

**«БЕЛГОРОДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ  
ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»  
( Н И У « Б е л Г У )**

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА  
ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ  
И ПОКРЫТИЙ**

Техническая программа и тезисы школы молодых ученых

г. Белгород, 9–11 октября 2019 г.



Белгород, 2019

ББК 34.25  
УДК 669.2  
С 87

*Составители:*

*Салищев Г.А.* – д.т.н., профессор, заведующий лабораторией НИУ «БелГУ»;  
*Тихонова М.С.* – к.ф.м.н., старший научный сотрудник лаборатории НИУ «БелГУ»,  
координатор конференции;  
*Щиголева Е.А.* – лаборант-исследователь лаборатории НИУ «БелГУ»

**С 87 Структура и свойства высокоэнтропийных сплавов и покрытий:**  
Техническая программа и тезисы школы молодых ученых (г. Белгород, 9–11 октября 2019 г.) / под ред. Г.А.Салищева, М.С.Тихоновой, Е.А.Щиголевой. – Белгород: ООО «Эпицентр», 2019. – 72 с.

ISBN 978-5-6042972-3-0

Сборник содержит техническую программу и тезисы школы молодых ученых «Структура и свойства высокоэнтропийных сплавов и покрытий». В нем представлены доклады ведущих ученых, молодых ученых, аспирантов, студентов, представителей промышленности и освещены актуальные направления в области разработки высокоэнтропийных сплавов и покрытий, новых материалов, современных методов их изучения и технологий изготовления перспективных изделий. Школа молодых ученых проводится в рамках реализации соглашения РФФ №19-79-30066.

ISBN 978-5-6042972-3-0

ББК 34.25  
УДК 669.2

## СОДЕРЖАНИЕ

<b>ОРГАНИЗАТОРЫ</b> .....	7
<b>ТЕМАТИКА</b> .....	7
<b>ПРОГРАММА ШКОЛЫ МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ</b> .....	10
<b>ТЕЗИСЫ</b> .....	15
<b>ВЕДУЩИЕ УЧЕНЫЕ</b> .....	15
<i>Белов Н.А.</i> ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РАСЧЕТНО–ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО АНАЛИЗА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СИСТЕМ ДЛЯ РАЗРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ.....	15
<i>Беляков А.Н.</i> ДИНАМИЧЕСКИ РЕКРИСТАЛЛИЗОВАННЫЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В ГЦК–СПЛАВАХ С НИЗКОЙ И СРЕДНЕЙ ЭДУ.....	15
<i>Бердин В.К.</i> ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛЫХ ИЗДЕЛИЙ МЕТОДОМ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ И ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКИ.....	15
<i>Бецофен С.Я.</i> КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ РЕНТГЕНОВСКИЕ МЕТОДЫ В МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ.....	16
<i>Валиев Р.З.</i> НАНОСТРУКТУРНЫЙ ДИЗАЙН МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ДОСТИЖЕНИЯ ИХ ВЫСОКИХ СВОЙСТВ.....	17
<i>Жеребцов С.В.</i> СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПЕРСПЕКТИВНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ.....	18
<i>Кайбышев Р.О.</i> СОВРЕМЕННЫЕ АВИАЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ .....	19
<i>Nikolai Kashaev</i> AIRCRAFT STRUCTURES OF THE FUTURE: RECOMMENDATIONS FROM MATERIALS ENGINEERING FOR THE DESIGN.....	19
<i>Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Победенная З.В., Выродова А.В.</i> ОРИЕНТАЦИОННАЯ И ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ.....	20
<i>Липницкий А. Г.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ МЕТАЛЛОВ МЕТОДАМИ АТОМИСТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ.....	21
<i>Мионов С.Ю.</i> ИСПОЛЬЗОВАНИЕ EBSD ДЛЯ МИКРОСТРУКТУРНОГО АНАЛИЗА.....	21
<i>Найденкин Е.В., Мишин И.П., Раточка И.В.</i> УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ С ВЫСОКОЙ СТАТИЧЕСКОЙ И УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТЬЮ ДЛЯ АВИАКОСМИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ.....	22
<i>Ночовная Н.А., Алексеев Е.Б.</i> ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ И ПРИМЕНЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ.....	23
<i>Погребняк А.Д., Новиков В.Ю.</i> ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ НИТРИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ: МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА.....	24
<i>Салищев Г.А.</i> ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ СПЛАВЫ – ПЕРСПЕКТИВНОЕ НАПРАВЛЕНИЕ В СОЗДАНИИ МАТЕРИАЛОВ С УЛУЧШЕННЫМИ СВОЙСТВАМИ.....	24
<i>Санин В.Н.</i> САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ ЛИТЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ И МАТЕРИАЛОВ НА ИХ ОСНОВЕ.....	25
<i>Семашко Н.А., Николаев Н.Н., Пигалев Л.П.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ УРОВНЕЙ СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕСТРОЕК ПРИ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ.....	26
<i>Степанов Н.Д.</i> ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ ЭЛЕМЕНТОВ КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ.....	27

<b>МОЛОДЫЕ УЧЕНЫЕ.....</b>	<b>28</b>
<i>Балякин И.А., Ремпель А.А.</i> МОЛЕКУЛЯРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИСКУССТВЕННЫХ НЕЙРОСЕТЕЙ .....	28
<i>Бердин Н.В., Бецофен С.Я., Смыслов А.М., Грушин И.А.</i> ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ ВТ5-1 ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ В ОДНОФАЗНОЙ $\alpha$ – ОБЛАСТИ.....	28
<i>Бобров А.А., Чувильдеев В.Н., Грязнов М.Ю., Чегуров М.К., Шадрин Я.С., Нохрин А.В., Копылов В.И.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РКУП.....	29
<i>Болтынюк Е.В., Гундеров Д.В., Убийвовк Е.В., J.M. Molina–Aldareguía, Тюрин А.И., Головин Ю.И., Кильмаметов А.Р., Валиев Р.З.</i> МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.....	30
<i>Борисов С.И., Долженко П.Д., Тихонова М.С., Беляков А.Н., Кайбышев Р.О.</i> МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА TWIP СТАЛЕЙ ПРИ ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ.....	31
<i>Борисова Ю.И., Юзбекова Д.Ю., Мозучева А.А.</i> ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ALMGMNSC СПЛАВА В ПРОЦЕССЕ ИПД.....	32
<i>Бражников И.С., Ткачѳв Е.С., Борисова Ю.И.</i> ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ГОМОГЕНИЗАЦИИ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ УЛУЧШЕННОЙ 9%CR ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ.....	33
<i>Вергунова Ю.С., Шкодич Н.Ф.</i> ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CuCrFeTiNi МЕТОДАМИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО МЕХАНИЧЕСКОГО СМЕШЕНИЯ И ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ: СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И СВОЙСТВА.....	33
<i>Волокитина Е.И., Соколовский В.С., Салищев Г.А.</i> ВЛИЯНИЕ МЕЖПЛАСТИНЧАТОГО РАССТОЯНИЯ И РАЗМЕРА КОЛОНИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА НА ОСНОВЕ ГАММА АЛЮМИНИДА ТИТАНА.....	34
<i>Долженко А.С., Янушкевич Ж.Ч., Беляков А.Н., Кайбышев Р.О.</i> МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ НАПЛАВКОЙ ИЗ СТАЛЕЙ ТИПОВ 316L И S700MC .....	35
<i>Емельяненко И.А., Иванов М.Б., Вершинина Т.Н.</i> СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ КЕРМЕТА НА ОСНОВЕ БОРИДОВ СО СТАЛЬЮ.....	36
<i>Зуйко И.С.</i> ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СТАРЕНИЯ НА СВОЙСТВА ХОЛОДНОКАТАННОГО СПЛАВА Al–Cu–Mg.....	37
<i>Калиненко А.А., Высоцкий И.В., Малофеев С.С., Миронов С.Ю., Кайбышев Р.О.</i> ФОРМИРОВАНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В ХОДЕ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6061–Т6.....	38
<i>Клименко Д.Н., Юрченко Н.Ю., Степанов Н.Д., Жеребцов С.В.</i> ПРЕДСКАЗАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Cr–Nb–Ti–V–Zr С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПОДХОДОВ «МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ».....	39
<i>Климова М.В., Шайсултанов Д.Г., Степанов Н.Д., Жеребцов С.В., Салищев Г.А.</i> ФОРМИРОВАНИЕ ВТОРЫХ ФАЗ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОМ СПЛАВЕ CoCrFeMnNi И ИХ ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА.....	40
<i>Коптева К.А., Долженко А.С., Янушкевич Ж.Ч., Тихонова М.С., Беляков А.Н.</i> УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ТИПА S700MC ПОСЛЕ ТЕМПФОРМИНГА.....	40

<i>Кузьмина Ю.О., Фирсов Д.Г., Ахатов И. Ш., Евлашин С.А.</i> ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ 3-D ПЕЧАТИ НА СТРУКТУРНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СРЕДНЕ-ЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CrFeCoNi.....	41
<i>Лукина Е.А., Панин П.В., Журбина Е.В.</i> ПРИМЕНЕНИЕ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ ДЛЯ ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ ФРЕТТИНГ-КОРРОЗИИ NiTi В ПАРЕ С ТИТАНОВЫМ СПЛАВОМ Ti6Al4V.....	42
<i>Магомедова Д.К., Ефимов М.А., Рябоконт Д.В.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КРУПНО- И МЕЛКОЗЕРНИСТОГО AL-6101 ПРИ СТАТИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ.....	43
<i>Максименко В.Н., Липницкий А.Г., Неласов И.В.</i> МЕЖАТОМНЫЕ ПОТЕНЦИАЛЫ V-Cr-W ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ДИФфуЗИИ И УПОРЯДОЧЕНИЯ В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ.....	44
<i>Мартынов К.Г., Клименко Д.Н., Жеребцов С.В., Негодин Д.А.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА В ЛАБОРАТОРНЫХ УСЛОВИЯХ НА СТАНЕ РСР 14-40..	45
<i>Мишнев Р.В., Дудова Н.Р.</i> ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА КРАТКОВРЕМЕННОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ ПЕРСПЕКТИВНОЙ ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ 10X10K3B2MФБР.....	46
<i>Озеров М.С., Жеребцов С.В.</i> ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА В ХОДЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ.....	47
<i>Олейник А.В., Смыслов А.М.</i> К ВОПРОСУ О МОДЕЛИРОВАНИИ ВАКУУМНО-ПЛАЗМЕННОГО ОСАЖДЕНИЯ ПОКРЫТИЯ Ti-TiN.....	48
<i>Панин П.В., Ночовная Н.А., Лукина Е.А.</i> ОПРЕДЕЛЕНИЕ КРИТИЧЕСКИХ ТОЧЕК НОВОГО БЕТА-ЗАТВЕРДЕВАЮЩЕГО TiAl-СПЛАВА С МИКРОДОБАВКАМИ Gd.....	49
<i>Панина Е.С.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НЕЭКВИАТОМНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Ti-Nb-Cr-V .....	49
<i>Панов Д.О.</i> ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ХОЛОДНОЙ РАДИАЛЬНОЙ КОВКИ.....	50
<i>Попов А.А., Болдин М.С., Нохрин А.В., Ланцев Е.А., Мурашев А.А., Андреев П.В., Сметанина К.Е.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВОК ОКСИДОВ МАГНИЯ, ТИТАНА И ЦИРКОНИЯ НА КИНЕТИКУ УПЛОТНЕНИЯ И СТРУКТУРУ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ.....	51
<i>Русских А.С., Красиков С.А., Жилина Е.М.</i> АЛЮМОТРИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ.....	51
<i>Санин В.В., Филонов М.Р., Аникин Ю.А., Икорников Д.М., Юхвид В.И.</i> МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БОРОСОДЕРЖАЩИХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, УПРОЧНЕННЫХ ЧАСТИЦАМИ W-V.....	52
<i>Седегов А.С., Цыбулин В.С., Кусков К.В., Таранова А.И., Московских Д.О., Мукасьян А.С.</i> МЕХАНИЧЕСКОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ И ИСКРОВОЕ ПЛАЗМЕННОЕ СПЕКАНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ HfTaTiNbMo И HfTaTiNbZr .....	53
<i>Семенюк А.О.</i> СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА CoCr <sub>0,25</sub> FeNiMnC <sub>x</sub> (x=0; 0,5; 1; 2) ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ.....	54
<i>Соколовский В.С., Волокитина Е.И., Ночовная Н.А., Панин П.В., Салищев Г.А.</i> ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ГАДОЛИНИЕМ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ГАММА АЛЮМИНИДА ТИТАНА.....	54

<i>Сулейманова Г.Р., Семенова И.П., Ткач Е.Г., Измайлова Н.Ф., Кабиров Р.Р., Жиляев А.П., Караваева М.В.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ВТ6/ВТ6 МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ.....	56
<i>Соколовский В. С., Волокитина Е.И., Салищев Г.А.</i> ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ГАДОЛИНИЕМ НА КИНЕТИКУ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ ПРИ СТАРЕНИИ ЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ГАММА АЛЮМИНИДА ТИТАНА.....	57
<i>Ткачев М. С., Луговская А., Пилипенко А., Морозова А.</i> ВЛИЯНИЕ РКУП-КОНФОРМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu-Cr-Zr.....	58
<i>Токаренко С.А., Измайлова Н.Ф.</i> ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ ФАКТОРОВ НА СВОЙСТВА СПЛАВА ВТ6.....	59
<i>Торганчук В.И., Беляков А.Н., Кайбышев Р.О.</i> ВЛИЯНИЕ АЛЮМИНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СРЕДНЕМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ .....	59
<i>Цыбулин В.С., Седегов А.С., Кусков К.В., Московских Д.О., Рогачёв А.С.</i> ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ КАРБИДОВ И ТУГОПЛАВКИХ МАТЕРИАЛОВ.....	60
<i>Чуракова А.А., Гундеров Д.В.</i> ПОЛУЧЕНИЕ СТАБИЛЬНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА TiNi МЕТОДОМ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ..	61
<i>Шадрина Я.С., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Бобров А.А.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ ЛИТЫХ И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Al-Mg-Sc.....	62
<i>Шайсултанов Д.Г., Степанов Н.Д., Высоцкий И.В., Жеребцов С.В.</i> СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ CO-CR-Fe-Ni-Mn, СОЕДИНЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РАЗЛИЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ СВАРКИ.....	62
<i>Щиголева Е.А., Добаткин С.В., Климова М.В., Степанов Н.Д., Жеребцов С.В., Салищев Г.А.</i> СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭКВИАТОМНОГО МНОГОКОМПОНЕНТНОГО СПЛАВА CuNiMnZn.....	63
<i>Юрченко Н. Ю.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА Al-Nb-Ti-Zr-Hf-Ni.....	64
<b>АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ.....</b>	66

## ОРГАНИЗАТОРЫ

ФГАОУ ВО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет»

Председатель организационного комитета:

- **Салищев Г.А.**, д.т.н., профессор, заведующий лабораторией НИУ «БелГУ»

Члены организационного комитета:

- **Константинов И.С.**, д.т.н., профессор, проректор по науке НИУ «БелГУ»
- **Жеребцов С.В.**, д.т.н., доцент, ведущий научный сотрудник лаборатории НИУ «БелГУ»
- **Санин В.Н.**, д.т.н. зам. директора Института структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова РАН
- **Степанов Н.Д.**, к.т.н., старший научный сотрудник лаборатории НИУ «БелГУ»
- **Тихонова М.С.**, к.ф.м.н., старший научный сотрудник лаборатории НИУ «БелГУ», координатор конференции.

Школа будет проводиться в рамках реализации соглашения РНФ №19–79–30066 «Перспективные сплавы и технологии для авиакосмической промышленности».

## ТЕМАТИКА

Основные направления работы:

- Высоко- и средне-энтропийные сплавы, композиционно сложные сплавы, их структура, механические и функциональные свойства, фазовая стабильность и структурно-фазовые превращения, диффузионные процессы;
- Высокоэнтропийные и композиционно-сложные покрытия, методы их получения, структура и свойства;
- Высокоэнтропийные керамики, методы их получения, структуры и свойства;
- Разработка и изучение новых материалов для изделий авиакосмической техники, перспективы практического применения;
- Передовые методы получения и обработки металлических сплавов, включая аддитивные технологии, новые методы сварки, обработку поверхности;
- Другие перспективные направления в области разработки новых металлических и неметаллических материалов для конструкционных и функциональных применений.

Уважаемые коллеги!

Регистрация участников будет происходить с 9<sup>00</sup> 9 октября 2019 г.  
перед аудиторией 3–13 корпус 15 (вход в 15 корпус со стороны храма)  
Ул. Победы, 85

Научная программа школы предусматривает:

1. Доклады ведущих ученых продолжительность 30 минут.

2. Доклады молодых ученых продолжительность 10 минут.

Презентации должны быть подготовлены в формате PPT, PPTX (Microsoft PowerPoint) или PDF. Авторам предлагается загрузить и проверить свои презентации за 10–15 минут до начала работы школы. Сотрудники конференции готовы помочь вам с процедурой загрузки и проверки.

3. Постерная сессия – Максимально допустимый размер плаката: размер А0 (ширина 841 мм, высота 1189 мм).

Конкурс докладов молодых ученых

Организационный комитет проводит конкурс устных и постерных докладов. Подведение итогов и награждение победителей будет проходить на торжественном ужине 10 октября 2019 г в 19:00.

Обеды будут проходить в Кафе «Экватор», 11 корпус, 2 этаж Ул. Победы, 85

Торжественный ужин будет проходить в Кафе «Экватор», 11 корпус, 3 этаж Ул. Победы, 85.

Экскурсия Технопарк НИУ «БелГУ»

Сбор участников на экскурсию в 09:00 11 октября 2019 г. у фонтана на ул. Победы 85

Экскурсия «Прохоровское поле»

Сбор участников на экскурсию в 11:00 11 октября 2019 г. у фонтана на ул. Победы 85

Электронные версии информационных писем, программа конференции, сборник тезисов доступны по электронному адресу <http://shea.bsu.edu.ru>



**РАСПИСАНИЕ РАБОТЫ ШКОЛЫ МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ**  
 Место проведения  
 ФГАОУВО «Белгородский государственный национальный исследовательский  
 университет»  
 аудитория 3–13 корпус 15 (вход в 15 корпус со стороны храма)  
 Ул. Победы, 85

время	9.10.2019	10.10.2019	11.10.2019
9:00–9:30	Регистрация и Открытие		9:00–11:00 Технопарк НИУ «БелГУ» экскурсия
9:15	Приветственное слово руководства НИУ «БелГУ»		
9:30–10:00	Лекция ведущего ученого	Лекция ведущего ученого	11:00–16:00 Прохоровское поле экскурсия
10:00–10:30	Лекция ведущего ученого	Лекция ведущего ученого	
10:30–10:50	Кофе пауза	Кофе пауза	
10:50–11:20	Лекция ведущего ученого	Лекция ведущего ученого	
11:20–11:50	Лекция ведущего ученого	Лекция ведущего ученого	
11:50	Доклад молодого ученого	Доклад молодого ученого	
12:00	Доклад молодого ученого	Доклад молодого ученого	
12:10	Доклад молодого ученого	Доклад молодого ученого	
12:20	Доклад молодого ученого	Доклад молодого ученого	
12:30	Доклад молодого ученого	Доклад молодого ученого	
12:40–13:40	Обед	Обед	
13:40–14:10	Лекция ведущего ученого	Лекция ведущего ученого	
14:10–14:40	Лекция ведущего ученого	Лекция ведущего ученого	
14:40–15:10	Лекция ведущего ученого	Лекция ведущего ученого	
15:10	Доклад молодого ученого	Доклад молодого ученого	
15:20	Доклад молодого ученого	Доклад молодого ученого	
15:30	Доклад молодого ученого	Доклад молодого ученого	
15:40	Доклад молодого ученого	Доклад молодого ученого	
15:50	Доклад молодого ученого	Доклад молодого ученого	
16:00	Кофе пауза	Кофе пауза	
16:20	Лекция ведущего ученого	Лекция ведущего ученого	
16:50	Лекция ведущего ученого	Лекция ведущего ученого	
17:20	Доклад молодого ученого	Доклад молодого ученого	
17:30	Доклад молодого ученого	Доклад молодого ученого	
17:40	Доклад молодого ученого	Доклад молодого ученого	
17:50	Доклад молодого ученого	Доклад молодого ученого	
18:00–18:45	Постерная сессия	Постерная сессия	
19:00–...		Торжественный ужин	

**ПРОГРАММА ШКОЛЫ МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ**  
 «Структура и свойства высокоэнтропийных сплавов и покрытий»  
 9–11 октября 2019 г. НИУ «БелГУ», Белгород, Россия

**Среда 9 октября 2019 г.**

9:00-9:30	Регистрация. Открытие		
Сопредседатели: профессор Салищев Геннадий Алексеевич профессор Валиев Руслан Зуфарович			
9:30-10:00	Салищев Г. А.	ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ СПЛАВЫ - ПЕРСПЕКТИВНОЕ НАПРАВЛЕНИЕ В СОЗДАНИИ МАТЕРИАЛОВ С УЛУЧШЕННЫМИ СВОЙСТВАМИ	Ведущий ученый
10:00-10:30	Валиев Р.З.	НАНОСТРУКТУРНЫЙ ДИЗАЙН МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ДОСТИЖЕНИЯ ИХ ВЫСОКИХ СВОЙСТВ	Ведущий ученый
10:30-10:50	Кофе пауза		
Сопредседатели: д.ф.-м.н. Кайбышев Рустам Оскарович Д.ф.-м.н. Киреева Ирина Васильевна			
10:50-11:20	Белов Н. А.	ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО АНАЛИЗА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СИСТЕМ ДЛЯ РАЗРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	Ведущий ученый
11:20-11:50	Кашаев Н. С.	AIRCRAFT STRUCTURES OF THE FUTURE: RECOMMENDATIONS FROM MATERIALS ENGINEERING FOR THE DESIGN	Ведущий ученый
11:50	Вергунова Ю. С.	ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CuCrFeTiNi МЕТОДАМИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО МЕХАНИЧЕСКОГО СМЕШЕНИЯ И ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ: СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И СВОЙСТВА	Молодой ученый
12:00	Климова М.В.	ФОРМИРОВАНИЕ ВТОРЫХ ФАЗ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОМ СПЛАВЕ CoCrFeMnNi И ИХ ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	Молодой ученый
12:10	Панов Д.О.	ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ХОЛОДНОЙ РАДИАЛЬНОЙ КОВКИ	Молодой ученый
12:20	Олейник А.В	К ВОПРОСУ О МОДЕЛИРОВАНИИ ВАКУУМНО-ПЛАЗМЕННОГО ОСАЖДЕНИЯ ПОКРЫТИЯ Ti-TiN	Молодой ученый
12:30	Магомедова Д.К.	ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КРУПНО- И МЕЛКОЗЕРНИСТОГО Al-6101 ПРИ СТАТИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ	Молодой ученый
12:40-13:40	Обед		

Сопредседатели: д.т.н. Санин Владимир Николаевич д.т.н. Жеребцов Сергей Валерьевич			
13:40-14:10	Погребняк А.Д.	ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ НИТРИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ: МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА	Ведущий ученый
14:10-14:40	Киреева И. В.	ОРИЕНТАЦИОННАЯ И ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ	Ведущий ученый
14:40-15:10	Кайбышев Р. О.	СОВРЕМЕННЫЕ АВИАЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ	Ведущий ученый
15:10	Седегов А.С.	МЕХАНИЧЕСКОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ И ИСКРОВОЕ ПЛАЗМЕННОЕ СПЕКАНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ HfTaTiNbMo И HfTaTiNbZr	Молодой ученый
15:20	Болтынюк Е.В	МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	Молодой ученый
15:30	Чуракова А.А.	ПОЛУЧЕНИЕ СТАБИЛЬНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА TiNi МЕТОДОМ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ	Молодой ученый
15:40	Максименко В. Н.	МЕЖАТОМНЫЕ ПОТЕНЦИАЛЫ V-Cr-W ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ДИФфуЗИИ И УПОРЯДОЧЕНИЯ В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ	Молодой ученый
15:50	Балякин И.А.,	МОЛЕКУЛЯРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИСКУССТВЕННЫХ НЕЙРОСЕТЕЙ	Молодой ученый
16:00	Кофе пауза		
Сопредседатели: профессор Белов Николай Александрович д.ф.-м.н. Беляков Андрей Николаевич			
16:20	Бецофен С. Я	КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ РЕНТГЕНОВСКИЕ МЕТОДЫ В МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	Ведущий ученый
16:50	Найденкин Е. В.	УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ С ВЫСОКОЙ СТАТИЧЕСКОЙ И УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТЬЮ ДЛЯ АВИАКОСМИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ	Ведущий ученый
17:20	Токаренко С.А.	ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ ФАКТОРОВ НА СВОЙСТВА СПЛАВА VT6	Молодой ученый
17:30	Русских А.С.	АЛЮМОТЕРМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ	Молодой ученый

17:40	Кузьмина Ю. О.	ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ 3-D ПЕЧАТИ НА СТРУКТУРНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СРЕДНЕ-ЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CrFeCoNi	Молодой ученый
17:50	Шайсултанов Д. Г.	СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Co-Cr-Fe-Ni-Mn, СОЕДИНЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РАЗЛИЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ СВАРКИ.	Молодой ученый
18:00-18:45	Постерная сессия		

**Четверг 10 октября 2019 г.**

Сопредседатели: д.ф.м.н Найденкин Евгений Владимирович к.т.н. Бердин Валерий Кузьмич			
9:30-10:00	Санин В. Н.	САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ ЛИТЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ И МАТЕРИАЛОВ НА ИХ ОСНОВЕ	Ведущий ученый
10:00-10:30	Степанов Н.Д.	ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ ЭЛЕМЕНТОВ КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ	Ведущий ученый
10:30-10:50	Кофе пауза		
Сопредседатели: профессор Бецофен Сергей Яковлевич профессор Семашко Николай Александрович			
10:50-11:20	Бердин В. К.	ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛЫХ ИЗДЕЛИЙ МЕТОДАМИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ И ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКИ	Ведущий ученый
11:20-11:50	Миронов С. Ю.	ИСПОЛЬЗОВАНИЕ EBSD ДЛЯ МИКРОСТРУКТУРНОГО АНАЛИЗА	Ведущий ученый
11:50	Сулейманова Г.Р.	ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ВТ6/ВТ6 МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ	Молодой ученый
12:00	Попов А.А.	ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВОК ОКСИДОВ МАГНИЯ, ТИТАНА И ЦИРКОНИЯ НА КИНЕТИКУ УПЛОТНЕНИЯ И СТРУКТУРУ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ	Молодой ученый
12:10	Бобров А.А.	ИССЛЕДОВАНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РКУП	Молодой ученый
12:20	Шадрина Я.С.	ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ ЛИТЫХ И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Al-Mg-Sc	Молодой ученый
12:30	Клименко Д.Н.,	ПРЕДСКАЗАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Cr-Nb-Ti-V-Zr С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПОДХОДОВ «МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ»	Молодой ученый

12:40-13:40	Обед		
Сопредседатели: д.ф.-м.н. Миронов Сергей Юрьевич к.т.н. Кашаев Николай			
13:40-14:10	Ночовная Н. А.	ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ И ПРИМЕНЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	Ведущий ученый
14:10-14:40	Липницкий А.Г.	ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ МЕТАЛЛОВ МЕТОДАМИ АТОМИСТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ	Ведущий ученый
14:40-15:10	Беляков А. Н.	ДИНАМИЧЕСКИ РЕКРИСТАЛЛИЗОВАННЫЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В ГЦК СПЛАВАХ С НИЗКОЙ И СРЕДНЕЙ ЭДУ	Ведущий ученый
15:10	Семенюк А. О.	СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА $CoCr_{0,25}FeNiMnCx$ ( $x=0; 0,5; 1; 2$ ) ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	Молодой ученый
15:20	Юрченко Н. Ю	ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА Al-Nb-Ti-Zr-Hf-Ni	Молодой ученый
15:30	Зуйко И.С.	ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СТАРЕНИЯ НА СВОЙСТВА ХОЛОДНОКАТАННОГО СПЛАВА Al-Cu-Mg	Молодой ученый
15:40	Соколовский В. С.	ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ГАДОЛИНИЕМ НА КИНЕТИКУ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ ПРИ СТАРЕНИИ ЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ГАММА АЛЮМИНИДА ТИТАНА	Молодой ученый
15:50	Панина Е. С.	ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НЕЭКВИАТОМНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Ti-Nb-Cr-V	Молодой ученый
16:00	Кофе пауза		
Сопредседатели: д.ф.-м.н. Липницкий Алексей Геннадьевич к.т.н. Степанов Никита Дмитриевич			
16:20	Семашко Н. А.	ИССЛЕДОВАНИЕ УРОВНЕЙ СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕСТРОЕК ПРИ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ	Ведущий ученый
16:50	Жеребцов С. В.	СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПЕРСПЕКТИВНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	Ведущий ученый
17:20	Мартынов К.Г.	МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА В ЛАБОРАТОРНЫХ УСЛОВИЯХ НА СТАНЕ РСР 14-40	Молодой ученый
17:30	Панин П.В.	ОПРЕДЕЛЕНИЕ КРИТИЧЕСКИХ ТОЧЕК НОВОГО БЕТА-ЗАТВЕРДЕВАЮЩЕГО TiAl-СПЛАВА С МИКРОДОБАВКАМИ Gd	Молодой ученый
17:40	Цыбулин В.С.	ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ КАРБИДОВ И ТУГОПЛАВКИХ МАТЕРИАЛОВ	Молодой ученый

17:50	Борисова Ю.И.	ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ СПЛАВА В ПРОЦЕССЕ ИПД	AlMgMnSc	Молодой ученый
18:00-18:45	Постерная сессия			
19:00-...	Торжественный ужин			

#### Постерная секция

1. Долженко А.С. МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ НАПЛАВКОЙ ИЗ СТАЛЕЙ ТИПОВ 316I И S700MC.
2. Емельяненко И.А. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ КЕРМЕТА НА ОСНОВЕ БОРИДОВ СО СТАЛЬЮ
3. Коптева К.А. УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ТИПА S700MC ПОСЛЕ ТЕМПФОРМИНГА.
4. Щиголева Е.А. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭКВИАТОМНОГО МНОГОКОМПОНЕНТНОГО СПЛАВА CuNiMnZn.
5. Мишнев Р. В. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА КРАТКОВРЕМЕННОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ ПЕРСПЕКТИВНОЙ ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ 10X10K3B2MФБР.
6. Санин В.В. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БОРОСОДЕРЖАЩИХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, УПРОЧНЕННЫХ ЧАСТИЦАМИ W–В.
7. Соколовский В.С. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ГАДОЛИНИЕМ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ГАММА АЛЮМИНИДА ТИТАНА
8. Бражников И.С. ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ГОМОГЕНИЗАЦИИ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ УЛУЧШЕННОЙ 9%Cr ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ.
9. Борисов С.И. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА TWIP СТАЛЕЙ ПРИ ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ.
10. Торганчук В.И. ВЛИЯНИЕ АЛЮМИНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СРЕДНЕМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ.
11. Калинин А. А. ФОРМИРОВАНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В ХОДЕ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6061–Т6.
12. Волокитина Е.И. ВЛИЯНИЕ МЕЖПЛАСТИНЧАТОГО РАССТОЯНИЯ И РАЗМЕРА КОЛОНИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА НА ОСНОВЕ ГАММА АЛЮМИНИДА ТИТАНА.
13. Ткачев М.С. ВЛИЯНИЕ РКУП–КОНФОРМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu–Cr–Zr.
14. Лукина Е.А. ПРИМЕНЕНИЕ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ ДЛЯ ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ ФРЕТТИНГ–КОРРОЗИИ NiTi В ПАРЕ С ТИТАНОВЫМ СПЛАВОМ Ti6Al4V.
15. Озеров М.С. ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА В ХОДЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ
16. Семенюк А. О. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА CoCr0,25FeNiMnСх (x=0; 0,5; 1; 2) ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННО–ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

## **ТЕЗИСЫ**

### **ВЕДУЩИЕ УЧЕНЫЕ**

#### **ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РАСЧЕТНО–ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО АНАЛИЗА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СИСТЕМ ДЛЯ РАЗРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ**

**Белов Н.А.**

НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

E-mail: nikolay-belov@yandex.ru

Рассмотрены примеры обоснования составов перспективных многокомпонентных сплавов разных систем легирования на основе алюминия. Показано, что расчетные методы прогнозирования фазового состава позволяют существенно сократить объем экспериментальных исследований. Приведен критический анализ составов марочных алюминиевых сплавов, как литейных, так и деформируемых. Приведены примеры разработки нового поколения алюминиевых сплавов, легированных никелем и кальцием, а также результаты их промышленного опробования на предприятиях ОК РУСАЛ и их партнеров.

#### **ДИНАМИЧЕСКИ РЕКРИСТАЛЛИЗОВАННЫЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В ГЦК–СПЛАВАХ С НИЗКОЙ И СРЕДНЕЙ ЭДУ**

**Беляков А.Н.**

НИУ «БелГУ», Белгород, Россия

E-mail: belyakov@bsu.edu.ru

В зависимости от условий деформации структурные изменения в гцк–металлах и сплавах с низкой и средней ЭДУ характеризуются развитием непрерывной или прерывистой динамической рекристаллизации в условиях теплой или горячей деформации, соответственно. Размер динамически рекристаллизованных зерен уменьшается, а плотность дислокаций увеличивается с уменьшением температуры или увеличением скорости деформации. Размер зерен и плотность дислокаций могут быть выражены степенными функциями параметра Зенера–Холломона, с показателями степени  $-0,33$  и  $0,2$ , соответственно, в случае прерывистой динамической рекристаллизации в условиях горячей деформации. Интересно, что в случае непрерывной динамической рекристаллизации в условиях теплой деформации размер зерен и плотность дислокаций также могут быть представлены степенной функцией параметра Зенера–Холломона с показателями степени  $-0,1$  и  $0,06$ . Таким образом, можно получить степенную зависимость между динамически рекристаллизованным размером зерен и плотностью дислокаций с показателем степени при размере зерна  $-0,6$  независимо от механизмов динамической рекристаллизации в широком интервале температур и скоростей деформации.

#### **ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛЫХ ИЗДЕЛИЙ МЕТОДОМ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ И ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКИ**

**Бердин В.К.**

Уфимский государственный авиационно–технический университет, Уфа, Россия

E-mail: berdinvk@mail.ru

Представлен опыт использования сверхпластической формовки и диффузионной сварки при изготовлении деталей и узлов современных газотурбинных двигателей на предприятиях объединённой двигателестроительной корпорации России.

Особенности импортного и отечественного специализированного оборудования, современные подходы к оптимизации ключевых параметров технологических процессов, методов объективного контроля режимов определяющих операций, а также качества производимых изделий методами ультразвукового контроля и рентгеновской томографии рассмотрены на примере получения лопаток полый конструкции первой ступени компрессора двигателя ПД14, изготовленных из титанового сплава ВТ6 методом диффузионной сварки, последующей горячей деформации и заключительной сверхпластической формовки.

Обоснованы преимущества диффузионной сварки титановых сплавов ВТ6 и ВТ8 в автоклаве по сравнению с традиционными способами получения неразъемного соединения в том числе и со сваркой трением. Даны примеры использования диффузионной сварки при изготовлении полых стоек входного направляющего аппарата и моноколес с полыми и монолитными лопатками двигателя военного назначения.

Акцентируется внимание на проблемах, использования сверхпластической формовки и диффузионной сварки при изготовлении газотурбинных двигателей:

- получение крупногабаритных заготовок из высокопрочных титановых сплавов с регламентируемой структурой, обеспечивающей требуемый уровень эксплуатационных свойств с низкой себестоимостью;

- разработка режимов СПФ при изготовлении сложно профильных деталей путем решения оптимизационных задач методом конечно–элементного моделирования.

- разработка новых анти–диффузионных покрытий и методов их нанесения, повышающие точность геометрии наносимого рисунка, регламентированную толщину и состав, исключаящие при этом «загрязнение» свариваемых поверхностей.

Отмечен повышенный интерес у специалистов основных предприятий отрасли к промышленному использованию сверхпластической формовки, диффузионной сварки и сварки трением в современных конструкторско–технологических решениях при создании двигателей пятого поколения.

## **КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ РЕНТГЕНОВСКИЕ МЕТОДЫ В МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

**Бецофен С.Я.**

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет),  
Москва, Россия

E–mail: s.betsofen@gmail.com

Рентгеноструктурные методы исследования находят широкое применение для исследования и контроля технологических и служебных характеристик ответственных элементов конструкций. Преимуществом рентгеновских методов является возможность получения количественной, статистически достоверной информации о величине остаточных напряжений, фазовом составе и ориентировке зерен материала, совокупность которых определяет служебные свойства изделий из сплавов титана и алюминия. При этом указанные структурные характеристики являются наиболее чувствительными к любым термомеханическим воздействиям, сопровождающих процессы получения изделия, а также процессам накопления повреждений при эксплуатации конструкций и при испытании образцов. Это позволяет использовать рентгеноструктурные методы как объективный и надежный инструмент контроля качества полуфабрикатов и прогнозирования ресурса материала конструкций.

Тем не менее, до настоящего времени существуют сложности применения количественных рентгеновских методов для титановых и алюминиевых сплавов, обусловленные целым рядом объективных причин. Проблемы измерения остаточных напряжений для этих материалов связаны с тем, что все технологии получения массивных полуфабрикатов сопровождаются формированием градиентных поверхностных слоев, отличающихся от внутренних химическим и фазовым составом. В результате поверхностные слои характеризуются соответствующим градиентом межзатомных расстояний. Поскольку величина этих межзатомных расстояний используется для измерения остаточных



напряжений, то градиент межатомных расстояний, обусловленный изменением химического состава, приводит к значительным ошибкам измерения напряжений. Градиент химического и фазового состава на поверхности полуфабрикатов для титановых сплавов связан с наличием газонасыщенных слоев, а для алюминиевых сплавов с обеднением твердого раствора легирующими элементами, прежде всего магнием и литием.

Другой проблемой является отсутствие возможности измерять остаточные напряжения в подповерхностных слоях, в которых при некоторых видах очистки и упрочнения поверхности, таких как дробеструйная и пескоструйная обработки, формируются пиковые напряжения. При этом, удаление поверхностного слоя, необходимое для проведения измерения, приводит к перераспределению остаточных напряжений. Это делает необходимым корректировать результаты измерения напряжений с учетом их перераспределения при удалении слоев.

Количественный рентгеновский фазовый анализ основан на измерении интенсивностей рефлексов от различных фаз. Однако такой анализ можно осуществить только для порошковых образцов, поскольку в случае монолитных образцов возникают проблемы из-за наличия кристаллографической текстуры, которая может на порядок и более изменять интенсивности отдельных рефлексов при неизменном фазовом составе. Поэтому при количественном фазовом анализе текстурированных полуфабрикатов необходимо учитывать текстурный эффект с помощью операции усреднения интенсивностей рефлексов измеряемых фаз. Точность метода количественного фазового анализа, основанного на измерении интенсивностей существенно снижается в тех случаях, когда количество второй фазы меньше 20–30% и при этом значительная ее часть имеет размеры менее 0,1 мкм, что приводит к значительным ошибкам в определении интенсивности, прежде всего это относится к псевдо- $\alpha$  и псевдо- $\beta$  сплавам титана и ко всем алюминиевым сплавам. Для таких сплавов количественный фазовый анализ можно осуществлять на основании измерения параметров решетки твердого раствора. Это особенно важно для сплавов алюминия, поскольку для них это единственный способ определения состава твердого раствора и количества интерметаллидных фаз. Для титановых сплавов величина коэффициента распределения легирующих элементов между  $\beta$ - и  $\alpha$ -фазами является не менее важной, чем аналогичная величина для  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз в никелевых сплавах. Этот параметр может быть рассчитан на основе сопоставления количественного соотношения фаз, полученного из интенсивностей рефлексов и параметров решетки.

Важной особенностью сплавов на основе титана, магния, алюминия и никеля является анизотропия свойств. Упругая анизотропия свойственна прежде всего никелевым и титановым сплавам, а анизотропия механических свойств всем указанным сплавам. Количественная информация о текстуре полуфабриката позволяет оценить анизотропию свойств однофазного сплава, а в совокупности с результатами количественного фазового анализа рассчитать анизотропию свойств многофазных сплавов.

В докладе приведены оригинальные разработки методического и программного обеспечения для решения указанных проблем.

## **НАНОСТРУКТУРНЫЙ ДИЗАЙН МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ДОСТИЖЕНИЯ ИХ ВЫСОКИХ СВОЙСТВ**

**Валиев Р.З.**

Институт физики перспективных материалов, Уфимский государственный авиационный  
технический университет, Уфа, Россия

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: ruslan.valiev@ugatu.su

Многочисленные исследования последних лет свидетельствуют, что наноструктурирование металлов и сплавов методами интенсивной пластической деформации (ИПД) открывает возможность значительного повышения их механических и функциональных свойств. При этом свойства полученных наноматериалов определяются не только формированием ультрамелких зерен, но и структурой их границ, а также наличием наночастиц вторых фаз, зернограничных

сегрегаций и т.д. В докладе представлены результаты исследований и обсуждения принципов наноструктурного дизайна объемных металлических материалов, связанного с созданием различных границ зерен (малоугловых и высокоугловых, специальных и общего типа, равновесных и неравновесных, а также с присутствием зернограницных сегрегаций и выделений) в ультрамелкозернистых металлах. Показано, что использование разных режимов и маршрутов ИПД обработки при формировании наноструктурных металлов и сплавов значительно влияет на их механические свойства, особенно, хрупкость и пластичность, усталость и сверхпластичность [1]. Особый интерес представляет использование зернограницной инженерии для создания наноматериалов с так называемыми многофункциональными свойствами, сочетающими высокие механические и функциональные свойства (коррозионная и радиационная стойкость, электропроводность и т.д.) [2]. Обсуждаются физическая природа и применения многофункциональных наноматериалов в инновационных разработках, направленных на их использование в медицине и технике.

*Список литературы:*

[1] *Объемные наноструктурные материалы: фундаментальные основы и применения // Р. З. Валиев, А. П. Жилиев, Т. Дж. Лэнгдон; Эко-Вектор, 2017. — 480 с. (пер. с англ.)*

[2] *I. Sabirov, N.A. Enikeev, M.Y. Murashkin, R.Z. Valiev, Bulk nanostructured materials with multifunctional properties, Series: SpringerBriefs in Materials, Springer, 2015, IX, 161 p. 64 illus., 19 illus. in color*

## **СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПЕРСПЕКТИВНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ**

**Жеребцов С.В.**

НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия

E-mail: zherebtsov@bsu.edu.ru

Титан и титановые сплавы находят широкое применение в различных отраслях промышленности и медицине благодаря комбинации уникальных свойств: низкой плотности, высокой удельной прочности, хорошей коррозионной стойкости и биосовместимости. Между тем относительно низкие значения абсолютной прочности, твердости и сопротивления износу существенно ограничивают применение этого материала. В настоящем докладе рассмотрены различные подходы к повышению комплекса механических свойств в сплавах на основе титана.

Один из возможных способов существенного повышения прочностных свойств титана и его сплавов связан с измельчением структуры до размеров зерен менее 1 мкм с использованием деформационно-термической обработки. Рассмотрены механизмы эволюции структуры титана и двухфазных титановых сплавов в ходе большой пластической деформации и показано влияние ультрамелкозернистой структуры на комплекс механических свойств.

Существенное повышение прочности и твердости титана может быть достигнуто посредством упрочнения титановой матрицы керамическими частицами. На примере композита Ti/TiV с ГПУ и ОЦК матрицей будут показаны механические свойства и влияние деформации на структуру и механическое поведение.

Перспективными сплавами в настоящее время являются высокоэнтропийные сплавы с большим содержанием титана, которые могут демонстрировать ряд необычных свойств. Будут рассмотрены структура и механическое поведение сплава системы Al-Nb-Ti-V-Zr и Al-Nb-Ti-Zr-Mo с содержанием титана 40–50 ат. %.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант № 18-48-310023 с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

## СОВРЕМЕННЫЕ АВИАЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Кайбышев Р.О.

НИУ «БелГУ», Белгород, Россия  
E-mail: rustam\_kaibyshev@bsu.edu.ru

Рассматриваются современные авиационные материалы для планера самолета. Анализируются требования к материалам по механическим свойствам, сопротивлению коррозии, плотности, способности поглощать радиоизлучение современных пассажирских и боевых самолетов. Анализируются современные алюминиевые сплавы, сертифицированные как авиационные материалы. Рассматриваются их химические составы, принципы легирования, режимы термомеханической обработки, свойства. Также рассматривается применение титановых сплавов и углеродных композитов для лонжеронов крыла. Дается общая характеристика композиционных материалов как для элементов крыла, так и для фюзеляжа планера. Формулируются основные направления дальнейшего развития авиационных материалов.

### **AIRCRAFT STRUCTURES OF THE FUTURE: RECOMMENDATIONS FROM MATERIALS ENGINEERING FOR THE DESIGN**

Nikolai Kashaev

Institute of Materials Research, Materials Mechanics,  
Department of Laser Processing and Structural Assessment,  
Helmholtz-Zentrum Geesthacht, Max-Planck-Str. 1, D-21502 Geesthacht  
E-mail: nikolai.kashaev@hzg.de

Airframes of commercial aircrafts offer the greatest challenge for the implementation of lightweight design. To achieve weight reduction of the aircraft and to improve passenger safety at the same time, lightweight load-bearing structures of high performance have to be developed. In case of metallic airframe, one innovative way is to use welding instead of riveting. Due to significant advantages pertaining to production costs, weight, and corrosion resistance, there is an increasing use of advanced joining technologies such as laser beam welding (LBW) and friction stir welding (FSW) for the production of metallic civil aircraft structures [1]. The two joining techniques LBW and FSW lead to a type of structure that is close to an integral structural design. This design offers benefits from the weight-reduction and manufacturing-cost points of view. The reason why these techniques do not find a more widespread application is clearly linked to the inferior damage tolerance behavior of the welded integral structures [2]. To assure safety requirements as well as to achieve further gains in structural performance of welded structures, local modification technologies should be implemented [3–8]. One of the most important concerns in the design of airframe structures is related to fatigue issues [2].

The present study deals with innovative joining processes applied to high-strength aluminum alloys used in the aircraft industry and displays their advantages compared with the riveting technique regarding structural integrity, weight and material savings. Since the development and industrial implementation of CO<sub>2</sub> LBW for aluminum airframes at Airbus by the end of last century [2], local engineering techniques were further developed, that can significantly improve the fatigue resistance of fuselage structures [3–8]. The present works demonstrates current achievements in application of local engineering techniques for airframes. The techniques are based either on optimization of structural design (e.g. introducing of systematic thickness variations [4]) or on introduction of beneficial residual stresses using advanced laser processes such as laser heating [6] and laser shock peening [7].

References:

- [1] N. Kashaev et al. Prospects of laser beam welding and friction stir welding processes for aluminum airframe structural applications. *J. Manuf. Proc.* 36 (2018) 571–600.
- [2] H.–J. Schmidt, B. Schmidt–Brandecker. *Proc. 18th European Conference on Fracture, 2010.*
- [3] M. Sticchi et al. Review of residual stress modification techniques for extending the fatigue life of metallic aircraft components. *Appl. Mech. Rev.* 67(1) (2014) 010801.
- [4] J. Lu et al. Improving the fatigue performance of airframe combining geometrical modifications and laser heating. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 41(5) (2018) 1183–1195.
- [5] D. Schnubel et al. Retardation of fatigue crack growth in aircraft aluminium alloys via laser heating – Experimental proof of concept. *Mater. Sci. Eng. A546* (2012) 8–14.
- [6] A. Groth et al. Design of local heat treatment for crack retardation in aluminium alloys. *Proc. Eng.* 114 (2015) 271–276.
- [7] N. Kashaev et al. Effects of laser shock peening on the microstructure and fatigue crack propagation behaviour of thin AA2024 specimens. *Int. J. Fatigue* 98 (2017) 223–233.
- [8] X. Zhang et al. Fail–safe design of integral metallic aircraft structures reinforced by bonded crack retarders. *Eng. Fract. Mech.* 76(1) (2009) 114–133.

## ОРИЕНТАЦИОННАЯ И ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

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

Сибирский физико–технический институт Национального исследовательского Томского государственного университета, г. Томск, Россия  
E–mail: kireeva@spti.tsu.ru

На монокристаллах высокоэнтропийных сплавов CoCrFeMnNi и CoCrFeNiAl<sub>0.3</sub> (ВЭС) исследовано влияние ориентации оси кристалла, температуры испытания и частиц  $\gamma'$ -фазы на критические скальвающие напряжения ткр, механизм деформации (скольжение и двойникование) и деформационное упрочнение при деформации растяжением.

Установлено, что температурная зависимость ткр(T) монокристаллов ВЭС состоит из двух температурных интервалов: при  $T < 373\text{K}$  наблюдается сильная температурная зависимость ткр(T), превышающая температурную зависимость модуля сдвига G(T), а при  $T > 373\text{K}$  ткр(T) зависят от температуры как G(T). ткр при  $T = 77\text{--}573\text{ K}$  не зависят от ориентации кристалла, а выделение частиц  $\gamma'$ -фазы в монокристаллах CoCrFeNiAl<sub>0.3</sub> приводит к повышению напряжений на пределе текучести на 90–100 МПа относительно исходных кристаллов без частиц.

На монокристаллах CoCrFeMnNi ВЭС с энергией дефекта упаковки (ДУ)  $\gamma_0 = 0.02$  Дж/м<sup>2</sup> установлены ориентации, в которых двойникование развивается после деформации растяжением 5% по типу зарождения и роста ДУ вычитания в температурном интервале 77–296К ( , и [011]) и по типу зарождения и роста ДУ внедрения при 77К ([001]). Предложена модель «скользящего источника» образования двойников в монокристаллах ВЭС с начала деформации. Показано, что при 77К стадийность кривых течения, протяженность стадии линейного упрочнения и коэффициент деформационного упрочнения  $\Theta_{II} = d\sigma/d\varepsilon$  определяются числом развивающихся систем двойникования. При развитии двойникования преимущественно в одной системе одновременно со скольжением деформационное упрочнение оказывается значительно меньше, чем при развитии двойникования одновременно в нескольких системах. Максимальный эффект деформационного упрочнения при развитии двойникования в двух системах наблюдается в – и –кристаллах. Показано, что при деформации только скольжением в монокристаллах CoCrFeNiAl<sub>0.3</sub> ВЭС с  $\gamma_0 = 0.05$  Дж/м<sup>2</sup> при развитии планарной структуры высокие значения деформационного упрочнения достигаются за счет появления мультиполей и локализованных полос с высокой плотностью дислокаций,

которые, подобно двойникам, являются препятствиями движению скользящих дислокаций. Частицы  $\gamma'$ -фазы усиливают локализацию деформации скольжением в одной системе и подавляют двойникование, которое имеет место в этих кристаллах при 77К без частиц.

*Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФ: № 16–19–10193 и № 19–19–00217.*

## **ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ МЕТАЛЛОВ МЕТОДАМИ АТОМИСТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ**

**Липницкий А. Г.**

НИУ «БелГУ», Белгород, Россия  
E-mail: lipnitskii@bsu.ed.ru

Доклад направлен на обзор методов атомистического моделирования в приложении к изучению свойств твердых растворов металлов, включая высокоэнтропийные сплавы. Планируется краткое изложение методов молекулярной динамики и Монте–Карло на основе модельного задания потенциалов взаимодействия между атомами. Современные методы построения межатомных потенциалов и моделирования твердых растворов. Расчеты параметров ближнего порядка, конфигурационной энтропии, свободной энергии Гиббса и характеристик диффузии. Современные достижения в области изучения структуры и свойств твердых растворов методами атомистического моделирования, известные из научных публикаций и результатов оригинальных исследований. Перспективы интеграции атомистического моделирования в технологии разработки новых высокоэнтропийных сплавов.

*Работа поддержана грантом РФФИ проект № 18–02–00585.*

## **ИСПОЛЬЗОВАНИЕ EBSD ДЛЯ МИКРОСТРУКТУРНОГО АНАЛИЗА**

**Миронов С.Ю.**

НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия  
E-mail: mironov@bsu.edu.ru

Дифракционные методы исследования кристаллических материалов, в частности, просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) и рентгеноструктурный анализ (РСА), внесли огромный вклад в развитие металлофизики. В течение довольно длительного времени эти два метода исследования микроструктуры развивались практически независимо друг от друга. Более того, с характерной для ПЭМ локальностью, а для РСА – интегральностью получаемых данных, между ними существовало своеобразное разделение труда. Однако относительно недавнее появление принципиально новой разновидности микроскопии, основанной на автоматическом анализе картин дифракции обратно рассеянных электронов (так называемый, EBSD–анализ) позволило перекинуть мостик между этими двумя традиционными методиками и, таким образом, открыло новые горизонты для микроструктурного анализа.

Суть EBSD–анализа заключается в систематическом измерении кристаллографических ориентировок в различных точках микроструктурного образца. Полученные в результате этого карты пространственного распределения ориентировок открывают принципиально новые возможности для изучения микроструктурных процессов. Сочетание большого массива самой разнообразной информации о микроструктуре,

кристаллографической текстуре и спектре разориентировок, получаемой в результате всего одного эксперимента, с очень большой статистической выборкой измерений позволило поднять микроструктурные исследования на качественно новый уровень. В частности, бурное развитие этой методики на протяжении последних ~20 лет привело к настоящему прорыву в изучении процессов пластической деформации, разрушения, рекристаллизации, роста зерен, фазовых превращений и других.

В представленной работе наглядно продемонстрирован высокий потенциал EBSD для осуществления микроструктурного анализа. Рассмотрен принцип работы метода, его ключевые характеристики, выбор оптимальных режимов сканирования и причины возможных ошибок при автоматическом индентировании Кикучи–картин. Приведено несколько примеров практического применения EBSD при исследовании структурообразования в ходе пластической деформации, рекристаллизации, росте зерен и фазовых превращениях.

## **УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ С ВЫСОКОЙ СТАТИЧЕСКОЙ И УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТЬЮ ДЛЯ АВИАКОСМИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ**

**Найденкин Е.В., Мишин И.П., Раточка И.В.**

ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия  
E-mail: nev@ispms.tsc.ru

Повышение надежности и живучести ракетно–космической техники, являющееся одной из приоритетных задач космической программы Российской Федерации, связано с разработкой и внедрением новых конструкционных материалов, обеспечивающих необходимые технические характеристики. Такие материалы должны обладать необходимыми механическими свойствами в диапазоне рабочих температур, высоким сопротивлением радиационному воздействию и низким уровнем электромагнитных помех работе бортовой радиоаппаратуры. Всем этим требованиям отвечают ( $\alpha+\beta$ ) титановые сплавы, которые уже используются при изготовлении элементов космических систем, как в России, так и за рубежом. Повышение удельной прочности (прочность на единицу массы) указанных материалов путем формирования в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры позволит снизить вес несущих конструкций и других элементов космических аппаратов, увеличив полезную нагрузку космического аппарата. В связи с вышеизложенным, целью настоящей работы была разработка титановых сплавов с ультрамелкозернистой структурой, обеспечивающей повышение статической и усталостной прочности. Исследования были проведены на титановом сплаве переходного класса ВТ22. Выбор данного сплава обусловлен тем, что в нем, благодаря высокому содержанию  $\beta$ –стабилизирующих элементов (Mo, V), для повышения прочности, помимо измельчения структуры, может быть использован эффект старения. Для получения УМЗ структуры был использован метод радиально–сдвиговой прокатки, позволяющий обрабатывать заготовки в виде круглых прутков.

Проведенные исследования показали, что в результате радиально–сдвиговой прокатки в интервале температур 850–750оС наблюдается формирование квази–глобулярной зеренно–субзеренной структуры с размером структурных элементов около 0,5 мкм с одновременным увеличением содержания  $\beta$ –фазы более чем в 1,5 раза по сравнению с исходным состоянием (с 47 до 73%). Последующий отжиг (старение) в интервале температур 420–550оС в течение 5 часов приводит к распаду деформированной в процессе прокатки матрицы  $\beta$ –фазы с образованием наноразмерных пластинок мартенситной  $\alpha''$ –фазы, наряду с сохранившимися после прокатки мелкодисперсными включениями частиц  $\alpha$ –фазы. Формирование такой неоднородной УМЗ структуры приводит к существенному (более чем на 25%) повышению прочностных свойств

сплава по сравнению с исходным состоянием (пределы текучести и прочности повышаются до 1560 и 1650 МПа, соответственно) при сохранении удовлетворительной пластичности (□5%). Кроме того, полученный указанным способом УМЗ титановый сплав проявляет высокую усталостную прочность в условиях многоциклового нагружения (предел выносливости достигает 680 МПа на базе 1,8 □108 циклов).

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 19-19-00033).*

## **ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ И ПРИМЕНЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ**

**Ночовная Н.А., Алексеев Е.Б.**

ФГУП «ВИАМ», г. Москва, РФ (105005, Москва, ул. Радио, д. 17)  
E-mail: nochovnaya\_viam@mail.ru, hiten\_@mail.ru; тел.: (499) 263-86-40

Высокожаропрочные термически стабильные материалы, в том числе интерметаллидные сплавы, были известны еще с 1960-х гг. Однако этот класс материалов долгое время оставался вне области интересов прикладной науки в силу их низкой технологичности, и только в последнее время наметилась ощутимая необходимость применения жаропрочных интерметаллидных сплавов в конструкции перспективных ГТД. Указанная тенденция связана, прежде всего, с разработкой нового поколения авиационной техники. В настоящее время в ведущих странах мира (США, Японии, Англии, Франции, Германии) нарастает объем исследований интерметаллидов на основе титана. Необходимость повышения рабочих температур деталей ГТД нового поколения наряду с требованиями повышения весовой эффективности стимулировали поиск и разработку принципиально новых жаропрочных материалов, одним из таких материалов являются интерметаллидные сплавы на основе титана.

Интерметаллиды титана, имеющие по своей природе особую кристаллическую решетку с ковалентными связями и соответствующие физико-механические свойства, в первую очередь предназначены для использования в авиационном двигателестроении и ракетно-космической технике. В зависимости от системы легирования существуют три основных и наиболее изученных класса интерметаллидных титановых сплавов:

- сплавы на основе фазы  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al ( $\alpha_2$ -сплавы и супер- $\alpha_2$ -сплавы);
- сплавы на основе фазы O-Ti<sub>2</sub>AlNb (орто-сплавы);
- сплавы на основе фазы  $\gamma$ -TiAl ( $\gamma$ -сплавы).

Большой интерес с точки зрения освоения и практического применения представляют деформируемые сплавы на основе орто-фазы (Ti<sub>2</sub>AlNb) и литейные сплавы на основе гамма-фазы (TiAl).

Основными преимуществами интерметаллидных титановых орто-сплавов являются повышенные пластические и технологические характеристики, позволяющие изготавливать из них деформированные полуфабрикаты сложной формы, а также их жаропрочные и эксплуатационные свойства, обеспечивающие рабочие температуры деталей до 700°C.

Преимуществами интерметаллидных титановых гамма-сплавов являются низкая плотность (до 4,1 г/см<sup>3</sup>) и высокие рабочие температуры до 800°C. Так, применение гамма-сплава в лопатках ТНД обеспечивает снижение веса детали практически в 2 раза по сравнению с аналогичной деталью из жаропрочного никелевого сплава, что является крайне важным для создания перспективных изделий в области двигателестроения и развития авиации в целом.

## **ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ НИТРИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ: МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА**

**Погребняк А. Д.<sup>2</sup>, Новиков В. Ю.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Сумской государственной университет, Сумы, Украина; <sup>2</sup>НИУ «БелГУ», Белгород, Россия;  
E-mail: a.d.pogrebnyak@gmail.com, novikov\_v@bsu.edu.ru

Проанализированы и обобщены результаты исследований закономерностей формирования структуры и свойств высокоэнтропийных сплавов в зависимости от методов их получения. Рассмотрены особенности синтеза нитридных покрытий на основе многокомпонентных сплавов. Проведен сравнительный анализ микроструктуры и свойств многокомпонентных и высокоэнтропийных покрытий на основе нитридов переходных металлов в зависимости от условий осаждения (температуры, потенциала смещения, парциального давления и т.д.). Проанализированы структурные особенности покрытий и выявлены общие закономерности формирования столбчатой структуры и текстуры роста. Показано влияние структурного состояния на изменение физико-механических свойств наноструктурных многокомпонентных и высокоэнтропийных покрытий на основе нитридов переходных металлов. Результаты исследований демонстрируют перспективные для практического использования свойства высокоэнтропийных нитридных покрытий: высокую твердость, износостойкость, стойкость к окислению, термостабильность – превышающие таковые однокомпонентных нитридных покрытий.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (Соглашение № 19-79-30066) с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

## **ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ СПЛАВЫ – ПЕРСПЕКТИВНОЕ НАПРАВЛЕНИЕ В СОЗДАНИИ МАТЕРИАЛОВ С УЛУЧШЕННЫМИ СВОЙСТВАМИ**

**Салищев Г.А.**

ФГАОУ ВО НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия  
E-mail: salishchev@bsu.edu.ru

Обычный подход к созданию нового конструкционного материала заключается в выборе основного элемента, к которому для получения желаемой комбинации физико-механических и/или технологических свойств добавляются дополнительные элементы. Однако, возможен и другой путь в создании новых материалов, базирующийся на том, что сплав содержит несколько основных элементов с примерно равным эквимольным содержанием [1, 2]. Из-за высокой величины конфигурационной энтропии присущей таким системам они были названы «высокоэнтропийными» (ВЭС). Обычно основу структуры ВЭС составляют ОЦК, ГЦК или ГП фазы, представляющие собой многокомпонентные твердые растворы. Полагают, что такие высококонцентрированные твердые растворы обладают иными, зачастую лучшими свойствами, чем сплавы, созданные на основе одного элемента. Легирование дополнительными элементами может приводить, как к твердорастворному, так и дисперсионному упрочнению. ВЭС по сути своей являются теми еще не исследованными сплавами, располагающимися в центральной части концентрационного треугольника. Разработка ВЭС представляет значительный практический интерес и требует дальнейшего развития ряда фундаментальных задач в материаловедении: прогнозирования диаграмм состояния многоэлементных систем, предсказания стабильных фаз и их термодинамических свойств, принципов и алгоритмов поиска новых сплавов, исследований связи их структуры и физико-механических свойств.

В работе дается обзор литературных данных и собственных результатов автора, касающихся особенностей термодинамики, структуры, стабильности ВЭС. Показано, что



такие материалы обладают рядом специфических физико–механических свойств: высокой прочностью, в том числе при криогенных и высоких температурах, твердостью, износостойкостью, а сплавы некоторых композиций высокой пластичностью и вязкостью.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (Соглашение № 19-79-30066) с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

*Список литературы:*

[1] J.–W. Yeh et al. *Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes //Adv. Eng. Mater., 2004. – Vol. 6 (5). – P. 299–303.*

[2] B. Cantor et al. *Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys // Mater. Sci. Eng., 2004. – Vol. 375–377. – P. 213–218.*

## **САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ ЛИТЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ И МАТЕРИАЛОВ НА ИХ ОСНОВЕ**

**Санин В.Н.**

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова Российской академии наук, г. Черноголовка, Россия  
E–mail: svn@ism.ac.ru

Наблюдающийся в настоящее время устойчивый тренд на снижение энергозатрат промышленного производства базируется на внедрении новых технологических процессов и материалов, позволяющих существенно снизить энергозатраты. Одним из таких технологических процессов является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). В основе процесса лежит использование химической энергии высоко экзотерических реакций протекаемых между компонентами исходных СВС–составов, как правило в режиме фронтального горения. Использование процесса горения для получения новых материалов практически не требует энергозатрат, более того возможна практическая утилизация тепловой энергии в процессе СВС.

В процессе презентации настоящего доклада будет представлен анализ некоторых результатов по получению литых многокомпонентных сплавов методами СВС–металлургии, которая является одним из важных технологических направлений СВС. Отличительной особенностью СВС–металлургии является использование оксидов металлов и неметаллов и металла восстановителя в качестве исходных реагентов. Горение таких высококалорийных многокомпонентных систем, обеспечивающих высокие температуры процесса с образованием жидких конечных продуктов, их кристаллизация, формирование микроструктуры и химического состава является предметом исследования СВС–металлургии.

Характерным для СВС–металлургии является протекание процесса в 4 основные стадии: горение, фазоразделение, кристаллизация и остывание конечных продуктов.

Содержание доклада будет включать: обобщение исследований влияния каждой из стадий на синтез литых многокомпонентных металлических сплавов с заданным составом, выбор оптимальных химических схем синтеза (на примере отдельных систем), выбор оптимальных технологических условий синтеза (на примере отдельных систем). Будет представлен положительный опыт по синтезу литых ВЭС методами СВС–металлургии. Анализ полученных данных позволяет сделать заключение о перспективности одностадийного метода СВС для получения литых металлических материалов на основе нового принципа формирования полиметаллических сплавов (ВЭС).

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект 19–08–01108.*

# ИССЛЕДОВАНИЕ УРОВНЕЙ СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕСТРОЕК ПРИ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ.

Семашко Н.А., Николаев Н.Н., Пигалев Л.П.

А.О. Наро–фоминский машиностроительный завод, г. Наро–Фоминск, Россия  
E-mail: kptnik-sem@rambler.ru

Одной из задач современной физики прочности является исследование уровней структурных перестроек при деформации металлических материалов. В данной работе представлены результаты экспериментального исследования зависимости параметров акустической эмиссии от уровня структурных перестроек в металлических образцах в процессе их деформации на разрывной машине типа QUASAR–100. Образцы вырезались из листа толщиной 2 мм в состоянии поставки электроэрозионным способом. Плоские образцы имели длину рабочей части 40 мм и сечение 2×2 мм. В эксперименте использовалась оригинальная методика регистрации и обработки АЭ информации, получаемой в процессе деформации образцов вплоть до их разрушения. Одновременно записывались: кривая деформации в координатах напряжение–деформация и параметры импульсов АЭ соответствующие конкретному уровню деформации. Для регистрации и обработки сигналов АЭ использовался прибор типа СДС–8 с оригинальным пакетом программ для вычисления комплексных параметров импульсов АЭ. Показано, что различным уровням деформации соответствуют импульсы АЭ с определенной величиной комплексного параметра. Анализ результатов модельных экспериментов на материалах различного класса позволил выявить, что в качестве критерия разделения импульсов АЭ на импульсы возникшие от пластики и импульсы возникшие от процессов зарождения и развития трещин может служить параметр  $K_p$ , отражающий скорость изменения плотности энергии индивидуального импульса. Параметр  $K_p$  выражается через энергию импульса  $E_c$  и его длительность  $\tau$  в виде:

$$K_p = \lg E_c / \tau^2,$$

Где:  $E_c = \int U_m^2(t) dt$  В<sup>2</sup>с,

и вычисляются непосредственно как площадь под огибающей импульса.

Для каждого зарегистрированного сигнала был рассчитан коэффициент формы  $K_f$ , из выражения:

$$K_f = E_c / U^2 \tau$$

Коэффициент  $K_f$  характеризует степень отклонения формы импульса от прямоугольной и является индикатором степени коррелированности импульсного потока.

Для каждого образца строится диаграмма двухпараметрического распределения в координатах  $K_{p, \text{мод.}}$  –  $K_f$ . Плоскость, на которой представлена совокупность сигналов зарегистрированных за весь цикл деформации и разрушения делят на четыре группы двумя прямыми, соответствующими критическим значениям  $K_{p, \text{мод.}} = 600$  и  $K_f = 0.333$ . Импульсы группы 1 составляют небольшой процент от общего числа импульсов в эксперименте. Они характеризуются высоким значением коэффициента  $K_p$ , большой мощностью, четко детерминированной длительностью. Эти сигналы АЭ, вероятнее всего, сопровождают процессы образования и развития микротрещин.

Импульсы группы 2 характеризуются значительно большим количеством, высоким коэффициентом  $K_p$ , большой мощностью. Импульсы этого класса инициируются процессами кристаллографического поворота структурного элемента. Так как эти импульсы сопровождают процесс фрагментации, то они появляются перед самым разрушением образца.

Импульсы группы 3 характеризуются большим количеством (80–95%), низким значением коэффициента  $K_p$  (менее 2,8), малой мощностью. Эти импульсы сопровождают

локальное перестроение дефектной структуры путем трансляционного перемещения небольших групп дислокаций. Импульсы этой группы сопровождают весь процесс деформации. Большое их количество в области интенсивного накопления повреждений можно объяснить дислокационными явлениями при фрагментации образца, образовании и развитии трещин.

**Импульсы группы 4** имеют большую численность, низкое значение коэффициента Кр. Предположительно импульсы этой группы сопровождают процессы, связанные с трансляционным скольжением диссипативных структур. Основная масса импульсов этого типа сосредоточена в области интенсивного накопления повреждений.

В работе представлены экспериментальные результаты, полученные на образцах из стали 45 в состоянии поставки.

## **ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ ЭЛЕМЕНТОВ КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ**

**Степанов Н.Д.**

НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия

E-mail: stepanov@bsu.edu.ru

Высокоэнтروпийными сплавами принято обозначать сплавы, состоящие не менее чем из 5 основных элементов, взятых в приблизительно эквимолярных пропорциях (5–35 ат.%). Изначально было высказано предположение что высокая конфигурационная энтропия, свойственная разупорядоченным эквимолярным многокомпонентным твердым растворам, делает их образование предпочтительным по сравнению с упорядоченными и/или интерметаллидными фазами. Несмотря на то, что определяющая роль высокой энтропии в фазообразовании таких сплавов на настоящий момент не нашла подтверждения, необычные свойства высокоэнтропийных сплавов делают их потенциальными кандидатами для разнообразных применений.

Одним из перспективных направлений является использование высокоэнтропийных сплавов в качестве высокотемпературных материалов. Возможности повышения свойств широко используемых в аэрокосмической промышленности никелевых суперсплавов ограничены, тогда как для изделий перспективной техники необходимы новые материалы с пониженной плотностью и/или увеличенной температурой применения. Длительные работы в области создания новых сплавов на основе интерметаллидных соединений и тугоплавких металлов не увенчались созданием материалов с практически значимым уровнем свойств. Возможным решением данной проблемы могут быть высокоэнтропийные сплавы на основе тугоплавких металлов.

В данном докладе будут представлены результаты исследований в области высокоэнтропийных сплавов на основе тугоплавких металлов выполненные в последние 10 лет, в том числе в НИУ БелГУ. Будут представлены данные по фазовому составу, механическим свойствам и сопротивлению окислению сплавов. Будут проанализированы достижения, имеющиеся проблемы, возможные пути их решения и перспективы применения высокоэнтропийных сплавов на основе тугоплавких элементов.

*Благодарности: исследование выполнено в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК–88.2019.8.*

## МОЛЕКУЛЯРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИСКУССТВЕННЫХ НЕЙРОСЕТЕЙ

**Балякин И.А.<sup>1,3</sup>, Ремпель А.А.<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup>Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>НОЦ НАНОТЕХ, Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия

<sup>3</sup>Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия

E-mail: i.a.balyakin@gmail.com

Высокоэнтропийный сплав (ВЭС) обладает повышенной конфигурационной энтропией смешения, как правило, за счет формирования однофазного неупорядоченного твердого раствора большого числа компонентов [1]. Поскольку для многокомпонентных систем число возможных составов, так же, как и число возможных одновременно сосуществующих фаз велико, то уже на ранних этапах исследования ВЭС разрабатывались различные критерии формирования однофазных систем. Первые разработанные критерии были основаны на парных энтальпиях смешения и разнице размеров атомов, входящих в сплав [2]. Позднее, был предложен метод, основанный на анализе парциальных парных корреляционных функций (ППКФ), рассчитываемых методом первопринципной молекулярной динамики (МД) [3]. Недостатком первопринципной МД, используемой для получения ППКФ, является низкая производительность в сравнении с классической МД. В то же время, классическая МД на данный момент неприменима для многокомпонентных расплавов, поскольку необходимые потенциалы взаимодействия для них не разработаны. Тем не менее, использование в классической МД «математических» потенциалов, получаемых на основе многомерных искусственных нейросетей, может позволить объединить точность первопринципных методов и производительность классической МД [4].

В настоящей работе, в качестве тестовой системы выбрана пятикомпонентная тугоплавкая система VZrNbHfTa, для которой показано, что динамические характеристики (автокорреляционные функции скоростей, зависимость среднеквадратического смещения от времени для разных сортов атомов) и структурные характеристики (ППКФ) рассчитанные методом классической МД с использованием «математических» потенциалов, близки к величинам, полученным с помощью первопринципной МД.

*Работа выполнена в соответствии с государственным заданием ИМЕТ УрО РАН, вычисления производились на кластере «Уран» ИММ УрО РАН.*

*Список литературы:*

- [1] Otto F. et al, *Acta Mater.*, vol. 61, no. 7, pp. 2628–2638, April 2013.
- [2] Zhang Y. et al, *Adv. Eng. Mater.*, vol. 10, no. 6, pp. 534–538, June 2008.
- [3] Gao M., Alman D., *Entropy*, vol. 15, no. 10, pp. 4504–4519, October 2013.
- [4] Behler J., Parinello M., *Phys. Rev. Lett.*, vol. 98, no. 14, April 2007.

## ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ VT5–1 ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ В ОДНОФАЗНОЙ $\alpha$ – ОБЛАСТИ

**Бердин Н.В.<sup>1</sup>, Бецофен С.Я.<sup>2\*</sup>, Смыслов А.М.<sup>1</sup>, Грушин И.А.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Уфимский государственный авиационно–технический университет, Уфа, Россия

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

\*E-mail: s.betsofen@gmail.com

Методами EBSD, оптической и просвечивающей электронной микроскопии исследовали влияние вида напряженного состояния на характеристики динамической

рекристаллизации и деформационное поведение при испытании сжатием при температурах 800 и 900°C и скоростях деформации  $4,0 \times 10^{-5}$   $6,0 \times 10^{-3} \text{c}^{-1}$   $\alpha$ -титанового сплава ВТ5–1.

Установлены закономерности влияния температуры и скорости деформации, а также гидростатической компоненты напряженного состояния на тонкую структуру, текстуру, размер зерна и распределение этих зерен по разориентировкам.

Показано, что при температуре 900°C усиливается зависимость размера зерна и интенсивности динамической рекристаллизации от скорости деформации. Повышение уровня гидростатического компонента тензора напряжений приводит к уменьшению среднего размера зерна и одновременно снижению объемной доли рекристаллизованных зерен.

*Результаты получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России ГЗ 11.1989.2017/ПЧ*

## **ИССЛЕДОВАНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РКУП**

**Бобров А.А.<sup>1</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Грязнов М.Ю.<sup>1</sup>, Чегуров М.К.<sup>1</sup>,  
Шадрина Я.С.<sup>1</sup>, Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Копылов В.И.<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup> Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия

<sup>2</sup> Физико–технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь  
E–mail: nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве объектов исследования выступала высокочистая медь М00к, микролегированные (0.1, 0.25, 0.50 вес.%Ag) медные сплавы и хромовые бронзы Cu–0.4Cr, полученные методом индукционного литья в вакууме. Мелкозернистая (МЗ) структура сформирована методом равноканального углового прессования.

Показано, что кривые деформации МЗ меди при комнатной температуре имеют характерный вид для сильнодеформированного металла; максимальное удлинение ( $\delta$ ) до разрушения мало и не превышает 32–34%. Увеличение температуры испытания до 300 °C привело к снижению  $\delta$  до 15%; напряжение течения уменьшилось от 390 МПа до 255 МПа, что обусловлено интенсивным ростом зерна. Повышение температуры испытания до 400 °C приводит к повышению пластичности МЗ меди до 85% и снижению напряжения течения до 125 МПа. Кривая растяжения имеет вид, характерный для высокопластичного материала. Изломы образцов МЗ меди имеют вязкий характер.

Установлено, что положительное влияние легирующих элементов (ЛЭ) наблюдается только в случае малых добавок легирующих элементов (не более 0.1 вес.%) – в этом случае удастся обеспечить в 1.5–2 раза большую пластичность по сравнению с МЗ медью. Кривые деформационного упрочнения МЗ сплава Cu–0.1Ag обнаруживают стадию пластического течения уже при температуре 300 °C, пластичность МЗ сплава при этом достигает 135–140%, что превышает пластичность МЗ меди при этой температуре. При температуре испытания 400 °C пластичность МЗ сплава Cu–0.1Ag составляет 140–150%. Изломы образцов МЗ сплава Cu–0.1Ag после испытаний на растяжение имеют характерный вязкий характер. Размер зерна в зоне разрушения после испытания при температуре 350–400 °C составляет  $d=3-5$  мкм. Зерна вытянутой формы, но коэффициент удлинения зерен относительно мал. Показано, что повышение концентрации серебра до 0.25–0.5% приводит к снижению интенсивности деформационно–стимулированного роста зерен ( $d=1-2.5$  мкм после испытания при температуре 350–400 °C), но приводит к снижению пластичности – для МЗ сплава Cu–0.25Ag при  $T=400$  °C –  $\delta = 37-40\%$ , а для МЗ сплава Cu–0.5Ag –  $\delta = 15-20\%$ .

Зависимость  $\delta$  от температуры испытания для МЗ сплава Cu–0.4Cr имеет немонотонный характер с максимумом (85–90%) при температуре 300 °С; повышение температуры испытания до 400 °С приводит к снижению  $\delta$  до 45–47%. Показано, что частицы хрома обеспечивают стабильность МЗ структуры при испытаниях на сверхпластичность до температуры 250–300 °С, а дальнейшее повышение температуры приводит к резкому увеличению среднего размера зерна более чем на порядок. Фрактографический анализ изломов показал, что испытания при высоких температурах (350–400 °С) сопровождаются незначительным увеличением доли хрупкой составляющей.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №17–03–01198).*

## **МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ**

**Болтынюк Е.В.<sup>1</sup>, Гундеров Д.В.<sup>1,2</sup>, Убыйвовк Е.В.<sup>1</sup>, J.M. Molina–Aldareguía<sup>3</sup>,  
Тюрин А.И.<sup>4</sup>, Головин Ю.И.<sup>4</sup>, Кильмаматов А.Р.<sup>5</sup>, Валиев Р.З.<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup> Санкт–Петербургский государственный университет, Университетская наб., 7/9,  
Санкт–Петербург, Россия

<sup>2</sup> Уфимский государственный авиационный технический университет, ул. Карла Маркса, 12,  
Уфа, Россия

<sup>3</sup> IMDEA Materials Institute, Calle Eric Kandel, 2, 28906 Getafe, Madrid, Spain

<sup>4</sup> НИИ «Нанотехнологии и наноматериалы», Тамбовский государственный университет  
имени Г.Р. Державина, Защитный переулок, д. 7, Тамбов, Россия

<sup>5</sup> Institute of Nanotechnology, Hermann–von–Helmholtz–Platz 1, Eggenstein–Leopoldshafen,  
Germany  
E–mail: boltynjuk@gmail.com

Металлические стёкла (МС) являются объектами повышенного научного и практического интереса в связи со своими выдающимися магнитными и механическими свойствами, повышенной биосовместимостью и коррозионной стойкостью, сверхпластичностью в регионе переохлаждённой жидкости. Однако возможные применения МС существенно ограничены их хрупкостью. В последние годы было показано, что «омоложение» (повышение внутренней энергии) аморфной структуры может приводить к появлению пластичности в исходно хрупких МС. Структурное «омоложение» может быть достигнуто методами как термической, так и механической обработки. Обработка МС в шаровой мельнице, путём предварительного сжатия, прокатки, интенсивной пластической деформации (ИПД) и т.д. приводит к повышению свободного объёма в аморфной структуре, что соответствует повышению внутренней энергии.

В этой работе показано, что методика ИПД позволяет достичь значительного изменения свободного объёма и степени структурного «омоложения» МС за счёт введения в них больших степеней деформации. Обсуждаются структурные трансформации (формирование полос сдвига, нанокристаллизация, формирование наноразмерных кластеров и др.) различных МС, обусловленные обработкой ИПД, в тесной связи с эволюцией их механического поведения [1–4]. Установлена корреляция между особенностями модификации структуры, механических свойств и механизмами деформирования МС. Представленные данные демонстрируют высокий потенциал ИПД как метода модификации структурных и механических свойств МС.

Подготовка образцов и проведение микроструктурных исследований выполнены при поддержке гранта СПбГУ 6.65.43.2017. Проведение исследований локальных физико-механических свойств выполнено при поддержке гранта РФФИ (проект № 18-29-17047).

Список литературы:

- [1] E.V. Ubyivovk et al. *Mater. Lett.* 209 (2017) 327–329.
- [2] E.V. Boltynjuk et al. *J. Alloys Compd.* 747 (2018) 595–602.
- [3] V.A. Khonik et al. *Scripta Materialia* 45 (2001) 947–952.
- [4] Ю.И. Головин и др. *Кристаллография* 50 (2005) 326–331.

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА TWIP СТАЛЕЙ ПРИ ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

**Борисов С.И., Долженко П.Д., Тихонова М.С., Беляков А.Н., Кайбышев Р.О.**

НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия  
E-mail: borisov.sg99@gmail.com

Стали с высоким содержанием марганца, показывающие высокие прочностные свойства, обсуждаются как перспективные конструкционные материалы. Благодаря тому, что высокомарганцевые стали с TWIP эффектом сочетают высокую прочность и пластичность, предполагается их широкое использование в автомобильной промышленности.

В качестве объекта исследования были выбраны две высокомарганцевые TWIP стали: Fe–0,6C–17Mn–0,05Nb–1,5Al и Fe–0,74C–17Mn (масс.%). После выплавки стали подвергали отжигу и прокатке при температуре 1150°C с суммарным обжатием 60%. Затем проводилась прокатка при температуре 1100°C с последующей прокаткой при 800°C с суммарным обжатием 60% с охлаждением в воде. Испытания на растяжение проводились со скоростью деформации  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$  при температурах 25°C, 0°C и –196°C.

Обе стали характеризуются резким повышением прочности и снижением пластичности при понижении температуры до –196°C. Для стали Fe–0,6C–17Mn–0,05Nb–1,5Al предел прочности возрастает с 1010 МПа при комнатной температуре до 1460 МПа при температуре –196°C, предел текучести увеличивается с 720 МПа до 930 МПа, а пластичность падает в 2 раза. В стали Fe–0,74C–17Mn предел прочности увеличивается с 1240 МПа до 1530 МПа, предел текучести – с 670 МПа до 910 МПа при уменьшении пластичности в 3 раза. Для стали Fe–17Mn–0,74C характерно наличие зубцов на кривых напряжение–деформация при комнатной температуре. В работе Кояма с соавт. [1] было показано, что данные зубцы образуются из-за динамического деформационного старения, связанного с диффузией углерода. Механизм динамического старения был изучен в работе Ли с соавт. [2], в которой утверждается, что динамическое старение при деформации связано с взаимодействием атомов углерода с точечными дефектами в дефектах упаковки. При понижении температуры зубчатость на кривых растяжения стали Fe–17Mn–0,74C была подавлена из-за уменьшения коэффициента диффузии углерода. Снижение пластичности связано с образованием  $\epsilon$ -мартенсита при температуре ниже минус 70°C [3].

Список литературы:

- [1] Koyama M. et al. *Grain refinement effect on cryogenic tensile ductility in a Fe Mn–C twinning–induced plasticity steel //Materials & Design.* – 2013. – Т. 49. – С. 234–241.
- [2] Lee S. J. et al. *On the origin of dynamic strain aging in twinning–induced plasticity steels //Acta Materialia.* – 2011. – Т. 59. – №. 17. – С. 6809–6819.

[3] Koyama M. et al. Work hardening associated with  $\varepsilon$ -martensitic transformation, deformation twinning and dynamic strain aging in Fe-17Mn-0.6 C and Fe 17Mn-0.8 C TWIP steels //Materials Science and Engineering: A. – 2011. – Т. 528. – №. 24. – С. 7310–7316.

## ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ALMGMNSC СПЛАВА В ПРОЦЕССЕ ИПД

**Борисова Ю.И., Юзбекова Д.Ю., Могучева А.А.**

НИУ «БелГУ», Белгород, Россия  
E-mail: borisovayuliya94@mail.ru

В последнее время популярным направлением стало применение различных режимов обработки металлических материалов с целью получения в них мелкозернистой структуры. Интерес к данным материалам, в первую очередь, вызван возможностью улучшения традиционных конструкционных материалов путем достижения в них нового уровня физических и механических свойств [1–2].

В настоящей работе был исследован алюминиевый сплав Al-4,57Mg-0,35Mn-0,2Sc-0,09Zr (масс.%) полученный методом непрерывного литья. Слитки сплава были подвергнуты гомогенизационному отжигу при температуре 360–380°C в течение 12 ч. Для формирования мелкозернистой структуры было проведено равноканальное угловое прессование (РКУП) при температуре 300°C до истинной степени деформации ~12. Для формирования субмикроструктурной структуры проводили последующую холодную прокатку (ХП) при комнатной температуре и степени деформации 80%.

Микроструктура сплава после отжига состоит из крупных удлиненных зерен с поперечным размером ~ 20 мкм и равномерно распределенных по всей матрице когерентных частиц Al<sub>3</sub>(Sc,Zr) и некогерентных частиц Al<sub>6</sub>Mn. РКУП привело к образованию полностью рекристаллизованной структуры, состоящей из равноосных зерен со средним размером 1,1 мкм. Дальнейшая ХП не привела к существенному измельчению зерна. Несмотря на измельчение структуры и повышение плотности дислокаций более чем на порядок в процессе интенсивной пластической деформации (ИПД) средний размер частиц Al<sub>3</sub>(Sc,Zr) и Al<sub>6</sub>Mn остается стабильным и составляет 10 и 80 нм соответственно.

По EBSD-картам была оценена удельная доля большеугловых границ (БУГ) зерен после отжига, которая составила 35% и средний угол разориентировки равный 18°. ИПД привела к существенному изменению указанных параметров. Так после РКУП наблюдалось повышение доли БУГ и среднего угла разориентировки в 2 раза. Однако дальнейшее проведение ХП привело к падению доли БУГ до 45% и уменьшению среднего угла разориентировки до 21°.

### *Список литературы:*

[1] Markushev M.V., Vinogradov A. Room temperature mechanical properties of submicrocrystalline commercial aluminum alloys processed by severe plastic deformation //Severe Plastic Deformation: Towards Bulk Production of Nanostructured Materials, 2006, С. 233–247.

[2] Dao M. et al. Toward a quantitative understanding of mechanical behavior of nanocrystalline metals //Acta Materialia, 2007, Т 55. №. 12. С. 4041–4065.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (Соглашение № 17-72-20239) с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".



## **ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ГОМОГЕНИЗАЦИИ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ УЛУЧШЕННОЙ 9%CR ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ**

**Бражников И.С., Ткачёв Е.С., Борисова Ю.И.**

НИУ «БелГУ», Белгород, Россия

E-mail: 1216318@bsu.edu.ru

Разработка улучшенных сталей для повышения экологичности теплоэлектростанций становится всё более актуальным направлением исследований.

В данной работе исследовалось влияние температуры гомогенизации на характеристики ползучести перспективной мартенситной стали Fe-0,1C-9Cr-1,8W-0,6Mo-3Co-Nb-V-0,0013B-0,007N-0,085Ta (масс.%). Перед применением окончательной термической обработки, включающей нормализацию при 1050°C и отпуск при 780°C, образцы стали были подвержены гомогенизационному отжигу при температурах 1200 и 1150°C, 24ч. Исследование структуры с использованием растрового электронного микроскопа показало, что как после гомогенизации при 1150°C, так и после отпуска в структуре стали, по границам зерен, присутствуют нерастворенные крупные частицы, обогащенные W и Mo, которые, предположительно, являются частицами интерметаллидной фазы Fe<sub>2</sub>(W,Mo). Увеличение температуры гомогенизации до 1200°C приводит к полному растворению данных частиц. Результаты испытаний на ползучесть при 650°C показали, что при краткосрочных испытаниях минимальная скорость ползучести и время до разрушения стали, подверженной гомогенизации при температуре 1150°C приблизительно совпадают с таковыми в состоянии после гомогенизации при 1200°C. При переходе к длительным испытаниям наблюдается увеличение жаропрочности стали, гомогенизированной при 1200°C. Минимальная скорость ползучести при напряжении 110 МПа составляет  $1,2 \times 10^{-10} \text{ с}^{-1}$ .

Для оценки пластичности стали при ползучести были получены значения площади сечения образцов в области разрушения, а также относительного удлинения ( $\delta$ ) при ползучести при приложенных напряжениях 180, 160, 140 и 120 МПа после гомогенизации при разных температурах. Для образцов с температурой гомогенизации 1150°C  $\delta = 36,6; 30,7; 26,9$  и  $31,7$  % соответственно. Для образцов с температурой гомогенизации 1200°C  $\delta = 20,5; 16,7; 10,5$  и  $8,0$  % соответственно. Площадь сечения образцов в области разрушения после гомогенизации при 1150°C практически не зависит от приложенных напряжений и составляет  $\sim 3 \text{ мм}^2$ , тогда как для образцов с температурой гомогенизации 1200°C наблюдается увеличение площади сечения образцов в области разрушения с 4,04 до 6,46 мм<sup>2</sup> с уменьшением приложенных напряжений с 180 до 120 МПа.

Таким образом, применение низкотемпературной гомогенизации не оказывает значительного влияния на жаропрочность при высоких напряжениях, однако приводит к росту скорости ползучести при низких напряжениях. При этом гомогенизация при 1200°C приводит к снижению пластичности, что можно связать с увеличением содержания W и Mo в твердом растворе.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-38-00052 с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

## **ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CuCrFeTiNi МЕТОДАМИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО МЕХАНИЧЕСКОГО СМЕШЕНИЯ И ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ: СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И СВОЙСТВА**

**Вергунова Ю.С., Шкодич Н.Ф.**

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения

им. А. Г. Мерджанова РАН, Черноголовка, Россия

E-mail: yulya-ser94@yandex.ru

Новый класс металлических соединений, состоящий из не менее пяти основных элементов, концентрация которых варьируется от 5 до 35 ат. %, предложено назвать высокоэнтропийными

сплавами (ВЭС). Особый интерес к таким материалам был вызван после того, как в период с 1998 по 2004 гг., ученые из Тайваньского университета, разрабатывая новые сплавы, обнаружили, что в многокомпонентных сплавах (МС) эквиатомного состава могут образовываться структуры из простых твердых растворов. Как оказалось, подобные МС обладают привлекательными физико-механические и магнитными свойствами. [1,2].

Особенностью ВЭС является то, что они имеют выигрыш в энтропии смешения, которая как предполагается, подавляет образование интерметаллических фаз, и тем самым способствует формированию простых твердых растворов с ГЦК или ОЦК, или ГЦК/ОЦК структурами.

Одним из перспективных методов получения ВЭС с более однородной и стабильной нанокристаллической структурой является высокоэнергетическая механическая обработка (ВЭМО) в шаровых планетарных мельницах.

В данной работе для получения наноструктурированного порошка ВЭС в системе CuCrFeTiNi использовали метод (ВЭМО) в шаровой планетарной мельнице «Активатор 2S» до 240 минут в режиме вращения водила и барабанов 694об/мин / 1388 об/мин соответственно. Для получения объемных ВЭС проводили консолидацию наноструктурированных порошковых смесей методом искрового плазменного спекания (ИПС).

Исследование структурных составляющих ВЭС проводилось методами РСА, СЭМ, ЭДС; их термическая стабильность — методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК).

По данным РСА начиная с 30 минут ВЭМО в системе CuCrFeTiNi происходит образование однофазного продукта с ОЦК структурой.

Последующая консолидация порошковой смеси CuCrFeTiNi с ОЦК структурой методом ИПС до 700 ° приводит к частичному распаду ОЦК структуры на ГЦК и ОЦК. Твердость материала ( $H_v$ ) CuCrFeTiNi, полученного из наноструктурированных порошков в несколько раз выше (7,7 ГПа) аналогичных материалов, спеченных из смеси микроструктурных порошков 2,1 (ГПа).

#### *Список литературы:*

[1] B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent. *Mater. Sci. Eng. A* 375–377 (2004), 213–218.

[2] P.-K. Huang, J.-W. Yeh, T.-T. Shun, S.-K. Chen. *Adv.Eng. Mater.* 6 (2004) 74–78.

## **ВЛИЯНИЕ МЕЖПЛАСТИНЧАТОГО РАССТОЯНИЯ И РАЗМЕРА КОЛОНИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА НА ОСНОВЕ ГАММА АЛЮМИНИДА ТИТАНА**

**Волокитина Е.И., Соколовский В. С., Салищев Г.А.**

НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия

E-mail: 1108668@bsu.edu.ru

Легкие сплавы на основе гамма алюминиды титана являются одними из наиболее перспективных материалов для практического применения для лопаток турбин в компрессоре высокого давления и турбине низкого давления. Эти конструкционные материалы обладают высокими удельными прочностными характеристиками, высокой жаропрочностью и сопротивлением ползучести [1,2]. Однако, остается не решенной задача обеспечения высокого комплекса механических свойств в широком интервале температур. Для повышения пластических характеристик при сохранении требуемой жаропрочности необходимо решить вопросы, связанные с выбором конкретных композиций и структурных состояний [3].

В данной работе было исследовано влияние параметров структуры: размера пластинчатых колоний и межпластинчатого расстояния на механические свойства сплава на основе гамма алюминиды титана легированного гадолинием. С целью получения состояний с разным размером

пластинчатых колоний проводили изотермическую ковку и последующий отжиг в альфа области. Для получения пластинчатой структуры с набором межпластинчатых расстояний проводилось старение в  $\alpha_2+\gamma$  фазовой области. Для определения механических характеристик сплава с различными микроструктурными параметрами был использован метод растяжения плоских образцов. Испытания проводили при комнатной температуре с начальной скоростью деформации  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ . Исследование различных состояний сплава в диапазоне межпластинчатых расстояний 11–800 нм при размере пластинчатых колоний  $\sim 20$  мкм показало существенное их влияние на механические характеристики. Установлено, что максимальное относительное удлинение (2,9%) наблюдается при межпластинчатом расстоянии  $\sim 100$  нм. Уменьшение межпластинчатого расстояния ведет к росту прочности и снижению пластичности, а его увеличение снижает как прочность, так и пластичность. Исследование влияния размера колоний в диапазоне 20 – 50 мкм с  $\lambda \sim 100$  нм показало, что его снижение ведет к росту предела прочности и относительного удлинения.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (Соглашение № 19-79-30066) с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

*Список литературы:*

[1] Clemens H., Mayer S. *Design, Processing, Microstructure, Properties, and Applications of Advanced Intermetallic TiAl Alloys* // *Advanced Engineering Materials*. (2013) 15; pp. 191–215.

[2] F. Appel, J.D.H. Paul, M. Oehring. *Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology*, Wiley–VCH, Weinheim, 2011.

[3] Kim Y.–W. *Effect of Microstructure on the Deformation and Fracture of  $\gamma$ -TiAl Alloys* // *Materials Science and Engineering A*, 192/193, 1995, pp.519–533.

## **МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ НАПЛАВКОЙ ИЗ СТАЛЕЙ ТИПОВ 316L И S700MC**

**Долженко А.С., Янушкевич Ж.Ч., Беляков А.Н., Кайбышев Р.О.**

НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия

E-mail: dolzhenko\_a@bsu.edu.ru

К цистернам нового поколения, перевозящим нефтехимические и пищевые продукты, предъявляются требования по уменьшению веса их котлов, а также необходима высокая коррозионная стойкость. Разрешить противоречие между прочностными и коррозионными свойствами сталей позволяет применение биметалла, в котором основной слой должен обладать высокой прочностью, а поверхностный слой будет представлять собой лист из нержавеющей стали.

Для биметаллического материала, состоящего из высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC, используемой в качестве подложки, и аустенитной коррозионностойкой стали типа 316L в качестве наплавленного слоя, был выбран следующий режим обработки: гомогенизационный отжиг при температуре 1100 °С в течении 1 часа, осадка при температуре отжига с охлаждением в воде и последующая прокатка при температуре 650 °С до истинной степени деформации 1,6.

Металлографические исследования показали, что основной слой биметаллического материала, представленный низкоуглеродистой высокопрочной сталью типа S700MC, состоит из закаленного речного мартенсита, в котором зерна исходных аустенитных зерен разделены на пакеты и блоки реек мартенсита, наплавленный слой из аустенитной коррозионностойкой стали типа 316L состоит из равноосных аустенитных зерен, зона сплавления характеризуется смешанной микроструктурой со средней толщиной около 60 мкм. Структуры обеих исследуемых сталей после деформации характеризуются удлинением

зерен вдоль направления прокатки, зона сплавления составляет около 4 мкм. Ударная вязкость образца, полученного электрошлаковой наплавкой, с V-образным вырезом в основном слое более чем в два раза выше ударной вязкости образца с V-образным вырезом в наплавленном слое, их значения составляют 267 и 82 Дж/см<sup>2</sup>, соответственно. После деформационно-термической обработки ударная вязкость биметаллических образцов значительно возрастает в соответствующих направлениях. После испытания на удар образца с V-образным вырезом в обеих сталях излом характеризуется хрупким разрушением стали типа S700MC и вязким разрушением аустенитной стали, значение KCV составляет 127 Дж/см<sup>2</sup>. Значение ударной вязкости для образца с V-образным вырезом в наплавленном слое составляет 248 Дж/см<sup>2</sup>. Ударная вязкость образцов с концентратом в основном слое биметалла из стали S700MC значительно увеличивается после деформационно-термической обработки до 539 Дж/см<sup>2</sup>. Излом биметалла характеризуется расслаиванием структуры металла основного слоя, который останавливает разрушение, предотвращая разрушение наплавленного слоя из аустенитной коррозионностойкой стали 316L.

## **СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ КЕРМЕТА НА ОСНОВЕ БОРИДОВ СО СТАЛЬЮ**

**Емельяненко И.А., Иванов М.Б., Вершинина Т.Н.**

НИУ «БелГУ», Белгород, Россия

E-mail: [vershinina@bsu.edu.ru](mailto:vershinina@bsu.edu.ru)

В современном машиностроении все большее применение находят коррозионностойкие, жаропрочные, кислотоупорные и другие труднообрабатываемые стали и сплавы, размерная обработка которых осуществляется твердосплавным режущим инструментом. Основная часть таких инструментов производится на основе карбида вольфрама, стоимость которого существенно возросла за последние годы. Поэтому в настоящее время актуальным является вопрос разработки технологии производства безвольфрамовых твердых сплавов. И даже в случае, когда свойства данных материалов лишь сравнимы с показателями для вольфрамсодержащих твердых сплавов, можно достигнуть существенной экономии на сырье.

Одним из перспективных материалов для изготовления напайного режущего инструмента являются сплавы на основе систем Mo-Fe-W, обладающих повышенными прочностью, износостойкостью и твердостью [1, 2]. Несмотря на то, что история создания керметов типа Mo<sub>2</sub>FeW<sub>2</sub>-Fe насчитывает несколько десятков лет, как можно видеть, в литературе нет данных о возможности его использования в качестве режущего инструмента в целом и условий получения качественных соединений «режущая пластина-корпус инструмента» в частности.

В ходе проведения работы были проведены исследования трибологических свойств спеченного кермета системы Mo<sub>2</sub>FeW<sub>2</sub>-Fe. Было показано, что кермет имеет сравнимые с твердым сплавом BK8 значения среднего коэффициента трения и износостойкость при температурах 600 и 800°C.

Показано, что в процессе диффузионной напайки образуется бездефектный сварной шов. В месте соединения кермета и стали формируется переходный слой, характеризующийся более высокой концентрацией никеля и молибдена по сравнению со связкой в кермете. Так же обнаружено, что имел место процесс жидкометаллического смачивания границ зерен. Образование жидкой фазы в месте контакта кермет-сталь привело к ускорению роста кристаллов боридов вблизи шва по сравнению с боридами,

располагающимися в объеме кермета. Указанное изменение микроструктуры существенно не повлияло на твердость и трещиностойкость кермета.

[1] T. Ido, T. Ando, *Reaction sintering of an Fe–6 wt. pct B–48 wt. pct Mo alloy in the presence of liquid phases*, *Metal. trans.*, 1989, 20(1), P. 18–24

[2] K. Nishiyama, M. Keino, Y. Furuyama, T. Sakaguchi and K. Takagi, *Internal friction of boride cermets at elevated temperatures*, *J Alloys Compd.*, 2003, 355, 97–102.

## ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СТАРЕНИЯ НА СВОЙСТВА ХОЛОДНОКАТАННОГО СПЛАВА Al–Cu–Mg

Зуйко И.С.

НИУ «БелГУ», Белгород, Россия  
E-mail: zuiko\_ivan@bsu.edu.ru

Быстрое развитие промышленности стимулирует поиски новых конструкционных материалов, обладающих высокими показателями удельной прочности. Прежде всего, интерес обусловлен экономической целесообразностью создания ещё более прочных, но при этом лёгких конструкций [1]. Не так давно был разработан сплав AA2519, в котором химический состав был изменен с учетом последних достижений в технологии непрерывного литья, модифицирования литой структуры и фильтрации расплава. В качестве стандартной термомеханической обработки для AA2519 применяется обработка T87 (закалка, холодная деформация растяжением на 7% и последующее искусственное старение на максимальную прочность) [1]. Для оценки потенциала повышения механических свойств данного сплава существует возможность увеличения степени промежуточной пластической деформации. Данный факт обусловил цель настоящей работы – исследовать влияние низкотемпературной термомеханической обработки, включающей большую пластическую деформацию методом прокатки с обжатиями 80%, на механические свойства сплава AA2519.

В ходе исследований было установлено, что после прокатки сплав демонстрирует следующие свойства:  $\sigma_{0.2}=567\pm 2$  МПа,  $\sigma_B=589\pm 4$  МПа,  $\delta=5\%$ . Последующее искусственное старение при  $T=190^\circ\text{C}$  не приводит к ожидаемому повышению прочности, а наоборот снижает её. Для установления причин этого явления был исследован фазовый состав сплава после старения. Анализ картин дифракции и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопией было обнаружено, что в результате старения по границам деформационного происхождения появляется стабильная  $\theta$ -фаза ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ).

Таким образом, был сделан вывод, что интенсивная пластическая деформация методом прокатки приводит к значительному увеличению прочностных свойств сплава AA2519 даже без применения искусственного старения. Это обеспечивается структурным упрочнением, а так же повышенной плотностью дислокаций, накопленных в результате взаимодействия растворенных атомов и скользящих дислокаций. Последующее высокотемпературное старение приводит к деградации механических свойств, что связано с значительным ускорением процесса старения и выделением стабильной фазы по границам.

*Список литературы:*

[1] *Влияние термомеханической обработки на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства алюминиевого сплава AA2519 / И. С. Зуйко, М. Р. Газизов, Р. О. Кайбышев // ФММ. – 2016. – № 9. – С. 938–951.*

*Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда (проект № 19–79–00304).*

## ФОРМИРОВАНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В ХОДЕ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6061–Т6

**Калиненко А.А.<sup>1</sup>, Высоцкий И.В.<sup>2</sup>, Малофеев С.С.<sup>3</sup>, Миронов С.Ю.<sup>4</sup>, Кайбышев Р.О.<sup>5</sup>**

НИУ «БелГУ», г. Белгород, Российская Федерация  
E-mail: <sup>1</sup>kalinenko@bsu.edu.ru, <sup>2</sup>visotsky@bsu.edu.ru, <sup>3</sup>malofeev@bsu.edu.ru,  
<sup>4</sup>mironov@bsu.edu.ru, <sup>5</sup>rustam\_kaibyshev@bsu.edu.ru

Сварка трением с перемешиванием (СТП) представляет собой инновационную технологию соединения металлических материалов в твердом виде, т.е. без перевода их в расплав. Это позволяет избежать образования нежелательной литой структуры в зоне сварного шва и, как следствие, СТП обеспечивает получение высококачественных сварных соединений даже в материалах, которые ранее считались непригодными для сваривания.

Важно отметить, что материал в ходе СТП подвергается очень большим деформациям при высокой температуре и относительно высокой скорости. Поскольку поведение материалов при столь экстремальных деформационных условиях изучено не очень хорошо, микроструктурные исследования СТП-швов также представляют и существенный академический интерес. В данной работе анализировались особенности процесса формирования зеренной структуры в ходе СТП на примере алюминиевого сплава 6061–Т6. Аттестация микроструктуры осуществлялась посредством методики ориентационной микроскопии (EBSD).

На периферии деформационной зоны, в условиях относительно низких температур и небольших величин деформаций, было выявлено интенсивное формирование малоугловых границ (МУГ), образующих развитую субзеренную структуру в интерьере исходных зерен. По мере приближения к зоне перемешивания (и сопутствующего повышения температуры и увеличения накопленной деформации) имел место относительно быстрый рост разориентировки на границах деформационного происхождения и локальное превращение МУГ в большеугловые границы (БУГ). Наряду с этим было также отмечено существенное вытягивание исходных зерен в направлении макроскопического пластического течения, обусловленное геометрическим эффектом деформации. На границах исходных зерен было обнаружено появление специфических «языков», свидетельствующих о начале рекристаллизационных процессов. В непосредственной близости от зоны перемешивания, процесс формирования границ деформационного происхождения резко интенсифицировался. Массовое превращение МУГ в БУГ привело к исчезновению исходных зерен и образованию вместо них новой, относительно мелкозернистой микроструктуры. Последняя характеризовалась относительно большой долей МУГ (~40%).

Исходя из совокупности микроструктурных признаков, был сделан вывод, что основным механизмом эволюции зеренной структуры являлась *непрерывная* рекристаллизация.

*Работа выполнена при поддержке Минобрнауки в рамках реализации соглашения №14.578.21.0023 (RFMEFI58417X0023) на оборудовании Центра коллективного пользования научным оборудованием «Технологии и Материалы НИУ «БелГУ».*

# ПРЕДСКАЗАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Cr–Nb–Ti–V–Zr С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПОДХОДОВ «МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ»

**Клименко Д.Н., Юрченко Н.Ю., Степанов Н.Д., Жеребцов С.В.**

ВО НИУ «БелГУ», Белгород, Россия  
E-mail: klimenko@bsu.edu.ru

Традиционная стратегия разработки новых сплавов предполагает выбор одного (реже двух) основных элементов с последующим легированием для получения сплава с необходимыми характеристиками. В последнее десятилетие [1] развивается другой подход к конструированию новых сплавов, предполагающий смешивание нескольких (от 5 до 13) элементов в эквимолярных или почти эквимолярных композициях. В результате, за счет высоких значений энтропии смешения, получаются однофазные сплавы с ОЦК или ГЦК-решеткой, обладающей высокой коррозионной стойкостью, износостойкостью, повышенной прочностью при высоких температурах [2–5]. Огромное композиционное пространство дает возможность варьировать свойства таких сплавов в широком интервале, но также значительно затрудняет подбор оптимального состава, особенно если подбор ведется метода проб и ошибок.

Одним из возможных способов облегчить разработку высокоэнтропийных сплавов с заданными свойствами является использование подходов «машинного обучения» [6]. Данный подход использовался нами для предсказания предела текучести при комнатной температуре для сплавов системы Al–Cr–Nb–Ti–V–Zr. На основании регрессионного анализа выборки из 33 сплавов системы Al–Cr–Nb–Ti–V–Zr в рамках метода опорных векторов была построена предсказательная модель. Для проверки модели были выплавлены и испытаны при комнатной температуре 4 сплава системы Al–Cr–Nb–Ti–V–Zr. Средняя разница между предсказанными и экспериментальными значениями для данных сплавов составила 10%, что указывает на перспективность использования подходов «машинного обучения» при разработке высокоэнтропийных сплавов системы Al–Cr–Nb–Ti–V–Zr.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант № 18-48-310023 с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

## Список литературы:

- [1] Yeh J. W. et al. Nanostructured high entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes // *Advanced Engineering Materials*. – 2004. – Т. 6. – №. 5. – С. 299–303.
- [2] Gludovatz B. et al. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications // *Science*. – 2014. – Т. 345. – №. 6201. – С. 1153–1158.
- [3] Chou Y. L. et al. Pitting corrosion of the high-entropy alloy Co<sub>1</sub> 5CrFeNi<sub>1</sub> 5Ti<sub>0</sub> 5Mo<sub>0</sub> 1 in chloride-containing sulphate solutions // *Corrosion Science*. – 2010. – Т. 52. – №. 10. – С. 3481–3491.
- [4] Wu Y. D. et al. A refractory Hf<sub>25</sub>Nb<sub>25</sub>Ti<sub>25</sub>Zr<sub>25</sub> high-entropy alloy with excellent structural stability and tensile properties // *Materials Letters*. – 2014. – Т. 130. – С. 277–280.
- [5] Yu Y. et al. Tribological behavior of AlCoCrCuFeNi and AlCoCrFeNiTi<sub>0</sub>. 5 high entropy alloys under hydrogen peroxide solution against different counterparts // *Tribology International*. – 2015. – Т. 92. – С. 203–210.
- [6] Wen C. et al. Machine learning assisted design of high entropy alloys with desired property // *Acta Materialia*. – 2019. – Т. 170. – С. 109–117.

## ФОРМИРОВАНИЕ ВТОРЫХ ФАЗ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОМ СПЛАВЕ CoCrFeMnNi И ИХ ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

**Климова М.В., Шайсултанов Д.Г., Степанов Н.Д., Жеребцов С.В., Салищев Г.А.**

НИУ «БелГУ», Белгород, Россия  
E-mail: klimova\_mv@bsu.edu.ru

Эквиатомный высокоэнтропийный сплав (ВЭС) CoCrFeMnNi [1], обладая однофазной ГЦК структурой твердого раствора, при комнатной и криогенных температурах демонстрирует чрезвычайно высокие характеристики вязкости и пластичности [2] при довольно низкой прочности, которая может быть существенно повышена деформационно-термической обработкой. В работе рассмотрены закономерности формирования вторых фаз в ходе последеформационных отжигов и их влияние на эволюцию микроструктуры, механические свойства и механизмы упрочнения сплава CoCrFeMnNi.

ВЭС CoCrFeMnNi был получен электродуговой плавкой и литьем и гомогенизирован при 1000°C в течение 24 часов. Далее сплав был подвергнут однонаправленной плоской прокатке при комнатной температуре до степени деформации 80% и отожжен в интервале температур 500–900°C. Последеформационный отжиг ВЭСа CoCrFeMnNi в течение 1 часа приводит к развитию процессов рекристаллизации в ГЦК матрице при 600–900°C; к выделению обогащенных хромом частиц с ОЦК решеткой при 500–700°C и частиц сигма фазы при температурах 600–800°C. Размеры рекристаллизованных зерен и частиц вторых фаз увеличиваются с повышением температуры отжига, тогда как доля частиц демонстрирует немонотонную зависимость. Увеличение времени изотермического отжига при 600°C до 50 часов сопровождается ростом рекристаллизованных ГЦК зерен и частиц вторых фаз, а также увеличением объемной доли сигма фазы за счет частиц с ОЦК решеткой. Было обнаружено, что рост ГЦК зерен контролируется тормозящей силой Зинера от сигма частиц, расположенных по границам, и происходит по механизму зернограничной диффузии.

Отжиг при температурах 500°C и 600°C в течение 1 часа вызывает существенное упрочнение ВЭСа CoCrFeMnNi по сравнению с прокатанным состоянием вследствие формирования частиц вторых фаз. Между тем, отжиг при более высоких температурах, а также увеличение времени отжига приводит к разупрочнению и повышению пластичности. Однако, даже после 50-часового отжига, сплав демонстрирует достаточно высокую прочность, обусловленную зернограничным упрочнением благодаря стабилизации ультрамелкозернистой структуры частицами вторых фаз.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (Соглашение № 19-79-30066) с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

*Список литературы:*

- [1] B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent, *Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys*, Mater. Sci. Eng. A. 375 (2004) 213–218.
- [2] B. Gludovatz, A. Hohenwarter, D. Catoor, E.H. Chang, E.P. George, R.O. Ritchie, *A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications*, Science 345 (2014) 1153–1158.

## УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ТИПА S700МС ПОСЛЕ ТЕМПФОРМИНГА

**Коптева К.А., Долженко А.С., Янушкевич Ж.Ч., Тихонова М.С., Беляков А.Н.**

НИУ «БелГУ», Белгород, Россия  
E-mail: 1197808@bsu.edu.ru

В данной работе была изучена высокопрочная низкоуглеродистая сталь типа S700МС, подвергнутая темпформингу, исследована микроструктура и механические свойства.



Использование выбранной стали обусловлено ее стойкостью к хрупким разрушениям. Деформационно–термическая обработка (ДТО) приводит к формированию ультрамелкозернистой структуры, увеличению прочностных характеристик, ударной вязкости. Исследуемая сталь с выбранной ДТО является отличным материалом для конструкций и механизмов, используемых под нагрузкой при пониженных температурах.

В качестве объекта исследования была выбрана высокопрочная низкоуглеродистая сталь типа S700MC (Fe – 0,09C – 0,12Si – 1,19Cr – 1,55Mn – 0,003P – 0,005S – 0,05Nb – 0,025Al – 0,05Ti – 0,42Mo – 0,09V – 0,003B), подвергнутая исходной термообработке (гомогенизационный отжиг при 1150°C и в течение 1ч и последующей ковке при температуре отжига с охлаждением на воздухе, далее закалка при 1100°C в течение 30 мин с охлаждением на воздухе) и темпформингу при 600°C (прокатка при температуре отпуска).

При исследовании микроструктуры было выявлено, что в исходном состоянии сталь имеет структуру речевого мартенсита со средним размером исходного аустенитного зерна 13,4 мкм. В стали, подвергнутой темпформингу, формируется слоистая микроструктура, которая состоит из вытянутых вдоль направления прокатки зерен: средний поперечный размер составляет 1,2 мкм. Испытания на ударную вязкость показали, что образцы, подвергнутые темпформингу показывают значение ударной вязкости 440 Дж/см<sup>2</sup> при комнатной температуре, дальнейшее снижение температуры испытания (–10, –40, –60°C) приводит к незначительному снижению значений KCV до 387, 178, 127 Дж/см<sup>2</sup>, соответственно. Стоит отметить, что стали полностью не разрушаются вплоть до T<sub>≥</sub>–40°C, что свидетельствует о более высоких реальных значениях ударной вязкости. Сталь демонстрирует очень высокую ударную вязкость вплоть до T=–90°C, при которой KCV=188 Дж/см<sup>2</sup> – достаточная величина, чтобы остановить разрушение. При дальнейшем охлаждении до T=–196°C ударная вязкость уменьшается до 14 Дж/см<sup>2</sup>. Высокая вязкость разрушения объясняется расслоением, когда разрушение происходит путем расщепления вдоль плоскости прокатки с большим поглощением энергии.

Высокопрочная низкоуглеродистая сталь типа S700MC после темпформинга проявила отличные механические свойства вследствие формирования ультрамелкозернистой слоистой структуры со средним поперечным размером зерна 1,2 мкм, ориентированную вдоль направления прокатки, и исключительно высокую ударную вязкость выше 440 Дж/см<sup>2</sup> при 20°C и 188 Дж/см<sup>2</sup> при –90°C

*Исследование выполнено при поддержке РФФИ в рамках научного проекта №19-38-50031 с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

## **ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ 3–D ПЕЧАТИ НА СТРУКТУРНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СРЕДНЕ–ЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CrFeCoNi**

**Кузьмина Ю. О., Фирсов Д. Г., Ахатов И. Ш., Евлашин С. А.**

Сколковский институт науки и технологий, Москва, Россия

E–mail: yulia.kuzminova@skoltech.ru

Многокомпонентные сплавы, также известные как средне– и высоко–энтропийные сплавы, представляют собой новый класс материалов, свойствами которых можно управлять изменяя их элементный состав [1, 2]. Сплав CrFeCoNi обладает улучшенными механическими свойствами, что делает его перспективным для использования в широких диапазонах температур [3].

В данной работе исследовались структура и механические свойства сплава CrFeCoNi изготовленного методом 3–D печати с помощью технологии селективного лазерного плавления. В результате было исследовано влияние параметров печати на получаемые структурные и механические характеристики.

Образцы, напечатанные при 150 Вт и 600 мм/с мощности и скорости лазера, продемонстрировали наименьшую пористость и высокие значения микротвёрдости. В диапазоне температур  $-150^{\circ}\text{C}$  –  $300^{\circ}\text{C}$  предел текучести образцов на 300 МПа выше, чем у образцов, полученных горячей прокаткой [4]. Значения предела прочности и пластичность, демонстрируемые в данной работе, остаются сопоставимы с результатами горячекатаных образцов.

Было обнаружено, что двенадцатичасовой отжиг при температуре  $750^{\circ}\text{C}$  приводит к формированию сигма-фазы, которая оказывает существенное влияние на механические характеристики. Предел текучести уменьшается на 100 МПа во всём рассматриваемом диапазоне температур. При криогенных температурах наблюдается уменьшение пластичности на 10 %.

*Список литературы:*

[1] D.B. Miracle, O.N. Senkov, A critical review of high entropy alloys and related concepts, *Acta Mater.* 122 (2017) 448–511. doi:10.1016/j.actamat.2016.08.081.

[2] G.A. Salishchev, M.A. Tikhonovsky, D.G. Shaysultanov, N.D. Stepanov, A. V. Kuznetsov, I. V. Kolodiy, A.S. Tortika, O.N. Senkov, Effect of Mn and v on structure and mechanical properties of high-entropy alloys based on CoCrFeNi system, *J. Alloys Compd.* 591 (2014) 11–24. doi:10.1016/j.jallcom.2013.12.210.

[3] S. Praveen, H.S. Kim, High-Entropy Alloys: Potential Candidates for High-Temperature Applications – An Overview, *Adv. Eng. Mater.* 20 (2018) 1–22. doi:10.1002/adem.201700645.

[4] A. Gali, E.P. George, Tensile properties of high- and medium-entropy alloys, *Intermetallics.* 39 (2013) 74–78. doi:10.1016/j.intermet.2013.03.018.

## **ПРИМЕНЕНИЕ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ ДЛЯ ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ ФРЕТТИНГ-КОРРОЗИИ NiTi В ПАРЕ С ТИТАНОВЫМ СПЛАВОМ Ti6Al4V**

**Лукина Е.А., Панин П.В., Журбина Е.В.**

ФГБОУ ВО «МАИ (НИУ)», г. Москва, Россия  
E-mail: lukinaea@mati.ru

Благодаря наличию эффекта запоминания формы (ЭЗФ) и сверхупругости (СУ) сплавы на основе никелида титана (NiTi) перспективны для изготовления балок транспедикулярных аппаратов, применяемых для оперативного лечения сколиозов и дегенеративно-дистрофических заболеваний позвоночника. Наличие ЭЗФ облегчает установку балок в транспедикулярных винтах, используемых для закрепления конструкции в позвонках, а низкий модуль упругости балок позволяет предотвратить дегенерацию смежных с оперированными сегментов позвоночника и избежать ревизионной операции. Однако, в последнее время появились сообщения об обнаружении на извлеченных балках из NiTi обширных коррозионных повреждений в местах их контакта с транспедикулярными винтами из сплава Ti6Al4V, что как предполагается, вызвано развитием фреттинг-коррозии вследствие микроперемещений балки в винтах и усиливается гальваническим взаимодействием между ними. Поэтому цель данной работы состояла в изучении эффективности создания барьерных электроизоляционных оксидных слоев при помощи микродугового оксидирования для предотвращения коррозионного разрушения балок из NiTi в паре с винтами из титанового сплава Ti6Al4V вследствие развития фреттинг-коррозии.

Для испытаний на стойкость к фреттинг-коррозии балки из NiTi (диаметр 5,5 мм, 55,8 масс.% Ni, максимальный размер  $\text{Ti}_4\text{Ni}_2\text{O}_x$  5 мкм, электрополирование) зажимались в транспедикулярные винты из сплава Ti6Al4V. Часть винтов находилась в состоянии поставки, группа I. На другой части винтов методом микродугового оксидирования (МДО)

при напряжении  $U=50$  В (группа II) и напряжении  $U=200$  В (группа III) создавались барьерные оксидные слои. В группе II оксидный слой толщиной  $2\div 2,5$  мкм имел аморфную беспористую структуру, а в группе III пористый оксидный слой толщиной  $25\div 30$  мкм был представлен рутилом и анатазом. Проведена серия потенциостатических измерений тока фреттинг–коррозии при синусоидальной циклической нагрузке (100 Н – 650 Н, что соответствует изгибающему моменту 6,5–7 Нм) с использованием 3–точечной схемы изгиба в 10% растворе бычьей сыворотки в 0,9% NaCl. Поверхность балок после испытаний исследовалась с использованием РЭМ и МРСА, а содержание ионов металлов в растворе – при помощи масс–спектрологии вторичных ионов.

Выявлено, что среднее значение тока фреттинг–коррозии при испытании NiTi балок в Ti6Al4V винтах в состоянии поставки (группа I) составило 2,8 мкА, а на поверхности балок обнаружены эрозионные повреждения протяженностью до 200 мкм. Содержание Ni в растворе после испытаний повышалось в 3 раза. В случае испытаний NiTi в винтах группы II ток снизился до 0,1 мкА, коррозионных повреждений не наблюдалось, повышения содержания Ni в растворе не выявлено, что свидетельствует о том, что создание беспористого барьерного электроизоляционного слоя оксида титана позволяет предотвратить коррозионное разрушение NiTi в условиях фреттинг–коррозии в контакте с Ti6Al4V. С другой стороны, при испытаниях NiTi в винтах группы III ток повысился до 53 мкА, а на поверхности балок выявлены эрозии размером до  $800\div 1000$  мкм, что по–видимому вызвано негативным влиянием оксидного слоя, формирующегося в процессе МДО при высоких напряжениях вследствие его пористого строения.

*Список литературы:*

[1] Reigrut, J. et al. “The tribo–corrosion of nitinol in pedicle screws. Tribo–corrosion: research, testing, and applications”, ASTM Publications, STP1563 (2013), pp. 105–124.

[2] Lukina, E. et al. “Fretting corrosion behavior of nitinol spinal rods in conjunction with titanium pedicle screws”, Materials Science and Engineering: C, Vol. 72 (2017), pp. 601–610.

## **ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КРУПНО– И МЕЛКОЗЕРНИСТОГО AL–6101 ПРИ СТАТИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ**

**Магомедова Д.К.<sup>1</sup>, Ефимов М.А.<sup>1</sup>, Рябоконе Д.В.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Санкт–Петербургский Государственный Университет, Санкт–Петербург, Россия

<sup>2</sup>Военная академия связи имени Маршала Советского Союза С.М. Будённого,

Санкт–Петербург, Россия

E–mail: magmedva.dasha@mail.ru

Сплав Al 6101 отличается высоким уровнем технических характеристик (высокой электропроводностью, низкой плотностью...) после проведения упрочняющей термической обработки (заковки и старения). Метод равноканального углового прессования (РКУП) позволяет существенно повысить прочностные свойства сплавов на основе Al за счет формирования в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры.

В работе исследовались образцы сплава Al–6101 цилиндрической формы диаметром рабочей части 5мм и высотой 35 мм. Заготовки были подвергнуты отжигу при 550 С в течение 2 ч с последующей заковкой водой. Часть образцов была подвергнута отжигу в течение 12 ч при температуре 170 С с последующей заковкой водой. Вторая часть образцов подвергалась естественному старению при комнатной температуре в течении 6 суток. Для получения УМЗ структуры часть заготовок была обработана ИПД методом равноканального углового прессования по схеме Конформ (РКУП–К)[1].

Для проведения механических испытаний образцов на одноосное растяжение использовалась машина Shimadzu AG–50kNX с постоянной скоростью деформации  $1,4\cdot 10^{-4}$  с–1. Деформация образцов регистрировалась с помощью видеозастензометра. Для каждого

состояния и геометрии было испытано не менее 3 образцов. Растяжение проводилось до образования трещин и разрушения образцов.

Таблица 1

Средние значения пределов текучести и прочности

	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа
КЗ ЕС	85±3	232±7
КЗ ИС	238±28	312±3
УМЗ	304±3	351±16

Образцы, подвергнутые искусственному старению, показывают более высокую прочность. Это объясняется выделяющимися  $\beta$ -частицами, которые ведут к упрочнению материала. Также можно сказать, что искусственно состаренный материал показывает столь же высокую прочность, как и УМЗ, но обладает более высокой пластичностью [2].

Список литературы:

[1] M. Murashkin, A. Medvedev, V. Kazыkhanov, A. Krokhin, G. Raab, N. Enikeev and R.Z. Valiev *Enhanced Mechanical Properties and Electrical Conductivity in Ultrafine-Grained Al 6101 Alloy Processed via ECAP-Conform* // *Metals* (2015) 5, 2148–2164

[2] Magomedova D.K., Murashkin M. Yu. Efimov M.A. *Technique development for conducting mechanical tests to study the pore formation process in case of material fracture. AIP Conference Proceedings* (1959), 2018.

Благодарности:

Работа была проведена при поддержке гранта РФФ 17–19–01311.

## МЕЖАТОМНЫЕ ПОТЕНЦИАЛЫ V–Cr–W ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ДИФФУЗИИ И УПОРЯДОЧЕНИЯ В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ

**Максименко В.Н., Липницкий А.Г., Неласов И.В.**

НИУ «БелГУ», Белгород, Россия

E-mail: Slavik975@yandex.ru

Экспериментальные исследования механизмов диффузии и локального атомного строения в концентрированных твердых растворах ограничены недостаточным разрешением современной приборной базы на пространственно–временном масштабе процессов диффузионных перемещений атомов. Использование методов компьютерного моделирования на атомном уровне позволяют компенсировать недостающую информацию. Однако исследования в этом направлении еще требуют развития межатомных потенциалов для многокомпонентных систем. В связи с этим актуальным является разработка потенциалов взаимодействия между атомами в сплавах металлов для моделирования твердых растворов, включая высокоэнтропийные сплавы. В данной работе построены межатомные потенциалы для тройной системы V–Cr–W на основе подхода [1,2], который показал возможность прогноза характеристик систем с металлическим и ковалентным характером химической связи в хорошем согласии с результатами экспериментальных исследований [1]. Построен новый потенциал взаимодействия между атомами W, который отличает высокая точность прогноза теплового расширения и температуры плавления W. Разработан новый метод построения потенциалов для моделирования твердых растворов металлов. Метод основан на экспериментальных и CALPHAD данных для оптимизации параметров потенциальных функций. Построены потенциалы для бинарных систем V–Cr, Cr–W и V–W. В результате получен набор потенциалов для моделирования тройной системы

V–Cr–W при любых концентрациях компонентов в рамках подхода [1,2]. Показано качественное согласие прогноза потенциалов с наличием спинодального распада на сечении фазовой диаграммы V–Cr–W при температуре 1000°C. Предложен простой подход к вычислению коэффициентов диффузии в твердом растворе методом молекулярной динамики для нахождения отношения коэффициентов диффузии компонентов. С использованием новых потенциалов, на примере моделирования сплавов V50Cr50 и V90Cr10 показана эффективность предлагаемого теоретического подхода для исследования упорядочения и диффузии в твердых растворах металлов, включая сплавы со стехиометрическим составом.

*Работа поддержана грантом РФФИ проект № 18-02-00585.*

*Список литературы:*

[1] Lipnitskii A. G., Saveliev V. N. *Development of n-body expansion interatomic potentials and its application for V*//*Computational Materials Science*. – 2016. – Т. 121. – С. 67–78.

[2] Картамышев А. И. и др. *Многочастичные потенциалы межатомных взаимодействий в системе Ti–V с учетом угловых взаимодействий для молекулярно-динамических расчетов*//*Научные ведомости Белгородского государственного университета. Серия: Математика. Физика. №20 Выпуск 44 – 2016 –С.117–128.*

## **МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА В ЛАБОРАТОРНЫХ УСЛОВИЯХ НА СТАНЕ РСП 14–40**

**Мартынов К.Г.<sup>1</sup>, Клименко Д.Н.<sup>2</sup>, Жеребцов С.В.<sup>2</sup> Негодин Д.А.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт–Петербург, Россия

<sup>2</sup>НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия

<sup>3</sup>АО «ЧМЗ», г. Глазов, Россия

E-mail: 4xes@mail.ru

На этапе разработки в АО «ЧМЗ» технологии изготовления горячедеформированных труб повышенного качества из титановых сплавов выявлен ряд существенных проблем, требующих научно–технического подхода для их решения.

При изготовлении на стане винтовой прокатки горячедеформированных труб диаметром свыше 250 мм наблюдается образование на наружной поверхности винтового следа, трещин, а также изгиб труб, исключающий возможность съема трубной заготовки со вспомогательной оснастки для проведения последующих технологических операций.

Для решения проблем, возникающих при винтовой прокатке горячедеформированных труб, проведены следующие экспериментальные и лабораторные исследования:

Проведены реологические исследования сплавов ПТ–1М и ПТ–7М в широком диапазоне температур 300 – 10500С и интервале скоростей  $5 \cdot 10^{-4}$  –  $5 \cdot 10^{-2}$  с<sup>-1</sup>. Полученные данные использованы при построении математической модели прокатки, позволяющей определить оптимальные термо–деформационные режимы применительно к промышленному производству горячедеформированных труб.

Проведен анализ полученных данных по распределению температурных полей и интенсивности напряжений в очаге деформации при прокате трубных заготовок на стане винтовой прокатки.

Выполнена серия экспериментальных прокатов трубных заготовок на оправке и без оправки с различными степенями деформации на лабораторном стане РСП 14–40 (г. Белгород), для получения оптимальных соотношений толщины стенки к внешнему диаметру для последующего применения полученных данных в промышленной технологии, определено влияние оправки на изменение структуры в очаге деформации.

В рамках моделирования проведена оценка влияния на качество наружной поверхности горячедеформированных труб калибрующего участка валков, применяемых в промышленной технологии. Рассмотрены варианты изменения угла калибрующего участка валков, стана винтовой прокатки для последующей доработки инструмента.

## **ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА КРАТКОВРЕМЕННОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ ПЕРСПЕКТИВНОЙ ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ 10X10K3B2MФБР**

**Мишнев Р.В., Дудова Н.Р.**

НИУ «БелГУ», Белгород, Россия  
E-mail: mishnev91@mail.ru

Высокохромистые стали мартенситного класса обладают уникально высоким сопротивлением ползучести, что обусловлено стабильностью структуры троостита отпуска. Карбиды  $M_{23}C_6$  и частицы фазы Лавеса, расположенные по малоугловым границам мартенситных реек, а также равномерно распределенные по ферритной матрице карбонитриды  $M(C,N)$  предотвращают взаимодействие мобильных решеточных дислокаций с дислокациями границ реек при ползучести, а также подавляют миграцию этих границ даже после их трансформации в субзеренные за счет Зинеровских сил торможения. Снижение температуры отпуска с  $770^{\circ}C$  до  $750^{\circ}C$  для стали 10X10K3B2MФБР приводит к снижению размеров карбидов  $M_{23}C_6$  с 70 до 55 нм, что может существенно увеличить тормозящие силы Зинера в процессе ползучести.

В работе изучается влияние снижения температуры отпуска с  $770^{\circ}C$  до  $750^{\circ}C$  на время до разрушения при кратковременном испытании на ползучесть при температуре  $650^{\circ}C$  и напряжениях 180 и 160 МПа. Испытания на ползучесть проводили на плоских образцах с длиной рабочей части 25 мм и поперечным сечением 7 мм × 3 мм при температуре  $650^{\circ}C$ .

Было установлено, что время до разрушения стали после отпуска при напряжении 180 МПа составило 33 часа, а при напряжении 160 МПа – 204 часа. При этом, после отпуска  $770^{\circ}C$  время до разрушения составляет 19 и 211 часов соответственно для испытания при 180 и 160 МПа.

Таким образом, можно сделать вывод о том, что снижение температуры отпуска стали 10X10K3B2MФБР до  $750^{\circ}C$  не оказывает сильного влияния на время до разрушения при кратковременной ползучести. Это свидетельствует о том, что при кратковременном испытании на ползучесть размер частиц в материале не влияет на скорость структурной деградации, а основную роль при разрушении играет локализация деформации (формирование шейки) и порообразование.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19–79–00195).*

## **ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА В ХОДЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ**

**Озеров М. С., Жеребцов С. В.**

НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия  
E-mail: ozerov@bsu.edu.ru

Титан и сплавы на его основе широко используются в медицине благодаря хорошей коррозионной стойкости, высокой удельной прочности и превосходной биосовместимости. Хирургические имплантаты из титана легкие, не подвержены коррозии в биологических жидкостях и не вызывают аллергических реакций. Однако абсолютные значения твердости и

предела текучести титановых сплавов довольно низкие и ограничивают их использование для тех же конкретных применений, например, для изготовления скальпелей, рабочих ножей или ножниц. Производство металлматричных композитов (ММК) путем внедрения упрочнителей в матрицу является перспективным способом повышения прочности и твердости титана. Среди различных армирующих элементов TiB обладает плотностью, близкой к плотности титана, и создает низкие остаточные напряжения благодаря хорошему кристаллографическому сопряжению с матрицей. Образцы Ti/TiB могут быть получены в процессе искрового плазменного спекания (ИПС) с помощью реакции  $\text{in situ } \text{TiB}_2 + 2\text{Ti} \rightarrow \text{Ti} + 2\text{TiB}$ . Однако, значения пластичности полученного композита невысоки и при комнатной температуре нулевые.

Один из возможных вариантов решения этой проблемы может быть связан с изменением структуры матрицы с ГПУ–решетки на объемно–центрированную кубическую (ОЦК) посредством добавления бета–стабилизатора (–ов), например, Mo. ОЦК–сплав Ti–15Mo широко используется в медицине благодаря высокой удельной прочности, превосходной биосовместимости и низкому модулю Юнга.

Между тем, обладая высокими показателями прочности благодаря присутствию упрочняющей фазы TiB, полученные методом ИПС композиты Ti/TiB демонстрируют недостаточную пластичность, особенно при пониженных температурах. Одним из возможных подходов к повышению пластичности композита Ti/TiB является деформационно–термическая обработка. Кроме того, термомеханическая обработка может значительно повысить прочность и твердость  $\beta$  титановых сплавов с (мета) стабильной ОЦК–структурой. В то же время высокотемпературная обработка титановых сплавов, как правило, связана с рядом технологических трудностей, в том числе обусловленных необходимостью контроля огрубления структуры. Однако в настоящее время в научной литературе представлено недостаточно исследований, позволяющих определить как параметры деформационно–термической обработки данных материалов, так и возможный уровень механических (прочность, пластичность, твердость) и функциональных свойств (сопротивление износу и коррозии). Таким образом, целью данной работы является установление влияния горячей деформации на структуру и свойства композитов Ti/TiB и Ti–15Mo/TiB, полученных методом ИПС.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант № 18-48-310023 с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

## **К ВОПРОСУ О МОДЕЛИРОВАНИИ ВАКУУМНО–ПЛАЗМЕННОГО ОСАЖДЕНИЯ ПОКРЫТИЯ Ti–TiN**

**Олейник А.В., Смыслов А.М.**

УГАТУ, Уфа, Россия

E–mail: liptonsoupmaster@gmail.com

Вакуумные ионно–плазменные покрытия, осажденные на поверхность деталей машин, оказывают благоприятное влияние на их эксплуатационные свойства – сопротивление коррозионному и эрозионному разрушению, фреттинг– стойкости, износу и усталости [1]. При этом обеспечение равномерности толщины покрытия по поверхности детали, имеющей сложный профиль, как, к примеру, лопатки компрессора, является актуальной задачей современного авиационного двигателестроения.

Как показывает практика, равномерность толщины вакуумно–плазменного покрытия достигается экспериментальным путем, требующим значительных временных и материальных ресурсов. В этой связи, использование методов компьютерного моделирования и численных расчетов на основе существующих теорий, позволяет значительно сократить время получения искомого результата.

В работе рассмотрен подход к моделированию процесса осаждения вакуумно–плазменного покрытия Ti–TiN, с целью последующего расчета распределения его толщины по поверхности подложки в условиях реального технологического времени.

Экспериментальные образцы располагались в приемном устройстве вакуумной камеры установки КСРГТ–2 [1] вдоль оси протяженного электро–дугового источника плазмы. По завершению процесса осаждения покрытия на образцах контролировалась его толщина с использованием микроскопа «Nikon» MA–100 на сферическом шлифе приготовленным на приборе «Calotest», которая сопоставлялась с ее дальнейшими расчетными значениями.

Данный подход реализован при помощи инструментов в компьютерной программе COMSOL в модуле Charged Particle Tracing.

Разработана методика моделирования процесса осаждения вакуумно–плазменного покрытия, позволяющая производить расчет толщины наносимого слоя по поверхности детали. Данный подход моделирования осаждения использован при разработке технологического процесса комбинированной ионно–плазменной сложнопрофильных лопаток компрессора ГТД.

*Список литературы:*

[1] Смыслов А.М., Дыбленко Ю.М. Смылова М.К., Селиванов К.С., Мингажеев А.Д., Мингажеева А.А. Новая вакуумная установка и технология комбинированной упрочняющей обработки, нанесения покрытий на детали ГТД и энергетических установок / Вестник УГАТУ, 2013. Т. 17, №1 (54). С. 108–113.

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ КРИТИЧЕСКИХ ТОЧЕК НОВОГО БЕТА-ЗАТВЕРДЕВАЮЩЕГО TiAl-СПЛАВА С МИКРОДОБАВКАМИ Gd\*

**Панин П.В.<sup>1</sup>, Ночовная Н.А.<sup>1</sup>, Лукина Е.А.<sup>2</sup>, Кочетков А.С.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> ФГУП «ВИАМ», г. Москва, РФ (105005, Москва, ул. Радио, д. 17)

<sup>2</sup> ФГБОУ ВО «МАИ (НИУ)», г. Москва, РФ (125993, Москва, Волоколамское ш., 4)

E-mail: [PaninPaV@yandex.ru](mailto:PaninPaV@yandex.ru); тел.: (499) 263-86-11

Интерметаллидные сплавы на основе эквиатомного соединения TiAl (гамма-сплавы) обладают привлекательным сочетанием физико-механических и эксплуатационных характеристик [1]. Для улучшения механических свойств интерметаллида TiAl применяют многокомпонентное легирование. Так, гамма-сплавы 4-го поколения содержат пониженное количество Al для обеспечения кристаллизации через  $\beta$ -фазу ( $\beta$ -solidification), легируются Nb для повышения жаропрочности и жаростойкости  $\gamma$ -фазы, а также V, Mo, Cr, Mn для стабилизации небольшого количества равновесной  $\beta$ -фазы в структуре. Во ФГУП «ВИАМ» разработан новый интерметаллидный бета-затвердевающий TiAl-сплав [RU 2606368], содержащий 44,5 ат.% Al и пониженное количество тяжелого Nb, который в разных вариантах сплава заменен на более легкие элементы – Cr и/или Zr. Сплав также легирован микродобавками редкоземельного элемента Gd, который является эффективным геттером вредной примеси кислорода. Система легирования нового сплава обеспечивает его плотность на уровне 4,1 г/см<sup>3</sup> [2].

С помощью ПО Thermo-Calc были смоделированы участки вертикальных (политермических) разрезов диаграмм состояния в интервале концентраций Al от 35 до 50 ат.% для исследуемого гамма-сплава с учетом вариативности по содержанию Cr и Zr (ат.%): Ti-(35...50)Al-2V-1Nb-(1,5/2,0/2,5)Cr; Ti-(35...50)Al-2V-1Nb-(0,5/1,0/1,5)Zr; Ti-(35...50)Al-2V-1Nb-(1,5/2,0/2,5)Cr-(0,5/1,0/1,5)Zr.

В базе данных TTTIAL1 (Thermotech TiAl-based Alloys Database) отсутствуют термодинамические параметры для случая легирования системы Ti–Al–Nb–V гадолинием, поэтому влияние Gd на стабильность фаз в выбранных системах можно установить только экспериментальным путем. В работе изучены как составы без Gd, так и сплавы, содержащие 0,05 и 0,1 ат.% Gd. Исследования проведены на слитках трех систем легирования (Ti–Al–V–Nb–Cr–Gd, Ti–Al–V–Nb–Zr–Gd, Ti–Al–V–Nb–Cr–Zr–Gd), полученных комбинированным методом двойного вакуумно-дугового и однократного вакуумно-индукционного переплава.

На кривых дифференциальной сканирующей калориметрии (*in situ*) наблюдаются четыре пика, соответствующие высокотемпературным превращениям  $L \rightarrow \beta$ ,  $\beta \rightarrow \alpha$ ,  $\alpha \rightarrow \gamma$  и низкотемпературным превращениям  $(\alpha + \gamma) / (\alpha + \gamma + \beta)$ ,  $(\alpha + \gamma + \beta) / (\alpha_2 + \alpha + \gamma + (\beta))$  и  $(\alpha_2 + \alpha + \gamma + (\beta)) / (\alpha_2 + \gamma + \beta)$  в сплавах с Cr или  $(\alpha + \gamma) / (\alpha_2 + \alpha + \gamma)$  и  $(\alpha_2 + \alpha + \gamma) / (\alpha_2 + \gamma)$  в сплавах с Zr. Данные ДСК-анализа были уточнены с помощью высокотемпературной рентгенографии (*in situ*) в интервале температур 800–



1400°C. Экспериментально подтверждена прогнозируемая в Thermo-Calc последовательность фазовых областей на политермических разрезах и установлено, что температуры критических точек в изученных системах не изменяются при введении в сплавы до 0,1 ат.% Gd.

\* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 18-79-10249).

Список литературы:

[1] Ночовная Н.А., Базылева О.А., Каблов Д.Е., Панин П.В. *Интерметаллидные сплавы на основе титана и никеля / под общ. ред. Е.Н. Каблова. – 2-е изд., с изм. и доп. – М.: ВИАМ, 2019. – 316 с. : ил. [ISBN 978-5-905217-46-3].*

[2] Panin P.V., Nochovnaya N.A., Lukina E.A., Kochetkov A.S. *Effect of chemical composition variability on phase composition and structure of beta-solidifying TiAl-alloy in as-cast condition // Inorganic Materials: Applied Research. 2019. Vol. 10. No. 2. Pp. 316–321. [DOI: 10.1134/S2075113319020333].*

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НЕЭКВИАТОМНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Ti–Nb–Cr–V

Панина Е. С.

НИУ «БелГУ», Белгород, Россия  
E-mail: Panina\_e@bsu.edu.ru

Одним из перспективных направлений в развитии высокоэнтропийных сплавов (ВЭСов) является разработка композиций, применяемых при повышенных температурах. Уже установлено [1], что использование неэквивалентных пропорций элементов может быть полезно для получения ВЭСов с улучшенными свойствами, превосходящими эквивалентные аналоги. Был разработан сплав  $Al_{0,5}CrNbTi_2V_{0,5}$  [2], который имеет высокую прочность при комнатной температуре, но ограниченную пластичность. Недавно опубликованная работа [3] показала, что добавка Al в похожие сплавы может приводить к упорядочению по типу В2 и, как следствие, снижению пластичности. В настоящей работе был исследован сплав  $Ti_{42,5}Nb_{22,5}Cr_{22,5}V_{12,5}$  (состав указан в ат.%), его микроструктура и механические свойства.

Сплав был получен вакуумным дуговым переплавом. Для исследования механических свойств были проведены испытания на растяжение, одноосное сжатие, измерения микротвердости. Фазовый состав был определен с помощью рентгеноструктурного анализа. Исследование микроструктуры проводилось с помощью сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии.

В результате проведенных исследований установлено, что в литом состоянии сплав может быть прокатан до 80%. В литом, прокатанном и отожженном при 1200°C состояниях сплав имеет ОЦК структуру. При отжиге прокатанного сплава при  $T=800^\circ\text{C}$  и  $1000^\circ\text{C}$  выделяются частицы фазы Лавеса С15 (ГЦК). Показано, что прокатка приводит к увеличению микротвердости; отжиг снижает микротвердость сплава, при этом продолжительность отжига оказывает слабое влияние на микротвердость. По результатам испытаний на растяжение установлено, что сплав в литом и отожженном состояниях разрушается в упругой области, в то время как в прокатанном состоянии сплав демонстрирует хорошую способность к деформационному упрочнению, и как следствие, пластичность.

[1] *Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength-ductility trade-off / Z. Li, K.G. Pradeep, Y. Deng и др. // Nature. – 2016. – № 534.*

[2] *Precipitation-strengthened refractory  $Al_{0.5}CrNbTi_2V_{0.5}$  high entropy alloy / N.D. Stepanov, N.Yu. Yurchenko, E.S. Panina и др. // Materials Letters. – 2017. – № 188. – С. 162–164.*

[3] *Structure and mechanical properties of B2 ordered refractory AlNbTiVZrx (x = 0, 0.5, 1, 1.5) high-entropy alloys / N.Y. Yurchenko, N.D. Stepanov, S.V. Zherebtsov et al. // Journal of Alloys and Compounds. – 2015. – № 652. – С. 266–280.*

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (Соглашение № 19-79-30066) с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

## **ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ХОЛОДНОЙ РАДИАЛЬНОЙ КОВКИ**

**Панов Д.О.**

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия  
E-mail: dimmak-panov@mail.ru

Метастабильные аустенитные стали (МАС), наряду с высокой коррозионной стойкостью, вязкостью и пластичностью обладают достаточно низким значением предела текучести, что существенно ограничивает область их применения. Одним из наиболее распространенных способов повышения предела текучести МАСов является холодная пластическая деформация. При такой деформации МАСов с различными степенями процесс структурообразования носит стадийный характер из-за последовательной реализации различных механизмов деформации. На данный момент структурные изменения и их влияние на формирование комплекса механических свойств МАСов при холодной радиальной ковке (ХРК) на данный момент недостаточно изучены.

В процессе исследования эволюции микроструктуры AISI 321 МАС в процессе ХРК установлено, что структурообразование при деформации со степенями до  $\epsilon=2.14$  происходит в три стадии. На первой стадии формируется ламельная субструктура аустенита в результате образования полос сдвига и двойников деформации. На второй стадии формируется блочная трапецеидальная структура и развивается мартенситное  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение с получением пакетного  $\alpha'$ -мартенсита. Третья стадия структурообразования заключается в формировании равноосной зеренной структуры в поперечном сечении и полосовой аустенитно-мартенситной структуры в продольном сечении, что позволяет говорить о столбчатой форме полученных зерен.

На всех выявленных стадиях структурообразования при ХРК твердость и характеристики прочности равномерно возрастают по мере общего диспергирования структуры. Распределение твердости по сечению прутка после ХРК является неоднородным. На первой стадии структурообразования наблюдается существенное падение удлинения, что вызвано фрагментированием аустенита двойниками деформации и полосами сдвига. Увеличение степени деформации вплоть до  $\epsilon=2.14$  не вызывает изменения уровня удлинения. Относительное сужение при увеличении степени накопленной деформации плавно снижается. Ударная вязкость образцов с трещиной (КСТ) на первой стадии структурообразования так же как удлинение резко снижается, а на второй и третьей стадиях наблюдается плавное повышение. Однако, ударная вязкость образцов с V-образным надрезом KCV при увеличении степени деформации непрерывно снижается. Температурная зависимость ударной вязкости образцов с V-образным надрезом KCV проявляется наиболее ярко в исходном состоянии и после деформации со степенью  $\epsilon=0.56$ , при этом в интервале температур от комнатной до  $-190$  °C наблюдается падение вязкости примерно в два раза. В случае испытания стали, деформированной со степенью  $\epsilon=2.14$ , в указанном температурном интервале вязкость снижается только на 25%.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВОК ОКСИДОВ МАГНИЯ, ТИТАНА И ЦИРКОНИЯ НА КИНЕТИКУ УПЛОТНЕНИЯ И СТРУКТУРУ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

**Попов А.А., Болдин М.С., Нохрин А.В., Ланцев Е.А., Мурашев А.А.,  
Андрев П.В., Сметанина К.Е.**

Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия  
E-mail: feel-host@yandex.ru

В работе обсуждается влияние малого количества добавок оксидов магния, титана и циркония на эволюцию зеренной структуры керамики на основе оксида алюминия, полученных методом электроимпульсного плазменного спекания. В качестве параметров рассматривались скорости разогрева и время изотермической выдержки.

В качестве объектов исследования в работе выступали керамические образцы из систем порошков на основе чистого оксида алюминия  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  дисперсностью 200 нм с добавкой 0,5%вес. оксида магния (MgO) дисперсностью <100 нм, оксида титана (TiO<sub>2</sub>) дисперсностью <100 нм и оксида циркония (ZrO<sub>2</sub>) дисперсностью <100 нм. Электроимпульсное плазменное спекание порошков проводилось на установке Dr. Sinter SPS-625 «SPS SYNTEX, INC.». Скорость нагрева  $V_{\text{н}}=50\div 700$  °C/мин, механическое напряжение в процессе спекания  $P_{\text{пресс}}=6\div 70$  МПа. Спекание проводилось в вакууме ~ 5 Па. Температура процесса спекания контролировалась оптическим пирометром, сфокусированным на поверхности графитовой пресс-формы с внутренним диаметром 12 мм. Максимальная температура – температура спекания ( $T_{\text{спек}}$ ) лежала в интервале 1150 ÷ 1300 °C. Изотермическая выдержка при  $T_{\text{спек}}$  составляла  $\tau=0\div 60$  мин.

В работе проведено сравнение влияния введенных добавок на уплотнение керамических компактов в условиях квазистационарного и высокоскоростного разогрева. Анализ кинетики спекания оксидных композитов показал, что частицы оксида магния и циркония не оказывают влияния на кинетику протекания стадии интенсивного уплотнения ( $Q(\text{MgO})=30\text{kT}_m$ ,  $Q(\text{ZrO}_2)=$  в отличие от оксида титана  $Q(\text{TiO}_2)=25\text{kT}_m$ . Энергия активации зернограничной диффузии на II стадии спекания рассчитывалась на основании данных об уплотнении порошкового компакта при разогреве.

Установлено, что в условиях изотермической выдержки добавка оксида магния и оксида циркония тормозят рост зерен, при этом наблюдается уменьшение среднего размера зерна в ~4 раза по сравнению с чистым Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Энергия активации зернограничной диффузии на III стадии при введении оксида магния и циркония составляет  $Q_b=30$  кТ<sub>м</sub>.

Введении малого количества добавки оксида титана оказывает ускоряющий эффект на рост зерен, при этом наблюдается увеличение среднего размера зерна в ~2 раза по сравнению с чистым Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Энергия активации зернограничной диффузии  $Q_b=25$  кТ<sub>м</sub>.

*Работа выполнена в рамках госзадания Минобрнауки РФ (проект №11.1114.2017/ПЧ).*

## АЛЮМОТРИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

**Русских А.С., Красиков С.А., Жилина Е.М.**

Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург, Россия  
E-mail: Russkih\_A\_S@mail.ru

Около 10–15 лет назад была предложена принципиально новая концепция легирования, основанная на создании многокомпонентных сплавов с отсутствующим основным элементом. Такие сплавы называются высокоэнтропийными сплавами (ВЭС) [1].

Одним из перспективных направлений развития ВЭС является создание композиций для высокотемпературных применений, так называемых термостойких ВЭС. Микроструктура ВЭС аналогична микроструктуре обычных сплавов, но твердый раствор является многоэлементным и может содержать частицы упрочняющих фаз.

В данной работе мы рассмотрели возможность синтеза сплавов Al–Ti–Nb–Zr–V, совместным алюмотермическим восстановлением металлов из оксидов. Использование алюминия в качестве восстановителя при переходе Al в сплав обеспечивает образование композиций с наименьшей плотностью. Кроме того, Al показывает свою эффективность не только для уменьшения плотности, но также и для стабилизации твердого раствора.

Методология исследования включала проведение металлургических реакций. Результаты показали, что при совместном алюмотермическом восстановлении оксидов могут быть выбраны условия для образования преимущественно твердых растворов, и образование стабильных интерметаллических соединений может быть исключено.

*Работа выполнена по Государственному заданию ИМЕТ УрО РАН с использованием оборудования ЦКП «Урал–М»*

*Список литературы*

[1] *Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts, Acta Mater. 2017. Vol. 122. P. 448–511.*

[2] *Senkov O.N., Senkova S. V., Woodward C. Effect of aluminum on the microstructure and properties of two refractory high-entropy alloys, Acta Mater. 2014. Vol. 68. P.214–228.*

## **МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БОРОСОДЕРЖАЩИХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, УПРОЧНЕННЫХ ЧАСТИЦАМИ W–V**

**Санин В.В.<sup>1</sup>, Филонов М.Р.<sup>1</sup>, Аникин Ю.А.<sup>1</sup>, Икорников Д.М.<sup>2</sup>, Юхвид В.И.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия

<sup>2</sup>ИСМАН РАН, г.Черноголовка, Россия

E-mail: sanin@misis.ru

Повышенный интерес к алюмоматричным композитам (АМК) связан с уникальными свойствами, такими как, малый удельный вес, высокая удельная прочность, высокая удельная жесткость, высокий модуль упругости, низкий коэффициент теплового расширения, а также хорошая износостойкость.

Особый практический интерес представляет получение материалов на основе Al, легированных бором и тяжёлыми металлами (W, Mo). Такие системы легирования могут обладать востребованным комплексом характеристик и быть востребованными при создании ядерных установок малой мощности для космического назначения и изготовления радиационной защиты радиоэлектронной аппаратуры.

Основной проблемой при производстве композиционных материалов является обеспечение эффективного взаимодействия матрицы и упрочняющей фазы. Решить данную проблему возможно используя предварительно подготовленные лигатуры. Для получения лигатур с контролируемым фазовым составом в данной работе был выбран самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) [1], который дает возможность получать частицы тугоплавких соединений, разделенных тонким слоем матричного сплава, плавящегося в процессе введения лигатуры в расплав, это принципиально исключает их агломерацию. Исследования по введению синтезированных модификаторов (СВС–лигатур) в расплав алюминия проводились в вакуумной печи Leuybold–Негаeus с возможностью управлять температурно–временными параметрами сплавления.

После введения СВС–лигатур в расплав были получены слитки, массой ~ 300 грамм для проведения последующего анализа.

Первоначально был проведен анализ морфологических карт распределения элементов после сплавления исследуемых систем. Из отлитых стержневых заготовок АМК, модифицированных борсодержащими легирующими составами, были изготовлены образцы для проведения механических испытаний. Результаты испытаний сплавов представлены в таблице 1.

Таблица 1

Данные результатов испытаний исследованных в работе составов

Образец	$\sigma_{0,2}$ , % МПа	$\sigma_B$ , % МПа	$\delta$ ,%	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>
Al-(W-B-Al(10%))	43,18	71,31	59,72	64
Al-(W-B-Al(40%)).	52,51	97,47	28,91	46

Список литературы:

[1]Yukhvid, V.I. *Centrifugal SHS–metallurgy of nitrogen steels / V. I. Yukhvid [et al.] // Letters on materials. – 2018. – Vol. 8, № 4. – P. 499–503.*

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18–38–00932.

## МЕХАНИЧЕСКОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ И ИСКРОВОЕ ПЛАЗМЕННОЕ СПЕКАНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ HfTaTiNbMo И HfTaTiNbZr

Седегов А.С., Цыбулин В.С., Кусков К.В., Таранова А.И.,  
Московских Д.О., Мукасьян А.С.

НИТУ «МИСиС», Москва, Россия  
E-mail: sedegov.alex@yandex.ru

На настоящее время в современной промышленности используются огромное множество различных специализированных сплавов, специально разрабатывавшихся под конкретную отрасль. Как правило большинство из них в основе состава имеют не более двух базовых элементов, которые дополнительно легируются для улучшения механических, физических либо других эксплуатационных свойств, причем концентрация лигатуры не превышает концентрации нескольких атомных процентов. Применяемый подход объясняется ограниченностью концентрации легирующих элементов ввиду образования побочных интерметаллидных фаз, приводящих к ухудшению свойств материалов. Совсем недавно была разработана новая концепция создания многокомпонентных сплавов, в основе которых более пяти базовых элементов – такие сплавы называют высокоэнтропийными (ВЭС) [1]. Главными эффектами в высокоэнтропийных сплавах являются высокое значение конфигурационной энтропии, искажение кристаллической решетки, замедленная межатомная диффузия и эффект коктейля [2]. Повышенные механические и физические свойства приписывают именно этим четырём основным эффектам. Большое внимание уделяется исследованиям высокоэнтропийных сплавов на основе тугоплавких металлов для аэрокосмической промышленности. Так, например, в работах [3,4] были показаны превосходные свойства ВЭС, базирующихся на тугоплавких металлах Hf, Mo, Ta, Ti, Zr, Nb, при комнатных и повышенных температурах.

Данная работа посвящена исследованию возможности получения высокоэнтропийных сплавов эквимольных составов HfTaTiNbMo и HfTaTiNbZr методом механического легирования порошков в шаровой планетарной высокоэнергетической мельнице и последующим искровым плазменным спеканием. Было показано что оптимальное время

высокоэнергетической механической обработки позволяет получить однородный по своей структуре и фазовому составу материал с превосходными механическими свойствами, а также низкой теплопроводностью. Так же были исследованы зависимости режимов искрового плазменного спекания на относительную плотность и свойства объемного материала.

*Список литературы:*

- [1] J.-W. Yeh et. al. *Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloys Design Concepts and Outcomes*, *Adv. Eng. Mat.*, 6, №5, 2004, 299–303
- [2] Ming-Hung Tsai & Jien-Wei Yeh (2014) *High-Entropy Alloys: A Critical Review*, *Materials Research Letters*, 2:3, 107–123
- [3] Chien-Chang Juan et. al., *Enhanced mechanical properties of HfMoTaTiZr and HfMoNbTaTiZr refractory high-entropy alloys*, *Intermetallics*, 62, 2015, 76–83
- [4] Senkov, O.N., Scott, J.M., Senkova, S.V. et al., *Microstructure and elevated temperature properties of a refractory TaNbHfZrTi alloy*, *J Mater Sci* (2012) 47: 4062

## **СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА $\text{CoCr}_{0,25}\text{FeNiMnC}_x$ ( $x=0; 0,5; 1; 2$ ) ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

**Семенюк А. О.**

НИУ «БелГУ», Белгород, Россия  
E-mail: Semenjuk@bsu.edu.ru

Эквиатомные высокоэнтропийные сплавы системы Co–Cr–Fe–Mn–Ni обладают широким спектром многообещающих свойств, например превосходным балансом между прочностью и пластичностью при криогенных температурах. [1,2] Однако при комнатной температуре сплав CoCrFeMnNi демонстрирует довольно низкие прочностные характеристики. Легирование углеродом может приводить к существенному упрочнению сплава CoCrFeMnNi. [3] Однако равновесная растворимость углерода в ГЦК твердом растворе сплава мала из-за наличия сильного карбидо-образующего элемента – Cr. Уменьшение содержания хрома может повысить содержание углерода в твердом растворе и улучшить механические свойства. Поэтому в данной работе исследовано влияние углерода на структуру и механические свойства сплавов  $\text{CoCr}_{0,25}\text{FeNiMnC}_x$  ( $x=0; 0,5; 1; 2$  ат.%) после деформационно-термической обработки.

Сплавы  $\text{CoCr}_{0,25}\text{FeNiMnC}_x$  были получены методом вакуумной индукционной плавки. Сплавы были подвергнуты деформации прокаткой до 80% с последующим отжигом в интервале температур от 600 до 1000°C в течение 1 часа. Исследование структуры и фазового состава осуществлялось с помощью сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Для определения механических свойств были проведены испытания на растяжение и микротвердость.

В литом состоянии сплавы  $\text{CoCr}_{0,25}\text{FeNiMnC}_x$  имеют крупнозернистую структуру с матричной ГЦК решеткой; при  $x=2$  наблюдается выделение небольшого количества карбидов, преимущественно по границам зерен. Предел текучести сплава возрастает с 185 МПа до 320 МПа при изменении концентрации углерода от 0 до 2%. Увеличение содержания углерода ведет к повышению температуры начала рекристаллизации с 600°C до 700°C. Легирование углеродом приводит к выделению карбидов в интервале температур 700–1000°C, причем их объемная доля возрастает с увеличением количества углерода и уменьшается с повышением температуры отжига. Микротвердость линейно возрастает при повышении концентрации углерода во всех состояниях. Обсуждается влияние легирования на процессы рекристаллизации в ГЦК матрице и механизмы упрочнения сплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (Соглашение № 19-79-30066) с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

Список литературы:

[1] F. Otto, A. Dlouhý, C. Somsen, H. Bei, G. Eggeler, E.P. George, *The influences of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy*, *Acta Mater.* 61 (2013) 5743–5755.

[2] B. Gludovatz, A. Hohenwarter, D. Catoor, E.H. Chang, E.P. George, R.O. Ritchie, *A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications*, *Science* (80-. ). 345 (2014) 1153–1158.

[3] N. D. Stepanov, N. Y. Yurchtnko, M. A. Tikhonovsky, G. A. Salishchev, *Effect of carbon content and annealing on structure and hardness of the CoCrFeNiMn-based high entropy alloys*, *J. Alloys Compd.* 687 (2016) 59–71.

## ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ГАДОЛИНИЕМ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ГАММА АЛЮМИНИДА ТИТАНА

**Соколовский В.С.<sup>1</sup>, Волокитина Е.И.<sup>1</sup>, Ночовная Н.А.<sup>2</sup>, Панин П.В.<sup>2</sup>, Салищев Г.А.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> ФГАОУ ВО НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия

<sup>2</sup> ФГУП «ВИАМ», г. Москва, Россия

E-mail: sokolovskiy@bsu.edu.ru

Интерметаллидные сплавы на основе  $\gamma$ -TiAl обладают высоким потенциалом для применения в качестве высокотемпературных конструкционных материалов, особенно в авиакосмической промышленности. Преимуществами данных сплавов является низкая плотность, высокие удельные прочностные характеристики, жаропрочность, термическая стабильность и сопротивление окислению. Такие свойства интерметаллидов обеспечивает упорядоченность кристаллической структуры и наличие доли ковалентной связи. Однако основным препятствием для применения таких сплавов является низкая пластичность и вязкость разрушения при пониженных температурах [1].

Одним из путей повышения механических свойств при комнатной температуре, в частности прочности и пластичности, является снижение размеров пластинчатых колоний. Снижение среднего размера пластинчатых колоний возможно методом высокотемпературной деформации. В процессе деформационной обработки в  $\alpha$ - или  $\alpha+\beta$ -фазовых областях происходит измельчение  $\alpha$ -зерен, что в свою очередь позволит получить с помощью термической обработки пластинчатые колонии с малым размером зерен. Такая обработка является технологически сложной в связи с высокой температурой и напряжениями течения. Обработка давлением при более низких температурах не представляется возможной из-за малой технологической пластичности сплавов и неоднородности пластической деформации. Однако в литературе недостаточно исследовано влияние легирования РЗМ на горячую деформацию и получаемую структуру. Растворимость РЗМ в сплавах на основе гамма алюминидов титана крайне мала и их введение приводит к образованию частиц оксидов и алюминидов [2]. Присутствие в микроструктуре сплавов таких частиц будет оказывать влияние на механическое поведение сплава при горячей деформации.

В данной работе было исследовано влияние легирования Gd на структуру и механическое поведение сплавов на основе гамма алюминидов титана в  $(\alpha_2+\gamma)$  фазовой области. Микролегирование Gd снижает размер пластинчатых колоний в литом состоянии. Исследование микроструктуры после деформации показало, что в сплаве легированном Gd объем рекристаллизованной микроструктуры значительно больше, чем в сплаве без Gd. Таким образом, легирование Gd позволяет подвергать сплавы пластической деформации при более низкой температуре.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (Соглашение № 19-79-30066) с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

Список литературы:

[1] *Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology / F. Appel – Wiley-VCH Verlag & Co. KGaA, Weinheim, 2011. – 745 p.*

[2] *C. Liu, K. Xia, W. Li. The comparison of effects of four rare earth elements additions on structures and grain sizes of Ti–44Al alloy. Journal of Materials Science 37 (2002) pp. 1515 – 1522.*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ВТ6/ВТ6 МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ

**Сулейманова Г.Р.<sup>1</sup>, Семенова И.П.<sup>2</sup>, Ткач Е.Г.<sup>1</sup>, Измайлова Н.Ф.<sup>1</sup>,  
Кабиров Р.Р.<sup>2</sup>, Жиляев А.П.<sup>2</sup>, Караваева М.В.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Уфимское моторостроительное объединение ПАО «ОДК–УМПО», Уфа, РФ

<sup>2</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, РФ

<sup>3</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, РФ

E-mail: Guzel.suleymanova@bk.ru

Значительный интерес к линейной сварке трением (ЛСТ) вызван возможностью соединения деталей, форма которых отлична от тел вращения, что является весьма актуальной проблемой, например, в авиационном двигателестроении [1, 2]. Изучение прочности данных соединений является важной и актуальной задачей. Такие испытания обычно проводятся на растяжение и/или изгиб. Работы, посвященные исследованию сварного шва методом кручения, в литературе встречаются достаточно редко.

В представленной работе методом кручения изучались механические свойства сварного соединения образцов сплава ВТ6 и микроструктура зоны разрушения. Для сравнения тем же методом были испытаны монолитные образцы данного сплава. Исследование фрактограмм разрушения показало, что зона разрушения и в случае сварного соединения, и в случае монолитного образца характеризуется вязким (волокнустым) изломом с бугристо–сглаженным рельефом, что свидетельствует о значительной пластической деформации, предшествующей разрушению. В процессе разрушения происходит рост ямок в результате утяжки перемычек между ними. Небольшая протяженность, но достаточная глубина ямок являются свидетельством благоприятного сочетания в материале высокой прочности и высокой надежности по характеристикам разрушения.

Результаты структурных исследований образца сварного шва ВТ6/ВТ6, полученного линейной сваркой трением (ЛСТ), можно выделить следующие зоны в околшовной области: рекристаллизованная зона, зона большой пластической деформации (термомеханическая), переходная (термическая) зона и зона основного металла. Выбранный режим ЛСТ позволяет получить качественное соединение, т.к. дефектов сварочного характера (непроваров, трещин, пор, включений) не обнаружено. Полученные значения характеристик прочности при кручении ( $\tau_b = 81$  МПа,  $\tau_{0,3} = 20$  МПа,  $G_{кр} = 690$  МПа,  $\varphi = 90^\circ$ ) позволяет сделать вывод о достаточно высоких характеристиках сварного соединения, что соответствует уровню прочности монолитного материала, разрушение, при этом, происходит по основному металлу.

Список литературы:

[1] *Караваева М.В., Киселева С.К., Бычков В.М., Медведев А.Ю., Сунов А.В., Мусин Ф.Ф., Александров И.В., Латыш В.В. Влияние величины осадки на формирование сварного соединения при линейной сварке трением // Письма о материалах т.2 (2012) 40–44*

[2] *Т. А. Гордеева, И. П. Жегина Анализ изломов при оценке надежности материалов. – М.: Машиностроение, 1978. – 200с.*



# ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ГАДОЛИНИЕМ НА КИНЕТИКУ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ ПРИ СТАРЕНИИ ЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ГАММА АЛЮМИНИДА ТИТАНА

Соколовский В. С., Волокитина Е.И., Салищев Г.А.

НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия  
sokolovskiy@bsu.edu.ru

Сплавы на основе гамма алюминидов титана являются перспективными конструкционными материалами для использования в области температур 600–800°C в качестве лопаток компрессора высокого давления и турбины низкого давления газотурбинных двигателей [1]. На структуру и свойства этих сплавов отрицательное воздействие оказывают примеси кислорода [2]. В металлургии одним из методов снижения уровня вредных примесей является микролегирование редкоземельными металлами (РЗМ). Так как РЗМ являются активными геттерами, то их введение снижает концентрацию растворенного кислорода, что оказывает положительное воздействие на механические свойства сплавов на основе гамма алюминидов титана [2]. Растворимость РЗМ в сплавах на основе гамма алюминидов титана крайне мала и их введение приводит к образованию частиц оксидов и алюминидов [3]. Однако, вследствие того, что РЗМ являются поверхностно-активными элементами, они могут образовывать сегрегации на границах и влиять на фазовые превращения в твердом состоянии. Так сегрегации РЗМ на границах зерен снижают поверхностную энергию [4]. Кроме того, растворенные атомы РЗМ оказывают влияние на диффузионную подвижность атомов в сплавах [5], что очевидно будет сказываться на кинетике фазовых превращений. В данной работе было проведено исследование влияния гадолиния на кинетику  $\alpha_2 \rightarrow \gamma$  превращения при старении закаленных сплавов на основе гамма алюминидов титана с разным содержанием гадолиния. Исследована эволюция структуры в ходе старения в интервале температур 400–800°C, предварительно закаленных из  $\alpha$  фазовой области сплавов. Обнаружено замедление кинетики  $\alpha_2 \rightarrow \gamma$  превращения в сплаве с большей концентрацией гадолиния, которое связано с растворением в  $\alpha$  фазовой области частиц алюминидов  $GdAl_3$  и образованием сегрегаций элемента на границах зерен. Показано, что последние влияют на образование пластинчатой структуры в ходе старения, снижая межпластинчатое расстояние.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (Соглашение № 19-79-30066) с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

*Список литературы:*

- [1] F. Appel, J.D.H. Paul, M. Oehring. *Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology*, Wiley-VCH, Weinheim, 2011.
- [2] H. Liu, Z. Li, F. Gao, Y. Liu, Q. Wang. *High tensile ductility and strength in the Ti-42Al-6V-1Cr alloy*. *Journal of Alloys and Compounds* (2017) pp. 898–905.
- [3] C. Liu, K. Xia, W. Li. *The comparison of effects of four rare earth elements additions on structures and grain sizes of Ti-44Al alloy*. *Journal of Materials Science* 37 (2002) pp. 1515 – 1522.
- [4] T. Inoue and H. Matzke. *Uranium self-diffusion in UC doped with Y, Zr, La or Ce*. *Journal of Nuclear Materials* 91 (1980) pp. 1–12.
- [5] Q. Zhang, T.-W. Fan, L. Fu, B.-Y. Tang, L.-M. Peng, W.-J. Ding. *Ab-initio study of the effect of rare-earth elements on the stacking faults of Mg solid solutions*. *Intermetallics* 29 (2012) pp. 21–26

# ВЛИЯНИЕ РКУП–КОНФОРМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu–Cr–Zr

**Ткачев М. С., Луговская А., Пилипенко А., Морозова А.**

НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия  
E-mail: 1196634@bsu.edu.ru

Исследовали сплав Cu–0,1%Cr–0,1%Zr (масс.%), который был подвергнут термической обработке (ТО) на получение пересыщенного твёрдого раствора (закалка) при температуре 920 °С 1 ч с охлаждением в воде, затем часть образцов была подвергнута старению при температуре 500 °С 4 ч. Осуществляли 1, 2, 4, 8 проходов равноканального углового прессования методом Конформ (РКУП–К) в оснастке с углом пересечения каналов матрицы 120 °С при комнатной температуре по маршруту В<sub>с</sub>. Механические свойства были определены после испытаний на одноосное растяжение на испытательной машине Instron 5882 при начальной скорости деформирования  $\approx 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Электропроводность измеряли вихретоковым методом с помощью установки Константа К–6.

Предел текучести резко возрастает после 1 прохода РКУП–К и незначительно увеличивается при дальнейшей деформации вне зависимости от исходной ТО (таблица 1). Максимальный предел текучести составляет 440 МПа и 410 МПа для закаленного и состаренного сплава, соответственно. Предел прочности постепенно увеличивается с ростом степени деформации и достигает максимальных значений после 8 проходов РКУП–К (450 МПа и 455 МПа для закаленного и состаренного состояния, соответственно). Пластичность сплава значительно снижается после 1–2 проходов РКУП до  $\approx 20\%$  и стабилизируется при увеличении деформации. Предварительная ТО не влияет на механические свойства сплава. Электрическая проводимость в предварительно закаленном сплаве возрастает на  $\approx 5\%$  IACS после 1 прохода РКУП–К и затем практически не меняется с ростом степени деформации. В состаренном сплаве проводимость снижается после 1 прохода РКУП–К и остается стабильной при дальнейшей деформации. Проводимость состаренного сплава во всем интервале деформаций выше, чем закаленного.

*Таблица 1*

Физико–механические свойства сплава Cu–0,1%Cr–0,1%Zr после РКУП–К

Состояние		Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %	Электрическая проводимость, % IACS
закалка	исходное	65±5	190±5	68±2,8	54,9±0,2
	1 проход	335±5	355±5	22,4±0,8	59,4±0,3
	2 проход	345±5	370±5	20,8±2,8	59,6±0,1
	4 проход	415±20	435±5	22,2±1,8	59,1±0,2
	8 проход	440±5	450±5	20,9±0,4	59,7±0,1
старение	исходное	105±0	215±10	47,5±10,6	74,4±0,5
	1 проход	105±5	360±0	26,4±1,8	65,0±0,8
	2 проход	335±5	365±5	21,3±0,0	66,7±0,2
	4 проход	345±5	425±5	22,7±0,9	65,4±0,8
	8 проход	410±5	455±0	23,1±0,8	66,9±0,5

## **ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУРНО–ВРЕМЕННЫХ ФАКТОРОВ НА СВОЙСТВА СПЛАВА ВТ6**

**Токаренко С.А., Измайлова Н.Ф.**

ПАО «ОДК–УМПО», г. Уфа, Россия  
E-mail: tockarenkos@yandex.ru

Разработка перспективных газотурбинных двигателей (ГТД) сопряжена с рядом трудностей как конструкционного, так и материаловедческого характера. К последним, в частности, относится рациональный выбор материалов для основных деталей и рабочих лопаток ГТД. Возрастающие требования к конструкционной прочности материалов и весовой эффективности изделий из них заставляют конструкторов и материаловедов–технологов искать новые материалы, удовлетворяющие современным требованиям, а также конструктивные решения, позволяющие достичь максимального снижения веса при использовании традиционных и хорошо зарекомендовавших себя материалов.

Титановые сплавы находят все более широкое применение в современных изделиях. Современные конструкционные решения требуют расширения технологических параметров (температурных, временных, деформационных) применения сплавов.

Сплавы ВТ6 используются в летательных аппаратах в качестве крупных сварных и сборных конструкций. Он нашел самое широкое применение в авиационных и космических технологиях. Как свидетельствует статистика, приблизительно 50 процентов всех материалов, задействованных в аэрокосмической промышленности, составляет ВТ6. В этом сплаве металлургам удалось добиться оптимального соотношения прочности и пластичности. Алюминий, содержащийся в ВТ6, усиливает его прочность и жароустойчивость, а ванадий повышает не только прочность, но и пластические свойства данного материала.

В данной работе детально рассмотрено влияние технологических температурно–временных факторов на свойства сплава ВТ6. Работа включает в себя исследования изменений в микроструктуре сплава ВТ6 после различных нагревов по таким параметрам как морфология  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз, размер структурных элементов, микротвердость, а также предел выносливости.

## **ВЛИЯНИЕ АЛЮМИНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СРЕДНЕМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ**

**Торганчук В.И., Беляков А.Н., Кайбышев Р.О.**

НИУ «БелГУ», Белгород, Россия  
E-mail: torganchuk@bsu.edu.ru

Современные требования, предъявляемые к надежности и безопасности конструкций в автомобильной промышленности, приводят к появлению новых классов сталей, таких как, например, TWIP/TRIP стали. Данные классы сталей обладают высокими показателями прочности и пластичности. Заявленный комплекс свойств достигается за счет особых механизмов упрочнения. В TWIP сталях в процессе деформации протекает двойникование, в то время как в TRIP сталях в процессе деформации наблюдается образование мартенсита деформации в аустенитной фазе, что приводит к продолжительной стадии деформационного упрочнения и увеличению пластичности.

На сегодняшний день особый интерес представляют TRIP стали в виду более экономного легирования и возможности формировать необходимый комплекс свойств, в том числе, за счет термической обработки, формируя необходимое структурно–фазовое состояние. В качестве основных легирующих элементов выступают марганец, углерод и алюминий. Добавки алюминия увеличивают энергию дефекта упаковки, тем самым подавляя образование  $\epsilon$ -мартенсита и нестабильность пластического течения при высоких степенях деформации. Также алюминий стабилизирует аустенитную фазу, способствует образованию защитного слоя оксида алюминия ( $Al_2O_3$ ), снижает коэффициент диффузии углерода, уменьшает плотность стали, увеличивает параметр ГЦК решетки, но при этом, не вносит

значительного вклада в твердорастворное упрочнение. В рамках данной работы проводилось исследование сталей системы Fe–10Mn–0.2C–(0–3)Al. Сталь Fe–10Mn–0.2C–3Al показывает более высокий предел текучести и предел прочности 910 и 1550 МПа, соответственно, после горячей деформации при температуре 1150°С. При этом качество поверхности проката не имеет существенных дефектов после высокотемпературной деформации, в то время как, в стали Fe–10Mn–0.2C наблюдаются глубокие дефекты по краям полосы. Последующая деформационная обработка в двухфазной температурной области, привела к обратной зависимости прочности от содержания алюминия. Для обеих сталей наблюдается увеличение относительного удлинения до разрушения, значения которого находится в пределах 20–22%, при этом, наблюдается увеличение предела прочности до 1630 МПа в стали Fe–10Mn–0.2C и его снижение до 1215 МПа в стали Fe–10Mn–0.2C–3Al.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ Соглашение №11.3719.2017/ПЧ (11.3719.2017/4.6).*

## **ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ КАРБИДОВ И ТУГОПЛАВКИХ МАТЕРИАЛОВ**

**Цыбулин В.С., Седегов А.С., Кусков К.В., Московских Д.О., Рогачёв А.С.**

НИТУ «МИСиС», Москва, 119049 Россия

E-mail: v.cybulin@mail.ru

На сегодняшний день разработано большое количество металлических сплавов. Совершенно новым классом материалов является высокоэнтروпийные сплавы (ВЭС), которые пользуются большим интересом в научной среде [1].

В отличие от традиционных сплавов, которые основываются на одном или двух металлических элементах, ВЭС состоят из пяти и более элементов в эквиатомной или с почти эквиатомной концентрацией. ВЭСы обладают четырьмя основными эффектами: высокая конфигурационная энтропия, замедленная диффузия, сильное искажение решетки и эффект коктейля [2]. Благодаря приведённым эффектам, сплавы обладают такими свойствами как выдающаяся твердость, пластичность и уникальными высокотемпературными свойствами.

Недавно, класс высокоэнтропийных материалов дополнили высокоэнтропийные керамики (ВЭК), обладающие превосходной комбинацией механических свойств, таких как высокая прочность, твердость, износостойкость, а также особые физические свойства (оптические, электрические и магнитные), что даёт возможность успешно их применять во многих уникальных промышленных сферах [3,4].

В данной работе были получены ВЭК составов (HfTaTiNbMo)<sub>5</sub> и (HfTaTiNbZr)<sub>5</sub> методами механического синтеза и самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), и различными видами спекания – искровое плазменное спекания (ИПС) и горячее прессование (ГП). В проведенном исследовании показана возможность синтеза однофазных керамик. Результаты данной работы показали, что спечённые материалы, полученные методами СВС и ИПС, имеют высокие характеристики твердости и прочности, отличные значения теплопроводности, в сравнении с материалами, полученными методами механосинтеза и горячего прессования и чистыми карбидами.

*Список литературы:*

[1] Jien-Wei Yeh et. al, *Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes, Advanced Engineering Materials*, 6, №5, 2004, 299–303.

[2] D.B. Miracle, O.N. Senkov, *A critical review of high entropy alloys and related concepts, Acta Materialia* 122, 2017, 448–511.

[3] Xueliang Yan et. al, (Hf<sub>0.2</sub>Zr<sub>0.2</sub>Ta<sub>0.2</sub>Nb<sub>0.2</sub>Ti<sub>0.2</sub>)C High-Entropy Ceramics with Low Thermal Conductivity, *J Am Ceram Soc.* 101, 2018. 4486–4491.

[4] Jieyang Zhou et. al, High-entropy carbide: A novel class of multicomponent ceramics, *Ceramics International* 44, 2018. 22014–22018.

## ПОЛУЧЕНИЕ СТАБИЛЬНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА TiNi МЕТОДОМ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

**Чуракова А.А.<sup>1,2</sup>, Гундеров Д.В.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> Институт физики молекул и кристаллов – обособленное структурное подразделение Уфимского федерального исследовательского центра РАН, Проспект Октября, 151, Уфа, Россия

<sup>2</sup> Уфимский государственный авиационный технический университет, ул. Карла Маркса, 12, Уфа, Россия  
E-mail: churakova\_a@mail.ru

Сплавы с памятью формы на основе TiNi широко используются из-за их уникального механического поведения, такого как эффекты памяти формы, вызванные термоупругим мартенситным превращением [1–3]. Во многих применениях легкосплавные элементы с памятью формы подвергаются многократному охлаждению и нагреву, например, в приводах и теплообменниках [4–6]. Как следствие, одной из важнейших характеристик является хорошая стабильность их функциональных свойств при термоциклировании [7]. В данной работе на сплаве с большим содержанием Ni – TiNi с температурами мартенситных превращений  $M_n=3^\circ\text{C}$   $M_k=-60^\circ\text{C}$   $A_n=-25^\circ\text{C}$   $A_k=27^\circ\text{C}$ , были проведены исследования структуры в крупнозернистом (КЗ). Термоциклирование проводилось в свободном состоянии путем последовательного нагрева (до  $+150^\circ\text{C}$ ) и охлаждения ( $-196^\circ\text{C}$ ), выдержка  $t=8$  мин, количество циклов  $n$  от 0 до 250. Исследование структуры осуществлялось методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEOL 2100 и методом сканирующей электронной микроскопии JEOL JSM 6395. В результате исследования было установлено, что при термоциклировании наблюдается накопление дислокаций и незначительное изменение структурных элементов. В данном сплаве содержится большая доля мартенсита B19', что четко идентифицируется на снимках микроструктуры в просвечивающем электронном микроскопе и дислокационные скопления. При достижении определенной плотности дефектов при  $n=100$  значительной трансформации структуры в дальнейшем не происходит, структура становится стабильной относительно термоциклического воздействия. Кроме этого, в работе было исследовано механическое поведение сплава при термоциклических нагрузках.

*Исследования проведены в рамках гранта для молодых ученых РБ (ГРН<sub>28</sub> от 07.03.2019).*

### *Список литературы:*

[1] J. Van Humbeeck, *Mater. Sci. Eng. A* 273–275 (1999) 134.

[2] A.I. Razov, *Phys. Met. Metallogr.* 97 (2004) S97.

[3] Hartl, D.C. Lagoudas, *J. Aerospace Eng.* 221 (2007) 535.

[4] Salzbrenner, *J. Mater. Sci.* 19 (1984) 1827.

[5] M. Tanaka, K. Saito, *J. Mech. Eng. Lab.* 47 (1993) 257.

[6] Tobushi, K. Date, K. Miyamoto, *J. Solid Mech. Mater.* 4–7 (2010) 1094.

[7] H. Matsumoto, *J. Alloys Compd.* 368 (2004) 182.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ ЛИТЫХ И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Al–Mg–Sc

**Шадрина Я.С.<sup>1</sup>, Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Копылов В.И.<sup>1,2</sup>, Бобров А.А.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия

<sup>2</sup> Физико–технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь  
E–mail: nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве объектов исследования выступали сплавы Al–0.5вес.%Mg–XSc (X = 0.2, 0.3, 0.4 вес.%), полученные методом индукционного литья (литейная машина INDUTHERM VTC–200) с последующей деформацией методом ортогонально–углового прессования (ОУП) при температуре 225°C и путем комбинации метода равноканального углового прессования (РКУП) и ОУП. В процессе исследования определяли средний размер и объемную долю рекристаллизованных зерен, микротвердость и удельное электросопротивление в зависимости от температуры 30–минутного отжига. Исследование микротвердости проводилось на микротвердомере HVS–1000. Металлографическое исследование зеренной структуры проводилось с помощью металлографического микроскопа Leica IM DRM. Для исследования удельного электросопротивления (УЭС) использовался прибор SIGMATEST 2.069.

Показано, что увеличение содержания Sc в сплавах приводит к увеличению микротвердости с 350±10 МПа (0.2вес.%Sc) до 370±10МПа (0.4вес.%Sc). Установлено, что ОУП приводит к повышению микротвердости в 1.5–2 раза. Микротвердость микрокристаллических (МК) сплавов после РКУП в пределе погрешности совпадает с микротвердостью сплавов после ОУП. Исследования УЭС показывают, что при увеличении содержания Sc величина УЭС повышается от 3.40 мкОм·см (0.2вес.%Sc) до 3.82 мкОм·см (0.4вес.%Sc). Установлено, в процессе отжига наблюдается уменьшение удельного электросопротивления, что связано с распадом твердого раствора Sc и выделением частиц.

Проведены экспериментальные исследования процесса рекристаллизации при отжиге (30 мин.) микрокристаллических алюминиевых сплавов. Обнаружено, что температура начала рекристаллизации МК сплавов весьма высока и составляет 425–450°C. Температура начала рекристаллизации определялась по металлографическим исследованиям и соответствует температуре, при которой наблюдалось появление рекристаллизованных зерен. После отжига (30 мин.) при температуре 475°C средний размер рекристаллизованного зерна порядка 3 мкм, объемная доля рекристаллизованного зерна не превышает 5%. Отметим, что это достаточно неожиданный результат, поскольку обычно температура начала рекристаллизации в МК сплавах Al–Mg–Sc не превышает 300 °C.

Для объяснения полученных результатов проведен анализ механизмов распада твердого раствора при отжиге литых и мелкозернистых алюминиевых сплавов. Определены параметры уравнения Аврами для уравнения распада твердого раствора в литых и МК сплавах. Показано, что кинетика распада выделения частиц Al<sub>3</sub>Sc в МК сплавах определяется интенсивностью процессов диффузии по ядрам решеточных дислокаций и по границам зерен.

*Работа выполнена при поддержке РФФ (грант №18–13–00306).*

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ CO–CR–FE–NI–MN, СОЕДИНЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РАЗЛИЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ СВАРКИ

**Шайсултанов Д.Г., Степанов Н.Д., Высоцкий И.В., Жеребцов С.В.**

НИУ «БелГУ», Белгород, Россия  
E–mail: shaysultanov@bsu.edu.ru

Разработка эффективных технологий соединения важна для потенциального применения любого конструкционного материала. Эффективные технологии соединения

были разработаны для традиционных металлических материалов, таких как сталь, алюминий, медь, никелевые сплавы и т.д. Однако информации о сварке высокоэнтропийных сплавов (ВЭСов) недостаточно.

В данной работе были изучены лазерная сварка (ЛС) и сварка трением с перемешиванием (СТП) высокоэнтропийного сплава системы Co–Cr–Fe–Ni–Mn. Сплав был получен путем самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Процесс лазерной сварки литого ВЭСа проводилась с использованием следующих параметров процесса: мощность лазера – 2,0 кВт; положение фокуса – 0,0 мм над поверхностью образца; скорость сварки – 5,0 м/мин. Параметры СТП были следующими: скорость вращения инструмента – 1000 об/мин; скорость движения инструмента – 100 мм/мин; угол наклона инструмента – 2,5°. Литой сплав состоял из удлиненных ГЦК–зерен с крупными частицами MnS и мелкодисперсных карбидов  $M_{23}C_6$ . Методом лазерной сварки было получено бездефектное сварное соединение. Показано, что лазерная сварка приводит к выделению наноразмерных частиц В2 фазы в зоне сварки. Это оказывает заметное увеличение микротвердости от ~ 150 HV основного материала до ~ 220 HV в зоне плавления. Перед СТП сплав был подвергнут холодной прокатке до 80% и рекристаллизационному отжигу при температуре 900°C в течение 60 мин, для получения однородной, мелкозернистой структуры со средним размером зерна 2,5–5 мкм. Сварка трением с перемешиванием, высокоэнтропийного сплава в рекристаллизованном состоянии, привела к образованию мелкозернистой структуры с размером зерна ~ 1,5 мкм в наиболее напряженной области. Заметное повышение прочности и некоторое снижение пластичности обработанного сплава по сравнению с исходным состоянием может быть связано с образованием наноразмерных карбидов  $M_{23}C_6$ .

Была продемонстрирована успешная сварка волоконным лазером и сварка трением с перемешиванием из высокоэнтропийного сплава типа CoCrFeNiMn. В обоих случаях были изготовлены надежные сварные швы без видимых дефектов, таких как пористость или трещины. Значительное увеличение прочности может быть достигнуто в сварных швах за счет выделения карбидов  $M_{23}C_6$  (в случае СТП) и наночастиц В2 (в случае ЛС).

*Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (Соглашение № 18-79-00162) с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

## СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭКВИАТОМНОГО МНОГОКОМПОНЕНТНОГО СПЛАВА CuNiMnZn

**Щиголева Е.А.<sup>1</sup>, Добаткин С.В.<sup>2</sup>, Климова М.В.<sup>1</sup>, Степанов Н.Д.<sup>1</sup>, Жеребцов С.В.<sup>1</sup>, Г.А. Салищев<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>НИУ «БелГУ», Белгород, Россия

<sup>2</sup>ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН  
E-mail: 1335569@bsu.edu.ru

Латунь и бронза – медные сплавы, где основным легирующим элементом является цинк и олово, соответственно. Современные медные сплавы демонстрируют привлекательные сочетания прочности, пластичности, износостойкости и коррозионной стойкости. Новая группа высокоэнтропийных сплавов (ВЭСов), высокоэнтропийные латуни и бронзы, была предложена Laws и соавторами в [1]: в работе обсуждаются четырехкомпонентные Cu–Mn–Ni–Al, Cu–Mn–Ni–Sn, Cu–Mn–Ni–Zn и пятикомпонентные Cu–Mn–Ni–Al–Sn, Cu–Zn–Mn–Ni–Sn сплавы. Однако основные факторы, влияющие на фазовый состав и микроструктуру сплавов, не были изучены достаточно подробно. В настоящей работе проведено исследование влияния различных режимов термической обработки на фазовый состав, структуру и механические свойства сплава CuNiMnZn.

Сплав CuNiMnZn был получен методом литья в металлическую форму. Отжиг сплава проводился при температурах 700°C и 850°C в течение 50 и 20 часов, соответственно, с охлаждением на воздухе или закалкой в воду. Исследование структуры и фазового состава осуществлялось с помощью оптической микроскопии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Для определения механических свойств были проведены испытания на осадку и растяжение.

Установлено, что в исходном состоянии сплав имеет дендритную структуру, в которой матрица представляет собой ГЦК неупорядоченный многоэлементный твердый раствор, обогащенный никелем, тогда как междендритные прослойки, имеющие ОЦК решетку, обогащены более легкоплавкими медью и цинком. Обсуждается влияние температуры, времени отжига и скорости охлаждения на фазовый состав и структуру сплава CuNiMnZn. Сплав в исходном состоянии демонстрирует предел прочности, равный 465 МПа при относительном удлинении ~60%. Отжиг при температуре 850°C приводит к существенному уменьшению прочностных свойств, тогда как формирование частиц второй фазы после отжига при температуре 700°C обеспечивает повышение прочности до 600 МПа при сохранении того же уровня пластичности.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (Соглашение № 19-79-30066) с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

*Список литературы:*

[1] Laws K.J., Crosby C., Sridhar A., Conway P., Kolodzin L.S., Zhao M., Aron-Dine Sh., Bassman L.C.: High entropy brasses and bronzes – Microstructure, phase evolution and properties /Journal of Alloys and Compounds 650 (2015) 949–961.

## **ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА Al-Nb-Ti-Zr-Hf-Ni**

**Юрченко Н. Ю.**

НИУ «БелГУ», Белгород, Россия  
E-mail: yurchenko\_nikita@bsu.edu.ru

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭСы) представляют собой сплавы, состоящие из 4–5 и более компонентов, взятых в приблизительно равных атомных концентрациях, которые зачастую демонстрируют более высокий комплекс механических свойств, в сравнении с традиционными материалами [1]. В частности, большой интерес вызывают ВЭСы на основе тугоплавких металлов, рассматриваемые в качестве потенциальной замены существующих суперсплавов [2]. В этой связи создание ВЭСов для высокотемпературных применений, сочетающих повышенные пластичность и удельную прочность, в том числе за счет контроля фазового состава и микроструктуры посредством вариации химического состава, представляет собой актуальную задачу. В настоящей работе был разработан сплав  $Al_6Nb_{24}Ti_{34}Zr_{26}Hf_4Ni_6$ ; исследованы его структура и механические свойства.

Сплав  $Al_6Nb_{24}Ti_{34}Zr_{26}Hf_4Ni_6$  (в ат.%) был получен с помощью вакуумного дугового переплава. Плотность сплава была определена с помощью гидростатического взвешивания. Для аттестации фазового состава и микроструктуры сплава были использованы рентгеноструктурный анализ и сканирующий электронный микроскоп. Для исследования механических свойств были проведены испытания на одноосное сжатие при комнатной и повышенных температурах.

Установлено, что плотность сплава  $Al_6Nb_{24}Ti_{34}Zr_{26}Hf_4Ni_6$  равна 6,6 г/см<sup>3</sup>. В литом состоянии сплав состоит из ОЦК фазы и фазы Лавеса C14. Микроструктурные исследования выявили, что частицы фазы Лавеса C14 располагаются по границам ОЦК зерен, внутри которых обнаруживаются дисперсные, гомогенно распределенные частицы вытянутой



формы. Исследование механических свойств показало, что сплав демонстрирует достаточно высокий предел текучести, равный 1165 МПа, после которого на кривой напряжение–деформация следует продолжительная стадия деформационного упрочнения и разрушение после 18,6% относительной деформации при напряжении 1745 МПа.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (Соглашение № 19-79-30066) с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

*Список литературы:*

[1] B. Gludovatz, A. Hohenwarter, D. Catoor, E.H. Chang, E.P. George, R.O. Ritchie, A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications, *Science* (80-. ). 345 (2014) 1153–1158. doi:10.1126/science.1254581.

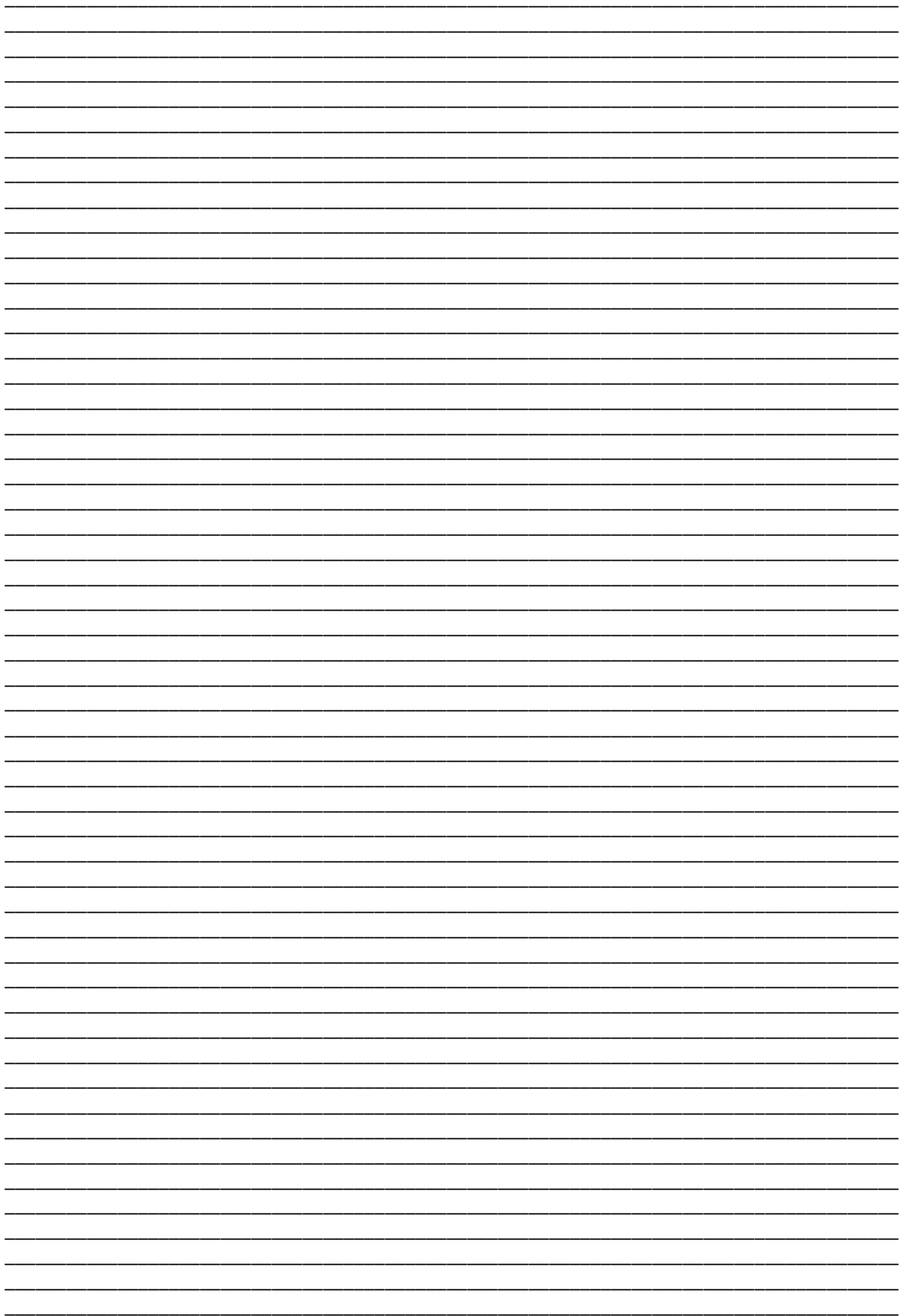
[2] O.N. Senkov, D.B. Miracle, K.J. Chaput, J.-P. Couzinie, Development and exploration of refractory high entropy alloys—A review, *J. Mater. Res.* (2018) 1–37. doi:10.1557/jmr.2018.153.

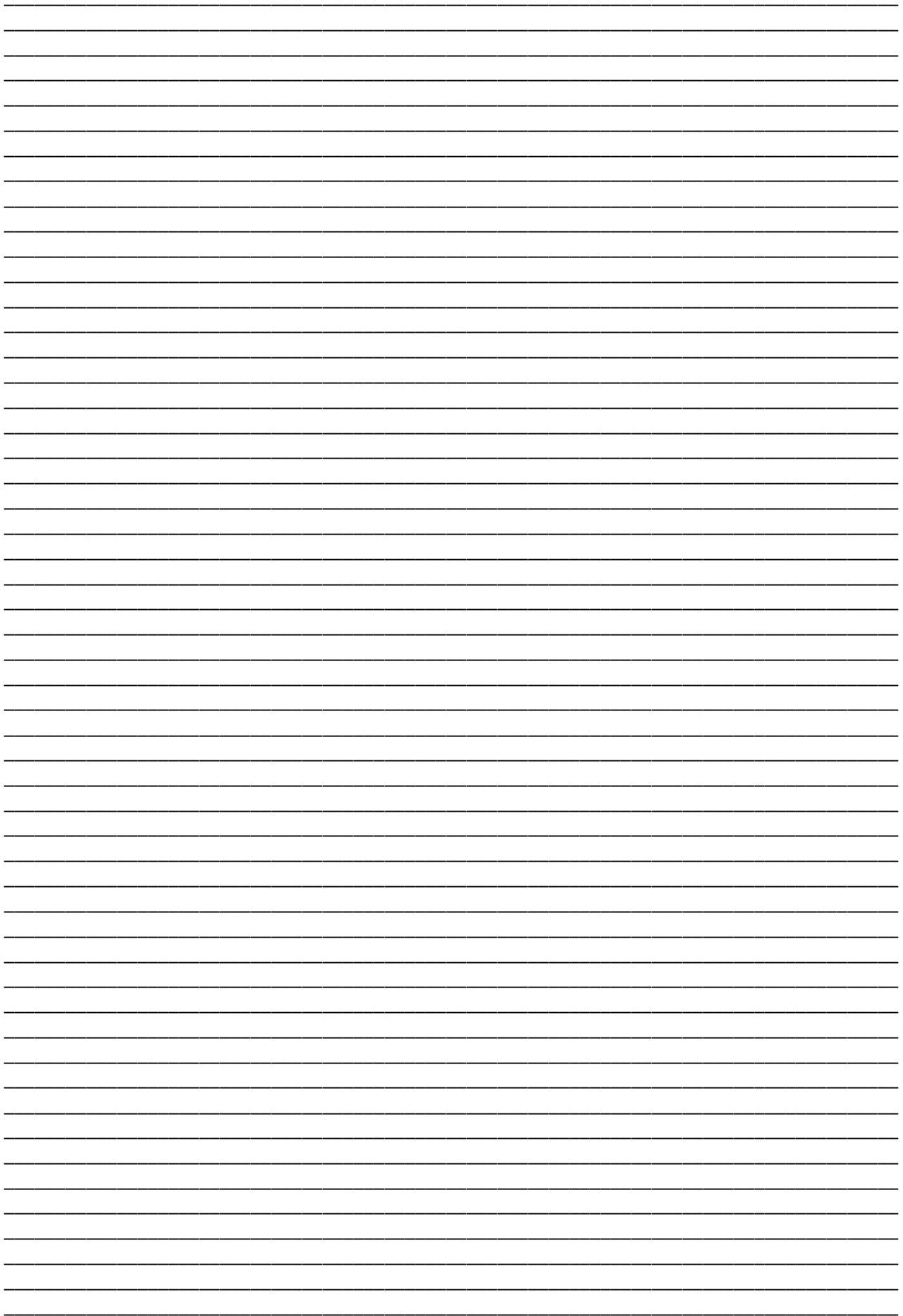
## АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

	Б	
Балякин И.А.		28
Белов Н.А.		15
Беляков А.Н.		15
Бердин В.К.		15
Бердин Н.В.		28
Бецофен С.Я.		16
Бобров А.А.		29
Болтынюк Е.В.		30
Борисов С.И.		31
Борисова Ю.И.		32
Бражников И.С.		33
	В	
Валиев Р.З.		17
Вергунова Ю.С.		33
Волокитина Е.И.		34
	Д	
Долженко А.С.		35
	Е	
Емельяненко И.А.		36
	Ж	
Жеребцов С.В.		18
	З	
Зуйко И.С.		37
	К	
Кайбышев Р.О.		19
Калиненко А.А.		38
Киреева И.В.		20
Клименко Д.Н.		39
Климова М.В.		40
Коптева К.А.		40
Кузьминова Ю.О.		41
	Л	
Липницкий А.Г.		21
Лукина Е.А.		42
	М	
Магомедова Д.К.		43
Максименко В.Н.		44
Мартынов К.Г.		45
Миронов С.Ю.		21
Мишнев Р.В.		46

	Н	
Найденкин Е.В.		22
Ночовная Н.А.		23
	О	
Озеров М.С.		47
Олейник А.В.		48
	П	
Панин П.В.		48
Панина Е.С.		49
Панов Д.О.		50
Попов А.А.		51
Погребняк А.Д.		24
	Р	
Русских А.С.		51
	С	
Салищев Г.А.		24
Санин В.В.		52
Санин В.Н.		25
Седегов А.С.		53
Семашко Н.А.		26
Семенюк А.О.		54
Соколовский В.С.		57
Степанов Н.Д.		27
Сулейманова Г.Р.		56
	Т	
Ткачев М.С.		58
Токаренко С.А.		59
Торганчук В.И.		59
	Ц	
Цыбулин В.С.		60
	Ч	
Чуракова А.А.		61
	Ш	
Шадрина Я.С.		62
Шайсултанов Д.Г.		62
	Щ	
Щиголева Е.А.		63
	Ю	
Юрченко Н.Ю.		64
	К	
Kashaev N.		19







*Научное издание*

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА  
ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ И ПОКРЫТИЙ**

Сборник тезисов школы молодых ученых

г. Белгород, 9–11 октября 2019 г.

*В авторской редакции*

Подписано в печать 30.09.2019. Гарнитура Times New Roman.  
Формат 60×84/8. Усл. п.л. 4,18. Тираж 150 экз. Заказ 197.  
Оригинал–макет подготовлен и тиражирован в ООО «Эпицентр»  
308010, г. Белгород, ул. Б. Хмельницкого, оф.40