатория знаний, 2016. – 462 с.
3. Диденко, А. Н. Эффекты дальнего действия в ионно-имплантированных металлических материалах / А. Н. Диденко, Ю. П. Шаркеев, Э. В. Козлов, А. И. Рябчиков. – Томск: НТЛ, 2004. – 328 с.

## ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ Ti-Al «ГИДРИДНОЙ ТЕХНОЛОГИЕЙ»

Н.И. Каракчиева, В.И. Сачков, И.А. Курзина  
Томский государственный университет, г. Томск, Россия  
\*e-mail: karakchieva@mail.tsu.ru

**Аннотация.** Описывается способ получения композиционных материалов на основе Ti-Al «Гидридной технологией» из металлов, температура плавления которых критически разная. Описаны основные результаты исследования композиционных материалов состава Ti-49ат.%Al-2ат.%Me (Me = Sc, Y, Dy, Ho, Ta).

**Ключевые слова:** гидридная технология, редкоземельные металлы, Ti-Al сплав, композиционные материалы.

В настоящее время сплавы для разных областей промышленности получают преимущественно плавлением (индукционным, электродуговым, электроннолучевым), либо методами порошковой металлургии. Это дорогие и трудоемкие методы, требующие глубокого вакуума, инертной среды, высоких температур и т.п.

«Гидридная технология» получения сплавов, интерметаллидов или лигатур на основе системы Ti-Al относится к области порошковой металлургии. Технология интересна для предприятий атомной и водородной энергетики, аэрокосмической, судостроительной, автомобильной, медицинской и других отраслей.

«Гидридная технология» основана на реакции гидрирования-дегидрирования: вначале получение гидридов, измельчение, компактирование гидридов, температурная обработка. Основными преимуществами такой технологии является то, что снижается температура процесса формирования сплавов (с 1800-2600 °С до 600-1200 °С) и длительности (с десятков часов до 1,5-2 часов); получение сплавов (как бинарных, так и многокомпонентных) заданного состава происходит в одну технологическую стадию.

Получены и исследованы физико-химическими методами образцы состава Ti-49Al-2Me (%ат., Me = Sc, Y, Dy, Ho, Ta) (ДРОН 4-07) установлено, что в основном формируются интерметаллидные фазы TiAl, Ti<sub>3</sub>Al, Ti<sub>3</sub>Al<sub>5</sub>. Просвечивающей электронной микроскопией (JEM-2100F) установлено, что добавление в систему Ti-Al металлов Y, Dy, Ho приводит к образованию дополнительных фаз Y<sub>6</sub>Ti<sub>4</sub>Al<sub>43</sub>, Dy<sub>6</sub>Ti<sub>4</sub>Al<sub>43</sub>, Ho<sub>6</sub>Ti<sub>4</sub>Al<sub>43</sub>. Такие соединения относятся к изотипическим соединениям типа Ho<sub>6</sub>Mo<sub>4</sub>Al<sub>43</sub> (гексагональная, *P63/mcm*) и привлекают внимание, так как обладают магнитными свойствами.

Важно, что в условиях получения образцов «Гидридной технологией» в образцах с добавками скандия, иттрия и диспрозия интерметаллидные фазы TiAl и Ti<sub>3</sub>Al образуют lamellarную структуру. Именно такая структура придает интерметаллидные титановые сплавы на основе α<sub>2</sub>-Ti<sub>3</sub>Al, γ-TiAl свойство жаропрочности жаропрочными. В оплеченных образцах ширина титан- и алюминий обогатенных полос различная для образцов. Несомненно, это влияет на прочностные и механические свойства соединений.

Максимальные значения микротвердости (ПМТ-3, нагрузка 200 г) и электросопротивления (Мультиметр цифровой Agilent 34410A) характерны для образца Ti-Al, легированного танталом: 2,15 ГПа и 0,8 Ом/см соответственно.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках государственного задания № FSWM-2020-0028.*

## ВЛИЯНИЕ ДОЗЫ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНАМИ Al НА УПРОЧНЕНИЕ СПЛАВА VT1-0 В МЕЛКОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИИ

А.В. Никоненко<sup>1,2</sup>, Н. А. Попова<sup>3</sup>, Е. Л. Никоненко<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники  
г. Томск, Россия

<sup>2</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,  
г. Томск, Россия,

<sup>3</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
г. Томск, Россия, e-mail: vilatomsk@mail.ru

**Аннотация.** Методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии проведено исследование тонкой структуры сплава VT1-0 в мелкозернистом состоянии (МЗ) (средний размер зерна  $\sim 1,7$  мкм) после имплантации ионами алюминия при различных дозах облучения. Установлено, что в МЗ-состоянии сплава вглубь от поверхности имплантированного образца формируется градиентная структура, состоящая из 5 различных 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. Установлено, что основное упрочнение обеспечивается слоем 2 и слоем 3 во всех дозах имплантации, обусловленное внутренними локальными напряжениями и твердорастворным упрочнением, существенный вклад вносят зернограничное упрочнение и упрочнение частицами вторых фаз.

**Ключевые слова:** титан, доза имплантации, внутреннее напряжение, градиентная структура.

**Введение.** Повышение надежности и увеличение долговечности деталей, инструментов и конструкций, как правило, выражают количественными показателями механических свойств. Типичными характеристиками, применяющимися для этих целей, являются: предел текучести, деформационное упрочнение, напряжение разрушения и др.

К настоящему времени установлено, что высокая прочность сплавов и, в частности, сплава VT1-0, подвергнутого имплантации ионами алюминия, определяется многими факторами, основными из которых являются [1]: 1) наличие атомов алюминия и кислорода, находящихся в твердом растворе; 2) плотность дислокаций; 3) наличие в сплаве частиц интерметаллидных фаз и оксидов; 4) наличие границ зерен. Роль каждого из этих факторов в каждом случае будет различной, и доля вклада отдельных механизмов упрочнения в общее упрочнение материала также неодинакова. При этом необходимо отметить, что при имплантации формируется градиентная структура, и в каждом слое такой структуры названные факторы будут вносить различный вклад, зависящий как от размера зерна, так и от дозы ионной имплантации.

**Материал и методы исследования.** В качестве исследуемого материала был выбран технически чистый титан (сплав VT1-0) в МЗ-состоянии. Для формирования МЗ-состояния в заготовках сплава VT1-0 применяли комбинированный метод многократного одноосного прессования (abc-прессование). Образцы после abc-прессования были отожжены при температуре 773 К, 1 час. Далее полученные образцы подверглись ионной имплантации.

Ионная имплантация алюминия в сплав VT1-0 проведена на ионном источнике MEVVA-V.RU при температуре 623 К, ускоряющем напряжении 50 кВ, плотности тока ионного пучка  $6.5 \text{ mA} / \text{cm}^2$ , расстоянии 60 см от ионно-оптической системы. Вариация дозы облучения ( $1 \cdot 10^{17}$ ,  $5 \cdot 10^{17}$  и  $10 \cdot 10^{17}$  ион/ $\text{cm}^2$ ) достигалась за счет изменения времени облучения (0,8; 4,1; 5, 25 ч соответственно)

Исследования микроструктуры проведены методом просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ) на просвечивающем электронном микроскопе JEM-

2100F Метод ПЭМ выполнен при ускоряющем напряжении 200 кВ и рабочем увеличении от 15000 до 150000 крат.

В результате проведенных исследований проанализирован фазовый состав, а также внутренняя структура зерен, выявлены источники внутренних напряжений и определена их амплитуда. Определение амплитуды внутренних напряжений базировалось на определении кривизны-кручения кристаллической решетки по изгибным экстинкционным контурам [2].

**Результаты и их обсуждение.** Проведенные исследования показали, что в МЗ-состоянии сплава по мере удаления от поверхности обработанного образца в глубь материала формируется градиентная структура, состоящая из 5 различных 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.

На основании многочисленных теоретических и экспериментальных исследований получен целый ряд соотношений, позволяющих установить количественную связь параметров тонкой структуры с механическими свойствами.

Согласно известным представлениям [1], расчет предела текучести при разных дозах имплантации в настоящей работе, проводился по формуле:

$$\sigma = \Delta\sigma_n + \Delta\sigma_{me} + \Delta\sigma_z + \Delta\sigma_{op} + \sqrt{(\Delta\sigma_d^2 + \Delta\sigma_l^2)},$$

где  $\Delta\sigma_n$  – напряжение трения дислокаций в кристаллической решетке  $\alpha$ -Ti;  $\Delta\sigma_{me}$  – упрочнение твердого раствора на основе  $\alpha$ -Ti атомами легирующих элементов (твердорастворное упрочнение);  $\Delta\sigma_z$  – упрочнение за счет границ зерен (зернограничное упрочнение);  $\Delta\sigma_l$  – упрочнение дислокациями «леса», которые перерезают скользящие дислокации (внутреннее напряжение сдвига);  $\Delta\sigma_d$  – упрочнение дальнедействующими полями напряжений (внутренние моментные, или локальные напряжения);  $\Delta\sigma_{op}$  – упрочнение материала некогерентными частицами при обходе их дислокациями по механизму Орована.

Исследования показали, что, во-первых, независимо от дозы имплантации наибольшее упрочнение сплава ВТ1-0 в МЗ-состоянии обеспечивается слоями 2 (ионно-легированный слой) и 3 (слой с измельченной зеренной структурой). Во-вторых, в ионно-легированном слое (слое 2) основной вклад в упрочнение сплава вносят, прежде всего, внутренние локальные напряжения и твердорастворное упрочнение, существенный вклад вносят зернограничное упрочнение и упрочнение частицами вторых фаз. В слое с измельченной зеренной структурой (слое 3) величина этих вкладов уменьшается, однако они продолжают вносить наиболее существенный вклад в упрочнение сплава. В слое остаточного влияния имплантации (слое 4) и в слое с исходной зеренной структурой (слое 5) все вклады практически сравниваются и приближаются к своим исходным значениям. Также было установлено, что на поверхности имплантированных образцов величина предела текучести практически в 4 раза больше по сравнению с исходным (не имплантированным) состоянием сплава.

**Благодарности:** Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).

#### **Библиографический список**

1. Курзина И.А., Козлов Э.В., Шаркеев Ю.П. и др. Нанокристаллические интерметаллидные и нитридные структуры, формирующиеся при ионно-плазменном воздействии. – Томск: Изд-во НТЛ, 2008. - 324 с.
2. Киселева С. Ф., Попова Н. А., Конева Н. А., Козлов Э. В. Определение внутренних напряжений и плотности энергии, запасенной при упруго-пластической деформации изотропного тела, по кривизне - кручению кристаллической решетки // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2012. – Т. 9, № 1. – С. 7-14.

## ULTRASONIC WELDING OF PEEK PLATES WITH CF FABRIC REINFORCEMENT. THE PROCESS OPTIMIZATION BY THE NEURAL NETWORK SIMULATION

S. V. Panin<sup>1,2\*</sup>, V. O. Alexenko<sup>1</sup>, D. Yu. Stepanov<sup>1</sup>, A. V. Byakov<sup>1</sup>,  
A. A. Bogdanov<sup>1,2</sup>, D. G. Buslovich<sup>1</sup>, and Defang Tian<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russia*

<sup>2</sup>*National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia*

\*e-mail: svp@ispms.ru

**Abstract.** The experimental verification of the simulation results was carried out, which showed that mode #10 ( $t=900$  ms,  $P=1.7$  atm,  $\tau=2000$  ms) ensured the achievement of the high strength properties and preservation of the structural integrity of the CF fabric. It was shown that the “PEEK–CF- fabric based prepreg the - PEEK” USW lap joint could be obtained by the “multi-spot” USW method using the ANN optimized mode. It was capable to resist the load per cycle of 50 MPa (the bottom level of High Cycle Fatigue).

**Keywords:** machine learning, neural network simulation, carbon fiber fabric, ultrasonic welding, lap joint, PEEK, prepreg; interface.

Laminated polymer composites reinforced with continuous carbon fibers (CFs), so-called laminates, are widely applied in the aerospace and other high-tech industries. Typically, thermoset resins were used to fabricate such materials, but thermoplastic ones have actively replaced them nowadays [1]. In addition, some new methods to produce CF-reinforced composites, including additive manufacturing, are being actively developed [2,3]. To this end, one of the important challenges is joining the CF-reinforced composites [4,5]. Based on the thermoplastic binders, the latter is solved by ultrasonic welding (USW) [6].

The aim of this study is to find out the optimal USW parameters for the lap joints with the neat PEEK adherends and the PEI-impregnated CFF prepreg as the central layer via a simulation process carried out with ANNs.

The proposed method of impregnating the CFF with the PEI solution was shown to be efficient for implementing the USW process for the neat PEEK adherends and allowed us to maintain the integrity of the CFF under US vibrations exposure (at the prepreg thickness of  $\sim 250$   $\mu\text{m}$ , which was comparable to that of the initial CFF). However, when USW the “PEEK–ED (PEEK)–prepreg (PEI impregnated CFF)–ED (PEEK)–PEEK” composites, the lower melting point and the higher melting flow index caused an extrusion of the molten PEI, which could be accompanied by damage to the CFF.

By ANN simulation, based on the sample of the experimental data expanded with the expert data set, the optimal modes were determined for the USW lap joint of the “PEEK–ED (PEEK)–prepreg (PEI impregnated CFF)–ED (PEEK)–PEEK” composites. Furthermore, the experimental verification of the simulation results was carried out, which showed that mode 10 ( $t = 900$  ms,  $P = 1.7$  atm,  $\tau = 2000$  ms) ensured the high strength properties and preservation of the structural integrity of the CFF.

It was shown that the “PEEK–CFF prepreg–PEEK” the USW lap joint could be fabricated by the “multi-spot” USW method using the optimal mode 10. It was capable of resisting the load per cycle of 50 MPa (the bottom HCF level).

The USW mode, determined by ANN simulation for the neat adherends, did not provide joining both the particulate and laminated composite adherends with the CFF prepreg reinforcement. As a result, the USW lap joints were formed only by significantly increasing the USW durations  $t$  up to 1200 and 1600 ms, respectively (Figure 1). This occurred since the elastic energy transferred to the welding zone through the upper adherend.



## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА УПЛОТНЕНИЯ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ ПРИ СПЕКАНИИ В ПРИСУТСТВИИ МАЛЫХ ДОБАВОК В ВИДЕ ЛЕГКОПЛАВКИХ ОКСИДОВ В УСЛОВИЯХ ТЕРМИЧЕСКОГО НАГРЕВА И ПРИ НАГРЕВЕ ПУЧКОМ ЭЛЕКТРОНОВ

С.А. Гынгазов\*, И.П.Васильев

*Томский политехнический университет, г. Томск, Россия*

*\*e-mail: ghyngazov@tpu.ru*

**Аннотация.** Исследовано влияние легкоплавких оксидов металлов (молибден, висмут) на процессы уплотнения порошков частично стабилизированного диоксида циркония в зависимости от плотности компактов при термическом и радиационно-термическом спекании. Показано, что введение легкоплавкого оксида позволяет существенно уменьшить давление прессования компактов вплоть до насыпной плотности и получать при этом керамику с приемлемой плотностью.

**Ключевые слова:** частично стабилизированный диоксид циркония, оксид висмута, оксид молибдена, прессование, спекание, электронный нагрев.

**Введение.** Керамические материалы находят применение как заменители металлов и сплавов. Их эксплуатационные и функциональные свойства позволяют получать изделия, не уступающие по надежности и качеству металлическим. В силу уникальных свойств керамики ее механическая обработка затруднена. В этой связи создание керамических изделий сложной формы традиционными методами спекания и обработки практически невозможно. Решение этой проблемы было найдено путем использования технологии 3Д печати. Впервые 3Д печать была использована при печати изделий из пластмассы. В настоящее время 3Д печать широко применяется для изготовления изделий из металлов и сплавов. Технологии 3Д печати керамики находятся на стадии становления. Имеющиеся 3д принтеры и технологии печати, реализуемые на них, характеризуются высокой длительностью процессов изготовления сырой заготовки и ее последующего спекания. Используемые связующие предназначены для облегчения процесса формирования сырой заготовки заданной сложной формы. Для удаления связующего необходимо проводить длительный отжиг сырой заготовки при температуре заметно меньшей температуры спекания керамики. После данного отжига заготовка представляет собой высокопористое тело. Для удаления пор проводят спекание при соответствующей температуре в течение длительного времени. Альтернативой данной технологии может служить использование лазерного излучения, с использованием которого проводят послойную наплавку керамического порошка. Наряду с несомненными преимуществами данная технология применительно к керамике имеет недостатки, в частности эта технология предполагает доведение порошкового слоя до температуры плавления. Частично этот недостаток может быть устранен использованием технологии обработки мощным высокоэнергетическим электронным пучком. Одновременное воздействие температуры и радиации на дефектную структуру материала дает возможность существенно увеличить скорость спекания даже при послойном нанесении керамических порошков. Процесс уплотнения порошков при спекании сильно зависит от начальной плотности компакта. При малых плотностях особая роль отводится добавкам, которые облегчают межчастичное взаимодействие и уплотнение порошковой массы. Радиационный нагрев характеризуется объёмным разогревом с высокой скоростью, поэтому применение органических добавок неэффективно, вследствие вспенивания объема порошка. В этом плане большие перспективы имеют легкоплавкие оксиды, которые при нагреве создают в порошковой массе жидкую фазу, облегчающую уплотнение частице и уменьшение объема пор.

**Результаты.** В работе исследовано влияние добавок оксида молибдена и оксида висмута (рисунок 1, рисунок 2) на уплотнение порошковых масс частично стабилизированного диоксида циркония в зависимости от их концентрации, плотности прессовки вплоть до плотности близкой к насыпной и способа нагрева, включая термический и радиационно-термический.

При введении в исходную порошковую массу упомянутых выше оксидных добавок в количестве не более 20 масс. % получена керамика высокой плотности при использовании сверхмалых давлений прессования (менее 50 кг/см<sup>2</sup>). Уменьшение давления прессования до 1 кг/см<sup>2</sup> сопровождается уменьшением плотности до значения 3,6 г/см<sup>3</sup> и соответственно ростом полной пористости до 40 %.

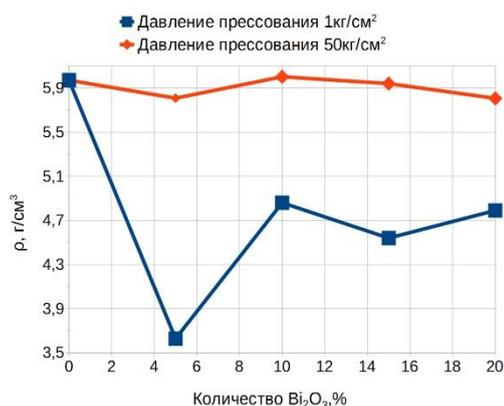


Рисунок 1 – Влияние содержания оксида висмута на плотность керамики при давлении прессования исходного порошка  $1 \text{ кг/см}^2$  и  $50 \text{ кг/см}^2$ .

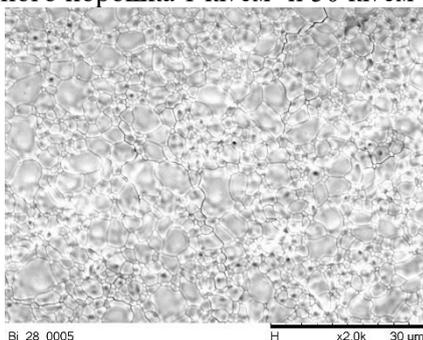


Рисунок 2 – СЭМ изображение поверхности спеченной керамики, полученной при давлении прессования исходного порошка  $50 \text{ кг/см}^2$ .

Радиационно-термическая обработка порошковых компактов проводилась на ускорителе ЭЛВ-6 в ИЯФ СО РАН. Степень нагрева регулировалась током электронного пучка и контролировалась по показаниям термопары, спай которой находился в контакте с порошковой массой.

В докладе будут представлены результаты по получению керамических образцов из порошковых компактов, содержащих добавку в виде легкоплавкого оксида. Будет рассмотрен широкий диапазон давления прессования. Результаты получены при термическом и радиационно-термическом спекании. Исследования включают определение механических свойств, микроскопии образцов, а также сравнительный анализ полученных результатов в зависимости от состава исходных порошковых смесей и условий спекания.

Благодарность: исследования выполнены за счет гранта Российского научного фонда (проект № 22-19-00183).

Научное издание

**Материалы во внешних полях  
(МВП–2023)**

13 – 14 Марта 2023

*Труды*  
**XII МЕЖДУНАРОДНОГО ОНЛАЙН СИМПОЗИУМА**

Под общей редакцией  
Компьютерная верстка  
Технический редактор

В.Е. Громов  
А.Н. Гостевская  
А.А. Серебрякова

Подписано в печать 13.04.2023

Формат бумаги 60×84 1/16. Бумага писчая. Печать офсетная.  
Усл. печ. л. 9,00. Уч.-изд. л. 9,56. Тираж 500 экз. Заказ № 68

Сибирский государственный индустриальный университет  
654007, Кемеровская область – Кузбасс, г. Новокузнецк,  
ул. Кирова, зд. 42, Издательский центр СибГИУ