



**МИСИС**  
УНИВЕРСИТЕТ  
НАУКИ И ТЕХНОЛОГИЙ

[misis.ru](http://misis.ru)

# Бернштейновские Чтения

по термомеханической обработке  
металлических материалов

Программа  
Сборник тезисов

Москва  
22-26 октября 2024 г.



# **БЕРНШТЕЙНОВСКИЕ ЧТЕНИЯ**



**по термомеханической обработке  
металлических материалов,  
посвященные 105-летию со дня рождения  
Марка Львовича Бернштейна**

22–26 октября 2024 г.  
НИТУ МИСИС, Москва

**ISBN 978-5-907833-38-8**

**УДК 620.18:621.78**

**Научно-технический семинар «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов». Москва. 22-26 октября 2024 г. Сборник тезисов. – М: НИТУ МИСИС, 2024, 152 с.**

**Материалы публикуются в авторской редакции.**

**© НИТУ МИСИС, 2024**

**ОРГАНИЗАТОРЫ:**

**Министерство науки и высшего образования Российской Федерации**

**Университет науки и технологий МИСИС**

**Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН**

Уважаемые коллеги, авторы и читатели!

Мы рады представить Вам новый сборник научных трудов участников научно-технического семинара «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов», который регулярно проходит в стенах НИТУ МИСИС. В этом сборнике вы найдете работы, посвященные различным аспектам научных исследований в области материаловедения и металлообработки.

Научные исследования играют ключевую роль в развитии современного общества, поэтому мы считаем важным поддерживать и поощрять научную деятельность нашего университета. Мы надеемся, что материалы, представленные в этом сборнике, будут интересны и полезны для всех, кто интересуется наукой, образованием и исследованиями.

Желаем Вам увлекательного чтения и новых открытий!

С уважением,  
Управление науки  
НИТУ МИСИС



## **ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ:**

**проф., д.ф.-м.н. Капуткина Л.М. – почетный председатель.**

**проф., д.т.н. Добаткин С.В. – сопредседатель.**

**проф., д.ф.-м.н. Прокошкин С.Д. – сопредседатель.**

**доц., к.т.н., PhD. Дубинский С.М. – учёный секретарь.**

**в.н.с., д.ф.-м.н. Беляев С.П.**

**проф., д.т.н. Галкин С.П.**

**в.н.с., к.т.н. Жукова Ю.С.**

**доц., к.т.н. Михайловская А.В.**

**проф., д.ф.-м.н. Реснина Н.Н.**

**в.н.с., к.т.н. Рыбальченко О.В.**

**в.н.с., д.т.н. Рыклина Е.П.**

**доц., к.т.н. Смарыгина И.В.**

**в.н.с., к.т.н. Хмелевская И.Ю.**

**в.н.с., к.т.н. Шереметьев В.А.**

## **ЛОКАЛЬНЫЙ ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ:**

**в.н.с., к.т.н. Комаров В.С. – сопредседатель.**

**доц., к.т.н. Полякова К.А. – сопредседатель.**

**к.т.н. Теплякова Т.О. – учёный секретарь.**

**м.н.с., к.ф.-м.н. Баранова А.П.**

**к.т.н. Кадиров П.О.**

**с.н.с., к.т.н. Карелин Р.Д.**

**н.с., к.т.н. Мурадян А.А.**

**Лукашевич К.Е.**

**Деркач М.А.**

**Черкасов В.В.**

**Страхов О.В.**

**Бернштейновские чтения  
по термомеханической обработке  
металлических материалов,  
посвященные 105-летию со дня рождения  
Марка Львовича Бернштейна  
22–26 октября 2024 г**



## ***ПРОГРАММА***

**Регистрация участников: 22 октября с 14<sup>00</sup>-16<sup>00</sup> и 23 октября с 9<sup>30</sup>-18<sup>00</sup>**

**Продолжительность докладов (включая обсуждение):**

**пленарных – 25 мин., секционных – 15 мин.**

<b>23 октября (корпус К)</b>	<b>24 октября (корпус К)</b>	<b>25 октября (корпус К)</b>
Открытие семинара 10 <sup>00</sup> – 10 <sup>20</sup>	Пленарное заседание 10 <sup>00</sup> – 10 <sup>50</sup>	Пленарное заседание 10 <sup>00</sup> – 10 <sup>25</sup>
Пленарное заседание 10 <sup>20</sup> – 11 <sup>35</sup>	Секция 2 10 <sup>50</sup> – 11 <sup>35</sup>	Секция 3 10 <sup>25</sup> – 11 <sup>40</sup>
Кофе-пауза 11 <sup>35</sup> – 12 <sup>00</sup>	Кофе-пауза 11 <sup>35</sup> – 12 <sup>00</sup>	Кофе-пауза 11 <sup>40</sup> – 12 <sup>00</sup>
Секция 1 12 <sup>00</sup> – 13 <sup>30</sup>	Секция 2 12 <sup>00</sup> – 13 <sup>30</sup>	Секция 2 12 <sup>00</sup> – 13 <sup>30</sup>
Обед 13 <sup>30</sup> – 14 <sup>30</sup>	Обед 13 <sup>30</sup> – 14 <sup>30</sup>	Обед 13 <sup>30</sup> – 14 <sup>30</sup>
Секция 1 14 <sup>30</sup> – 16 <sup>15</sup>	Секция 2 14 <sup>30</sup> – 16 <sup>15</sup>	Секция 2 14 <sup>30</sup> – 16 <sup>45</sup>
Кофе-пауза 16 <sup>15</sup> – 16 <sup>35</sup>	Кофе-пауза 16 <sup>15</sup> – 16 <sup>35</sup>	Заккрытие семинара 16 <sup>45</sup> – 17 <sup>00</sup>
Секция 1 16 <sup>35</sup> – 17 <sup>50</sup>	Секция 2 16 <sup>35</sup> – 16 <sup>50</sup>	
	Обзор стендовых докладов 16 <sup>50</sup> – 17 <sup>10</sup>	

**23 октября 2024 г.**  
**среда**

10:00 – 10:20 **ОТКРЫТИЕ СЕМИНАРА** - проректор по науке и инновациям  
НИТУ МИСИС,  
проф. **Филонов М.Р.**  
- почетный председатель,  
проф. **Капуткина Л.М.**  
- председатель Оргкомитета,  
проф. **Прокошкин С.Д.**

**ПЛЕНАРНОЕ ЗАСЕДАНИЕ**

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:  
Проф. Прокошкин С.Д.  
Доц. Дубинский С.М.

10:20 – 10:45	<b>1. ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА</b> Жеребцов С.В. <i>Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, Россия, Санкт-Петербург</i>
10:45 – 11:10	<b>2. ИССЛЕДОВАНИЯ ФОРМИРОВАНИЯ НОВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ АЛТЕК ДЛЯ НУЖД ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ</b> Коновалов С.В., Арышенский Е.В., Левагина А.А. <i>СибГИУ, Россия, Новокузнецк</i>
11:10 – 11:35	<b>3. ВОЗМОЖНОСТИ ПРЕДИКТИВНОЙ АНАЛИТИКИ ДЛЯ ПРОГНОЗА СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ</b> Кудря А.В., Соколовская Э. А., Кодиров Д.Ф., Тимошенко В.В., Сергеев М.И. <i>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</i>
11:35– 12:00	<b>КОФЕ – ПАУЗА</b>
<b>Секция 1 «СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ»</b>	
СОПРЕДСЕДАТЕЛИ: Проф. Прокошкин С.Д. Доц. Дубинский С.М.	
12:00 – 12:15	<b>1. ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПОЛУЧЕНИЯ СЛИТКОВ ИЗ СПЛАВА СИСТЕМЫ СО-CR-MO НА СТРУКТУРУ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ</b> Скугорев А.В., Кулешова Н.А., Карашаев М.М., Галкин С.П. <i>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</i>

12:15 – 12:30	<p><b>2. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА Fe-Mn-Si СПЛАВОВ</b></p> <p><u>Рыбальченко О.В.</u><sup>1</sup>, Мартыненко Н.С.<sup>1</sup>, Анисимова Н.Ю.<sup>1,3</sup>, Рыбальченко Г.В.<sup>4</sup>, Темралиева Д.Р.<sup>1</sup>, Лукьянова Е.А.<sup>1</sup>, Комаров В.С.<sup>1,3</sup>, Щетинин И.В.<sup>3</sup> Долженко П.Д.<sup>5</sup>, Рааб А.Г.<sup>6</sup>, Добаткин С.В.<sup>1</sup></p> <p><sup>1</sup>ИМЕТ РАН, Россия, Москва  <sup>2</sup> «НМИЦ Онкологии им. Н.Н. Блохина» Минздрава России, Россия, Москва  <sup>3</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва  <sup>4</sup>ФИАН, Россия, Москва  <sup>5</sup>БелГУ, Россия, Белгород  <sup>6</sup>Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Россия, Уфа</p>
12:30 – 12:45	<p><b>3. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg-8,6Zn-1,2Zr ПОСЛЕ РКУП</b></p> <p><u>Сементеева Ю.Р.</u><sup>1,2</sup>, Аксенов Д.А.<sup>1</sup>, Асфандияров Р.Н.<sup>1,2</sup>, Шишкунова М.А.<sup>1,2</sup>, Рааб А.Г.<sup>1</sup></p> <p><sup>1</sup>Институт Физики Молекул и Кристаллов УФИЦ РАН, Россия, Уфа  <sup>2</sup>Уфимский Университет Науки и Технологий, Россия, Уфа</p>
12:45 – 13:00	<p><b>4. МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Zn-1%Mg-0,1%Mn ПОСЛЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ</b></p> <p><u>Мартыненко Н.С.</u><sup>1</sup>, Анисимова Н.Ю.<sup>1,3</sup>, Рыбальченко О.В.<sup>1</sup>, Темралиева Д.Р.<sup>1</sup>, Шинкарева М.В.<sup>1,3</sup>, Лукьянова Е.А.<sup>1</sup>, Просвирнин Д.В.<sup>1</sup>, Андреев В.А.<sup>1</sup>, Киселевский М.В.<sup>2,3</sup>, Добаткин С.В.<sup>1</sup></p> <p><sup>1</sup>ИМЕТ РАН, Россия, Москва  <sup>2</sup> «НМИЦ онкологии им. Н.Н. Блохина» Минздрава России, Россия, Москва  <sup>3</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</p>
13:00 – 13:15	<p><b>5. ПРИМЕНЕНИЕ МОДЕЛИ ИЗМЕНЕНИЯ ОРИЕНТАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ К ТЕОРИИ ПЛАСТИЧНОСТИ АНИЗОТРОПНОГО МАТЕРИАЛА</b></p> <p><u>Беглов Э.Д.</u><sup>1</sup>, Ерисов Я.А.<sup>2</sup>, <u>Арышенский Е.В.</u><sup>2</sup>, Коновалов С.В.<sup>2</sup></p> <p><sup>1</sup>АО «СМЗ», Россия, Самара  <sup>2</sup>СибГИУ, Россия, Новокузнецк</p>
13:15 – 13:30	<p><b>6. СДВИГ ФАЗОВОГО СОСТАВА И УСТАНОВИВШЕЙСЯ РАСТВОРИМОСТИ Ag В Cu ПОД ДЕЙСТВИЕМ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ ПРИ НИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ</b></p> <p><u>Страумал П.Б.</u>, Е.А. Лукьянова, Н.С. Мартыненко, И.С. Кречетов, Т.В. Добаткина</p> <p>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, Москва</p>
13:30– 14:30	<p><b>ОБЕД</b></p>



<b>Секция 1 «СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ»</b>	
СОПРЕДСЕДАТЕЛИ: Страумал П.Б. Рыбальченко О.В.	
14:30 – 14:45	<p><b>7. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ХРОМА, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫХ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БЕСШОВНЫХ ТРУБ</b></p> <p><u>Ющук В.В.</u>, Комиссаров А.А., Долгач Е.Д., Машарипов С.З., Коновалова К.А., Смарыгина И.В. <i>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</i></p>
14:45 – 15:00	<p><b>8. ВЛИЯНИЕ РКУП С УЛЬТРАЗВУКОМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg-Zn-Zr</b></p> <p><u>Аксенов Д.А.</u><sup>1</sup>, Шишкунова М.А.<sup>1,2</sup>, Асфандияров Р.Н.<sup>1,2</sup>, Рааб А.Г.<sup>1,3</sup>, Сементеева Ю.Р.<sup>1,2</sup> <sup>1</sup><i>Институт Физики Молекул и Кристаллов УФИЦ РАН, Россия, Уфа</i> <sup>2</sup><i>Уфимский Университет Науки и Технологий, Россия, Уфа</i> <sup>3</sup><i>Уфимский Государственный Нефтяной Технический Университет, Россия, Уфа</i></p>
15:00 – 15:15	<p><b>9. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ</b></p> <p>Кунавин С.А. <i>АО НПО ЦНИИТМАШ, Россия, Москва</i></p>
15:15 – 15:30	<p><b>10. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОРШНЕВОГО СИЛУМИНА И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО СПЛАВА Al<sub>4</sub>Cu<sub>2</sub>Mn<sub>0,5</sub>Ca<sub>0,25</sub>Zr (масс.%)</b></p> <p><u>Белов Н.А.</u>, Цыденов К.А. <i>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</i></p>
15:30 – 15:45	<p><b>11. ТЕХНОЛОГИИ СОЗДАНИЯ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ С УЛУЧШЕННЫМИ СВОЙСТВАМИ</b></p> <p>Пермякова И.Е. <i>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, Москва</i></p>
15:45 – 16:00	<p><b>12. ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА КИНЕТИКУ УПРОЧНЕНИЯ СЛИТКОВ СПЛАВОВ Al-0.3Zr С ДОБАВКАМИ Y, Er, Yb и Gd</b></p> <p><u>Горлов Л.Е.</u>, Барков Р.Ю. <i>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</i></p>
16:00 – 16:15	<p><b>13. ВЛИЯНИЕ СКАНДИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Ca-Mn-Ni(Ce)</b></p> <p><u>Наумова Е.А.</u>, Барыкин М.А. <i>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</i></p>

16:15 – 16:35	<b>КОФЕ – ПАУЗА</b>
16:35 – 16:50	<p><b>14. ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА Mg-Y-Gd-Zr В РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ ДЕФОРМАЦИИ</b>  Лукьянова Е.А., Тарытина И.Е., Добаткина Т.В., Рыбальченко О.В., Мартыненко Н.С., Темралиева Д.Р., Морозов М.М., Андреев В.А., Добаткин С.В.  <i>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, Москва</i></p>
16:50 – 17:05	<p><b>15. ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЬНОЙ ПРОКАТКИ В ТРЕХВАЛКОВОМ КАЛИБРЕ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-Zr-Nb МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ</b>  Александровский Э.К., Лукашевич К.Е., Шереметьев В.А., Прокошкин С.Д.  <i>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</i></p>
17:05 – 17:20	<p><b>16. ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ВНС53 ПУТЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ НИОБИЕМ И ВАНАДИЕМ</b>  Кушнерева Д.С.  <i>ОАО «Научно-исследовательский институт металлургической технологии», Россия, Ижевск</i></p>
17:20 – 17:35	<p><b>17. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ЗАКАЛКЕ С ПРОКАТНОГО НАГРЕВА НА ТЕКСТУРУ И МОРФОЛОГИЮ БЕЙНИТА ВЫСОКОПРОЧНОЙ СУДОСТРОИТЕЛЬНОЙ СТАЛИ</b>  Куртева К.Ю., Зисман А.А., Хлусова Е.И., Яковлева Е.А.  <i>НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей», Россия, Санкт-Петербург</i></p>
17:35 – 17:50	<p><b>18. ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО РАСПАДА МЕТАСТАБИЛЬНОЙ D0<sub>3</sub> ФАЗЫ И СТРУКТУРНО ОБУСЛОВЛЕННЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ МАГНИТОСТРИКЦИИ В СПЛАВЕ Fe-27Ga</b>  Щербаков А.А.<sup>1,2</sup>, Палачева В.В.<sup>1,2</sup>, Чеверикин В.В.<sup>1,3</sup>, Занаева Э.Н.<sup>1</sup>, Балагуров А.М.<sup>1,2</sup>, Головин И.С.<sup>1,2</sup>  <sup>1</sup><i>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</i>  <sup>2</sup><i>ЛНФиФ ОИЯИ, Россия, Дубна</i>  <sup>3</sup><i>МГУ, Россия, Москва</i></p>

24 октября 2024 г.  
четверг

<b>ПЛЕНАРНОЕ ЗАСЕДАНИЕ</b>	
СОПРЕДСЕДАТЕЛИ: Проф. Белов Н.А. Доц. Шереметьев В.А.	
10:00 – 10:25	<p><b>1. ПАРАДОКСЫ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ</b> Валиев Р.З. <i>Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия</i> <i>Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург</i></p>
10:25 – 10:50	<p><b>2. ЭФФЕКТ ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ РАЗЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ</b> Гундеров Д.В.<sup>1,2</sup>, Асфандияров Р.Н.<sup>1,2</sup>, <sup>1</sup><i>Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Россия, Уфа</i> <sup>2</sup><i>Уфимский Университет Науки и Технологий, Россия, Уфа</i></p>
<b>Секция 2 «ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ»</b>	
СОПРЕДСЕДАТЕЛИ: Проф. Белов Н.А. Доц. Шереметьев В.А.	
10:50 – 11:05	<p><b>1. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРНЫЕ ПАРАМЕТРЫ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Al-Ce-Fe-Ni-Zr</b> Понкратова Ю.Ю.<sup>1</sup>, Атанова А.В.<sup>1</sup>, Бинков И.И.<sup>2</sup>, <u>Базалеева К.О.</u><sup>1</sup>, Наумова Е.А.<sup>3</sup> <sup>1</sup><i>Российский университет дружбы народов, Россия, Москва</i> <sup>2</sup><i>Московский государственный технический университет им.Н.Э. Баумана, Россия, Москва</i> <sup>3</sup><i>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</i></p>
11:05 – 11:20	<p><b>2. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ МЕТОДА СЛП НА СВОЙСТВА МАГНИЕВОГО СПЛАВА WE43, ПРИМЕНЯЕМОГО В КАЧЕСТВЕ МАТЕРИАЛА ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА БАРЬЕРНЫХ МЕМБРАН</b> Ершов Н.А., Баженов В.Е., Чернышихин С.В., Плегунова С.В., Комиссаров А.А. <i>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</i></p>

11:20 – 11:35	<p><b>3. РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОСТНЫХ ИМПЛАНТАТОВ С ПОРИСТОЙ СТРУКТУРОЙ</b>  <u>Лезин В.Д.</u><sup>1</sup>, Молчанов С.А.<sup>2</sup>, Творогов А.И.<sup>1</sup>, Лукашевич К.Е.<sup>1</sup>, Шереметьев В.А.<sup>1</sup>  <sup>1</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва  <sup>2</sup>ООО «КОНМЕТ», Россия, Москва</p>
11:35 – 12:00	<p><b>КОФЕ-ПАУЗА</b></p>
12:00 – 12:15	<p><b>4. ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МАКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЛП</b>  <u>Творогов А.И.</u>, Шереметьев В.А., Лезин В.Д.  НИТУ МИСИС, Россия, Москва</p>
12:15 – 12:30	<p><b>5. ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ОТ ПАРАМЕТРОВ ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ И МЕТОДА ПОЛУЧЕНИЯ ПОРОШКА</b>  <u>Корепина Д.П.</u>, Солонин А.Н.  НИТУ МИСИС, Россия, Москва</p>
12:30 – 12:45	<p><b>6. АКУСТИЧЕСКИЕ КОЛЕБАНИЯ КАК ФАКТОР СВЕРХМНОГОЦИКЛОВОЙ КОРРОЗИОННОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ</b>  Истомина Т.Ю.<sup>1</sup>, Капуткин Д.Е.<sup>1</sup>, Преферансов Д.И.<sup>1</sup>, Степанова В.А.<sup>1</sup>, Арабей А.Б.<sup>2</sup>, Ряховских И.В.<sup>2</sup>, Мудрецова Л.В.<sup>3</sup>  <sup>1</sup>МГТУ Гражданской Авиации, Россия, Москва  <sup>2</sup>ООО «Газпром ВНИИГАЗ», Россия, пос.Развилки Московской обл.  <sup>3</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</p>
12:45 – 13:00	<p><b>7. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТРУБЧАТЫХ ЗАГОТОВОК, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГОРЯЧЕЙ ЭКСТРУЗИИ ИЗ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ</b>  <u>Плегунова С.В.</u>, Баранов И.И., Баженов В.Е., Комиссаров А.А.  НИТУ МИСИС, Россия, Москва</p>
13:00 – 13:15	<p><b>8. АНАЛИЗ МЕТОДОВ ОПРЕДЕЛЕНИЯ И ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ</b>  <u>Гусев А.Д.</u>, Маркова Г.В.  Тулский государственный университет, Россия, Тула</p>

13:15 – 13:30	<p><b>9. СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ МЕТАЛЛОТЕРМИЧЕСКОМ СИНТЕЗЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Cr<sub>2</sub>Ta ИЗ ОКСИДОВ Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> И Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub></b>  <u>Гурьянов А. М.</u><sup>1,2</sup>, Касимцев А. В.<sup>1,2</sup>, Володько С. С.<sup>2</sup>, Юдин С. Н.<sup>2</sup>, Алимов И. А.<sup>2</sup>, Евстратов Е. В.<sup>3</sup>  <sup>1</sup> Тульский государственный университет (ТулГУ), Россия, Тула  <sup>2</sup> ООО «Метсинтез, Россия, Тула  <sup>3</sup> ИМЕТ РАН, Россия, Москва</p>
13:30 – 14:30	<b>ОБЕД</b>
<p><b>Секция 2 «ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ»</b></p>	
<p>СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:  Проф. Беляев С.П.  Доц. Наумова Е.А.</p>	
14:30 – 14:45	<p><b>10. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ПРЯМОМ ЛАЗЕРНОМ ВЫРАЩИВАНИИ БЕЙНИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ 09XН2МД</b>  <u>Мендагалиев Р.В.</u>, Иванов С.Ю., Вильданов А.М., Климова-Корсмик О.Г.  СПбГМТУ Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, Россия, Санкт-Петербург</p>
14:45 – 15:00	<p><b>11. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЕЙ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ</b>  <u>Углунц Т.В.</u><sup>1,2</sup>, Мендагалиев Р.В.<sup>1</sup>, Климова-Корсмик О.Г.<sup>1</sup>, Алымов Н.Р.<sup>1</sup>  <sup>1</sup> Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, Россия, Санкт-Петербург  <sup>2</sup> Санкт-Петербургский Политехнический университет Петра Великого, Россия, Санкт-Петербург</p>
15:00 – 15:15	<p><b>12. ВЛИЯНИЕ ЗАМЕНЫ МОЛИБДЕНА НА ВАНАДИЙ НА ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ FE-CO-NI-CR-(MO,V)-В</b>  <u>Базлов А.И.</u><sup>1,2</sup>, Занаева Э.Н.<sup>1,2</sup>, Убийвовк Е.В.<sup>1,2</sup>, Пархоменко М.С.<sup>1,2</sup>, Табачкова Н.Ю.<sup>2</sup>  <sup>1</sup> Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург  <sup>2</sup> НИТУ МИСИС, Россия, Москва</p>

15:15 – 15:30	<p><b>13. ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВОВ Al-Zr-RЗМ ПРИ УСКОРЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И МЕХАНИЧЕСКОМ ЛЕГИРОВАНИИ</b></p> <p><u>Трошкова О.В.</u>, Мочуговский А.Г., Михайловская А.В. НИТУ МИСИС, Россия, Москва</p>
15:30 – 15:45	<p><b>14. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В НАВОДОРОЖЕННОМ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ПЕРЕХОДНОГО КЛАССА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РЕЖИМА ДЕГАЗАЦИИ</b></p> <p><u>Гвоздева О.Н.</u>, Степушин А.С., Смирнов П.А., Журбенко А.С. Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)», Россия, Москва</p>
15:45 – 16:00	<p><b>15. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ НИКЕЛЕВОГО КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО СПЛАВА</b></p> <p><u>Пырин Д.В.</u><sup>1</sup>, Чукимарка П.К.<sup>1</sup>, Жилияков А.Ю.<sup>1,2</sup>, Беликов С.В.<sup>1,2</sup> <sup>1</sup>Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Россия, Екатеринбург <sup>2</sup>Институт физики металлов им. М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, Россия, Екатеринбург</p>
16:00 – 16:15	<p><b>16. ОЦЕНКА ПОРОГОВЫХ ЗНАЧЕНИЙ В КИНЕТИКЕ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРЕЩИН МЕТОДОМ ФОТОМЕТРИЧЕСКОГО АНАЛИЗА</b></p> <p><u>Ермишкин В.А.</u><sup>1</sup>, Минина Н.А.<sup>1</sup>, Соловьева Ю.Б.<sup>2</sup> <sup>1</sup>ФГБУ науки ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Россия, Москва <sup>2</sup>ООО «РУСАТОМ КИП», Россия, Москва</p>
16:15 – 16:35	<b>КОФЕ-ПАУЗА</b>
16:35 – 16:50	<p><b>17. ОБЪЕМНАЯ УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ОБРАБОТКА МАГНИЯ И БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg-Zn-Zr, ПОДВЕРГНУТЫХ РКУП</b></p> <p><u>Шишкунова М.А.</u><sup>1,3</sup>, Аксенов Д.А.<sup>1</sup>, Назаров А.А.<sup>2</sup>, Асфандияров Р.Н.<sup>1,3</sup>, Рааб А.Г.<sup>1,4</sup>, Сементеева Ю.Р.<sup>1,3</sup> <sup>1</sup>Институт Физики Молекул и Кристаллов УФИЦ РАН, Россия, Уфа <sup>2</sup>Институт Проблем Сверхпластичности Металлов РАН, Россия, Уфа <sup>3</sup>Уфимский Университет Науки и Технологий, Россия, Уфа <sup>4</sup>Уфимский Государственный Нефтяной Технический Университет, Россия, Уфа</p>
16:50 – 17:10	<b>ОБЗОР СТЕНДОВЫХ ДОКЛАДОВ</b>

25 октября 2024 г.  
пятница

<b>ПЛЕНАРНОЕ ЗАСЕДАНИЕ</b>	
СОПРЕДСЕДАТЕЛИ: Проф. Маркова Г.В. Доц. Рыклина Е.П.	
10:00 – 10:25	<p><b>1. ИЗМЕНЕНИЕ ПЛОТНОСТИ ДЕФЕКТОВ И ТЕМПЕРАТУР МАРТЕНСИТНЫХ ПЕРЕХОДОВ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi</b></p> <p><u>Беляев С.П.</u><sup>1</sup>, <u>Реснина Н.Н.</u><sup>1</sup>, <u>Базлов А.И.</u><sup>2</sup>, <u>Сибирев А.В.</u><sup>1</sup>, <u>Поникарова И.В.</u><sup>1</sup>, <u>Бикбаев Р.М.</u><sup>1</sup>, <u>Иванов А.М.</u><sup>1</sup>, <u>Глухов М.Ю.</u><sup>1</sup>, <u>Трофимова М.Е.</u><sup>1</sup>, <u>Орлов В.Е.</u><sup>1</sup>, <u>Гундеров Д.В.</u><sup>3</sup></p> <p><sup>1</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург, <sup>2</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва <sup>3</sup>Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Россия, Уфа</p>
<b>Секция 3 «ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ»</b>	
СОПРЕДСЕДАТЕЛИ: Проф. Маркова Г.В. Доц. Рыклина Е.П.	
10:25 – 10:40	<p><b>1. ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ С НИЗКОЙ, СРЕДНЕЙ И ВЫСОКОЙ ЭНТРОПИЕЙ</b></p> <p><u>Реснина Н.Н.</u><sup>1</sup>, <u>Беляев С.П.</u><sup>1</sup>, <u>Базлов А.И.</u><sup>2</sup>, <u>Поникарова И.В.</u><sup>1</sup>, <u>Бикбаев Р.М.</u><sup>1</sup>, <u>Иванов А.М.</u><sup>1</sup>, <u>Стародубова М.С.</u><sup>1</sup></p> <p><sup>1</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург, <sup>2</sup> НИТУ МИСИС, Россия, Москва</p>
10:40 – 10:55	<p><b>2. РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ПОРОШКОВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ti-Zr-Nb В ОБЛАСТИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУР</b></p> <p><u>Маркова Г.В.</u><sup>1</sup>, <u>Пермякова Д.В.</u><sup>1</sup>, <u>Васин Р.Н.</u><sup>2</sup>, <u>Бучков А.Е.</u><sup>1</sup>, <u>Шуйцев П.В.</u><sup>1</sup></p> <p><sup>1</sup>ТулГУ, Россия, Тула, <sup>2</sup>ОИЯИ, Россия, Дубна</p>

10:55– 11:10	<p><b>3. НОВЫЕ ПОДХОДЫ К ПРОВЕДЕНИЮ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НИКЕЛИДА ТИТАНА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ДЛИННОМЕРНЫХ ПРУТКОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ</b></p> <p><u>Комаров В.С.<sup>1,2</sup></u>, Карелин Р.Д.<sup>1,2</sup>, Черкасов В.В.<sup>1,2</sup>, Хмелевская И.Ю.<sup>1,2</sup>, Андреев В.А.<sup>1</sup>, Юсупов В.С.<sup>1</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>2</sup></p> <p><sup>1</sup>ИМЕТ РАН, Россия, Москва <sup>2</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</p>
11:10 – 11:25	<p><b>4. ВЛИЯНИЕ ДИНАМИЧЕСКИХ И СТАТИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ СТАРЕНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И КОМПЛЕКСА СВОЙСТВ СПФ TiNi</b></p> <p><u>Черкасов В.В.<sup>1,2</sup></u>, Комаров В.С.<sup>1,2</sup>, Карелин Р.Д.<sup>1,2</sup>, Хмелевская И.Ю.<sup>1</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>1</sup></p> <p><sup>1</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва <sup>2</sup>ИМЕТ РАН, Россия, Москва</p>
11:25 – 11:40	<p><b>5. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ СИСТЕМЫ Ti-Zr-Nb</b></p> <p><u>Введенская И.А.</u>, Баранова А.П., Страхов О.В., Дубинский С.М.</p> <p>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</p>
11:40 – 12:00	<b>КОФЕ-ПАУЗА</b>
12:00 – 12:15	<p><b>6. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ СЛОИСТЫХ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТ ИЗ СПЛАВА Ti<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Cu<sub>25</sub></b></p> <p><u>Ситников Н.Н.</u>, Грешнякова С.В., Залетова И.А.</p> <p>АО ГНЦ «Центр Келдыша», Россия, Москва</p>
12:15 – 12:30	<p><b>7. ВЛИЯНИЕ РКУП В ОБОЛОЧКЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ</b></p> <p><u>Карелин Р.Д.<sup>1,2</sup></u>, Комаров В.С.<sup>1,2</sup>, Хмелевская И.Ю.<sup>1</sup>, Черкасов В.В.<sup>1</sup>, Андреев В.А.<sup>2</sup>, Юсупов В.С.<sup>2</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>1</sup></p> <p><sup>1</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва <sup>2</sup>ИМЕТ РАН, Россия, Москва</p>
12:30 – 12:45	<p><b>8. ВЛИЯНИЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА БИОДЕГРАДИРУЕМОГО СПЛАВА Fe-30Mn-5Si</b></p> <p><u>Караваева М.А.</u>, Кадиров П.О., Шереметьев В.А., Пустов Ю.А., Жукова Ю.С., Чеверикин В.В., Галкин С.П., Прокошкин С.Д.</p> <p>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</p>
12:45 – 13:00	<p><b>9. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВОВ НА Ti-Zr-Nb-Sn ДЛЯ ОРТОПЕДИЧЕСКИХ ИМПЛАНТАТОВ</b></p> <p><u>Бобков Я.А.</u>, Шереметьев В.А., Деркач М.А.</p> <p>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</p>



13:00 – 13:15	<p><b>10. ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ СРЕДНЕЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ CoNiAl, ЛЕГИРОВАННЫХ ЖЕЛЕЗОМ</b>  <u>Ефтифеева А.С.</u>, Янушоните Э.И., Фаткуллин И.Д., Жердева М.В., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.  <i>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия, Томск</i></p>
13:15 – 13:30	<p><b>11. ФОРМИРОВАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕТОДАМИ ЛОКАЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ</b>  <u>Алсаева О.С.</u>, Снегирёв А.О.  <i>Московский Авиационный институт, Россия, Москва</i></p>
13:30 – 14:30	<b>ОБЕД</b>
<p><b>Секция 3 «ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ»</b></p>	
<p>СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:          Проф. Реснина Н.Н.          Доц. Хмелевская И.Ю.</p>	
14:30 – 14:45	<p><b>12. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ Ni<sub>44</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>10</sub></b>  <u>Тимофеева Е.Е.</u>, Панченко Е.Ю., Жердева М.В., Дмитриенко М.С., Чумляков Ю.И.  <i>Национальный Исследовательский Томский Государственный Университет, Россия, Томск</i></p>
14:45 – 15:00	<p><b>13. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОРОВОГО ПРОСТРАНСТВА ПРИ СПЕКАНИИ ПОРОШКОВ Ti-18ZR-15Nb</b>  <u>Пермякова Д.В.</u>, Маркова Г.В.  <i>Тульский Государственный Университет, Россия, Тула</i></p>
15:00 – 15:15	<p><b>14. МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ ОБРАТИМОГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТАХ TiNiCu</b>  <u>Хачатрян Д.А.</u><sup>1</sup>, Шеляков А.В.<sup>1</sup>, Бородако К.А.<sup>1</sup>, Ситников Н.Н.<sup>1,2</sup>  <sup>1</sup><i>Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Россия, Москва</i>  <sup>2</sup><i>АО ГНЦ «Центр Келдыша», Россия, Москва</i></p>
15:15 – 15:30	<p><b>15. ВЛИЯНИЕ ИПДК И ОТЖИГОВ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti18ZR15Nb</b>  <u>Гундерова С.Д.</u><sup>1</sup>, Чуракова А.А.<sup>1</sup>, Гундеров Д.В.<sup>1</sup>, Шереметьев В.А.<sup>2</sup>, Деркач М.А.<sup>2</sup>  <sup>1</sup><i>ИФМК УФИЦ РАН, Россия, Уфа</i>  <sup>2</sup><i>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</i></p>

15:30 – 15:45	<p><b>16. СООТНОШЕНИЯ УПРУГИХ МОДУЛЕЙ АУСТЕНИТА И ОТБОР ГАБИТУСНЫХ ПЛОСКОСТЕЙ В ДИНАМИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ (НА ПРИМЕРЕ ГАБИТУСОВ {225})</b></p> <p>Кащенко М.П.<sup>1,2</sup>, Кащенко Н. М.<sup>1</sup>, Чащина В.Г.<sup>1,2</sup></p> <p><sup>1</sup>Уральский федеральный университет, Россия, Екатеринбург  <sup>2</sup>Уральский государственный лесотехнический университет, Россия, Екатеринбург</p>
15:45 – 16:00	<p><b>17. ДИНАМИЧЕСКИЙ МЕХАНИЗМ, ИНИЦИИРУЮЩИЙ ДЕФОРМАЦИЮ БЕЙНА ПРИ ФОРМИРОВАНИИ МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ</b></p> <p>Кащенко Н. М.<sup>1</sup>, Кащенко М.П.<sup>1,2</sup>, Чащина В.Г.<sup>1,2</sup></p> <p><sup>1</sup>Уральский федеральный университет, Россия, Екатеринбург  <sup>2</sup>Уральский государственный лесотехнический университет, Россия, Екатеринбург</p>
16:00 – 16:15	<p><b>18. ИССЛЕДОВАНИЕ НЕТИПИЧНОГО ТЕПЛООВОГО ПОВЕДЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЁТКИ МАРТЕНСИТА В УПОРЯДОЧЕННЫХ И НЕУПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА</b></p> <p>Страхов О.В., Дубинский С.М., Щетинин И.В., Коротницкий А.В., Баранова А.П., Прокошкин С.Д.</p> <p>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</p>
16:15 – 16:30	<p><b>19. СТАРЕНИЕ В МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ ПОД СЖИМАЮЩЕЙ НАГРУЗКОЙ КАК СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ БОЛЬШИХ ОБРАТИМЫХ ДЕФОРМАЦИЙ НА МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА NiFeGaCo</b></p> <p>Тохметова А.Б., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.</p> <p>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия, Томск</p>
16:30 – 16:45	<p><b>20. ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ НА МИКРОСТРУКТУРУ, СФОРМИРОВАННУЮ ПРИ СТАРЕНИИ, И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА</b></p> <p>Рыклина Е.П.<sup>1</sup>, Полякова К.А.<sup>1</sup>, Мурыгин С.Р.<sup>1</sup>, Конопацкий А.С.<sup>1,2</sup>, Теплякова Т. О.<sup>1</sup>, Комаров В.С.<sup>1</sup>, Андреев В.А.<sup>3</sup>, Полетика Т.М.<sup>4</sup>, Гирсова С.Л.<sup>4</sup>, П. Пискунова П.<sup>1</sup></p> <p><sup>1</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва  <sup>2</sup>CRISMAT, CNRS, Франция, Кан  <sup>3</sup>ИМЕТ РАН, Россия, Москва  <sup>4</sup>ИФПМ СО РАН, Россия, Москва</p>
16:45 – 17:00	<p><b>ЗАКРЫТИЕ СЕМИНАРА</b></p>

**СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ**

1.	<b>БИОРЕЗОРБИРУЕМЫЕ МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКОЙ</b> Рогачев С.О., Баженов В.Е., Комиссаров А.А., Ли А.В. <i>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</i>
2.	<b>ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНУЮ НЕОДНОРОДНОСТЬ ЛИСТОВ ИЗ СТАЛИ К60</b> Дегтярев В.Н. <sup>1</sup> , Лобанов М.Л. <sup>2</sup> , Урцев Н.В. <sup>1</sup> , Шмаков А.В. <sup>1</sup> , Мокшин Е.Д. <sup>1</sup> <sup>1</sup> <i>Исследовательско-технологический центр «Аусферр», Россия, Магнитогорск</i> <sup>2</sup> <i>Уральский федеральный университет, Россия, Екатеринбург</i>
3.	<b>ПОЛУЧЕНИЕ ТРУБ СПФ Ti-Ni МЕТОДОМ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ</b> Андреев В.А. <sup>1</sup> , Карелин Р.Д. <sup>1,2</sup> , Комаров В.С. <sup>1,2</sup> , Черкасов В.В. <sup>1,2</sup> , Куприков М.П. <sup>1,3</sup> , Романцев Б.А. <sup>1,2</sup> , Лайшева Н.В. <sup>1</sup> , Юсупов В.С. <sup>1</sup> <sup>1</sup> <i>ИМЕТ РАН, Россия, Москва</i> <sup>2</sup> <i>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</i> <sup>3</sup> <i>Московский политехнический университет</i>
4.	<b>ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ УМЗ СТРУКТУРЫ В ПРУТКАХ ИЗ МАГНИЕВОГО СПЛАВА MG-1%ZN-0,18%CA ДЛЯ БИМЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ</b> Боткин А.В., Волкова Е.П., Валиев Р.З. <i>Уфимский университет науки и технологий, Россия, Уфа</i>
5.	<b>ВЛИЯНИЕ РЕТРОГРАДНОГО СТАРЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Al-Zn-Mg-Cu-Er-Zr-Cr</b> Главатских М.В., Поздняков А.В. <i>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</i>
6.	<b>ОБ ОСОБЕННОСТЯХ ОЦЕНКИ ТЕРМИЧЕСКОЙ УСТАЛОСТИ В РЕАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЯХ</b> Дегтярева С.П. <sup>1,2</sup> , Коджаспиров Г.Е. <sup>1</sup> <sup>1</sup> <i>Санкт - Петербургский Политехнический университет Петра Великого, Россия, Санкт – Петербург</i> <sup>2</sup> <i>ОАО «Научно-производственное объединение по исследованию и проектированию энергетического оборудования им. И.И.Ползунова», Россия, Санкт – Петербург</i>
7.	<b>ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ КАРТИНЫ ПОЛОС СДВИГА В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЁКЛАХ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ</b> Астанин В.В. <sup>1,2</sup> , Гундеров Д.В. <sup>1,2</sup> <sup>1</sup> <i>Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, Россия, Уфа</i> <sup>2</sup> <i>Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Россия, Уфа</i>
8.	<b>ИССЛЕДОВАНИЕ ТВЁРДОСТИ И СТРУКТУРЫ СТАЛИ 35X ПОСЛЕ ИМИТАЦИИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ С РАЗЛИЧНЫМИ РЕЖИМАМИ КОНТРОЛИРУЕМОГО ОХЛАЖДЕНИЯ И СМОТКИ</b> Поспелов И.Д., Матвеева Д.В. <i>Череповецкий государственный университет, Россия, Череповец</i>

9.	<p><b>ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ МЕДИ В СПЛАВЕ <math>Ti_{49.2}Hf_1Ni_{49.2-x}Cu_x</math> НА МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ИХ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ</b></p> <p>Глухов М.Ю.<sup>1</sup>, Беляев С.П.<sup>1</sup>, Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Базлов А.И.<sup>2</sup>, Бикбаев Р.М.<sup>1</sup>, Сибирев А.В.<sup>1</sup></p> <p><sup>1</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург, <sup>2</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</p>
10.	<p><b>ОБРАТИМАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И НАГРЕВАНИИ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ СПЛАВА <math>Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{49.8-x}Cu_x</math> С РАЗНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ МЕДИ</b></p> <p>Трофимова М.Е.<sup>1</sup>, Беляев С.П.<sup>1</sup>, Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Базлов А.И.<sup>2</sup>, Поникарова И.В.<sup>1</sup></p> <p><sup>1</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург, <sup>2</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</p>
11.	<p><b>ЭФФЕКТ ПСЕВДОДУПРУГОСТИ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВАХ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ</b></p> <p>Стародубова М.С.<sup>1</sup>, Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Беляев С.П.<sup>1</sup>, Базлов А.И.<sup>2</sup></p> <p><sup>1</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург, <sup>2</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</p>
12.	<p><b>АНАЛИЗ ВКЛАДОВ МЕХАНИЗМОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ AL-MG-ZN/CU</b></p> <p>Марданшина Т.М., Яковцева О. А.</p> <p>Университет МИСИС, Россия, Москва</p>
13.	<p><b>ЗАКАЛОЧНОЕ ОХЛАЖДЕНИЕ БЫСТРОДВИЖУЩИМСЯ ПОТОКОМ ВОДЫ ДЕТАЛЕЙ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОГО ТРАНСПОРТА</b></p> <p>Федин В.М.<sup>1</sup>, Чернышев К.А.<sup>1</sup>, Попова Т.А.<sup>1</sup>, Липов Е.Г.<sup>2</sup>, Бойматов А.А.<sup>2</sup>, Фокин Ю.О.<sup>3</sup></p> <p><sup>1</sup>РУТ (МИИТ), Россия, Москва <sup>2</sup>ОАО «РЖД», Россия, Москва <sup>3</sup>МГТУ им. Н.Э. Баумана, Россия, Москва</p>
14.	<p><b>МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ Al-V</b></p> <p>Мочуговский А.Г., Трошкова О.В., Яковцева О.А., Михайловская А.В.</p> <p>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</p>
15.	<p><b>ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА СПЛОШНЫХ И ПОЛЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ ТРУДНОДЕФОРМИРУЕМОГО СПЛАВА ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ НОВОГО ЧЕТЫРЁХВАЛКОВОГО СТАНА ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ</b></p> <p>Андреев В.А.<sup>1</sup>, Романцев Б.А.<sup>1,2</sup>, Скрипаленко М.М.<sup>1,2</sup>, Юсупов В.С.<sup>1</sup>, Рогачев С.О.<sup>1,2</sup>, Куприков М.П.<sup>1</sup>, Кузнецов В.П.<sup>3</sup></p> <p><sup>1</sup>ИМЕТ РАН, Россия, Москва <sup>2</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва <sup>3</sup>ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», Россия, Екатеринбург</p>
16.	<p><b>ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ УСЛОВИЙ РСП НА МАКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА ВТЗ-1</b></p> <p>Махмуд Алхаж Али А., Хакимова А. Н., Гамин Ю. В.</p> <p>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</p>

17.	<b>ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В ТЕХНОЛОГИЧЕСКОМ ПРОЦЕССЕ ОБРАБОТКИ СПЛАВА СИСТЕМЫ СО-CR-MO</b> Кин Т.Ю., Галкин С.П., Гамин Ю.В. <i>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</i>
18.	<b>ОЦЕНКА ЭКСПЛУАТАЦИОННОГО РЕСУРСА НОВОЙ БЕЗВОЛЬФРАМОВОЙ СТАЛИ ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ И ОТПУСКА</b> Кругляков А.А. <sup>1</sup> , Рогачев С.О. <sup>2,3</sup> , Моляров А.В. <sup>2</sup> <sup>1</sup> <i>Научно-коммерческая фирма ВВН, Германия, Берлин</i> <sup>2</sup> <i>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</i> <sup>3</sup> <i>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, Москва</i>
19.	<b>ВЛИЯНИЕ РОЛИКОПРАВИЛЬНОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ</b> Андреев В.А. <sup>1</sup> , Бондарева С.А. <sup>2</sup> , Лайшева Н.В. <sup>1</sup> , Рогачев С.О. <sup>1,2</sup> , Шелест А.Е. <sup>1</sup> , Юсупов В.С. <sup>1</sup> <sup>1</sup> <i>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, Москва</i> <sup>2</sup> <i>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</i>
20.	<b>ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА Тl-50,8 АТ. %Nl С ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫМИ МНОГОКРАТНЫМИ МАРТЕНСИТНЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ</b> Чуракова А.А. <sup>1,2</sup> , Исакова Э.И. <sup>1,2</sup> <sup>1</sup> <i>Институт физики молекул и кристаллов Уфимский федеральный исследовательский центр Российской академии наук, Россия, Уфа</i> <sup>2</sup> <i>Уфимский университет науки и технологий, Россия, Уфа</i>
21.	<b>СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТИ СИЛУМИНА АК15 ПОДВЕРГНУТОГО КОМБИНИРОВАННОМУ ВНЕШНЕМУ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОМУ ВОЗДЕЙСТВИЮ</b> Серебрякова А.А., Шлярова Ю.А., Шляров В.В., Загуляев Д.В. <i>Сибирский государственный индустриальный университет, Россия, Новокузнецк</i>
22.	<b>СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПРУКТОВЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Тl-ZR-Nb, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ТРЁХВАЛКОВОЙ ПРОДОЛЬНОЙ ПРОКАТКИ</b> Лукашевич К.Е., Александровский Э.К., Шереметьев В.А., Прокошкин С.Д. <i>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</i>
23.	<b>ПРОТИВОРЕЧИЯ В ПРИМЕНЕНИИ КРИТЕРИЕВ ПЕТТИФОРА, ПЬЮ И ФРАНЦЕВИЧА ПРИ АНАЛИЗЕ ПЛАСТИЧНОСТИ И ХРУПКОСТИ СПЛАВОВ С МАРТЕНСИТНЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ И СТАБИЛЬНЫХ К НИМ</b> Муслов С.А., Корнеев А.А., Чистяков М.В., Зайцева Н.В. <i>Российский университет медицины, Россия, Москва</i>
24.	<b>ПРОКАТКА В СОПРОВОЖДЕНИИ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА КАК ВИД ТМО</b> Столяров В.В. <i>ИМАШ РАН, Россия, Москва</i>

25.	<b>ВЛИЯНИЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА Al-Cu-Li СПЛАВА</b> Рыбальченко О.В., Лукьянова Е.А., Мартыненко Н.С., Тарытина И.Е., Темралиева Д.Р. <i>ИМЕТ РАН, Россия, Москва</i>
26.	<b>ФОРМИРОВАНИЕ ЧАСТИЦ h-BN НА ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ</b> Сухова Т.А., Теплякова Т.О., Конопацкий А.С. <i>НИТУ МИСИС, Россия, Москва,</i>
27.	<b>ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р2М9Ю ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКЕ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ ОТПУСКЕ</b> Будовских Е.А., Громов В.Е., Гостевская А.Н. <i>Сибирский государственный индустриальный университет, Россия, Новокузнецк</i>
28.	<b>ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Zn-1%Mg-0,1%Mn</b> Лукьянова Е.А., Мартыненко Н.С., Рыбальченко О.В., Темралиева Д.Р., Горбенко А.Д., Добаткин С.В. <i>ИМЕТ РАН, Россия, Москва</i>
29.	<b>ВЛИЯНИЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛАТУНЕЙ Л68 И Л63</b> Мартыненко Н.С., Рыбальченко О.В., Лукьянова Е.А., Страумал П.Б., Темралиева Д.Р., Горбенко А.Д., Андреев В.А., Добаткин С.В. <i>ИМЕТ РАН, Россия, Москва</i>
30.	<b>ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛИ КЛИНОК ФЕХТОВАЛЬНОГО ОРУЖИЯ</b> Рябичева Л.А. <sup>1</sup> , Дудник Ю.Ю. <sup>2</sup> <sup>1</sup> <i>Луганский государственный университет им. В. Даля, Россия, Луганск</i> <sup>2</sup> <i>ООО «Завод Динамо», Россия, Луганск</i>
31.	<b>ФОРМИРОВАНИЕ В ПРОЦЕССЕ НАПЛАВКИ ГРАДИЕНТА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ</b> Невский С.А., Башенко Л.П., Громов В.Е. <i>Сибирский государственный индустриальный университет, Россия, Новокузнецк</i>
32.	<b>ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ГИБРИДНЫХ КОМПОЗИТОВ, АРМИРОВАННЫХ ТУГОПЛАВКИМИ ЧАСТИЦАМИ</b> Русинов П.О. <sup>1</sup> , Чжан Ч. <sup>2</sup> , Курапов Г.В. <sup>1</sup> , Русинова А.А. <sup>1</sup> , Семадени М.Д. <sup>1</sup> , Елисеев В.Н. <sup>1</sup> <sup>1</sup> <i>Кубанский государственный технологический университет, Россия, Краснодар</i> <sup>2</sup> <i>Университет Янчжоу, Китай, Янчжоу</i>

33.	<p><b>ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ДВУХСТПЕНЧАТОЙ ГОМОГЕНИЗАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОМАГНИЕВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ С МАЛЫМИ СКАНДИЕВЫМИ ДОБАВКАМИ</b></p> <p>Арышенский Е.В.<sup>1</sup>, Арышенский В.Ю.<sup>2</sup>, Рагазин А.А.<sup>2</sup>, Коновалов С.В.  <sup>1</sup>СибГИУ, Россия, Новокузнецк  <sup>2</sup>Самарский Университет, Россия, Самара</p>
34.	<p><b>ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ СПЛАВА Fe-18Cr-10Ni МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ</b></p> <p>Блинова Е.Н.<sup>1</sup>, Глезер А.М.<sup>1</sup>, Воронов В.Д.<sup>2</sup>, Либман М.А.<sup>1</sup>, Осинцев А.В.<sup>2</sup>, Петровский В.Н.<sup>2</sup>, Шурыгина Н.А.<sup>1</sup>  <sup>1</sup>Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И. П. Бардина, Россия, Москва  <sup>2</sup>Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Россия, Москва</p>
35.	<p><b>НОВЫЙ ОТЕЧЕСТВЕННЫЙ КОМПЛЕКС ООО НПО «МЕТАЛЛЭНЕРГО» ДЛЯ ЗАКАЛКИ СТАЛЬНОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО ЛИСТОВОГО ПРОКАТА</b></p> <p>Кирюхин Д.А., Бессмертных А.С.  ООО НПО «МЕТАЛЛЭНЕРГО», Россия, Магнитогорск</p>
36.	<p><b>МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВА ВТ20, УПРОЧНЕННЫХ БОРИДАМИ</b></p> <p>Соколовский В.С., Озеров М.С., Жеребцов С.В.  Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Россия, Белгород</p>
37.	<p><b>ОЦЕНКА КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА TiNi В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ МЕТОДОМ ГРАВИМЕТРИИ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ</b></p> <p>Исхакова Э.И.<sup>1,2</sup>, Чуракова А.А.<sup>1,2</sup>  <sup>1</sup>Институт физики молекул и кристаллов Уфимский федеральный исследовательский центр Российской академии наук, Россия, Уфа,  <sup>2</sup>Уфимский университет науки и технологий, Россия, Уфа</p>
38.	<p><b>ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА</b></p> <p>Попкова Д.С.<sup>1</sup>, Беликов С.В.<sup>1,2</sup>, Пырин Д.В.<sup>1</sup>, Жилияков А.Ю.<sup>1,2</sup>,  <sup>1</sup>Кафедра термообработки и физики металлов, Уральский федеральный университет имени Первого президента Б.Н.Ельцина, Россия, Екатеринбург  <sup>2</sup>Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Россия, Екатеринбург</p>

39.	<p><b>ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СРЕДНЕЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА <math>Fe_{65}Co_{12,5}Ni_{12,5}Cr_{9,5}C_{0,5}</math>, ПОЛУЧЕННОГО СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ, НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА</b></p> <p>Поволяева Е.А.<sup>1,2</sup>, Шайсултанов Д.Г.<sup>1</sup>, Степанов Н.Д.<sup>2</sup>, Жеребцов С.В.<sup>1,2</sup></p> <p><sup>1</sup> Белгородский государственный национальный исследовательский университет (НИУ «БелГУ»), Россия, Белгород</p> <p><sup>2</sup> Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, Россия, Санкт-Петербург</p>
40.	<p><b>ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ТИТАНЕ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБАХ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ</b></p> <p>Шурыгина Н.А.<sup>1,2</sup>, Шалимова А.В.<sup>1</sup>, Сундеев Р.В.<sup>1,2</sup>, Блинова Е.Н.<sup>1</sup>, Велигжанин А.А.<sup>3</sup></p> <p><sup>1</sup> ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Россия, Москва</p> <p><sup>2</sup> РТУ МИРЭА, Россия, Москва</p> <p><sup>3</sup> НИЦ «Курчатовский институт», Россия, Москва</p>
41.	<p><b>МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СРЕДНЕЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА <math>TiNbZr</math>, УПРОЧНЕННЫХ БОРИДАМИ</b></p> <p>Озеров М.С., Газизова М.Ю., Надеждин С.В., Жеребцов С.В.</p> <p>Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Россия, Белгород</p>
42.	<p><b>ВЛИЯНИЕ МАСШТАБНОГО ФАКТОРА НА МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА</b></p> <p>Полякова К.А., Рыклина Е.П., Полесский С.К.</p> <p>НИТУ МИСИС, Россия, Москва</p>
43.	<p><b>ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СТАРЕНИЯ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МЕЛКОЗЕРНИСТОГО СТАРЕЮЩЕГО НИКЕЛИДА ТИТАНА</b></p> <p>Рыклина Е.П.<sup>1</sup>, Полякова К.А.<sup>1</sup>, Комаров В.С.<sup>1,2</sup>, Мурыгин С.Р.<sup>1</sup>, Конопацкий А.С.<sup>1</sup>, Андреев В.А.<sup>2</sup>, Уланов А.У.<sup>1</sup></p> <p><sup>1</sup> НИТУ МИСИС, Россия, Москва</p> <p><sup>2</sup> ИМЕТ РАН, Россия, Москва</p>





***СБОРНИК  
ТЕЗИСОВ***

***ПЛЕНАРНАЯ СЕКЦИЯ***



**ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ  
ТИТАНА**

Жеребцов С.В.

*Санкт-Петербургский государственный морской технический университет,  
Россия, Санкт-Петербург  
ser\_z@mail.ru*

Один из перспективных способов улучшения прочностных свойств металлических материалов связан с созданием композитов с металлической матрицей (КММ) путем введения в металлическую матрицу керамических частиц или волокон. Сочетание матрицы на основе титанового сплава, армированной частицами борида (TiB), является весьма многообещающим примером, поскольку такой упрочнитель обладает превосходной термодинамической стабильностью, близким с титановой матрицей коэффициентом теплового расширения и наличием ориентационного соотношения между волокнами TiB и титановой матрицей. КММ могут быть получены различными методами, включая традиционное литье и различные методы порошковой металлургии (например, искровое плазменное спекание или селективное лазерное сплавление). Обычно композитные заготовки не рассматриваются как объект для дальнейшей термомеханической обработки, однако КММ, наряду с повышенной прочностью, иногда демонстрируют плохую пластичность при комнатной температуре. Термомеханическая обработка композитов, армированных короткими волокнами, может улучшить их механические свойства, однако эффект такой обработки не совсем хорошо изучен. В настоящей работе обсуждается влияние термомеханической обработки на структуру и свойства КММ на основе титана, армированных боридными частицами. Анализируются механизмы, контролируемые механическое поведение, и факторы, способствующие упрочнению.

*Работы выполнены при поддержке проекта РФФ №23-49-00108.*

**ИССЛЕДОВАНИЯ ФОРМИРОВАНИЯ НОВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ АЛТЕК ДЛЯ НУЖД ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ**

Коновалов С.В., Арышенский Е.В., Левагина А.А.

*СибГИУ, Россия, Новокузнецк**konovalov@sibsiu.ru*

В докладе представлены исследования двух сплавов системы АЛТЕК Al-Cu-Mn для электротехнической промышленности с добавкой и без добавок циркония. Оба исследуемых сплава были отлиты в медный и стальной кокиля. После этого они отправлялись на горячую прокатку отжигались, а затем деформировались с помощью холодной прокатки и подвергались заключительному отжигу в диапазоне от 300 до 500 °С.

На различных этапах термомеханической обработки у сплавов исследовались электропроводность, механические свойства, кроме того, методом оптической микроскопии изучалась зеренная структура, а с помощью сканирующей микроскопии интерметаллидные частицы.

Установлено, что горячая прокатка в целом благотворно влияет на механические свойства, формирующиеся на последующих этапах термомеханической обработки. Причиной этого являются выделяющиеся в ходе горячей прокатки мелкодисперсные частицы  $Al_{20}Cu_2Mn_3$ , которые блокируют возврат и рекристаллизацию на последующих этапах термомеханической обработки. Об их выделении свидетельствует как рост электропроводности, так и наличие после горячей прокатки и промежуточного отжига деформированной структуры.

После холодной деформации и заключительного отжига, сплавы показывают высокие прочностные свойства остающимися стабильными вплоть до температуры нагрева 400 °С. Стоит отметить, что прочностные свойства у сплавов системы АЛТЕК в несколько раз выше, чем у стандартных электротехнических сплавов. В тоже время данные сплавы после отжига демонстрируют высокую электропроводность (особенно в виде фольги), которая лишь на 20 % ниже, чем у электротехнических сплавов близких по химическому составу к чистому алюминию.

*Исследования выполнены при поддержке проекта РНФ № Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-00064, <https://rscf.ru/project/24-19-00064/>*

## ВОЗМОЖНОСТИ ПРЕДИКТИВНОЙ АНАЛИТИКИ ДЛЯ ПРОГНОЗА СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ

Кудря А.В., Соколовская Э.А., Кодиров Д.Ф., Тимошенко В.В., Сергеев М.И.  
*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*  
*AVKudrya@misis.ru*

Predictive Analytics – набор взаимосвязанных операций, который позволяет на основе выявленных закономерностей некоторых событий в прошлом прогнозировать их результаты в будущем. Данное представление предполагает (в самом широком смысле) применение процедур классической статистики, теории игр и т. д. Перечень областей, в рамках которых используются выкладки подобного порядка, чрезвычайно широк. Данный подход нашел свое применение и в производственной деятельности. При прогнозе качества продукта, как результата технологического процесса в металлургии, необходим предварительный анализ набора существующих траекторий технологии для выявления закономерностей его протекания. Отсюда возможность прогноза качества металлопродукции, который при необходимой глубине понимания процесса может быть реализован на достаточно ранней его стадии. Объективный прогноз – основа для управления технологией, это может быть расчет универсальной траектории процесса (последовательность режимов), приводящей к желаемой цели из любого состояния. Либо это может быть пучок траекторий (для каждого из возможных исходных состояний), назначаемых поплавно. При невозможности ограничения вариации управляющих параметров по всему циклу, может быть перспективно нелокальное адаптивное управление: предельные отклонения в пределах поля допуска технологии на одной из стадий передела можно компенсировать отклонениями режимов в пределах того же поля допуска на следующих этапах технологии.

При этом остается открытым ответ на вопрос, в какой мере оправданы ожидания эффективного результата при применении современных программных продуктов (нейросети, процедуры машинного обучения и т. п.) при «раскопках данных» производственного контроля. В частности, насколько они могут учесть многообразие сценариев протекания технологической наследственности (даже в рамках хорошо отлаженного технологического процесса) для однотипных видов металлопродукции, особенности статистики распределения значений параметров процесса и продукта.

Очевидно, что решение проблемы прогноза свойств материалов невозможно без объективной их оценки. Для условий массового производства, в связи с этим, необходима цифровизация измерений морфологии структур, в т.ч. технологически неизбежной неоднородности их строения (вследствие наличия широкого спектра технологий в пределах нормативного поля допуска). При этом также существенно развитие методов оценки сопротивления неоднородных структур разрушению.

Понимание механизмов разрушения среды с неоднородной структурой важно для выявления причин разброса свойств, повышения надежности их прогноза, а также для выработки принципов конструирования оптимальной конфигурации структур под заданный уровень свойств.

**ПАРАДОКСЫ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ**

Валиев Р.З.

*Уфимский университет науки и технологий, Россия, Уфа,  
Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург  
ruslan.valiev@ugatu.su*

В последние годы исследования в области обработки металлических материалов, а в недавнее время и полимеров, и керамик [1,2] методами интенсивной пластической деформации (ИПД) убедительно продемонстрировали, что их наноструктурирование может приводить к появлению у них парадоксальных свойств, обычно не характерных для материалов, подвергнутых традиционной термомеханической обработке. К таким парадоксам относятся сочетания высокой прочности и пластичности, проявление высокой прочности и электропроводности, повышенная коррозионная стойкость и другие. В настоящем докладе представлены необычные сочетания механических и функциональных свойств по результатам последних исследований ряда материалов, полученных методами ИПД, а также физические механизмы их возникновения, связанные с формированием различных наноструктурных особенностей - от измельчения зерен до наноразмерных выделений и зернограницных сегрегаций. Обсуждается высокий инновационный потенциал применения этих многофункциональных материалов в технике и медицине [3].

Доклад представлен в рамках научно-исследовательского проекта РФФИ № 22-19-00445.

1. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications - John Wiley & Sons, 2014. - 456 pp. Валиев Р.З., Жилиев А.П., Лэнгдон Т.Дж. Объемные наноструктурные материалы: фундаментальные основы и применения – Москва: Эко-Вектор, 2017. — 480 с.
2. Nanomaterials by severe plastic deformation: review of historical developments and recent advances / K. Edalati, A. Bachmaier, V.A. Beloshenko, et al // Mater. Res. Lett. – 2022/ - Vol. 10:4. – P. 163-256. - DOI: 10.1080/21663831.2022.2029779
3. Valiev R.Z., Alexandrov I.V., Kawasaki M., Langdon T.G. Ultrafine-Grained Materials - SpringerNature, 2024.

## ЭФФЕКТ ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ РАЗЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Гундеров Д.В.<sup>1,2</sup>, Асфандияров Р.Н.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Россия, Уфа

<sup>2</sup>Уфимский Университет Науки и Технологий, Россия, Уфа

*dimagun@mail.ru*

Известно, что при интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) относительно прочных материалов возможно так называемое «проскальзывание» бойка по поверхности образца, и реальная сдвиговая деформация  $\gamma_{уст}$  не соответствует расчетной, предсказываемой формулой  $\gamma = 2\pi nR/h$ . Так во всех работах, где оценивалась  $\gamma_{уст}$  при ИПДК высокопрочных объемных металлических стекол показано, что  $\gamma_{уст}$  существенно ниже ожидаемой из-за «тотального» проскальзывания [1-3]. В наших работах [4,5] показано, что при ИПДК таких материалов, как титан, сталь Fe-0,1% C, сплав Zr-1% Nb, сплав Ti18Zr15Nb, Ti-Ni заметное проскальзывание наблюдается уже на начальных стадиях ИПДК, а после предварительного ИПДК с количеством оборотов  $n > 2$ ,  $n > 5$  проскальзывание становится «тотальным». Однако, несмотря на проскальзывание, структура материалов измельчалась до нанокристаллической [4,5], также, как и в работах других авторов.

Было установлено, что при ИПДК меди при  $n = 0,25$ , проскальзывание незначительно, однако после ИПДК с  $n = 10$  проскальзывание составило 85 %. Специальный эксперимент показал, что нарастание проскальзывания бойка Cu по медному образцу при ИПДК с ростом  $n$  объясняется уменьшением высоты образца при ИПДК. При некоторой величине  $n$  высота  $h$  становится меньше критической, и проскальзывание становится «тотальным». Моделирование также показывает, что при достижении определенного значения  $n$  проскальзывание становится «тотальным» [6].

### Литература

1. Adachi, N.; Todaka, Y.; Yokoyama, Y.; Umemoto, M. Cause of hardening and softening in the bulk glassy alloy Zr50Cu40Al10 after high-pressure torsion. *Mater. Sci. Eng. A* 2015, 627, 171–181
2. Z. Kovács, E. Schafler, P. Szommer, Á. Révész // *Journal of Alloys and Compounds*.2014. 593. pp. 207–212.
3. W. Dmowski, Y. Yokoyama, A. Chuang, Y. Ren, M. Umemoto, K. Tsuchiya, A. Inoue, T. Egami // *Acta Materialia*. 2010. 58.
4. Gunderov, D., Asfandiyarov, R., Titov, V., Gunderova, S., Astanin, Some Slippage Issues in High-Pressure Torsion Using Cu and Ti Samples as an Example V. *Materials*, 2023, 16(1), 162 <https://doi.org/10.3390/ma160101621>.
5. Gunderov, D.V.; Asfandiyarov, R.N.; Astanin, V.V.; Sharafutdinov, A.V. Slippage during High-Pressure Torion: Accumulative High-Pressure Torsion—Overview of the Latest Results. *Metals* 2023, 13, 1340. <https://doi.org/10.3390/met13081340>
6. Beygelzimer, Y.; Estrin, Y.; Kulagin, R. Some Unresolved Problems of High-Pressure Torsion. *Mater. Trans.* 2023,2023 Volume 64 Issue 8 Pages 1856-1865

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ №22-19-00347.*



## ИЗМЕНЕНИЕ ПЛОТНОСТИ ДЕФЕКТОВ И ТЕМПЕРАТУР МАРТЕНСИТНЫХ ПЕРЕХОДОВ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi

Беляев С.П.<sup>1</sup>, Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Базлов А.И.<sup>2</sup>, Сибирев А.В.<sup>1</sup>, Поникарова И.В.<sup>1</sup>,  
Бикбаев Р.М.<sup>1</sup>, Иванов А.М.<sup>1</sup>, Глухов М.Ю.<sup>1</sup>, Трофимова М.Е.<sup>1</sup>, Орлов В.Е.<sup>1</sup>,  
Гундеров Д.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург,

<sup>2</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва

<sup>3</sup>Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Россия, Уфа  
*spbelyaev@mail.ru*

Одной из проблем сплавов с памятью формы на основе TiNi, испытывающих B2 ↔ B19' мартенситное превращение, является их низкая термоциклическая стабильность. При многократных теплосменах через температурный интервал мартенситных переходов, меняются температуры и последовательность превращений, накапливается необратимая деформации и меняется обратимая деформация. Все эти негативные явления сдерживают применения сплавов с памятью формы на основе TiNi в устройствах многократного действия.

Основной причиной изменения свойств сплавов на основе TiNi считают изменение плотности дислокаций при термоциклировании. Однако существует ряд данных, которые показывают, что изменение плотности дефектов и температуры переходов могут не коррелировать друг с другом. В связи с этим, целью настоящей работы явилось исследование изменения плотности дефектов и температур мартенситных переходов в сплавах на основе Ti-Hf-Ni-Cu с разным составом и размером зерна. Все исследования проводили на базе 500 термоциклов. Изменение параметров мартенситных переходов оценивали по данным дифференциальной сканирующей калориметрии и электросопротивлению. Изменение плотности дислокаций определяли непосредственно по данным рентгеноструктурного анализа и косвенно по изменению электросопротивления, измеренного при постоянной температуре, при которой сплав находился в мартенситном или аустенитном состоянии.

Полученные результаты показали, что изменение плотности дефектов коррелирует с изменением электросопротивления при постоянной температуре, что позволяет использовать электросопротивление для оценки изменения плотности дефектов в сплавах, в которых плотность дислокаций нельзя напрямую измерить. Результаты работы показали, что изменение плотности дислокаций не коррелирует с изменением температур мартенситных переходов. Увеличение плотности дислокаций может приводить как к уменьшению температур превращения, так и к их увеличению или вообще не влиять на температуры перехода. Установлено, что в некоторых сплавах увеличение плотности дислокаций при термоциклировании наблюдается в первых 100-200 циклах. При дальнейшем термоциклировании плотность дислокаций может уменьшаться и становится даже меньше, чем в недеформированном образце.

*Работа выполнена при поддержке проекта РФФ № 23-19-00280.*

***СЕКЦИЯ 1***  
***«СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ***  
***ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ***  
***ТЕРМИЧЕСКОЙ И***  
***ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ***  
***ОБРАБОТКЕ»***



## ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПОЛУЧЕНИЯ СЛИТКОВ ИЗ СПЛАВА СИСТЕМЫ СО-СР-МО НА СТРУКТУРУ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ

Скугорев А.В., Кулешова Н.А., Карашаев М.М., Галкин С.П.

*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*

*skugorev.av@misis.ru*

Объектом исследования является сплав системы Со-Ср-Мо с химическим составом по ГОСТ Р ИСО 5832-12-2009, широко применяемый для изготовления эндопротезов. Из данного сплава методом вакуумной индукционной выплавки на промышленном оборудовании были получены слитки массой до 20 кг с использованием различных методов разлива. Рассматривался слиток с достаточно высокой скоростью кристаллизации, полученный методом полунепрерывного литья в водоохлаждаемый медный кристаллизатор, и слиток с более медленной кристаллизацией, полученный литьем в стальную изложницу (кокиль).

Показано, что метод разлива слитков значительно влияет на структуру сплава системы Со-Ср-Мо как в литом состоянии, так и после гомогенизационного отжига. Гомогенизационный отжиг (1250 °С, 9 ч) не приводит к полному растворению избыточной  $\sigma$ -фазы в слитке, полученном с высокой скоростью кристаллизации, при этом в слитке с более медленной кристаллизацией  $\sigma$ -фаза растворяется полностью.

Для получения деформированных полуфабрикатов – прутков круглого сечения диаметром 50-60 мм был выбран метод свободнойковки на изотермическом прессе. По результатам компьютерного моделирования и экспериментальным данным данный метод обеспечивает температуру окончания деформации не ниже температуры полиморфного  $\gamma \rightarrow \epsilon$  превращения в сплаве Со-Ср-Мо, что оказывает положительное влияние на технологическую пластичность данного сплава. Из исследуемых слитков на изотермическом прессе усилием 1600 тс были получены кованные прутки диаметром 50-60 мм и длиной до 350 мм.

Исследование структуры кованных прутков показало, что в прутке, полученном из слитка с высокой скоростью кристаллизации, наблюдается значительное количество

$\sigma$ -фазы, при этом её количество увеличивается от края прутка к его центру. Распределение и морфология  $\sigma$ -фазы указывает на то, что она образовалась при охлаждении прутка в областях ликвационной неоднородности по молибдену.

Структура прутка из слитка, полученного с более низкой скоростью кристаллизации, более равномерная и не содержит значительных локальных выделений  $\sigma$ -фазы.

Опытная радиально-сдвиговая прокатка прутков показала, что выделения  $\sigma$ -фазы приводят к снижению технологической пластичности материала и разрушению в процессе прокатки. Таким образом, для получения горячекатаных прутков из сплава системы Со-Ср-Мо методом радиально-сдвиговой прокатки целесообразно использовать слитки вакуумной индукционной выплавки, полученные литьем в стальную изложницу (кокиль).

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00477, <https://rscf.ru/project/23-19-00477/>.*

**ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА Fe-Mn-Si СПЛАВОВ**

Рыбальченко О.В.<sup>1</sup>, Мартыненко Н.С.<sup>1</sup>, Анисимова Н.Ю.<sup>1-3</sup>, Рыбальченко Г.В.<sup>4</sup>,  
Темралиева Д.Р.<sup>1</sup>, Лукьянова Е.А.<sup>1</sup>, Комаров В.С.<sup>1,3</sup>, Щетинин И.В.<sup>3</sup>  
Долженко П.Д.<sup>5</sup>, Рааб А.Г.<sup>6</sup>, Добаткин С.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ИМЕТ РАН, Россия, Москва

<sup>2</sup> «НМИЦ Онкологии им. Н.Н. Bloхина» Минздрава России, Россия, Москва

<sup>3</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва

<sup>4</sup>ФИАИ, Россия, Москва

<sup>5</sup>БелГУ, Россия Белгород

<sup>6</sup>Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Россия, Уфа

*rybalch@mail.ru*

В настоящее время биodeградируемые имплантаты для временного использования привлекают все больше внимания в таких областях медицины как ортопедия и сосудистая хирургия. Биodeградируемые имплантаты должны раствориться к моменту заживления тканей, что значительно снижает риски возникновения побочных эффектов из-за длительного присутствия имплантата в человеческом теле и, как следствие, помогает избежать повторного хирургического вмешательства для удаления имплантата, что является обычной практикой при использовании постоянных имплантатов. В настоящее время идут активные исследования направленные на повышение скорости биodeградации сплавов на основе железа. Целью данного исследования являлось изучение влияния интенсивной пластической деформации методами равноканального углового прессования (РКУП) и кручения под высоким давлением (КВД) на структурообразование и скорость деградации сплавов системы Fe-Mn-Si. Выявлено, что полученная аустенитная ультрамелкозернистая (УМЗ) структура Fe-Mn-Si сплавов ведет к значительному повышению прочностных характеристик при удовлетворительной пластичности после РКУП. Установлено, что наличие специальных двойниковых границ в структуре Fe-Mn-Si сплавов повышает их коррозионную стойкость, в то время как образование преимущественно зеренно-субзеренной структуры в отсутствие двойниковых границ повышает скорость коррозии до 0,4 мм/год. КВД также ведет к повышению прочности, о чем свидетельствует высокий уровень микротвердости. При этом измельчение структуры до нано-уровня незначительно превышает скорость коррозии. Эффект памяти формы в исследуемых сплавах проявляется при температурах, неприемлемых для медицинского применения. Измельчение структуры методом РКУП по режимам, обеспечивающим полностью аустенитное состояние, ведет к снижению свойств памяти формы. В работе сделан сравнительный анализ скорости коррозии, полученной методами потери массы и потенциодинамической поляризации. По результатам исследования гемолиза и цитотоксичности исследуемые сплавы признаны гемосовместимыми после всех проведенных обработок. Исследования биосовместимости и биodeградации *in vitro* дополнены исследованиями *in vivo*.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (Грант №23-23-00096).*

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg-8,6Zn-1,2Zr ПОСЛЕ РКУП

Сементеева Ю.Р.<sup>1,2</sup>, Аксенов Д.А.<sup>1</sup>, Асфандияров Р.Н.<sup>1,2</sup>, Шишкунова М.А.<sup>1,2</sup>, Рааб А.Г.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт Физики Молекул и Кристаллов УФИЦ РАН, Россия, Уфа

<sup>2</sup>Уфимский Университет Науки и Технологий, Россия, Уфа

*yu.nuriewa@yandex.ru*

В настоящее время сплавы на основе магния рассматриваются в качестве перспективных материалов для использования в ортопедической хирургии. Так как являются биорезорбируемыми, что позволяет ускорить процесс восстановления пациента за счет уменьшения количества операций. Поэтому имплантат должен обладать определенным уровнем механических свойств и скорости коррозии. Одними из перспективных методов деформационной обработки для увеличения прочности металлов и сплавов считаются методы интенсивной пластической деформации, например, равноканальное угловое прессование (РКУП).

Данная работа посвящена установлению рациональных режимов равноканального углового прессования сплава Mg-8.6Zn-1.2Zr с целью формирования структурного состояния, обеспечивающего высокие механические характеристики и высокую коррозионную стойкость.

В исходном состоянии заготовка была после отжига при 400°C в течении 24 часов, Деформационная обработка методом РКУП проводилась по двум режимам: в первом, 1 цикл при температуре 400°C, с углом пересечения каналов 120°; во втором, обработка 1 режима, далее еще 1 цикл при температуре 250°C с углом пересечения каналов 90°.

Исследование показывает, что после деформационной обработки по двум предложенным технологическим режимам сохраняется бимодальный вид структуры. После 1 цикла РКУП наблюдается ярко выраженная текстура деформации, при этом крупные зерна направлены вдоль оси сдвига в зоне обработки, их средний поперечный размер уменьшается с 30±10 мкм в исходном состоянии до 20±4 мкм, рекристаллизованные зерна имеют средний поперечный размер 6±2 мкм. Второй цикл РКУП по второму режиму не оказывает значительного влияния на структуру: наблюдаются крупные деформированные зерна со средним поперечным размером 18±4 мкм и рекристаллизованные зерна со средним поперечным размером 5±2 мкм.

Прочность сплава, подвергнутого 1 циклу РКУП увеличивается с 300±5 до 330±5 МПа, а предел текучести составляет 265±5 МПа. Прочность после 2 циклов РКУП существенно не изменилась 325±5 МПа, однако повысились пластические свойства практически в 1.5 раза - до 12 %.

Иммерсионные коррозионные исследования в растворе Рингера показали, что лучшей устойчивостью к коррозии обладают исходный и обработанный по второму режиму образцы со скоростью коррозии ~8 мм/год, что можно объяснить формированием при 2 цикле РКУП при 250 °C специальных границ с пониженной относительно общих большеугловых границ энергией таких как  $\Sigma 13a$ ,  $\Sigma 15b$ ,  $\Sigma 17a$ .

*Работа выполнена при поддержке Российского Научного Фонда (грант № 22-79-10325).*

## МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Zn-1%Mg-0,1%Mn ПОСЛЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ

Мартыненко Н.С.<sup>1</sup>, Анисимова Н.Ю.<sup>1,3</sup>, Рыбальченко О.В.<sup>1</sup>, Темралиева Д.Р.<sup>1</sup>, Шинкарева М.В.<sup>1,3</sup>, Лукьянова Е.А.<sup>1</sup>, Просвирнин Д.В.<sup>1</sup>, Андреев В.А.<sup>1</sup>, Киселевский М.В.<sup>2,3</sup>, Добаткин С.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ИМЕТ РАН, Россия, Москва

<sup>2</sup>«НМИЦ онкологии им. Н.Н. Блохина» Минздрава России, Россия, Москва

<sup>3</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва

*nmartynenko@imet.ac.ru*

Сплавы системы Zn-Mg являются перспективными материалами для создания новых типов биорезорбируемых имплантатов различного назначения из-за их хорошей биосовместимости и приемлемой скорости коррозии. Однако повышение прочностных характеристик данных сплавов в настоящее время является актуальной задачей. Поэтому целью данной работы было исследование влияния ротационнойковки (РК) на механические свойства, коррозионную стойкость и биосовместимость сплава Zn-1 масс. % Mg, легированного 0,1 масс. % Mn. РК проводили при температуре 200 °С с суммарной степенью логарифмической деформации равной 2,31.

В процессе РК в сплаве происходит сильное измельчение микроструктуры с формированием вытянутых зерен  $\alpha$ -Zn, внутри которых формируется субзеренная структура. Кроме того, РК приводит к измельчению зернограницной прослойки, состоящей из смеси фаз  $Mg_2Zn_{11}$  и  $MgZn_2$ , с формированием отдельных глобулярных частиц. Такое изменение микроструктуры приводит к росту прочности и пластичности сплава:  $\sigma_{0,2}$  – в 2,2 раза,  $\sigma_B$  – 3 раза, а  $\delta$  – в 2,8 раз. Дополнительным благоприятным эффектом РК также является повышение предела усталости в 2 раза (Рис. 1).

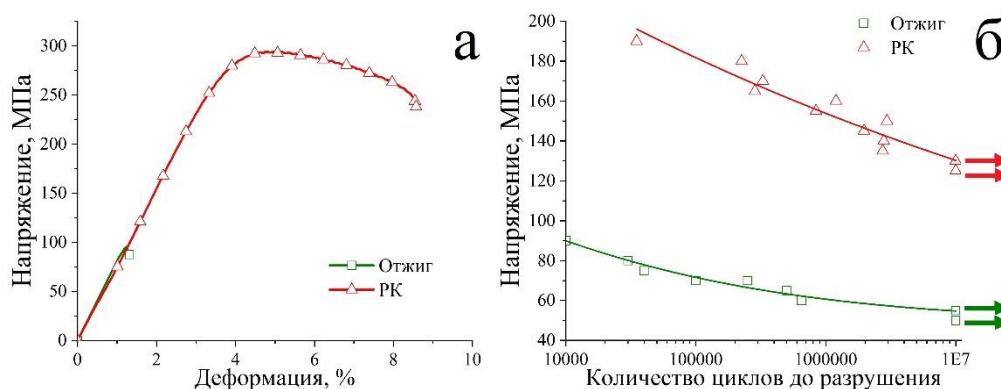


Рисунок 1 – Механические свойства (а) и усталостная прочность (б) сплава Zn-1%Mg-0,1%Mn до и после РК

Измельчение микроструктуры после РК, приводящее к повышению прочности и пластичности, не ухудшает коррозионную стойкости сплава и его биосовместимость. Исследования показали, что контакт со сплавом не повреждает клеток крови *in vitro* и не оказывает общетоксического воздействия после имплантации *in vivo*.

*Работы выполнены при поддержке проекта РФФ №22-13-00024.*

**ПРИМЕНЕНИЕ МОДЕЛИ ИЗМЕНЕНИЯ ОРИЕНТАЦИИ  
КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ К ТЕОРИИ  
ПЛАСТИЧНОСТИ АНИЗОТРОПНОГО МАТЕРИАЛА.**

Беглов Э.Д.<sup>1</sup>, Ерисов Я.А.<sup>2</sup>, Арышенский Е.В.<sup>2</sup>, Коновалов С.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>АО «СМЗ», Россия, Самара

<sup>2</sup>СибГИУ, Россия, Новокузнецк

ar.evgenii@yandex.ru

Одним из ключевых показателей в алюминиевых сплавах является анизотропия их физико-механических свойств. Она в свою очередь вызванна кристаллографической текстурой, формирующейся при термомеханической обработке. Для процессов листовой штамповки очень важна связь показателей текстуры и анизотропии. Стоит также отметить, что, согласно последним исследованиям, текстура и производная от нее анизотропия формируется и при холодной штамповке. Поэтому наилучшим выходом было бы создание модели, позволяющей рассчитывать формирование текстуры и вызванное этим изменение показателей анизотропии непосредственно в ходе процессов обработки.

Поэтому авторами была разработана модель, основанная на связи матрицы направляющих косинусов кристалла, вычисляемых с помощью теории кристаллографической пластичности, с ориентационными факторами, предложенными Р.А. Адамеску (1).

$$\Delta_i = \frac{(g_{i1}^2 g_{i2}^2 + g_{i1}^2 g_{i3}^2 + g_{i2}^2 g_{i3}^2)}{g_{i1}^2 + g_{i2}^2 + g_{i3}^2} \quad (1)$$

$\Delta_i$  - ориентационные факторы

$g_{ij}$  - направляющие косинусы кристалла

Ориентационные факторы в свою очередь связаны с  $\eta_{ij}$  коэффициентами по модели Фойга (2).

$$\begin{aligned} \eta_{ij} &= \frac{1}{\gamma} \left[ 1 - (A_s - 1)(\Delta_i + \Delta_j - 5\Delta_k) \right], \\ \gamma &= \frac{5}{3A_s + 2} \left\{ \left[ 1 + (A_s - 1)(\Delta_i + \Delta_j + \Delta_k) \right]^2 - \right. \\ &\quad \left. - 4(A_s - 1)^2 (\Delta_i^2 + \Delta_j^2 + \Delta_k^2 - \Delta_i \Delta_j - \Delta_j \Delta_k - \Delta_k \Delta_i) \right\}, \\ \bar{\eta}_{ij} &= \frac{3A_s + 2}{5} \left[ 1 - 2(A_s - 1) \left( \Delta_i + \Delta_j - \Delta_k - \frac{1}{2} \right) \right]^{-1}, \end{aligned} \quad (2)$$

где  $A_s = \frac{C_{1111} - C_{1122}}{2C_{2323}}$ ;  $C'_{1111}, C'_{1122}, C'_{2323}$  компоненты тензора модулей жесткости в системе отсчета, связанной с кристаллом, Разработанный подход позволяет путем вычисления направляющих косинусов кристалла т.е текстуры спрогнозировать

*«Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-00590, <https://rscf.ru/project/24-19-00590/>».*



**СДВИГ ФАЗОВОГО СОСТАВА И УСТАНОВИВШЕЙСЯ  
РАСТВОРИМОСТИ Ag В Cu ПОД ДЕЙСТВИЕМ КРУЧЕНИЯ ПОД  
ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ ПРИ НИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ**

Страумал П.Б., Е.А. Лукьянова, Н.С. Мартыненко, И.С. Кречетов, Т.В. Добаткина  
*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва*  
*pstraumal@imet.ac.ru*

Ранее было обнаружено, что интенсивная деформация твердых растворов на основе меди методом кручения под высоким давлением (КВД) изменяет концентрацию растворенных атомов с. Она достигает определенного установившегося значения  $c_{ss}$  примерно после 1,5-2 оборотов плунжера. Целью этой работы было исследовать, как  $c_{ss}$  зависит от температуры КВД. Образцы сплава Cu – 8 масс.% Ag были отожжены при 790°C, 100 ч (образец 1) и 500°C, 770 ч (образец 2). После отжига при 790°C почти все атомы серебра были растворены в медной матрице. Образец 1 содержал всего несколько мелких частиц серебра размером ~20 нм, видимых только при помощи просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и невидимых при дифракции рентгеновских лучей (РФА). После отжига при 500°C все атомы серебра находились в осадках Ag, а медная матрица была почти чистой. Отожженные образцы подвергали КВД при 6 ГПа, 1 об/мин при комнатной температуре (около 300 К) и при 77 К. После КВД при 300 К концентрация серебра  $c_{ss}$  в образце 1 снизилась с 8 до 7,5 масс.% Ag, и образовались новые мелкие частицы серебра размером ~50-100 нм. В образце 2  $c_{ss}$  увеличился с 1 до 5,5 масс.% Ag. Первоначальные равноосные частицы серебра вытянулись в виде волокон и частично растворились. Полученное в результате установившееся значение  $c_{ss} = 5,5$  масс.% Ag согласуется со значением  $c_{ss} = 5,5$  масс.% Ag, измеренным ранее (Acta Mater. 195 (2020) 184). После КВД при 77 К концентрация серебра  $c_{ss}$  в образце 1 составила 3 масс.% Ag, а в образце 2 - 6,5 масс.% Ag. Таким образом, оба значения были ниже, чем после КВД при 300 К. Это означает, что  $c_{ss} = 4$  масс.% Ag после КВД при 77 К было ниже, чем после КВД при 300 К. То есть, динамическое равновесие между растворением и выделением атомов серебра смещается, и выделение преобладает при 77 К.

*Работа выполнена в соответствии с государственным заданием № 075-00320-24-00.*

**ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ  
СТАЛЕЙ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ХРОМА,  
ПРЕДНАЗНАЧЕННЫХ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БЕСШОВНЫХ ТРУБ**

Юшук В.В., Комиссаров А.А., Долгач Е.Д., Машарипов С.З., Коновалова К.А.,  
Смарыгина И.В.

*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*

*slava\_yushchuk@mail.ru*

Трубная промышленность является одной из базовых отраслей экономики страны и в ближайшие годы будет развиваться более быстрыми темпами, чем другие составляющие черной металлургии.<sup>1,2</sup> Часто используемым материалом для изготовления бесшовных нарезных труб являются стали 20Х1МФА, 25Х2М1ФА, 26Х1МФБА и др., которые характеризуются повышенными значениями механических и коррозионных свойств при эксплуатации в осложненных условиях. Однако в отдельных случаях при эксплуатации труб, изготовленных из данных сталей, происходит ускоренное коррозионное разрушение.

В рамках данной работы разработаны и в условиях сталеплавильной научно-технической лаборатории НИТУ МИСИС выплавлены стали марок 08Х1Г, 08Х1М, 12Х1Т, 08Х2М, 08Х2Г, 08Х3М, 08Х5Г и 10Х9МНФБ. Для указанных опытных сталей после проведения по различным режимам закалки и последующего отпуска выполнено комплексное исследование, включающее металлографический анализ, определение механических свойств при испытаниях на растяжение и ударный изгиб, а также проведение коррозионных испытаний SSC, НС, SSRT и общей коррозии в многокомпонентной среде с различным содержанием CO<sub>2</sub> и H<sub>2</sub>S. Установлено, что в процессе закалки предложенных сталей с содержанием хрома 1–5 % с температуры выше А<sub>с3</sub> происходит формирование бейнитно-ферритной структуры. В результате последующего отпуска при температурах 600 – 750 °С происходит рекристаллизация α-фазы и коагуляция карбидов – формируется структура сорбита отпуска. В свою очередь, у сталей с содержанием хрома 9 % после проведения закалки с 1050 °С формируется мартенситная структура, при дальнейшем отпуске происходит её распад на ферритно-карбидную смесь. Показано, что на исследованных сталях в результате закалки и высокотемпературного отпуска могут быть достигнуты механические свойства, отвечающие требованиям к классам прочности в широком диапазоне (от К50 до L80), при повышенной коррозионной стойкости в агрессивных условиях (CO<sub>2</sub> и H<sub>2</sub>S) по сравнению с базовыми сталями. Это позволяет рекомендовать разработанные стали для изготовления нефтегазопроводных и нарезных труб, эксплуатирующихся в осложненных условиях.

*Работа была выполнена в рамках комплексного проекта по теме «Разработка и внедрение комплексных технологий производства бесшовных труб из сталей нового поколения с управляемой коррозионной стойкостью при осложненных условиях эксплуатации для топливно-энергетического комплекса Российской Федерации» в рамках Соглашения №075-11-2023-011 от 10.02.2023 г. по постановлению Правительства РФ №218 от 09.04.2010 г.*

<sup>1</sup> Колбасин А.В., Гармашова Е.П. / Состояние и перспективы развития трубной промышленности России // Экономика, предпринимательство и право. – 2023. – Том 13. – № 7. – С. 2189-2204.

<sup>2</sup> Лапаева О.Ф., Иневатова О.А., Дедеева С.А. / Современные проблемы и перспективы развития топливно-энергетического комплекса // Экономические отношения. 2019. Т. 9. № 3. С. 2129-2142.

## ВЛИЯНИЕ РКУП С УЛЬТРАЗВУКОМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg-Zn-Zr

Аксенов Д.А.<sup>1</sup>, Шишкунова М.А.<sup>1,2</sup>, Асфандияров Р.Н.<sup>1,2</sup>,  
Рааб А.Г.<sup>1,3</sup>, Сементеева Ю.Р.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт Физики Молекул и Кристаллов УФИЦ РАН, Россия, Уфа

<sup>2</sup>Уфимский Университет Науки и Технологий, Россия, Уфа

<sup>3</sup>Уфимский Государственный Нефтяной Технический Университет, Россия, Уфа  
aksyonovda@mail.ru

Магниевые сплавы рассматриваются в качестве перспективных материалов для производства биорезорбируемых имплантатов. Они обладают хорошей биосовместимостью и гипоаллергены, однако для использования в биомедицинском направлении требуется повышение их прочностных характеристик и коррозионной стойкости. Повысить прочность позволяют такие элементы как цинк и цирконий, а также ряд редкоземельных элементов. Также за счет эффективного измельчения зерна актуальны различные деформационные методы, в том числе и методы ИПД. После деформационной обработки материал находится в неравновесном состоянии, что может неблагоприятно сказываться на скорости растворения. Для повышения коррозионной стойкости важно получить наиболее однородную измельченную структуру с минимальным количеством точечных и линейных дефектов. В этом случае одновременное воздействие ультразвуковых колебаний в процессе деформационной обработки представляет интерес, так как приложение ультразвука может снизить нагрузки в процессе деформирования и способствовать формированию более однородной по размеру зерна структуры.

В данной работе целью было установление влияния РКУП с одновременным приложением ультразвука на структуру, прочностные свойства и коррозионную стойкость сплава Mg-8,6Zn-1,2Zr.

В качестве исходного принято состояние сплава Mg-8,6Zn-1,2Zr после отжига при 420 °С в течении 48 часов. РКУП (1 проход) проводилось при температурах – 400, 300 и 200 °С со скоростью 1,3 мм/с. Скорость деформирования составляла 1,3 мм/с. Ультразвук с амплитудой колебаний 5 и 10 мкм подводился с нижней стороны вертикального канала матрицы. Амплитуды колебания составляли 5 и 10 мкм. Частота ультразвуковых колебаний составляла от 20,3 до 20,5 кГц.

Установлено, что приложение ультразвука в процессе РКУП способствует формированию в сплаве Mg-8,6Zn-1,2Zr более однородной по размеру зерна структуры, чем после РКУП без ультразвука. Приложение ультразвука амплитудой 5 мкм в процессе РКУП при 300 °С позволяет достичь наилучшей однородности и коррозионной стойкости в сравнении с другими режимами, при этом средний размер зерен равен  $5\pm 3$  мкм, а минимальное значение скорости коррозии достигает 4,5 мм/год. Также установлено, что приложение ультразвука при РКУП при температурах 300 и 400 °С ведет к увеличению пластичности сплава Mg-8,6Zn-1,2Zr.

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 22-79-10325.*

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Кунавин С.А.

АО НПО ЦНИИТМАШ, Россия, Москва

*kun-serg@mail.ru*

В настоящей работе проведено исследование механических свойств и усталостной прочности коррозионностойких сталей мартенситно-ферритного, аустенитного класса, близких по составу соответственно к маркам сталей (ЭП823 и ЭП302). Испытания проводили при статическом и циклическом нагружении на цилиндрических образцах при повышенных температурах в диапазоне  $T = (20 - 600)^{\circ}\text{C}$  и низкой температуре  $T = (-269 - 266)^{\circ}\text{C}$ . Одновременно исследовали влияние скорости нагружения на механические свойства. Образцы вырезали из различного типа полуфабрикатов: прутки диаметрами 205 и 75 мм, горячекатаный лист толщиной 10 мм в долевым направлении.

Как следует из результатов статических испытаний повышение температуры оказывает существенное влияние на характер деформирования и механические свойства. Для стали типа ЭП823 при достижении  $T=600^{\circ}\text{C}$  значения прочностных характеристик: временное сопротивление ( $\sigma_B$ ) и условный предел текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) снижаются в среднем соответственно на 20% и 50%. Изменяется соотношение стадий равномерной и локализованной деформаций: при  $T=600^{\circ}\text{C}$  равномерная деформация практически не реализуется. Также возрастает отношение  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  до значений 0,92-0,95. Таким образом, в исследуемом диапазоне температур данная сталь относится к классу циклически разупрочняющихся. У стали типа ЭП302 происходит существенное снижение значений  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$  примерно на 50%, при этом отношение  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  изменяется незначительно и в среднем составляет 0,55-0,62, т.е. в данном диапазоне температур данная сталь относится к классу циклически упрочняющихся.

Установлено, что скорость нагружения ( $v$ ) начинает оказывать влияние на механические свойства при достижении температур, соответствующих проявлению эффекта ползучести. Для стали типа ЭП823 при  $T=600^{\circ}\text{C}$  изменение  $v$  в диапазоне (0,3-10) мм/мин приводит к возрастанию значений  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$  соответственно на 24% и 22%. У стали типа ЭП302 возрастание величины  $v$  оказывает влияние, в основном, на временное сопротивление, его значение увеличивается на 25%, значение  $\sigma_{0,2}$  изменяется незначительно. Происходит также увеличение доли равномерной пластической деформации с 5% до 45%.

Циклические испытания в области малоциклового усталости в условиях жесткого нагружения показали, что повышение температуры приводит к снижению предельных амплитуд деформации  $\epsilon_a$  с увеличением числа циклов нагружения, при этом интенсивность снижения их значений с ростом числа циклов практически не изменяется.

Для обеих сталей при всех температурах испытания реализуется усталостный механизм разрушения, т.е. стадии зарождения и развития усталостной трещины. Для большинства образцов проявляется характерный для упругопластического деформирования многоочаговое зарождение усталостных трещин.

**СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ  
ПОРШНЕВОГО СИЛУМИНА И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО СПЛАВА****Al<sub>4</sub>Cu<sub>2</sub>Mn<sub>0,5</sub>Ca<sub>0,25</sub>Zr (масс.%)**

Белов Н.А., Цыденов К.А.

НИТУ МИСИС, каф. ОМД, Россия, Москва

nikolay-belov@yandex.ru

Проведен сравнительный анализ структуры и механических свойств поршневого эвтектического силумина АК12М2МгН и экспериментального сплава Al<sub>4</sub>Cu<sub>2</sub>Mn<sub>0,5</sub>Ca<sub>0,25</sub>Zr (масс.%). Первоначально сплавы были получены в виде плоских слитков (10x40x140 мм), из которых горячей прокаткой (при 450 °С) были изготовлены листы толщиной 2 мм. Исследована микроструктура сравниваемых сплавов с помощью методов электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа. Показано, что в листах оба сплава имеют качественно одинаковую волокнистую микроструктуру, но различаются фазовым составом. В частности, в силумине эвтектика представлена кремниевой фазой и Ni-содержащими интерметаллидами, а в сплаве Al<sub>4</sub>Cu<sub>2</sub>Mn<sub>0,5</sub>Ca<sub>0,25</sub>Zr фазой Al<sub>27</sub>Ca<sub>3</sub>Cu<sub>7</sub>. Матрица в силуминах содержит вторичные выделения соединения фазы Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>, а в экспериментальном сплаве – дисперсоиды Al<sub>20</sub>Cu<sub>2</sub>Mn<sub>3</sub> и Al<sub>3</sub>Zr, которые обладают существенно более высокой термостойкостью.

Проведено сравнение твердости в исходном состоянии и после отжига при температурах от 250 до 400 °С. Установлено, что экспериментальный сплав превосходит силумин по твердости после отжига, начиная с 300 °С (рис.1), а также по прочностным свойствам на растяжение при 350 °С (примерно в 2 раза). Данные свойства выше, чем у марочных термически упрочняемых алюминиевых сплавов после аналогичного нагрева, на основании чего сделан вывод о перспективности предлагаемой композиции. Дополнительным преимуществом экспериментального сплава является его более высокая по сравнению с силумином (примерно на 20%) удельная электропроводность, которая коррелирует с теплопроводностью.

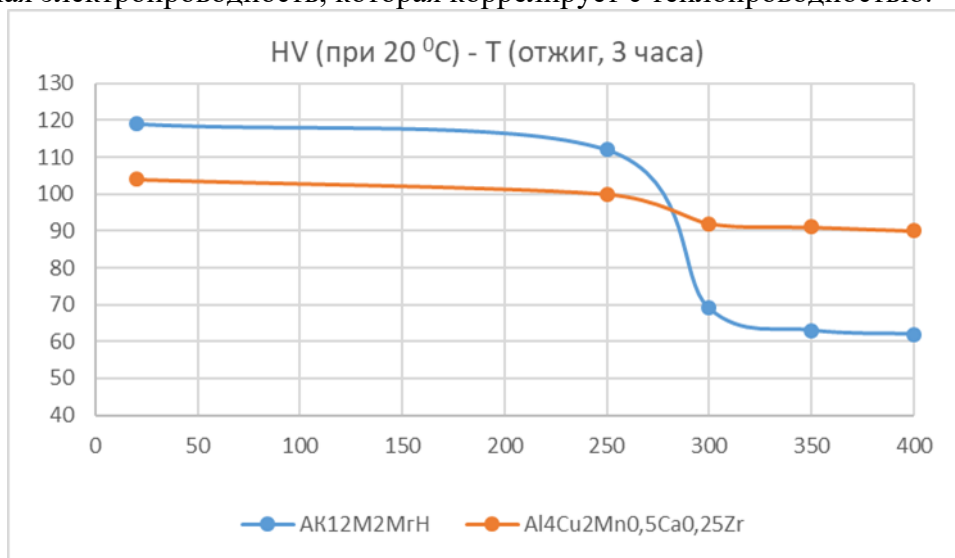


Рисунок 1 – Зависимость твердости горячекатаных листов от температуры отжига

Работы выполнены при поддержке проекта РФФ № 20-19-00249-П

## ТЕХНОЛОГИИ СОЗДАНИЯ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ С УЛУЧШЕННЫМИ СВОЙСТВАМИ

Пермякова И.Е.

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия,  
Москва  
inga\_perm@mail.ru*

Аморфные сплавы (АС), в которых присутствует лишь ближний порядок в расположении атомов, благодаря необычному комплексу свойств находят широкое применение в магнитных экранах, сердечниках трансформаторов, фильтрах для работы в растворах кислот, сигнальных устройствах, в качестве компонент для армирования. Однако остро стоят вопросы, касающиеся их охрупчивания, ограниченной термической стабильности, отсутствия деформационного упрочнения из-за распространения сильнолокализованных полос сдвига, лимитов по геометрическим параметрам (например, для лент, полученных спиннингованием). Применяя перспективные виды обработок, можно успешно повышать уровень свойств АС, модифицируя структуру как в пределах аморфного, так и нанокристаллического состояния.

В работе рассматриваются возможности альтернативных способов получения многообразия аморфно-нанокристаллических композитов (АНК) с высоким уровнем эксплуатационных свойств. Будет уделено внимание:

- лазерному облучению короткими импульсами, позволяющему комбинировать аморфную и кристаллическую структуры по сечению АС, формировать градиентные структуры, функционирующие с соответствующей реакцией на изменение внешних условий;
- кручению под высоким квазигидростатическим давлением при заданных степенях интенсивной пластической деформации, позволяющему создавать гибридные слоистые АНК из различных по химическому составу и свойствам АС;
- отжигу в определённых температурно-временных диапазонах, способствующему созданию естественных АНК, представляющих собой аморфную матрицу с оптимально распределёнными по объёмной доле и размеру нанокристаллами.

Установлены режимы экстремальных внешних воздействий на АС, приводящие к наилучшему сочетанию магнитных, коррозионных, механических характеристик (компромиссному балансу прочности и пластичности) полученных АНК.

## ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА КИНЕТИКУ УПРОЧНЕНИЯ СЛИТКОВ СПЛАВОВ Al-0,3Zr С ДОБАВКАМИ Y, Er, Yb и Gd

Горлов Л.Е. Барков Р.Ю.

НИТУ МИСИС, Россия, Москва

gorlov.l@misis.ru

Легирование алюминия редкоземельными металлами (РЗМ), в частности скандием, цирконием совместно с иттрием, эрбием, иттербием или гадолинием способствует созданию термически стабильной структуры с высокой прочностью и электропроводностью. Цирконий в совокупности с другими РЗМ представляются наиболее перспективными для создания недорогих термически стабильных проводников электричества, поскольку скандий является самым дорогим легирующим элементом для алюминиевых сплавов.

В данной работе проведено исследование влияния содержания примесей железа и кремния на уровне наиболее загрязненного алюминия (по 0,5% каждого) на кинетику упрочнения сплавов Al-0,3Zr с добавлением отдельно 0,2Y; 0,3Er; 0,3Yb или 0,3Gd. В сплавах без примесей цирконий при кристаллизации полностью входит в алюминиевый твердый раствор ((Al)), а остальные РЗМ образуют дисперсные интерметаллиды Al<sub>3</sub>M (M= Y, Er, Yb или Gd) и растворяются в (Al). Примеси Fe и Si связываются с РЗМ в тройные и четверные фазы. Кремний также частично растеряется в (Al). В процессе отжига слитков при 400С твердость сплавов увеличивается (рисунок 1). Рост твердости связан с выделением из пересыщенного (Al) дисперсоидов фазы Al<sub>3</sub>(Zr,M). В сплавах с примесями твердость возрастает существенно быстрее и на большую величину. Кремний, находясь в решетке (Al), ускоряет процесс распада и вероятно приводит к повышению количества центров зарождения дисперсоидов, т.е. их измельчению, что и приводит в два раза большему приросту твердости после отжига.

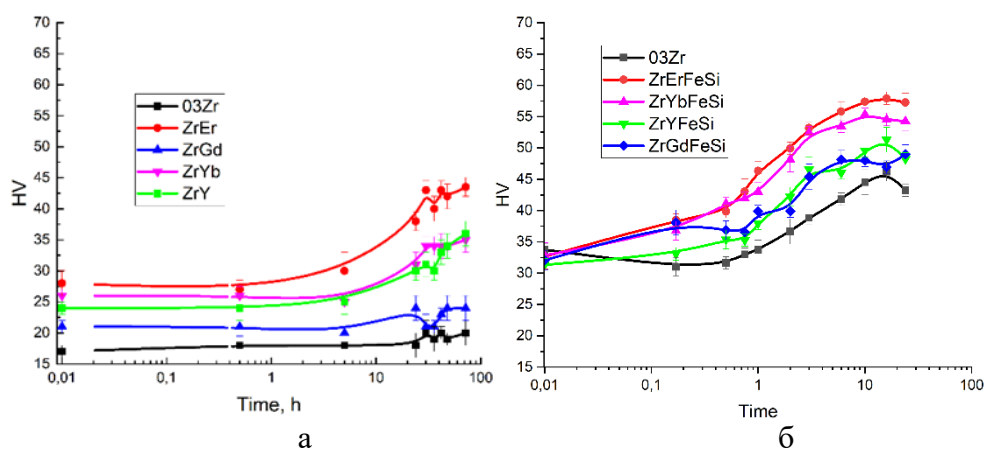


Рисунок 1. Зависимости твердости от времени отжига слитков при 400 °С для сплавов без примесей (а) и с примесями (б)

Работы выполнены при поддержке проекта РФФ №24-79-00036

## ВЛИЯНИЕ СКАНДИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Ca-Mn-Ni(Ce)

Наумова Е.А., Барыкин М.А.  
НИТУ МИСИС, Россия, Москва  
jan73@mail.ru

Легирование скандием алюминиевых сплавов применяется с середины прошлого века [1]. Это наиболее эффективный элемент-упрочнитель в сплавах твердорастворного типа, например, системы Al-Mg. В последние годы получило развитие легирование скандием сплавов эвтектического типа Al-Ni, Al-Ca, Al-Ce и др. Влияние скандия на структуру и свойства заэвтектических сплавов до настоящего времени не изучалось. Поэтому в данном исследовании выбраны заэвтектические сплавы 8Ca-2Mn-1Ni-0,3Sc и Al-6Ca-3Mn-2Ce-0,3Sc. На рисунке 1 показана литая структура сплавов и фазовый состав по данным МРСА. В сплаве Al-6Ca-3Mn-2Ce-0,3Sc присутствуют первичные кристаллы фаз  $Al_{10}CaMn_2$  и переходной фазы  $Al_{11}CaMn_{1.5}$ . Эвтектика [(Al)+ $Al_4$ (Ca,Ce)] имеет тонкое строение, а в твердом растворе содержится 0,6-0,7 масс.% Mn, все 0,3 масс.% скандия также находятся в алюминиевом твердом растворе (рис. 1а). В структуре сплава Al-8Ca-2Mn-1Ni-0,3Sc содержатся только хлопьевидные кристаллы  $Al_{10}CaMn_2$ , эвтектика возможно содержит, помимо фазы  $Al_4Ca$  некоторое количество фазы  $Al_9CaNi$ , скорее всего, присутствует две эвтектики [(Al)+ $Al_4Ca$ ] и [(Al)+ $Al_9CaNi$ ]. Весь скандий находится в алюминиевом твердом растворе (рис. 1б).

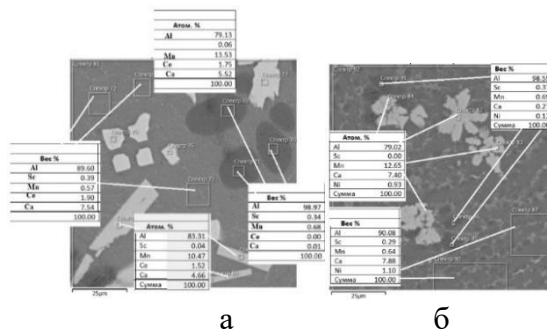


Рисунок 1 – Структура сплавов в литом состоянии: а- Al-6Ca-3Mn-2Ce-0,3Sc; б- Al-8Ca-2Mn-1Ni-0,3Sc

Образцы обоих сплавов отжигали в электропечи сопротивления в интервале температур 200-400°C с интервалом 50°C и выдержкой по 3 часа на каждой ступени. Как твердость, так и электропроводность увеличиваются до температуры 350°C и практически не снижаются при 400°C. Причем у сплава 8Ca-2Mn-1Ni-0,3Sc твердость и при 400°C остается точно на прежнем уровне (как и при 350°C). Прирост твердости в обоих сплавах составил около 40HV. В доэвтектических алюминиево-кальциевых сплавах уровень упрочнения за счет выделения фазы  $Al_3Sc$  соответствует такому же значению, но максимальное упрочнение достигается при температуре 300°C. Это говорит о большей термической стабильности заэвтектических алюминиево-кальциевых сплавов.

1. Filatov, Yu.A, Yelagin, V.I, Zakharov, V.V (2000) New Al-Mg-Sc alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 280. 97-101

*Работы выполнены при поддержке проекта РФФ № 20-19-00746-П*



## ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА Mg-Y-Gd-Zr В РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ ДЕФОРМАЦИИ

Лукиянова Е.А., Тарытина И.Е., Добаткина Т.В., Рыбальченко О.В.,  
Мартыненко Н.С., Темралиева Д.Р., Морозов М.М., Андреев В.А., Добаткин С.В.  
*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия,  
Москва  
helenelukyanova@gmail.com*

Магниевые сплавы являются самыми легкими конструкционными материалами. Они обладают высокой удельной прочностью и применимы в авиации, ракетостроении, а в последнее время также в медицине. Редкоземельные металлы (РЗМ) в качестве легирующих добавок к магнию позволяют наиболее эффективно повышать его прочностные характеристики, в том числе в условиях нагрева, и коррозионные свойства. В работе представлен сравнительный анализ структуры и свойств сплава Mg-3,5Y-5,5Gd-0,3Zr, деформированного методами горячего прессования и ротационнойковки. Деформацию обоими способами выполняли на заготовках сплава, предварительно подвергнутых гомогенизации при 515 °С для приведения структуры в равновесное однофазное состояние ( $\alpha$ -Mg) после кристаллизации отливок. Горячее прессование проводили при температуре ~430 °С с коэффициентом вытяжки ~13,8, соответствующей степени деформации  $\varepsilon = \sim 93\%$ . Ротационную ковку осуществляли с нагревом прутка до ~460 °С при комнатной температуре в несколько проходов с суммарной вытяжкой ~4,7 (степень деформации  $\varepsilon = \sim 77\%$ ).

Как горячее прессование, так и ротационная ковка, обеспечили измельчение зерна магниевого твердого раствора, размер которого в исходном гомогенизированном состоянии составлял ~50 мкм. Микроструктура после горячего прессования была полностью рекристаллизованной с размером зерна ~9 мкм. После ротационнойковки наблюдали также рекристаллизованные зерна размером ~16 мкм, но в которых присутствовали также двойники деформации.

Исследование кинетики распада пересыщенного твердого раствора на основе магния показало, что сплав в деформированном различными способами состоянии, может быть дополнительно упрочнен при старении. В случае ротационнойковки эффект упрочнения был выше, а распад твердого раствора происходил быстрее.

Механические свойства после деформации и после старения при 200 °С в течение 64 ч, при котором достигалось наибольшее упрочнение представлены на рисунке 1.

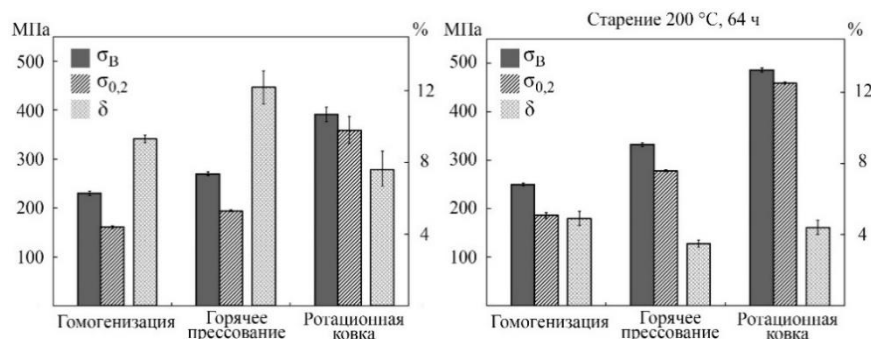


Рисунок 1 – Механические свойства сплава Mg-3,5Y-5,5Gd-0,3Zr после различных обработок.

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием №075-00320-24-00.

## ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЬНОЙ ПРОКАТКИ В ТРЕХВАЛКОВОМ КАЛИБРЕ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-Zr-Nb МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Александровский Э.К., Лукашевич К.Е., Шереметьев В.А., Прокошкин С.Д.  
НИТУ МИСИС, Россия, Москва  
*e.aleksandrovskii@misis.ru*

Метастабильные сплавы на основе Ti-Zr-Nb представляют значительный интерес в качестве перспективного материала для изготовления ортопедических имплантатов благодаря высокой биосовместимости, низкой жесткости и сверхупругости при температуре человеческого тела.

В настоящем исследовании слитки сплава Ti-18Zr-15Nb (в ат. %), полученные методом вакуумно-дугового переплава, подвергли комбинированной термомеханической обработке (ТМО), последовательно включающей мультисековую ковку при 1000–1050 °С до получения прутка Ø85,0 мм, радиально-сдвиговую прокатку при 950 °С ( $\epsilon = 3,16$ ), ротационную ковку при 700 °С ( $\epsilon = 0,98$ ). Для получения длиномерных прутковых полуфабрикатов на заключительном этапе ТМО продольную прокатку (ПП) проводили в трехвалковом калибре при 700 °С,  $\epsilon = 0,54$  и  $\epsilon = 0,66$  соответственно по двум схемам (ПП-1 и ПП-2). При ПП-1 реализована калибровка по схеме треугольник-треугольник-круг, а при ПП-2 по схеме треугольник-круг-треугольник-круг. После ПП прутковые полуфабрикаты были подвергнуты горячей правке растяжением (ГПР) и механической шлифовке.

Качественный рентгеноструктурный анализ показал, что после ТМО в составе наблюдается только ОЦК  $\beta$ -фаза. ПП формирует сильнодеформированную динамически полигонизованную субструктуру с преимущественной кристаллографической текстурой с максимумом в направлении  $[011]_{\beta}$  параллельному направлению прокатки, которая является наиболее благоприятной для реализации максимальной деформации при  $\beta \leftrightarrow \alpha$  обратимого мартенситного превращения. Средний размер зерна и твердость для ПП-1 (4-27 мкм и 184-223 HV) и ПП-2 (7-9 мкм и 192–213 HV) зависят от зоны прутка. ГПР приводит к развитию частичной статической рекристаллизации преимущественно в периферийной части прутка после ПП-1 (8-13 мкм и 197-200 HV) и ПП-2 (5-19 мкм и 211-215 HV).

ГПР незначительно влияет на исходный комплекс механических и функциональных свойств. Так, предел прочности для ПП-1 снижается со  $725 \pm 29$  МПа до  $678 \pm 19$  МПа, а для ПП-2 сохраняется на уровне  $731 \pm 16$  МПа. Относительное удлинение до разрушения во всех случаях сохраняется на уровне  $\delta \geq 15\%$ . Функциональные свойства, такие как модуль Юнга и максимальная обратимая сверхупругая деформация, рассчитанная по результатам циклических испытаний, изменяются в пределах погрешности измерений –  $46 \pm 9$  ГПа и  $3,7 \pm 0,4\%$ ,  $34 \pm 7$  ГПа и  $2,9 \pm 0,1\%$  для ПП-1 и ПП-2 соответственно.

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ №24-29-00776, [https://rscf.ru/prjcard\\_int?24-29-00776](https://rscf.ru/prjcard_int?24-29-00776).*

## ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ВНС53 ПУТЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ НИОБИЕМ И ВНАДИЕМ

Кушнерева Д.С.

*ОАО «Научно-исследовательский институт металлургической технологии»,  
Россия, Ижевск*

*d.kushnerova@yandex.ru*

Азотсодержащие нержавеющие стали вызывают большой интерес в промышленном производстве благодаря уникальному сочетанию эксплуатационных свойств. Наряду с высокими показателями прочности и пластичности, данные стали проявляют хорошую коррозионную стойкость в различных средах. Однако для ряда производственных задач жаропрочность и жаростойкость азотсодержащих сталей оказывается недостаточной.

В настоящей работе были проведены сравнительные механические и коррозионные испытания азотсодержащей нержавеющей стали ВНС53-М, модифицированной элементами, повышающими жаропрочность и жаростойкость – ниобием и ванадием (таблица 1). В качестве сравнения были использованы две марки нержавеющей сталей: ВНС53 стандартного химического состава и широко применяемая сталь 08Х18Н10Т.

Таблица 1 – Изменение химического состава модифицированной стали ВНС53-М относительно базовой ВНС53

Марка стали	Химический состав, вес. %									
	С	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	V	Nb	N
ВНС53	0,08	10,65	0,50	0,016	0,005	21,13	5,59	0,17	0,01	0,499
ВНС53- М	0,07	11,00	0,22	0,014	0,005	20,48	5,50	<b>0,29</b>	<b>0,29</b>	0,491

Было выявлено, что в результате дополнительного легирования ниобием и ванадием в стали ВНС53-М образуются сложные включения на основе карбидов и нитридов Nb и V размерами 2 – 8 мкм. Показано, что наличие данных включений не приводит к снижению прочностных, пластических и коррозионных свойств стали. Добавление ниобия и ванадия привело к увеличению жаростойкости модифицированной стали ВНС53-М относительно базовой на 23 % при сохранении высокого уровня жаропрочности в температурном диапазоне от 350 до 1000 °С. Также отмечается, что дополнительное легирование сказалось на повышении коррозионной стойкости в нейтральных средах модифицированной стали ВНС53-М относительно исходной стали ВНС53 и стандартной 08Х18Н10Т.

## ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ЗАКАЛКЕ С ПРОКАТНОГО НАГРЕВА НА ТЕКСТУРУ И МОРФОЛОГИЮ БЕЙНИТА ВЫСОКОПРОЧНОЙ СУДОСТРОИТЕЛЬНОЙ СТАЛИ

Куртева К.Ю., Зисман А.А., Хлусова Е.И., Яковлева Е.А.  
НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей», Россия, Санкт-Петербург  
*npk3@crism.ru*

Наиболее эффективной технологией производства листового проката из высокопрочной бейнитной стали является энергосберегающая прямая закалка с прокатного нагрева с последующим отпуском. Применение данной технологии позволило обеспечить проектирование и строительство конструкций относительно дешевыми конкурентоспособными конструкционными сталями. Однако при данной технологии упрочнение, возникающее в результате горячей пластической деформации аустенита, суммируется с упрочнением, обусловленным быстрым охлаждением, что способствует превышению прочностных свойств, стали над требованием нормативной документации. Для решения данной проблемы необходимо найти способ снижения прочности стали в закаленном состоянии, например, за счет увеличения доли менее прочного гранулярного бейнита в структуре, поскольку повышение температуры и длительности отпуска не представлялось возможным. Ранее было установлено, что более низкие температуры горячей деформации приводят к формированию преимущественно гранулярного бейнита, но остается не изученным влияние степени деформации на морфологию бейнита и механические свойства стали.

Целью работы являлось исследование влияния различных режимов горячей пластической деформации на финальной стадии прокатки при закалке с прокатного нагрева на формирование кристаллографической текстуры, структуры и механических стали. Объект исследования - судостроительная высокопрочная бейнитная сталь марки 09ХН2МД с гарантированным пределом текучести 600 МПа, поставляемая в толщинах 8-30 мм.

Проведено моделирование горячей пластической деформации с различными степенями обжатий стали марки 09ХН2МД на Gleeble 3800, по результатам которого установлено, что с повышением усредненных обжатий на финальной стадии горячей деформации увеличивается доля гранулярного бейнита в структуре стали после закалки. В условиях производства опробованы режимы деформации после моделирования. С помощью текстурного (методом EBSD) и структурного анализа на промышленных образцах листового проката установлено, что увеличение степени деформации на финальной стадии горячей прокатки при прямой закалке приводит к увеличению степени наклепа аустенита перед ускоренным охлаждением, что увеличивает долю бейнита гранулярной морфологии и снижению предела текучести стали марки 09ХН2МД. Такой технологический прием является целесообразным при изготовлении листового проката толщиной менее 20 мм.

Для оценки состояния бывшего аустенита перед закалкой с прокатного нагрева предложен скалярный текстурный индекс, определяемый в мартенситных и бейнитных высокопрочных сталях с учетом межфазного ориентационного соотношения, определенного по данным, полученным методом EBSD. Деформированное и рекристаллизованное состояния аустенита различаются по знаку индекса, тогда как его величина отражает интенсивность текстуры каждого из состояний в зависимости от режима горячей прокатки.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО РАСПАДА МЕТАСТАБИЛЬНОЙ D0<sub>3</sub> ФАЗЫ И СТРУКТУРНО ОБУСЛОВЛЕННЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ МАГНИТОСТРИКЦИИ В СПЛАВЕ Fe-27Ga

Щербаков А.А.<sup>1,2</sup>, Палачева В.В.<sup>1,2</sup>, Чеверикин В.В.<sup>1,3</sup>, Занаева Э.Н.<sup>1</sup>, Балагуров А.М.<sup>1,2</sup>, Головин И.С.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва

<sup>2</sup>ЛНФиФ ОИЯИ, Россия, Дубна

<sup>3</sup>МГУ, Россия, Москва

*alex215216@mail.ru*

Сплавы Fe-Ga привлекли внимание ученых с начала этого тысячелетия, когда в них была обнаружена высокая магнитострикция. Магнитострикционные свойства Fe-Ga сплавов зависят не только от количества Ga, но и от фазового состава и микроструктуры. Сплавы Fe-Ga с содержанием Ga > 20 ат.% претерпевают «каскад» фазовых превращений первого и второго рода, и в зависимости от их структуры они могут демонстрировать как положительную, так и отрицательную магнитострикцию.

В работе представлены результаты исследований кинетики фазовых превращений первого рода между D0<sub>3</sub> и L1<sub>2</sub> фазами в сплаве типа Fe<sub>3</sub>Ga. Структура и магнитострикция образцов контролировались с помощью анализа SEM-EBSD и магнитострикционных испытаний после различных термических обработок, а также в режиме «*in situ*» с помощью VSM и DSC. На основе результатов EBSD-анализа построены C-образные кривые диаграммы изотермического распада D0<sub>3</sub> фазы (ТТТ диаграмма) в диапазоне температур от 400 до 550 °С. ТТТ диаграмма показывает, что скорость зародышеобразования для L1<sub>2</sub> фазы увеличивается в последовательности 400 → 475 → 550 °С, в то время как скорость роста достигает максимума при температуре около 500-525 °С.

Впервые изучено влияние термоциклирования между D0<sub>3</sub> ↔ L1<sub>2</sub> фазами на кинетику фазового превращения D0<sub>3</sub> → L1<sub>2</sub>. После повторной закалки и последующего отжига количество выделившейся L1<sub>2</sub> фазы значительно увеличивается по сравнению с первым циклом закалки и отжига, что демонстрирует эффект памяти предыдущих фазовых переходов.

Таким образом, показано, что:

1. Температура отжига по-разному влияет на кинетику зародышеобразования и роста L1<sub>2</sub> фазы: скорость зародышеобразования увеличивается с ростом температуры отжига; однако пик скорости роста приходится на интервал 475-525 °С. Снижение температуры отжига до 400°С и ниже значительно снижает скорость роста L1<sub>2</sub> фазы.
2. Термоциклирование между D0<sub>3</sub> и L1<sub>2</sub> фазами приводит к значительному увеличению скорости перехода из D0<sub>3</sub> в L1<sub>2</sub>, что говорит о наличии в материале эффекта памяти о предыдущих фазовых переходах. Анализирован этот эффект относительно изменения размера зерна после разных термических обработок.

*Работы выполнены при поддержке проекта РФФ №19-72-20080.*

***СЕКЦИЯ 2***  
***«ПЕРСПЕКТИВНЫЕ***  
***ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И***  
***ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ***  
***ОБРАБОТКИ»***



**ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРНЫЕ ПАРАМЕТРЫ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Al-Ce-Fe-Ni-Zr**Понкратова Ю.Ю.<sup>1</sup>, Атанова А.В.<sup>1</sup>, Бинков И.И.<sup>2</sup>, Базалеева К.О.<sup>1</sup>, Наумова Е.А.<sup>3</sup><sup>1</sup>Российский университет дружбы народов, Россия, Москва<sup>2</sup>Московский государственный технический университет им.Н.Э. Баумана, Россия, Москва<sup>3</sup>Университет науки и технологии МИСиС, Россия, Москва  
bazaleeva-ko@rudn.ru

Технология селективного лазерного плавления (СЛП) рассматривается как перспективный метод получения сложнопрофильных деталей малосерийного производства. Разработка технологического процесса СЛП детали заданного состава проводится в несколько этапов: на первом этапе происходит выбор интервалов технологических параметров, позволяющих получить объект с минимальным количеством макродефектов (пор, непроплавов, трещин); на втором этапе внутри выбранных интервалов параметров анализируется их влияние на структуру и свойства синтезируемого объекта, и на основании этих данных выбираются параметры, удовлетворяющие условиям эксплуатации материала; далее исследуется влияние последующей термической обработки на структуру и эксплуатационные характеристики сплава. В данном исследовании рассмотрено влияние технологических параметров на концентрацию макродефектов, структуру и механические свойства жаропрочного алюминиевого сплава Al-5%Ce-6%Fe-1%Ni-0.7%Zr.

Процессу СЛП подвергался исходный порошковый материал дисперсностью  $20 \div 50$  мкм. Мощность лазера составляла 375 Вт, скорость сканирования лазера по поверхности варьировалась от 800 до 1800 мм/с, расстояние между отдельными лазерными треками составляло 160 мкм, толщина слоя 30 мкм, диаметр лазерного пятна 100 мкм, защитная атмосфера Ar. В процессе использовалась шахматная стратегия плавления с поворотом на 67 градусов при переходе к каждому следующему слою.

Наличие макродефектов в объектах определялось методами металлографического анализа и рентгеновской томографии. Состав исходного порошка и синтезированных объектов контролировался рентгенофлуоресцентным методом. Структурный анализ проводился методами рентгеновской дифракции, растровой электронной микроскопии.

В синтезированных образцах отсутствовали трещины, при этом пористость в зависимости от технологических параметров варьировалась от 0.01 до 1.2 %. Структура сплава после СЛП дисперсная, но на границах ванн расплава фиксируются более крупные кристаллы (см.рис. 1). Предположительно, это связано с тем, что по границам ванн расплава проходит зона термического влияния.

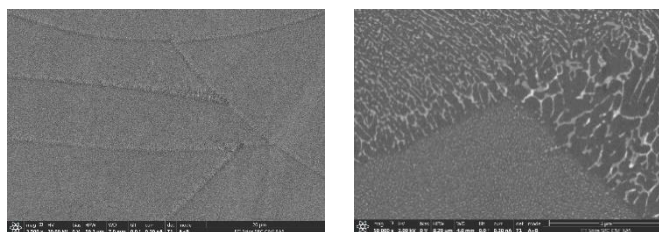


Рисунок 1 – Структура сплава после СЛП (РЭМ)



**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ  
МЕТОДА СЛП НА СВОЙСТВА МАГНИЕВОГО СПЛАВА WE43,  
ПРИМЕНЯЕМОГО В КАЧЕСТВЕ МАТЕРИАЛА ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА  
БАРЬЕРНЫХ МЕМБРАН**

Ершов Н.А., Баженов В.Е., Чернышихин С.В., Плегунова С.В., Комиссаров А.А.  
*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*  
*naershov@misis.ru*

В настоящее время всё чаще биорезорбируемые имплантаты являются предпочтительными для пациентов в различных сферах хирургии. Материалы, применяемые для изготовления таких изделий, должны обладать не только способностью к резорбции в организме пациента, но и свойствами классических имплантатов. Среди таких материалов можно выделить магниевые сплавы. Данные материалы обладают способностью к биорезорбции и отличаются высокой степенью биосовместимости по отношению к организму человека. Также стоит отметить, что магниевые сплавы обладают механическими характеристиками близкими к костной ткани, что облегчает процесс остеоинтеграции. Традиционные методы изготовления медицинских изделий имеют ряд ограничений при изготовлении компонентов сложной формы. Необходимость создания оснастки для производства штучных изделий значительно повышает стоимость, а также время производства. Для решения этой проблемы в качестве метода производства можно использовать аддитивные технологии, которые позволяют изготавливать изделия сложной формы, обладающие требуемыми характеристиками. Проведены исследования влияния режимов печати методом СЛП на свойства материала для изготовления медицинских изделий из магниевого порошка WE43. Данный материал представляет большой исследовательский интерес в сфере изготовления барьерных мембран для челюстно-лицевой хирургии, поскольку он обладает требуемыми механическими и коррозионными свойствами, а также биосовместим с организмом человека. Разработано 3 режима печати: режим 1 – плотность энергии 119 Дж/мм<sup>3</sup>, мощность лазера 100 Вт, скорость сканирования 700 мм/мин; режим 2 – плотность энергии 167 Дж/мм<sup>3</sup>, мощность лазера 100 Вт, скорость сканирования 500 мм/мин; режим 3 – плотность энергии 179 Дж/мм<sup>3</sup>, мощность лазера 150 Вт, скорость сканирования 700 мм/мин. Толщина слоя порошка и расстояние между проходами лазера для всех режимов были одинаковыми и были равны 0,03 мм и 0,04 мм соответственно. Полученные образцы исследовались в трёх состояниях: исходном; после проведения старения при 200 °С в течение 8 часов; после проведения закалки при 525 °С в течение 4 часов с последующим старением при 200 °С в течение 8 часов. В ходе металлографического анализа было выявлено, что микроструктура напечатанных изделий представляет собой зёрна, состоящие из  $\alpha$ -Mg, а также интерметаллидные соединения редкоземельных элементов и магния: Mg<sub>41</sub>(Nd, Y),  $\beta$ -Mg<sub>14</sub>Nd<sub>2</sub>Y, Mg<sub>24</sub>Y<sub>5</sub>.

В результате проведённых испытаний было установлено, что благоприятными свойствами для использования в качестве имплантов обладают изделия, напечатанные по режиму с плотностью энергии 167 Дж/мм<sup>3</sup> без последующей термической обработки. У таких изделий предел текучести соответствует 178 МПа, предел прочности 266 МПа, относительное удлинение 7 %. Скорость коррозии исследовалась по объёмному методу в среде раствора Хенкса и составили 0,9 мм/год. Для окончательного подтверждения возможности применения данных режимов в сфере имплантации, необходимо провести цитологическое исследование, которое позволит оценить влияние изделия на жизнеспособность клеток.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (соглашение №075-15-2022-1133).*

## РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОСТНЫХ ИМПЛАНТАТОВ С ПОРИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Лезин В.Д.<sup>1</sup>, Молчанов С.А.<sup>2</sup>, Творогов А.И.<sup>1</sup>, Лукашевич К.Е.<sup>1</sup>, Шереметьев В.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>НИТУ МИСИС, Москва, Россия

<sup>2</sup>ООО «КОНМЕТ», Москва Россия

vyacheslavlezin@gmail.com

Аддитивные технологии (АТ) позволяют создавать персонализируемые имплантаты со сложной геометрией с пористой структурой конструкции, обеспечивающей высокую совместимость с костной тканью. Метод селективного лазерного плавления (СЛП) наиболее распространен среди АТ благодаря высокой точности, производительности и низкому расходу материала. Придание материалу пористой структуры позволяет корректировать модуль Юнга, приближая его к модулю плотной и губчатой костной ткани в диапазоне 1–30 ГПа. Сквозная пористость обеспечивает проницаемость имплантата жидкостями организма пациента, что стимулирует остеоинтеграцию, обеспечивая прочное закрепление имплантата. Сплавы Ti-Zr-Nb с памятью формы, проявляющие сверхупругость, обладают преимуществами в биохимической и биомеханической совместимости по сравнению с распространёнными медицинскими сплавами титана.

В ходе разработки режимов СЛП для сплава Ti-Zr-Nb было обнаружено снижение концентрации Ti при распылении и плавлении, что приводит к снижению точек мартенситных превращений относительно ожидаемых и соответствующей деградации сверхупругого поведения при температуре человеческого тела. Корректировка химического состава слитка, позволила нивелировать данную проблему и достичь реализации сверхупругости при температурах эксплуатации. Экспериментально показано, что сплав проявляет высокий комплекс механических и функциональных свойств: предел прочности ( $\sigma_0 = 725$  МПа), модуль Юнга ( $E = 53$  ГПа) и сверхупругой обратимой деформации ( $\varepsilon_{F \max}^{sc} = 2,6\%$ ).

На основании анализа литературы и с учетом требований к внутренней геометрии пористых биоматериалов разработаны параметры трех пористых структур на основе полиэдров Вороного (В), ромбического додекаэдра (Д) и листового гироида (Г). Для изготовления пористых структур из сплава Ti-Zr-Nb режимы СЛП были скорректированы путем уменьшения шага между проходами лазера с соответствующим изменением мощности и скорости пробега лазера для построения тонких конструкционных элементов 200–300 мкм. Показано, что корректировка режимов СЛП приводит к снижению уровня дефектной пористости пористых материалов из Ti-Zr-Nb, однако геометрия ячеек искажена, что требует дополнительного анализа. Экспериментально установлено положительное влияние термической обработки в вакуумированной капсуле на свойства пористых структур из сплава Ti-Zr-Nb за счет снижения окисления развитой поверхности. Прочностные характеристики пористых материалов на основе ячеек Д закономерно возрастают с уменьшением общей пористости, а модуль Юнга увеличивается в приемлемом для уровня жесткости костной ткани диапазоне 2–4 ГПа. При этом во всех состояниях прочность остается на достаточно высоком уровне ( $\sigma_{0,2} > 100$  МПа). По результатам циклических испытаний установлено, что реализация сверхупругости при деформации пористых материалов способствует снижению накопления остаточных деформаций.

Работы выполнены при поддержке проекта РФФ № 22-79-10299, <https://rscf.ru/project/22-79-10299/>.

## ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МАКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЛП

Творогов А.И., Шереметьев В.А., Лезин В.Д.

*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*

*arrrttv@gmail.com*

Аддитивные технологии, в частности селективное лазерное плавление (СЛП), позволяют создать персонализируемые титановые имплантаты сложной формы для замещения костной ткани. Кроме того, СЛП позволяет комбинировать сплошные и пористые части в объёме имплантата. Это нужно для обеспечения эффективной остеоинтерграции костной ткани и биомеханической совместимости, которое достигается снижением модуля Юнга до 1-30 ГПа. При изготовлении пористых материалов методом СЛП на внутренней поверхности остаются приплавленные частицы порошка, которые занимают пространство пористого материала и негативно влияют на усталостную прочность. Для удаления этих дефектов можно применять контролируемое динамическое химическое протравливание (ДХП), которое реализуется попеременным пропусканием воды и раствора кислот сквозь пористый материал с постоянной скоростью потока и контролем времени. Целью данной работы было изучение влияния процесса ДХП на макроструктуру и механические свойства пористых материалов из сплавов Ti-Al-V и Ti-Zr-Nb, полученных методом СЛП.

Для данной работы методом СЛП были изготовлены образцы пористых структур цилиндрической формы из сплавов Ti-6Al-4V и Ti-18Zr-15Nb с элементарной ячейкой типа ромбоэдрический додекаэдр. После изготовления пористые образцы были подвергнуты термической обработке. Для ДХП был выбран раствор  $1\text{HF}:3\text{HNO}_3:24\text{H}_2\text{O}_2^{3\%}$ . После реализации различных режимов ДХП был определен оптимальный: воздействие раствора нижней части цилиндра – 70 с, верхней – 35 с. Этот режим обеспечивает удаление всех частиц порошка с внутренней поверхности и приводит к минимальному уменьшению толщины перемычки.

Анализ макроструктуры образцов методом микрорентгеновской компьютерной томографии показал увеличение пористости в результате применения ДХП на 6% при уменьшении толщины перемычек на 40-80 мкм для образцов из обоих сплавов с пористостью 63-69%. Химическая обработка незначительно повлияла на дефектную пористость каркаса, которая составляла 1-2%. По результатам статических испытаний на сжатие установлено, что все пористые образцы проявляют низкий модуль Юнга (2-3 ГПа), сопоставимый с модулем упругости костной ткани. Показано, что ДХП приводит к повышению общего удельного уровня прочности пористых материалов из титановых сплавов обеспечивая при этом достаточно высокий предел текучести на уровне более 110 МПа.

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 22-79-10299, <https://rscf.ru/project/22-79-10299/>.*

**ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ  
КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ОТ ПАРАМЕТРОВ ЛАЗЕРНОГО  
ПЛАВЛЕНИЯ И МЕТОДА ПОЛУЧЕНИЯ ПОРОШКА**

Корепина Д.П., Солонин А.Н.  
НИТУ МИСИС, Россия, Москва  
korepina.dp@misis.ru

Алюминиевые сплавы широко используются в различных областях промышленности, в частности, в области аддитивных технологий. Однако применение именно композиционных материалов на их основе не так распространено в связи с их небольшой номенклатурой.

В рамках работы рассматривается возможность получения композиционного материала на основе порошков сплава алюминия, ВТ5 и частиц SiC методом лазерного плавления. Выполнен сравнительный анализ структуры и механических свойств от способа получения порошковой заготовки: газодинамического смешения или механическое легирование в планетарном активаторе. Исследовано влияние параметров плавления на свойства и структуру композиционного материала. Изучена возможность синтезирования тугоплавких карбидов, повышающих прочностные характеристики, в результате лазерного плавления из первоначальных порошков.

Анализ полученных результатов показывает, что обработка в планетарном активаторе позволяет увеличивать текучесть порошка. Продемонстрировано полное взаимодействие компонентов в процессе лазерного плавления с получением мелкодисперсной структуры. Твердость композиционного материала по сравнению с исходным сплавом возрастает после лазерного плавления.

*Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания НИТУ МИСИС «Разработка научно-технических решений получения металлматричных композиционных материалов для аддитивного производства», шифр тематики FSME-2023-0005, соглашение №075-03-2023-020 от 18.01.2023.*

**АКУСТИЧЕСКИЕ КОЛЕБАНИЯ КАК ФАКТОР  
СВЕРХМНОГОЦИКЛОВОЙ КОРРОЗИОННОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ  
МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ**

Истомина Т.Ю.<sup>1</sup>, Капуткин Д.Е.<sup>1</sup>, Преферансов Д.И.<sup>1</sup>, Степанова В.А.<sup>1</sup>, Арабей А.Б.<sup>2</sup>,  
Ряховских И.В.<sup>2</sup>, Мудрецова Л.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>МГТУ Гражданской Авиации, Россия, Москва

<sup>2</sup>ООО «Газпром ВНИИГАЗ», Россия, пос. Развилки Московской обл.

<sup>3</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва

*kaputkin@mail.ru*

Самая частая причина аварий магистральных газопроводов (МГ) – коррозионное растрескивание под напряжением (КРН). Известное отличие МГ от нефтепроводов – турбулентный режим транспортировки продукта, который вызывает акустический эффект - «гудение» трубопровода. Возникают колебания акустических частот давления транспортируемого газа, передающиеся стенке трубы. Их амплитуда может достигать 0,5% от рабочего давления газа и 0,3% от предела текучести материала МГ. При нарушении сплошности защитного покрытия труб совокупность напряженно-деформированного состояния, особенностей морфологии многофазной структуры стали [1] в контакте с нейтральным грунтовым электролитом создают условия для КРН. При длительной эксплуатации МГ (>10 лет) можно говорить о сверхмногоцикловом (>10<sup>11</sup> циклов) повреждении металла в специфически активной внешней среде, когда столь малые колебания напряжений могут приводить к разрушающим последствиям [2]. Разработана математическая модель поперечных колебаний, вызывающих акустические эффекты, приводящие к появлению и развитию колоний трещин КРН. Экспериментально обнаруженные резонансные колебания стенок МГ с собственными частотами при диаметре трубы 1020 мм кратными 800 Гц (n·800 Гц, где n – номер гармоники), а также численное моделирование в программе ANSYS полностью подтверждают теоретические оценки.

Изменения параметров указанных акустических колебаний могут быть признаками проявления дефектности и использованы для индикации потенциально опасных с точки зрения образования трещин КРН участков МГ.

Литература

1. Kaputkina L.M., Kaputkin D.E. Materials Science Forum. 2003. Т. 426-432. № 2. С. 1119-1126.
2. А.Б. Арабей, И.В. Ряховских, Т.Ю. Истомина и др. В сб. Материалы во внешних полях: труды XII Международного онлайн-симпозиума. // Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2023. – с. 83-84

## ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТРУБЧАТЫХ ЗАГОТОВОК, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГОРЯЧЕЙ ЭКСТРУЗИИ ИЗ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Плегунова С.В., Баранов И.И., Баженов В.Е., Комиссаров А.А.

*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*

*sofa.plegunova@gmail.com*

Острый коронарный синдром остается важной причиной смертности, о чем ежегодно сообщается во всем мире. Проблему рестеноза постоянных стентов может решить применение биорезорбируемых стентов, которые после имплантации будут осуществлять временную поддержку стенки сосуда (3-9 месяцев). В качестве материалов для такого типа стентов в данном исследовании предлагаются магниевые сплавы.

Магний и его сплавы показали отличную биосовместимость и в настоящее время используются для изготовления сердечно-сосудистых и трахеальных стентов.

Образцы из магниевых сплавов подвергались обратной горячей экструзии при температуре матрицы 320°C, скорость деформации при экструзии  $0,5 \cdot 10^{-4}$  мм/с. В результате испытания были получены трубчатые заготовки диаметром 3,3 мм с толщиной стенки 0,4 мм. Испытания проводили на плоских образцах в продольном направлении на универсальной испытательной машине Instron 5569. Данные, полученные в ходе испытаний представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Механические свойства после растяжения

Сплав	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %
Mg-1Ga-1Zn	95,3±26,1	152,7±17,4	6,2±1,2
Mg-1Ga-1Zn-0,6Mn	169,5±14,3	240,4±11,2	8,1±0,6

По результатам механических испытаний исследуемых прутковых заготовок было установлено, что наибольшие значения предела прочности и предела текучести при растяжении наблюдаются в сплаве Mg-1Ga-1Zn-0,6Mn в продольном направлении при температуре экструзии 320 °C и составляют 240,4 МПа и 169,5 МПа, соответственно. Относительно сплава Mg-1Ga-1Zn предел прочности 152,7 МПа и предел текучести 95,3 МПа, соответственно. Исходя из таблицы 1 добавление марганца до 0,6% способствует эффективному измельчению зерна магниевых сплавов, следовательно, улучшает механические свойства сплава Mg-1Ga-1Zn-0,6Mn, а именно к увеличению предела прочности с 152,7 до 240,4 МПа, Эффективность добавления марганца обусловлена образованием  $\alpha$ -Mn, который препятствует росту зерен при рекристаллизации.

Сплав Mg-1Ga-1Zn-0,6Mn может быть рекомендован для дальнейших коррозионных испытаний, в связи с тем, что полученны благоприятное сочетание прочности и пластичности.

*Работы выполнены в ходе реализации стратегического проекта рамках Программы стратегического академического лидерства «Приоритет 2030» в НИТУ «МИСИС».*

## АНАЛИЗ МЕТОДОВ ОПРЕДЕЛЕНИЯ И ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ

Гусев А.Д., Маркова Г.В.

*Тульский государственный университет, Россия, Тула  
dkines07@gmail.com*

Оценка остаточного ресурса – комплексная проблема. Основные методы расчета и прогнозирования остаточного ресурса можно классифицировать по трем основным группам (Yawei Hu, Shujie Liu 2019):

Физические – где за основу расчета и прогнозирования остаточного ресурса берутся физико-механические свойства и их изменение. Данные методы всегда подразумевают создание расчетной модели или формулы. Статистические – за основу берется накопленная информация по отказам и сроку службы схожих изделий, работающих в идентичных или близких к прогнозируемым условиям. В данных методах происходит сравнение имеющихся данных по конкретному изделию, с ранее накопленными. Гибридные – являются сочетанием двух методов, где комплексно учитываются как статистические данные, так и физико-механические свойства.

На данный момент, наиболее распространенными являются гибридные методы, когда модель расчета и прогнозирования строится по технологиям искусственного интеллекта, с учетом множества переменных, данных и параметров (Xinli Yu 2022; Anthony D.Cho 2022; Nagoor Basha Shaik 2021). Однако в данных методах для прогнозирования и расчета остаточного ресурса каждого отдельного изделия нужно создавать свою конкретную прогностическую и расчетную модель.

В ТулГУ была сделана попытка создания гибридного метода прогнозирования остаточного ресурса для широкого круга изделий. В качестве параметра для прогнозирования использовали дисперсию локальных свойств материала, (твердости), изменяющуюся от наработки изделия. Объектами исследования являлись образцы, вырезанные из труб с разным сроком эксплуатации (сталь 17Г1С) и модельные образцы из стали 30ХН2МФА, подвергнутые усталостным испытаниям на установке УКИ-10М (нагрузка 50 кг) при малоцикловой нагрузке. Срок эксплуатации труб – от  $16,6 \cdot 10^4$  до  $24,5 \cdot 10^4$  час, количество циклов нагружения модельных образцов – от  $2 \cdot 10^3$  до  $2 \cdot 10^4$  циклов, когда наступало разрушение. Измерение твердости проводили по методу Виккерса (ГОСТ 2999-75) на твердомере НВ-1000 (нагрузка 0,3 кг, время выдержки 10 с). На каждом образце было произведено не менее 200 измерений.

С увеличением степени наработки в испытываемых образцах изменение твердости не превышало погрешности измерений. У образцов 17Г1С наблюдалась тенденция к росту значения дисперсии твердости с увеличением степени наработки. При максимальной степени наработки (предельном состоянии) дисперсия увеличилась на ~400% по сравнению с исходным состоянием. В модельных образцах 30ХН2МФА доведенных до разрушения дисперсия возрастает на ~350% по сравнению с исходным состоянием. Таким образом, проведенные исследования позволяют утверждать, что трубы из 17Г1С выработали свой ресурс. На метод определения остаточного ресурса по изменению дисперсии твердости получен патент Российской Федерации.

**СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ  
МЕТАЛЛОТЕРМИЧЕСКОМ СИНТЕЗЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Cr<sub>2</sub>Ta ИЗ  
ОКСИДОВ Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> И Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub>**

Гурьянов А.М.<sup>1,2</sup>, Касимцев А.В.<sup>1,2</sup>, Володько С.С.<sup>2</sup>, Юдин С.Н.<sup>2</sup>, Алимов И.А.<sup>2</sup>,  
Евстратов Е.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Тульский государственный университет (ТулГУ), Россия, Тула

<sup>2</sup> ООО «Метсинтез, Россия, Тула

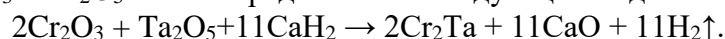
<sup>3</sup> ИМЕТ РАН, Россия, Москва

*alex19021861@gmail.com*

На сегодняшний день интерметаллид Cr<sub>2</sub>Ta рассматривается как перспективная основа для создания тугоплавких композиционных материалов (композитов) Cr-Cr<sub>2</sub>Ta (твёрдый раствор + тугоплавкая фаза), отличающихся повышенной жаропрочностью и жаростойкостью [1].

В данной работе представлены результаты получения соединения Cr<sub>2</sub>Ta металлотермическим синтезом при температуре восстановления 1200 °С.

Реакцию получения Cr<sub>2</sub>Ta гидридно-кальциевым восстановлением оксидов Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub> можно представить в следующем виде:



(1)

Фазовые превращения исходных компонентов шихты при нагреве связаны с реакцией восстановления кальцием Ca оксидов Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub> до чистых металлов и последующем взаимодействии частиц Cr и Ta с образованием соединения Cr<sub>2</sub>Ta.

В действительности реакция (1) является суммой нескольких превращений: разложение гидрида кальция на Ca и H<sub>2</sub> (T > 345 °С) → плавление Ca (T<sub>m</sub><sup>Ca</sup> > 800 °С; примеси снижают T<sub>пл</sub> Ca) → восстановление оксидов до чистых металлов (Cr и Ta) → взаимодействие восстановленных металлов с формированием интерметаллида (2Cr + Ta → Cr<sub>2</sub>Ta) по механизму взаимной диффузии в твердой фазе.

Исследования показали, что реакция восстановления оксидов активно идет с температуры 1050 °С и заканчивается полностью при температуре 1200 °С с образованием готового порошка Cr<sub>2</sub>Ta, содержание основной фазы которого не менее 95 % масс.

Процесс фазообразования соединения Cr<sub>2</sub>Ta контролируется твердофазной диффузией восстановленных частиц Cr в Ta с образованием тонких губчатых агломератов Cr<sub>2</sub>Ta в результате спекания отдельных частиц с размером до 5 мкм. Частицы интерметаллида Cr<sub>2</sub>Ta имеют губчатую морфологию.

В итоге можно сказать, что в результате гидридно-кальциевого синтеза получается продукт с содержанием искомого соединения Cr<sub>2</sub>Ta не менее 95 % масс. со структурой С15, отвечающей интерметаллиду Cr<sub>2</sub>Ta низкотемпературной модификации.

[1] А.В. Касимцев, С.Н. Юдин, С.С. Володько Тугоплавкие интерметаллиды молибдена, ниобия, хрома – основа новых жаропрочных композитов (обзор) // *Металлы*. 2024. №3. С. 60 – 75.

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 24-23-20104 и гранта Комитета Тульской области по науке и инноватике № 10 от 10.04.2024.*



## СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ПРЯМОМ ЛАЗЕРНОМ ВЫРАЩИВАНИИ БЕЙНИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ 09ХН2МД

Мендагалиев Р.В., Иванов С.Ю., Вильданов А.М., Климова-Корсмик О.Г.  
СПбГМТУ Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, Россия, Санкт-Петербург  
mendagaliev@smtu.ru

При получении изделий из двухфазных сталей методом прямого лазерного выращивания (ПЛВ) следует уделять внимание межпроходной температуре и автоподогреву, которые влияют на формирование структурно-фазового состояния и механических свойств. При контроле межпроходной температуры можно управлять структурно-фазовым составом в процессе наплавки, тем самым получая заданные механические свойства полученных изделий.

При dilatометрическом моделировании имитирующий процесс ПЛВ (рис.1 а), полученная микроструктура на dilatометре была идентична микроструктуре, сформированной при наплавке. Микроструктура состояла из зерен гранулярного бейнита с равномерно расположенными участками М/А-фазы и участки остаточного аустенита. При dilatометрическом моделировании без участка автоподогрева (рис.1 б), содержание остаточного аустенита в объеме материала было выше, чем в исходном образце. Данная особенность свидетельствует о том, что на участке автоподогрева происходит распад метастабильного остаточного аустенита и происходит фазовый переход с формированием М/А-фазы.

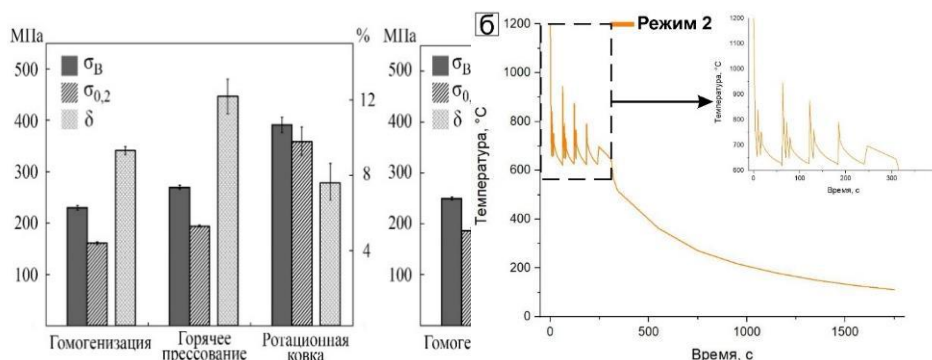


Рисунок 1. – Моделирование процесса ПЛВ на dilatометре: а) полный термический цикл, соответствующий ПЛВ; б) термический цикл без участка автоподогрева.

При формировании структуры высокопрочной бейнитно-мартенситной стали в высокотемпературной области превращения основной вклад вносит кривая охлаждения и последующая температура автоподогрева. В низкотемпературной области превращения основной вклад в формирование конечной структуры вносят первые циклы нагрева и охлаждения и последующая температура длительной выдержки автоподогрева.

*Работа выполнена при поддержке программы стратегического академического лидерства "Приоритет-2030", соглашение №075-15-2021-1206 "Цифровые промышленные технологии".*

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЕЙ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ

Углуниц Т.В.<sup>1,2</sup>, Мендагалиев Р.В.<sup>1</sup>, Земляков Е.В.<sup>1</sup>, Климова-Корсмик О.Г.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, Россия, Санкт-Петербург

<sup>2</sup>Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Россия, Санкт-Петербург  
tuglunts@mail.ru

Аддитивное производство в том числе технология прямого лазерного выращивания (ПЛВ), используются для повышения конкурентоспособности производства изделий в атомной энергетике и судостроительной промышленности. ПЛВ характеризуется процессом многократного воздействия лазерного источника на наплавленный материал с высокими скоростями нагрева и охлаждения. Как следствие, получаемая в процессе выращивания микроструктура сплавов является неоднородной и анизотропной, что требует последующей термической обработки (ТО).

В данной работе исследована сталь 15Х2МФА, которая широко применяется в атомной промышленности для изготовления корпусов атомных реакторов и коррозионноустойчивая нержавеющая сталь 12Х18Н10Т. В ходе выполнения работы были получены и исследованы биметаллическое соединение 12Х18Н10Т/15Х2МФА для повышения коррозионных и эксплуатационных свойств изделий атомных электростанций малой мощности, изготовленных методом ПЛВ (рисунок 1 а). Исследована структура и микротвердость биметаллического перехода (рисунок 1 б).

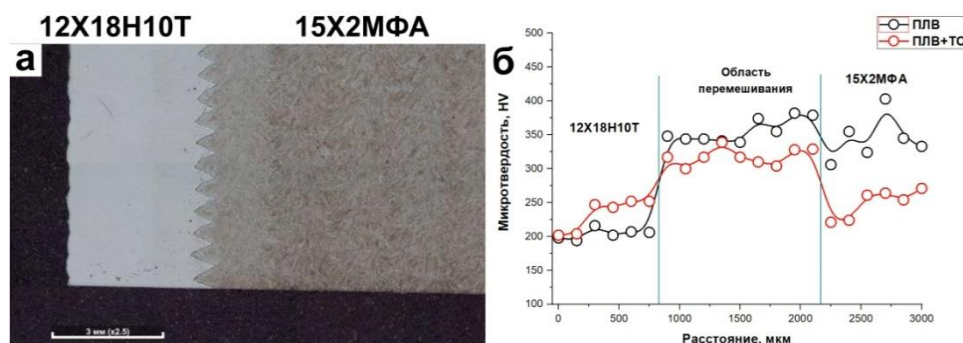


Рисунок 1. (а) Макроструктура биметаллического перехода; (б) распределение микротвердости 12Х18Н10Т/15Х2МФА.

В данной работе были разработаны режимы ТО для стали 15Х2МФА и биметаллического изделия 15Х2МФА/12Х18Н10Т, достигнуты высокие механические свойства сопоставимые с результатами для стали полученной по традиционной технологии.

Работа выполнена при поддержке программы стратегического академического лидерства "Приоритет-2030", соглашение №075-15-2021-1206 "Цифровые промышленные технологии".

**ВЛИЯНИЕ ЗАМЕНЫ МОЛИБДЕНА НА ВАНАДИЙ НА ПРОЦЕССЫ  
КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ  
СИСТЕМЫ Fe-Co-Ni-Cr-(Mo,V)-B**

Базлов А.И.<sup>1,2</sup>, Занаева Э.Н.<sup>1,2</sup>, Убыйвовк Е.В.<sup>1,2</sup>, Пархоменко М.С.<sup>1,2</sup>, Табачкова Н.Ю.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург

<sup>2</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва

*bazlov@misis.ru*

Высокоэнтروпийные и аморфные сплавы являются относительно новыми классами материалов. Каждый из этих классов обладает своими уникальными механическими и физическими свойствами, которые зачастую не достижимы в «традиционных» сплавах. Например, они обладают высокой коррозионной стойкостью, повышенными механическими свойствами, уникальными магнитными свойствами и др. В работе использовано объединение двух подходов для создания новых сплавов заключающее в смещении большого количества элементов с близким атомным радиусом и низкой энтальпией смещения атомных пар (высокоэнтропийный подход) и одновременно подход, применяемый при создании аморфных сплавов – большое количество элементов в составе сплава и наличие элементов с сильноотрицательной энтальпией смещения и большой разницей в атомных радиусах.

В работе методом быстрой закалки расплава на медный диск получены аморфные сплавы системы Fe-Co-Ni-Cr-(Mo,V)-B с различными содержаниями ванадия, молибдена и бора. Методами дифференциальной сканирующей калориметрии, рентгеноструктурного анализа, сканирующей и просвечивающей микроскопии установлены закономерности процессов кристаллизации исследуемых сплавов в зависимости от химического состава.

Наблюдаются кардинальные различия в процессах кристаллизации сплавов с молибденом и ванадием. Установлено, что добавка ванадия в сплавы системы Fe-Co-Ni-Cr-(Mo,V)-B приводит не только к смене фазового состава сплавов, но и самого механизма кристаллизации. Продемонстрирована возможность формирования при кристаллизации из аморфного состояния в сплавах, содержащих ванадий пересыщенного бором многокомпонентного ГЦК твердого раствора и последующего старения с выделением дисперсных частиц боридов в теле зерна. В сплавах, содержащих в составе молибден наблюдается традиционный для аморфных сплавов механизм кристаллизации аморфной фазы с формированием дисперсной эвтектической смеси ГЦК твердого раствора и борида.

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 22-79-10055.*

## ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВОВ Al-Zr-РЗМ ПРИ УСКОРЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И МЕХАНИЧЕСКОМ ЛЕГИРОВАНИИ

Трошкова О.В., Мочуговский А.Г., Михайловская А.В.

*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*

*troshkova.o@misis.ru*

В последние десятилетия возник высокий интерес к использованию редкоземельных элементов для легирования алюминиевых сплавов. Данный интерес обусловлен поиском альтернативы дорогостоящему скандию (Sc), обладающему наибольшей растворимостью в алюминии среди редкоземельных элементов, но являющимся чрезвычайно дорогостоящим. Sc как правило добавляют в алюминий совместно с Zr, что обеспечивает повышенную эффективность за счет формирования более термически стабильных частиц  $Al_3(Sc,Zr)$  при распаде пересыщенного твердого раствора. Перспективными и широко исследованными аналогами скандия являются Er, Yb, Y, Gd. Влияние ускоренной кристаллизации и механического легирования на растворимость РЗМ в алюминии на сегодняшний день изучены слабо и точные данные о растворимости РЗМ при разных скоростях кристаллизации и деформационном воздействии в литературе отсутствуют.

Данная работа посвящена исследованию предельной растворимости РЗМ в алюминии при ускоренной кристаллизации и механическом легировании с целью создания алюмоматричного материала, упрочненного частицами интерметаллидных фаз, формирующихся при последующем распаде пересыщенного твердого раствора. В качестве объектов исследования были выбраны сплавы Al-Zr-РЗМ (где РЗМ = Y, Er, Ce)

Сплавы получены со скоростями охлаждения при литье порядка 10, 1000 и 1000000 K/c. В сплавах Al-Zr-РЗМ формировались первичные кристаллы  $Al_3Zr$ ,  $Al_3(Er,Zr)$ , а также эвтектические колонии (Al)+ $Al_3Er$ , (Al)+ $Al_3Y$  и (Al)+ $Al_{11}Ce_3$ . Увеличение скорости кристаллизации во всех сплавах ожидаемо приводит к уменьшению среднего размера дендритных ячеек и частиц фаз кристаллизационного происхождения, а также, в ряде случаев, формированию метастабильных фаз. В сплавах с РЗМ изменение периода решетки при изменении скорости кристаллизации существенно не меняется.

Влияние механического легирования на кинетику растворения легирующих элементов, фазовый состав полученных смесей, микроструктуру и микротвердость полученных гранул проводили для всех исследованных композиций. При обработке сплавов дифракционные пики от вторых фаз не выявлялись после ~20 ч обработки. При этом влияние Zr и РЗМ на взаимную растворимость не выявлено. Основываясь на проведенных расчётах, предельная растворимость Y составила 0,12 ат.%, а предельная растворимость Er - 0,23 ат. % в тройных сплавах. Растворимость Ce не превышает ошибку измерения. Средний размер гранул в сплавах при механическом легировании уменьшался во всех исследованных сплавах. После 10 ч обработки размер гранул составлял 40-95 мкм в зависимости от сплава и далее меняется незначительно.

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ №23-19-00791*

## ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В НАВОДОРОЖЕННОМ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ПЕРЕХОДНОГО КЛАССА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РЕЖИМА ДЕГАЗАЦИИ

Гвоздева О.Н., Степушин А.С., Смирнов П.А., Журбенко А.С.

*«Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)», Россия, Москва*

*gon7133@mail.ru*

Условия эксплуатации изделий из титановых сплавов задают требуемый комплекс и уровень механических свойств, которые зависят от типа структуры, в частности от морфологии структурных составляющих и их размера. При этом ресурсы классических технологий обработки сплавов с целью формирования в них дисперсной структуры исчерпаны, поэтому на первый план выходят альтернативные виды обработок, такие как, термоводородная обработка, которая позволяет осуществлять преобразование структуры в твёрдом состоянии в условиях не свойственных равновесным. Термоводородная обработка состоит из последовательных наводороживающего и вакуумного отжига, в которых главным превращением, за счёт которого протекает формирование структуры, является полиморфное превращение. А определяющими вариативными параметрами выступают температура нагрева, скорость охлаждения и концентрация водорода. Потенциал преобразования структуры с помощью термоводородной обработки преимущественно изучался на мало (BT20, BT18Y) и среднелегированных (BT9, BT25Y, BT6) титановых сплавах мартенситного класса. Поэтому в настоящей работе было исследовано влияние температуры вакуумного отжига на фазовый состав и структуру высоколегированного титанового сплава переходного класса с целью формирования регламентированной мелкодисперсной структурой. Исследования фазового состава и структуры в образцах из промышленного титанового сплава BT22, в настоящей работе, проводили на современном аналитическом оборудовании с применением общепринятых методик. На первом этапе работы для формирования в образцах из сплава BT22 однофазного  $\beta$ -состояния был проведён наводороживающий отжиг в интервале концентраций от 0,1 до 0,3%. Анализ экспериментальных данных показал при введении 0,1% масс. водорода наблюдается подавление мартенситного превращения, а фиксация метастабильной  $\beta$ -фаза происходит уже при легировании 0,3% водорода. На следующем этапе работы для определения условий формирования мелкодисперсной структуры при дегазации водорода был проведён вакуумный отжиг в интервале температур от 625°C до 850°C. Установлено, что в процессе дегазации водорода развивается  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения, которое при низкотемпературном вакуумном отжиге протекает с преобладанием процессов диффузионного роста зародышей  $\alpha$ -фазы над процессами её зарождения, а при высокотемпературном отжиге преобладающим процессом становится зарождение и выделение частиц  $\alpha$ -фазы.

Таким образом показано, что возможно, сформировать разные типы структур: от бимодальной (если в структуре после наводороживания сохранилась первичная  $\alpha^I$ -фаза) до дисперсной (если при наводороживании зафиксировалась однофазная  $\beta$ -структура). Установлено, что дисперсная структура с размером  $\alpha$ - частиц менее 0,4 мкм формируется в сплаве BT22 только при высокотемпературном вакуумном отжиге при температуре не ниже 820°C.

*Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда № 22-79-10264, <https://rscf.ru/project/22-79-10264/>.*

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ НИКЕЛЕВОГО КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО СПЛАВА

Пырин Д.В.<sup>1</sup>, Чукимарка П.К.<sup>1</sup>, Жилияков А.Ю.<sup>1,2</sup>, Беликов С.В.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Уральский федеральный университет имени первого Президента России  
Б.Н. Ельцина, Россия, Екатеринбург

<sup>2</sup>Институт физики металлов им. М.Н. Михеева Уральского отделения Российской  
академии наук, Россия, Екатеринбург  
d.v.pyrin@gmail.com

Развитие многих отраслей промышленности, в том числе химической, зависит от постоянной разработки и совершенствования материалов с высокими механическими свойствами и их способностью противостоять агрессивным средам. Это одна из главных причин продолжения исследований в области промышленных сплавов на основе никеля, поскольку они применяются практически во всех отраслях промышленности, где элементы должны выдерживать не только высокие температуры, но и чрезвычайно агрессивную среду, особенно коррозионную. Сплав Hastelloy G-35 относится к группе коррозионноустойчивых сплавов на основе системы Ni-Cr-Mo. Как и другие сплавы этой системы, считается подходящим для использования в контакте с агрессивными солевыми и металлическими расплавами. Хорошо известно, что после проведения сварочных работ вдоль стыка сварного соединения могут образовываться различные структуры (дендриты, частично перекристаллизовавшиеся зерна, карбиды и т.д.), которые будут влиять на физико-механические свойства материала, что подчеркивает важность исследований сварных соединений для правильной работы изделий в суровых условиях.

В текущем исследовании основное внимание уделяется структуре и свойствам сварного соединения сплава Hastelloy G-35, а именно, влиянию процесса сварки на структуру, твердость и удельную теплоемкость.

Для понимания возможных фазовых превращений при сварке была построена изотермическая диаграмма образования вторых фаз сплава Hastelloy G35. Сварное соединение было исследовано в трех областях: зона сплавления, зона термического влияния и основной металл. Зона сплавления представлена дендритной структурой. Интерметаллидные соединения  $\sigma$ -фазы присутствуют как в зоне сплавления, так и в зоне термического влияния. Кроме того, зоны сплавления и основного металла имеют сходные значения твердости, в то время как в зоне термического влияния твердость увеличивается. Установлено, что при температуре до 650 °С различные зоны сварного соединения характеризуются отличиями в тепловых эффектах.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Программы развития Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н. Ельцина в соответствии с программой стратегического академического лидерства «Приоритет-2030».*

## ОЦЕНКА ПОРОГОВЫХ ЗНАЧЕНИЙ В КИНЕТИКЕ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРЕЩИН МЕТОДОМ ФОТОМЕТРИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

Ермишкин В.А.<sup>1</sup>, Минина Н.А.<sup>1</sup>, Соловьева Ю.Б.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ФГБУ науки ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Россия, Москва

<sup>2</sup>ООО «РУСАТОМ КИП», Россия, Москва

*minina1951@rambler.ru*

Монопольное положение линейной механики разрушения в изучении развития магистральных трещин сталкивается с проблемами в изучении стадийности кинетики трещин со сложной траекторией. В своем большинстве ограничиваются развитием способов корректной оценки нагрузки старта магистральной трещины, важной для определения коэффициентов интенсивности напряжения на образцах с разной геометрией. Между тем, изучение кинетики развития магистральных трещин, в виду того, что во многих практически важных случаях, в частности, элементов транспортных систем наземного, воздушного и морского транспорта не сводится к стандартным схемам старта распространения трещины. Особое значение этот вопрос приобретает из-за того, что в некоторых случаях приходится разрешать их эксплуатацию при наличии трещин с макроскопическими размерами. При оценке напряженного состояния вблизи трещин нельзя опираться только на данные, полученные на образцах, полученных при одномерном нагружении. Вблизи вершины трещины напряженно деформированное состояние неоднородно. Развитие трещины носит многостадийный характер. Это находит отражение в характере развития траектории и связано с чередованием стадий распространения трещин через зоны вязкого и хрупкого разрушения. Разработанный в ИМЕТ РАН метод фотометрического анализа структурных изображений (ФАСИ) существенно упрощает диагностику распознавания таких зон и определение пороговых значений нагрузки, при которых происходит смена стадий развития разрушения. ФАСИ применялось для внецентренного растяжения на образцах из алюминиевого сплава В95 и осуществлялось в условиях экспериментов *in situ* при синхронной регистрации данных по двум каналам информации - непрерывной записи временных зависимостей изменения действующих напряжений и деформаций в компьютере испытательной машины и плоской поверхности наблюдения за ее структурной эволюцией на видеокамере. Эти массивы информации подвергались совместному анализу на всех стадиях развития магистральной трещины от начала нагружения до размеров по длине, достигающих 10 мм и по раскрытию до 1,5-2 мм в компьютере по программе ФАСИ, где анализируются механические характеристики исследуемого материала и соответствующие им структурные параметры в периодическом режиме с образованием временной последовательности, на которой зафиксированы моменты характера развития трещин. ФАСИ основано на сравнительном дифференциальном анализе двух изображений: одного эталонного образца до приложения к нему нагрузки и других соответствующих снятых в разные моменты нагружения. Результаты анализа фиксируются на экране компьютера в виде диаграммы с результатами общей картины кинетики площади, ограниченной берегами растущей трещины, и диаграммами с изображениями поверхности фрагментов эталонного изображения и его же спектров яркости отражения видимого света от их поверхности в различные моменты времени с данными по распределению их интенсивности по поверхности зоны разрушения.

*Работа выполнена по Государственному заданию № 075-00320-24-00.*

**ОБЪЕМНАЯ УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ОБРАБОТКА МАГНИЯ И  
БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg-Zn-Zr,  
ПОДВЕРГНУТЫХ РКУП**

Шишкунова М.А.<sup>1,3</sup>, Аксенов Д.А.<sup>1</sup>, Назаров А.А.<sup>2</sup>, Асфандияров Р.Н.<sup>1,3</sup>,  
Рааб А.Г.<sup>1,4</sup>, Сементеева Ю.Р.<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup>Институт Физики Молекул и Кристаллов УФИЦ РАН, Россия, Уфа

<sup>2</sup>Институт Проблем Сверхпластичности Металлов РАН, Россия, Уфа

<sup>3</sup>Уфимский Университет Науки и Технологий, Россия, Уфа

<sup>4</sup>Уфимский Государственный Нефтяной Технический Университет, Россия, Уфа  
shishkunomashaa@gmail.com

В настоящее время магний и его сплавы являются перспективными материалами для производства биорезорбируемых имплантатов благодаря низкой удельной плотности, модулю Юнга, близкому к костной ткани, биосовместимости и гипоаллергенности. Однако высокая скорость коррозии и низкая прочность в физиологической среде ограничивают их широкое применение. Методы интенсивной пластической деформации (ИПД), такие как равноканальное угловое прессование (РКУП), позволяют эффективно измельчать зеренную структуру и повышать прочностные характеристики металлов и сплавов. Однако сформированное в процессе деформационной обработки неравновесное структурное состояние с высокой плотностью дефектов может приводить к снижению коррозионной стойкости. Объемная ультразвуковая обработка (УЗО) может эффективно воздействовать на структуру, приводя к ее релаксации и улучшению коррозионно-механических свойств.

Целью данной работы является исследование изменений структурного состояния, механических и коррозионных характеристик чистого магния и биорезорбируемого сплава системы Mg-Zn-Zr, деформированных методом РКУП и подвергнутых УЗО.

В исследовании использовались технический чистый магний марки МГ90 (Mg 99.96 % вес.) и биорезорбируемый магниевый сплав Mg-8.67Zn-1.20Zr (% вес.). Результаты показали, что один цикл РКУП повышает прочность сплава Mg-8.6Zn-1.2Zr на 10 % до  $330 \pm 5$  МПа, но увеличивает скорость коррозии в растворе Рингера. Объемная ультразвуковая обработка приводит к релаксации структуры, увеличивая долю малоугловых границ. В результате такой обработки улучшается пластичность и коррозионная стойкость материала, при этом сохраняются высокие значения прочности. После РКУП и УЗО скорость коррозии сплава Mg-8.6Zn-1.2Zr достигает  $\sim 8,2 \pm 0,4$  мм/год, что характерно для отожжённого состояния. Аналогичные результаты были получены для чистого магния: совместная деформационная и ультразвуковая обработка приводит к увеличению доли малоугловых границ, улучшению механических свойств и коррозионной стойкости в физиологической среде (растворе Рингера).

Таким образом, УЗО можно рассматривать как метод, приводящий к релаксации структуры чистого магния и сплава системы Mg-Zn-Zr, что ведет к улучшению комплекса механических и коррозионных свойств.

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 22-79-10325.*





***СЕКЦИЯ 3***  
***«ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ***  
***ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ***  
***ФОРМЫ»***



**ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ С НИЗКОЙ, СРЕДНЕЙ И ВЫСОКОЙ ЭНТРОПИЕЙ**

Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Беляев С.П.<sup>1</sup>, Базлов А.И.<sup>2</sup>, Поникарова И.В.<sup>1</sup>, Бикбаев Р.М.<sup>1</sup>,  
Иванов А.М.<sup>1</sup>, Стародубова М.С.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург,

<sup>2</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва

resnat@mail.ru

В настоящее время высокоэнтروпийные сплавы с памятью формы на основе TiNi привлекают большое внимание ученых благодаря сочетанию высоких механических характеристик и функциональных свойства. Установлено, что высокоэнтропийный сплав (Ti,Hf,Zr)<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Cu<sub>15</sub>Co<sub>10</sub> проявляет псевдоупругость в очень широком интервале температур (более 100 °С). Вместе с тем, остается неясным, проявляются ли в таких материалах другие функциональные свойства, такие как эффект памяти формы, эффект обратимой памяти формы, обратимая деформация при охлаждении и нагревании под напряжением. Кроме этого, не установлено как меняются функциональные свойства при изменении энтропии сплава. Целью данной работы явилось исследование функциональных свойств многокомпонентных сплавов Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co, в которых за счет изменения состава варьировали энтропию смешения.

Двенадцать шестикомпонентных сплавов Ti<sub>51-2x</sub>Hf<sub>x</sub>Zr<sub>x</sub>Ni<sub>49-2x</sub>Cu<sub>x</sub>Co<sub>x</sub>, Ti<sub>50-2x</sub>Hf<sub>x</sub>Zr<sub>x</sub>Ni<sub>50-2x</sub>Cu<sub>x</sub>Co<sub>x</sub> и Ti<sub>49-2x</sub>Hf<sub>x</sub>Zr<sub>x</sub>Ni<sub>51-2x</sub>Cu<sub>x</sub>Co<sub>x</sub>, где x = 1 (низкоэнтропийные сплавы), 5 (среднеэнтропийные), 10 или 17 ат.% (высокоэнтропийные) были получены электродуговой плавкой, разрезаны на пластины толщиной 1 мм, из которых были вырезаны образцы с лопатками для растяжения, длина и ширина рабочей части которых составляли 10 и 1 мм соответственно. В образцах исследовали эффект псевдоупругости при растяжении, эффект памяти формы после активного деформирования, эффект обратимой памяти формы, обратимую деформацию при охлаждении и нагревании под напряжением.

Полученные результаты показали, что эффект памяти формы и изменение обратимой деформации при охлаждении и нагревании под напряжением наблюдаются вне зависимости от энтропии сплава. Чем выше энтропия сплава, тем выше степень восстановления деформации при нагревании, что обусловлено подавлением пластической деформации с ростом энтропии. Эффект обратимой памяти формы обнаружили только в низкоэнтропийных сплавах. Это связано с тем, что чем выше энтропия сплава, тем выше дислокационный предел текучести, что препятствует формированию ориентированных внутренних напряжений, необходимых для проявления этого эффекта. Эффект псевдоупругости реализуется во всех сплавах и чем выше энтропия сплава, тем больше степень восстановления деформации при разгрузке и тем шире температурное окно псевдоупругости. Это связано с двумя причинами – повышением дислокационного предела текучести и уменьшением коэффициента в соотношении Клаузиуса-Клапейрона с ростом энтропии.

*Работа выполнена при поддержке проекта РНФ № 22-19-00169.*

## РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ПОРОШКОВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ti-Zr-Nb В ОБЛАСТИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУР

Маркова Г.В.<sup>1</sup>, Пермязова Д.В.<sup>1</sup>, Васин Р.Н.<sup>2</sup>, Бучков А.Е.<sup>1</sup>, Шуйцев П.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ТулГУ, Россия, Тула

<sup>2</sup>ОИЯИ, Россия, Дубна

Galv.mark@rambler.ru

Сплавы системы Ti-Zr-Nb в последние годы привлекают большое внимание, как функциональные материалы, в наибольшей степени отвечающие требованиям биохимической и биомеханической совместимости, предъявляемым к металлическим сплавам для изготовления имплантатов. Функциональные свойства (сверхупругость, память формы) сплавов определяются возможностью развития мартенситного превращения. В литературе имеется большое количество сведений о протекании мартенситного превращения (МП)  $\beta \leftrightarrow \alpha'$  в сплавах, которое идентифицируется в результате испытаний, проводящихся либо непосредственно под нагрузкой, либо после пластической деформации того или иного вида. Однако данные об определении температур мартенситного превращения разрозненны и противоречивы. По мнению большинства исследователей, превращение происходит в области отрицательных температур. Для уточнения точек мартенситного превращения, происходящего только в результате воздействия температуры в отсутствие приложенных напряжений и предварительной деформации необходимо проведение рентгеноструктурных исследований при отрицательных температурах.

Исследовали два порошковых сплава системы Ti-Zr-Nb, полученных консолидацией порошков, синтезированных методом гидридно-кальциевого восстановления. Спекание порошков проводили при разных температурах, в результате чего были получены образцы с разной пористостью – от 2 до 35%. Планировалось также определение влияния пористости на точки МП.

Рентгеноструктурные исследования проводили с помощью дифрактометра PANalyticalEmpyrean в Cu-K $\alpha$  излучении с никелевым фильтром в интервале температур от 20 °С до -250 °С. Охлаждение и нагрев осуществляли со скоростью 6 °С/мин. По достижении нужной температуры, образец стабилизировали в течение 5 мин, после чего съемка осуществлялась в течение часа при брэгговских углах  $2\theta$  от 30° до 100°. Полученные рентгенограммы были обработаны в ПО MAUD, которое использует метод Ритвельда.

При всех температурах на рентгенограммах обнаружены рефлексы, соответствующие ОЦК решетке. Индексирование пиков производилось программой MAUD в автоматическом режиме. Рассчитанный параметр решетки  $\beta$ -твердого раствора при комнатной температуре составил  $a = 3,3402 \text{ \AA}$ , что соответствует литературным данным. С понижением температуры параметр решетки уменьшается по линейному закону до  $a = 3,3325 \text{ \AA}$  при температуре минус 180 °С. Дифракционных максимумов, соответствующих мартенситной  $\alpha'$ -фазе во всем диапазоне температур вплоть до минус 250 °С на всех исследованных образцах не обнаружено, соответственно, установить влияние пористости на точки МП не удалось.

На основе результатов рентгеноструктурного анализа можно предположить, что МП в порошковых сплавах Ti-Zr-Nb в условиях охлаждения не происходит без иницирующего воздействия внешне приложенной нагрузки, т.е. мартенсит превращения в системе не образуется во всем исследованном интервале температур.

## НОВЫЕ ПОДХОДЫ К ПРОВЕДЕНИЮ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НИКЕЛИДА ТИТАНА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ДЛИННОМЕРНЫХ ПРУТКОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Комаров В.С.<sup>1,2</sup>, Карелин Р.Д.<sup>1,2</sup>, Черкасов В.В.<sup>1,2</sup>,  
Хмелевская И.Ю.<sup>1,2</sup>, Андреев В.А.<sup>1</sup>, Юсупов В.С.<sup>1</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ИМЕТ РАН, Москва, Россия

<sup>2</sup>НИТУ МИСИС, Москва, Россия

vickomarov@gmail.com

Сплавы с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана (TiNi) являются функциональными материалами, широко востребованными в различных современных высокотехнологичных отраслях. С каждым годом при разработке и эксплуатации изделий из никелида титана возрастают требования, предъявляемые к их механическим и функциональным свойствам. Функциональные свойства этих сплавов являются структурно-чувствительными. Имеющийся опыт использования различных схем ТМО для формирования в никелиде титана структуры с заданным размером структурных элементов, обеспечивающей наиболее высокий комплекс функциональных свойств, показывает, что существует возможность улучшения целого ряда используемых технологических параметров в подходах к обработке стареющих сплавов никелида титана. Вопросы влияния размера и морфологии частиц избыточной фазы (выделившихся динамически или статически до/после деформации) на протекание процессов деформации по различным схемам и структурообразования остаются неисследованными и являются важной научной и практически значимой задачей.

Исследование влияния одноосной деформации сжатием в широком температурном диапазоне позволило установить температурный интервал 300-600 °С как наиболее благоприятный для формирования ультрамелкозернистой структуры сплава с повышенным комплексом механических и функциональных свойств за счет протекания динамических процессов полигонизации, а также процессов динамического и статического старения, сопровождающиеся выделением частиц фазы Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>.

С целью накопления больших степеней деформации для соответствующего измельчения структуры впервые была предпринята попытка проведения интенсивной пластической деформации по схеме кручения массивных прутков. В результате была установлена критическая температура проведения деформации СПФ TiNi – 400 °С. Увеличение температуры деформации на 50 °С и выше позволяет совершать более 14 полных оборотов и способствует формированию градиентной ультрамелкозернистой, вследствие неоднородности распространения деформации. Применение ротационнойковки при пониженных температурах деформации позволило сформировать в прутке диаметром 6 мм структуру со средним размером элементов менее 200 нм. Сформированная структура позволила значительно повысить значения полностью обратимой деформации с 4 % до 10 %, что подтверждает перспективность данного метода обработки.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-79-10332, <https://rscf.ru/project/24-79-10332/>.*

## ВЛИЯНИЕ ДИНАМИЧЕСКИХ И СТАТИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ СТАРЕНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И КОМПЛЕКСА СВОЙСТВ СПФ TiNi

Черкасов В.В.<sup>1,2</sup>, Комаров В.С.<sup>1,2</sup>, Карелин Р.Д.<sup>1,2</sup>, Хмелевская И.Ю.<sup>1</sup>,  
Прокошкин С.Д.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва

<sup>2</sup>ИМЕТ РАН, Россия, Москва

*cherkasov.vv@misis.ru*

Сплавы с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана (TiNi) являются одними из наиболее востребованных функциональных материалов, за счет наличия уникальных свойств сверхупругости и памяти формы. Разнообразные методы термомеханической обработки (ТМО) позволяют формировать различные структурно-фазовые состояния в сплаве, позволяющие значительно повышать уровень механических и функциональных свойств и прецизионно управлять ими.

Ранее было установлено, что в процессе деформации СПФ TiNi в интервале температур 300-600 °С протекают процессы динамической полигонизации. В заэквиатомном по никелю СПФ TiNi в ходе ТМО при данных температурах также протекают конкурирующие процессы динамического и статического старения (ДС и СС), которые оказывают значительное влияние на формирование структуры и свойств материала. Целью данной работы являлось исследование влияния ТМО, включающей деформацию сжатием в интервале степеней деформации от 0,5 до 1,3 при температурах от 300 до 500 °С с последующим статическим старением при температуре 430 °С в течение 1 и 10 часов, на структуру и свойства СПФ TiNi.

По данным оптической микроскопии было установлено, что средний размер зерна после контрольной обработки, составляет 30 мкм. С увеличением степени накопленной деформации зерна вытягивались перпендикулярно оси направления деформации сжатием. Анализ тонкой структуры материала не выявил наличие частиц избыточной фазы Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> в образцах после ДС. Проведение СС<sub>1ч</sub> способствует появлению на снимках частиц фазы Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>, что свидетельствует о их росте.

По рентгенофазовому анализу было выявлено, что после всех видов обработки, при комнатной температуре, материал преимущественно находится в В2-фазе. С ростом температуры деформации наблюдалось снижение значений ширины на полувысоте пика {110}, что свидетельствовало о снижении дефектности структуры. СС<sub>1ч</sub>, образцов после деформации при 430-500 °С, привело к увеличению ширины пиков {110}, за счет формирования наиболее благоприятной структуры для выделения наноразмерных когерентных частиц Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>, вносящих свой вклад в искажение кристаллической решетки.

С ростом температуры деформации наблюдалось плавное снижение твердости, с резким падением значений в образцах, деформированных при 430-500 °С с 314 до 284 ед. HV, что объясняется обеднением матрицы никелем за счет интенсивного выделения частиц избыточной фазы Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> и смещения температур прямого мартенситного превращения в сторону более высоких температур, что было выявлено на кривых ДСК.

Таким образом было показано, что при ДС при 430-500 °С формируется наиболее благоприятная структура для протекания последующих процессов СС.

*Научное исследование выполнено при поддержке проекта РНФ № 24-79-10332.*

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ СИСТЕМЫ Ti-Zr-Nb

Введенская И.А., Баранова А.П., Страхов О.В., Дубинский С.М.  
НИТУ МИСИС, Россия, Москва  
vvedenskaia.ia@misis.ru

Группа сплавов с памятью формы системы Ti-Zr-Nb представлена тремя основными сплавами. Сплав Ti-22Nb-6Zr (здесь и далее – в ат.%) является хорошо изученным и встречается в научных работах в качестве потенциального сплава медицинского назначения. Сплав Ti-18Zr-15Nb – сравнительно новый сплав, активное использование которого в исследованиях было начато в последние годы. Сплав Ti-41Zr-12Nb является малоизученным перспективным сплавом, упоминаний которого в литературе довольно мало. Целью данной работы является исследование влияния термомеханической обработки на структуру и функциональные свойства сплавов с памятью формы системы Ti-Zr-Nb.

Слитки сплавов были получены методом вакуумно-дуговой плавки, гомогенизированы в атмосфере аргона и нарезаны на пластины. Далее каждый из трех сплавов был подвергнут холодной прокатке с тремя степенями деформации ( $\epsilon = 0,3, 1,5, 3$ ) и отожжен по трем режимам: 600 °С и 800 °С, 30 минут, 600 °С, 5 минут (применялся только для  $\epsilon = 3$ ). По результатам металлографического анализа образцы были поделены на 3 группы в соответствии с размерами зерен: крупнозернистые (после  $\epsilon = 0,3$  и  $\epsilon = 1,5, 800$  °С, 30 мин), мелкозернистые (после  $\epsilon = 1,5, 600$  °С, 30 мин и  $\epsilon = 3, 600$  °С, 30 мин) и ультрамелкозернистые (после  $\epsilon = 3, 600$  °С, 5 мин). Методами рентгенодифракционного анализа определяли ширину рентгеновской линии  $211_{\beta}$  для оценки дефектности структуры и кристаллографический ресурс обратимой деформации (КРД) через положения линий  $(020)_{\alpha'}$  и  $\{110\}_{\beta}$  для предварительно деформированных холодной прокаткой образцов с утонением на 30%. Установлено, что дефектность сплавов не изменяется либо меняется незначительно. Повышение содержания циркония в сплаве приводит к увеличению значения КРД, при этом измельчение размера зерна на КРД не влияет. Для оценки упругих свойств сплавов были проведены статические механические испытания на растяжение и циклические с накоплением деформации. По полученным диаграммам деформации мартенситное превращение претерпевают образцы сплавов Ti-22Nb-6Zr и Ti-18Zr-15Nb при температуре 600 °С. Установлено, что сплавы с ультрамелкозернистой структурой обладают слабыми сверхупругими свойствами, а сплав с повышенным содержанием Zr (Ti-41Zr-12Nb) вовсе проявляет низкую чувствительность к термомеханической обработке.

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 21-73-10167, <https://rscf.ru/project/21-73-10167/>.*



**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА  
МИКРОСТРУКТУРУ СЛОИСТЫХ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТ  
ИЗ СПЛАВА  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$**

Ситников Н.Н., Грешнякова С.В., Залетова И.А.  
АО ГНЦ «Центр Келдыша», Россия, Москва  
*sitnikov\_nikolay@mail.ru*

В работе рассмотрено влияние электроимпульсной обработки на микроструктуру быстрозакалённых слоистых аморфно-кристаллических лент из сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ , обладающих эффектом обратимой памяти формы. Слоистые аморфно-кристаллические ленты получали методом спиннингования расплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  на быстровращающемся медном диске со скоростью охлаждения расплава около  $5 \cdot 10^5$  К/с. Параметры лент: толщина 35-40 мкм, ширина 1,2-1,5 мм. Полученные быстрозакалённые слоистые аморфно-кристаллические ленты могут быть дополнительно подвергнуты различным обработкам, с целью получения новых свойств и модификации уже имеющихся эффектов памяти формы. В частности, перспективна электроимпульсная обработка (ЭИО), которая заключается в пропускании через образец единичного или серии коротких импульсов электрического тока и позволяет мгновенно разогревать образцы и проводить кристаллизацию без изотермической выдержки. Такая динамическая кристаллизация приводит к образованию новых структурных состояний быстрозакалённых лент. ЭИО слоистых аморфно-кристаллических лент позволяет изменять соотношение аморфной и кристаллической фаз и формировать новые структурные состояния.

Были проведены ЭИО полученных аморфно-кристаллических лент из сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  единичным импульсом длительностью 1-10 мс с различными степенями обработки от стадии без изменения структуры (внешний вид без изменений) до стадии полностью кристаллизованного состояния (окисел на поверхности и потеря упругости). Из полученных лент были изготовлены металлографические шлифы, для получения поперечных сечений полученных образцов. Микроструктура образцов исследовалась на растровом электронном микроскопе. Были проведены исследования характеристик мартенситных превращений методом дифференциальной сканирующей калориметрии, полученные результаты сопоставлены с реализацией эффектов памяти формы. Определены стадии электроимпульсной обработки и взаимосвязь формируемой структуры с реализацией эффектов памяти формы и сопутствующих им мартенситным превращениям. В результате исследований получена последовательная серия микроструктур образцов лент из сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  с различными стадиями ЭИО и соответствующих им кривых калориметрии, на которых наблюдается развитие образования кристаллической фазы из аморфной части с увеличением энергии вкладываемой в обрабатываемый образец при ЭИО. В зависимости от степени ЭИО прослеживается изменение характеристик эффектов памяти формы.

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 24-22-00035,  
<https://rscf.ru/project/24-22-00035/>.*

**ВЛИЯНИЕ РКУП В ОБОЛОЧКЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА  
НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

Карелин Р.Д.<sup>1,2</sup>, Комаров В.С.<sup>1,2</sup>, Хмелевская И.Ю.<sup>1</sup>, Черкасов В.В.<sup>1</sup>,  
Андреев В.А.<sup>2</sup>, Юсупов В.С.<sup>2</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>НИТУ МИСИС, Москва, Россия

<sup>2</sup>ИМЕТ РАН, Москва, Россия

*rdkarelin@gmail.com*

В данной работе представлены результаты исследования влияния равноканального углового прессования (РКУП) в оболочке на структуру и функциональные свойства сплава с памятью формы (СПФ) Ti-50,8 ат. % Ni. Деформацию исходной заготовки – прутка диаметром 8 мм и длиной 80 мм – проводили в оболочке из технически чистого железа диаметром 20 мм и длиной 90 мм в интервале температур 200-450 °С на оснастке РКУП с углом пересечения каналов 110°. Прессование образцов по каждому из исследуемых режимов проводили до максимально возможного количества проходов или до накопления истинной деформации  $e > 2$ .

В результате проведения серии экспериментов установлено, что при температуре деформации 200 °С происходит частичное разрушение заготовки СПФ Ti-Ni уже после первого прохода, вызванное значительным деформационным упрочнением образца. РКУП при температуре 250 °С сопровождается разрушением заготовки внутри оболочки на несколько частей только во время третьего прохода. Увеличение температуры деформации до 350 °С и 450 °С позволяет увеличить количество проходов до 3 и накопить истинную деформацию  $e = 2,4$ . Дальнейшее увеличение количества проходов не проводили в связи с накоплением истинной степени деформации больше 2, а также для проведения сравнения влияния температуры проведения РКУП с одинаковой накопленной степенью деформации на структуру и свойства СПФ TiNi. После РКУП проводили последеформационный отжиг (ПДО) образцов СПФ Ti-Ni при температуре 430 °С в течение 1 ч. Далее проводили комплексное исследование структурно-фазового состояния и свойств, полученных образцов в состоянии после РКУП и РКУП+ПДО.

В результате проведения исследований установлено, что РКУП в оболочке по исследуемым режимам приводит к формированию полосчатой деформационной структуры с большим количеством наноразмерных субзерен внутри полос деформации. Максимальное значение твердости, прочностные характеристики и функциональные свойства были получены после проведения квазинепрерывного РКУП в оболочке при температуре 450 °С в сочетании с ПДО (твердость 362 ед. HV, дислокационный предел текучести  $\sigma_T = 1165$  МПа, предел прочности  $\sigma_B = 1494$  МПа, полностью обратимая деформация 10,2 %), следовательно сочетание процессов динамического старения при деформации методом квазинепрерывного РКУП в оболочке со статическим последеформационным старением обеспечивает формирование наилучшего комплекса свойств.

*Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания  
НИТУ МИСИС, шифр проекта FSME-2023-0006.*

**ВЛИЯНИЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ  
НА СТРУКТУРУ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА  
БИОДЕГРАДИРУЕМОГО СПЛАВА Fe-30Mn-5Si**

Караваяева М.А., Кадиров П.О., Шереметьев В.А., Пустов Ю.А., Жукова Ю.С.,  
Чеверикин В.В., Галкин С.П., Прокошкин С.Д.  
*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*  
*karavaeva.ma@ya.ru*

Целью данной работы было изучение влияния комбинированной термомеханической обработки (ТМО), включающей радиально-сдвиговую прокатку (РСП) при 900 °С с последующей продольной прокаткой (РСП+ПП) при 700 °С, на структуру, фазовый состав, механические свойства, электрохимическое и функциональное коррозионно-усталостное поведение биodeградируемого сплава Fe-30Mn-5Si методами оптической микроскопии, рентгеноструктурного анализа, механических испытаний, хронопотенциометрии и потенциодинамической вольтамперометрии.

По данным оптической микроскопии установлено, что РСП при 900 °С приводит к образованию статически рекристаллизованной структуры  $\gamma$ -аустенита со средним размером зерна  $10\pm 3$  и  $20\pm 3$  мкм в периферийной и центральной зонах, соответственно. EBSD-анализ показал, что периферийная зона после РСП состоит из рекристаллизованной структуры  $\gamma$ -аустенита со средним размером зерна от 5 до 10 мкм. Последующий режим РСП+ПП приводит к формированию смешанной динамически рекристаллизованной структуры  $\gamma$ -аустенита, с преобладающим средним размером зерен от 1 до 5 мкм, и динамически полигонизованной субструктуры внутри них.

По данным рентгеноструктурного анализа установлено, что сплав в исходном состоянии (ИС) состоит из ГЦК  $\gamma$ -аустенита и ГПУ  $\epsilon$ -мартенсита. РСП и РСП+ПП приводят к исчезновению фазы  $\epsilon$ -мартенсита и переходу в однофазное состояние ГЦК  $\gamma$ -аустенита. Ширина рентгеновской дифракционной линии увеличивается после РСП и РСП+ПП, что свидетельствует о развитой дислокационной субструктуре.

РСП и РСП+ПП приводят к значительному повышению механических свойств сплава Fe-30Mn-5Si:  $UTS$  с  $460\pm 41$  (ИС) до  $770\pm 21$  МПа (РСП) и  $935\pm 55$  МПа (РСП+ПП);  $\sigma_{0.2}$  с  $210\pm 91$  МПа (ИС) до  $300\pm 38$  МПа (РСП) и  $490\pm 43$  МПа (РСП+ПП);  $\delta$  с  $11\pm 3$  (ИС) до  $28\pm 2$  % (РСП) и  $19\pm 4$ % (РСП+ПП), при этом сохраняя значение  $E$   $165\pm 29$  ГПа (РСП) и  $150\pm 8$  ГПа (РСП+ПП) по сравнению с  $140\pm 14$  (ИС).

Однофазное состояние структуры  $\gamma$ -аустенита после РСП и РСП+ПП приводит к снижению скорости биодеградации по сравнению с двухфазным состоянием после ИС. Основным фактором, способствующим наибольшей скорости биодеградации, является наличие двухфазного состояния. Также показаны и объяснены особенности изменения стационарного потенциала сплава Fe-30Mn-5Si при механоциклировании в растворе Хэнкса при 37 °С после ИС, РСП и РСП+ПП. РСП и РСП+ПП приводят к увеличению функциональной коррозионно-усталостной долговечности с  $2326\pm 1758$  (ИС) до  $7162\pm 2179$  и  $6772\pm 2118$  циклов до разрушения, соответственно.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВОВ НА Ti-Zr-Nb-Sn ДЛЯ ОРТОПЕДИЧЕСКИХ ИМПЛАНТАТОВ

Бобков Я.А., Шереметьев В.А., Деркач М.А.

*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*

*bobkov102@gmail.com*

В последние годы возрос интерес к метастабильным  $\beta$ -титановым сплавам с памятью формы системы Ti-Zr-Nb, благодаря их низкому модулю упругости, высокой сверхупругой деформации и отличной биосовместимости. В недавних исследованиях отмечается, что добавление в эту систему Sn значительно снижает температуру мартенситного превращения ( $M_s$ ) при этом не оказывая значительного влияния на величину кристаллографического ресурса обратимой деформации решетки. Кроме того, добавление Sn способствует формированию кристаллографической текстуры в направлении  $\langle 110 \rangle_{\beta}$ , которая способствует реализации высокой обратимой деформации.

Объектами данного исследования были слитки сплавов: Ti-18Zr-12,5Nb-2Sn и Ti-40Zr-8Nb-2Sn (ат. %). Слитки массой 120 г были получены электродуговой аргоновой сваркой с не расходующим вольфрамовым электродом. Затем их подвергали горячей прокатке при температуре 600 °C с последующим гомогенизационным отжигом при температуре 900 °C. Далее проводили термомеханическую обработку, включающую холодную прокатку ( $\epsilon=0,3$ ) и последеформационный отжиг (ПДО) в диапазоне температур 500–600 °C (30 мин) в атмосфере аргона с последующей закалкой в воде. Для проведения механических и функциональных испытаний подготовили образцы размером 1 мм x 1 мм x 60 мм с длиной рабочей части 30 мм.

Результаты механических статических и циклических испытаний на растяжение показали, что после проведения гомогенизационного отжига горячекатаных образцов сплав Ti-18Zr-15Nb-2Sn обладает меньшей прочностью ( $\sigma_{\epsilon} = 478$  МПа), пластичностью ( $\delta=10\%$ ) и максимальной сверхупругой деформацией ( $\epsilon_r^{SE} \max = 1,3\%$ ) в сравнении со сплавом Ti-40Zr-8Nb-2Sn, который проявляет  $\sigma_{\epsilon} = 528$  МПа,  $\delta=13\%$  и, а  $\epsilon_r^{SE} \max = 3,6\%$ . Установлено, что ТМО приводит к значительному повышению комплекса свойств, так сплав Ti-18Zr-15Nb-2Sn после ПДО при 550 °C находится в более упрочнённом состоянии ( $\sigma_{\epsilon} = 611$  МПа), по сравнению со сплавом Ti-40Zr-8Nb-2Sn ( $\sigma_{\epsilon} = 510$  МПа), однако обладает меньшей пластичностью ( $\delta=7,9\%$ ) и максимальной сверхупругой деформацией ( $\epsilon_r^{SE} \max$ ) равной 2,1%. Показано, что сплав Ti-40Zr-8Nb-2Sn после ПДО 550 °C демонстрирует самую высокую величину максимальной сверхупругой обратимой деформации ( $\epsilon_r^{SE} \max = 4,45\%$ ).

**ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ  
СРЕДНЕЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ CoNiAl, ЛЕГИРОВАННЫХ ЖЕЛЕЗОМ**

Ефтифеева А.С., Янушоните Э.И., Фаткуллин И.Д., Жердева М.В.,  
Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет,  
Россия, Томск*

*anna\_eftifeeva@rambler.ru*

Проведено исследование влияния кристаллографической ориентации монокристаллов четырехкомпонентных среднеэнтропийных сплавов  $\text{Co}_{35}\text{Ni}_{35}\text{Al}_{28}\text{Fe}_2$  (ат. %) на закономерности развития термоупругого  $\text{B2-L1}_0$  мартенситного превращения (МП) под нагрузкой при сжатии. Монокристаллы были гомогенизированы при 1623 К в течении 6 ч в атмосфере инертного газа и далее закалены в ледяную воду от 1643 К. После термической обработки монокристаллы имеют двухфазную ( $\text{B2}+\gamma$ )-структуру и испытывают термоупругое  $\text{B2-L1}_0$  МП при температурах  $M_s=300$  К и  $A_f=318$  К.

На монокристаллах исследован эффект памяти формы (ЭПФ) в циклах охлаждения/нагрев под сжимающей нагрузкой вдоль [001]- и [110]-направлений. Для роста ориентированного  $\text{L1}_0$ -мартенсита с максимальным фактором Шмида во всем объеме образца и, соответственно, максимальной обратимой деформации необходимы минимальные напряжения  $\sigma_{\text{ex}}=50$  МПа. Максимальная деформация превращения  $\epsilon_{\text{rev}}=3,2$  % наблюдается для [001] ориентации, что выше, чем  $\epsilon_{\text{rev}}=2,0$  % для [110] ориентации. При этом для обеих ориентаций наблюдается спад величины  $\epsilon_{\text{rev}}$  в 1,2-1,6 раз с ростом внешних напряжений до  $\sigma_{\text{ex}}=500$  МПа без накопления значительной пластической деформации  $\epsilon_{\text{irrev}}\leq 0,5$  %. Ориентации [001] имеет более высокий уровень напряжений для появления необратимой деформации  $\sigma_{\text{ex}}=150$  МПа по сравнению с [110] ориентацией ( $\sigma_{\text{ex}}=50$  МПа). Минимальный температурный гистерезис в циклах охлаждения/нагрев под нагрузкой  $\Delta T^\sigma=35-45$  К и, соответственно, малая энергия рассеяния, слабо зависящий от нагрузки  $\sigma_{\text{ex}}$  наблюдается для [001] ориентации. Для [110] ориентации величина  $\Delta T^\sigma$  снижается от 72 К до 51 К с ростом  $\sigma_{\text{ex}}$ . В монокристаллах с [001] ориентацией наблюдается более высокая температура начала прямого МП под нагрузкой  $M_s^\sigma$ , чем для [110] ориентации. Так при  $\sigma_{\text{ex}}=200$  МПа для [001] ориентации  $M_s^\sigma$  равна 353 К, а для [110] ориентации –  $M_s^\sigma=324$  К. Температура  $M_s^\sigma$  растет с уровнем приложенной нагрузки для обеих ориентаций в соответствии с уравнением Клапейрона-Клаузиуса: большим значениям обратимой деформации  $\epsilon_{\text{rev}}$  соответствуют большие значения температуры  $M_s^\sigma$ .

Таким образом, для [001] ориентации развитие ЭПФ под нагрузкой происходит с наибольшей деформацией МП и минимальным температурным гистерезисом. Было проведено исследование сверхэластичности (СЭ) при сжатии для этой ориентации. СЭ при сжатии развивается от 298 К до  $>548$  К (температурный интервал СЭ 250 К). Максимальная деформация превращения при СЭ составляет  $\epsilon_{\text{rev}}=3,3$  %, что согласуется с величиной  $\epsilon_{\text{rev}}$  при ЭПФ. Величина механического гистерезиса  $\Delta\sigma$  в температурном интервале СЭ меняется немонотонно от 61 до 87 МПа.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-10093, <https://rscf.ru/project/23-79-10093/>*

## ФОРМИРОВАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕТОДАМИ ЛОКАЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Алсаева О.С., Снегирёв А.О.

*Московский Авиационный институт, Россия, Москва  
alsaeva\_ol@mail.ru*

Объектами исследования являлись пластины 8x180x2 мм, вырезанные из горячекатанного листа сплава на основе никелида титана с 55,6 масс. % Ni предварительно отожженные при 700 °С в течение 1 часа. Образец №1 был локально состарен по двухступенчатому режиму (520 °С, 2 часа и 460 °С, 2 часа). Конец пластины длиной 60 мм располагался в печи, а второй выводился через технологическое отверстие наружу. Образец №2 был целиком состарен в печи, а затем конец длиной 60 мм был локально обработан с помощью газовой горелки до температур выше 550 °С в течение 1 минуты. Установлено, что в структуре образцов кроме В2-фазы и интерметаллида Ti<sub>4</sub>Ni<sub>2</sub>O присутствуют частицы Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>, объемная доля и морфология которых меняется по длине образца.

Испытания на трехточечный изгиб при комнатной температуре в зависимости от режимов обработки показали, что образец №1 имеет протяженную переходную зону порядка 75 мм (рис.1. (а)) от области реализации однократного эффекта памяти формы (ЭПФ) с низкой жесткостью (К) до проявления сверхупругости (СУ) с высокой жесткостью К, в свою очередь, образец № 2 имеет узкую переходную зону – 15 мм. Температура конца обратного мартенситного превращения образцов в зоне ЭПФ достигает +50 °С, а в области реализации СУ – ниже температуры испытаний (+23 °С) (рис.1(б)). Можно отметить, что накопленная деформация (до 2%) полностью устраняется при нагреве.

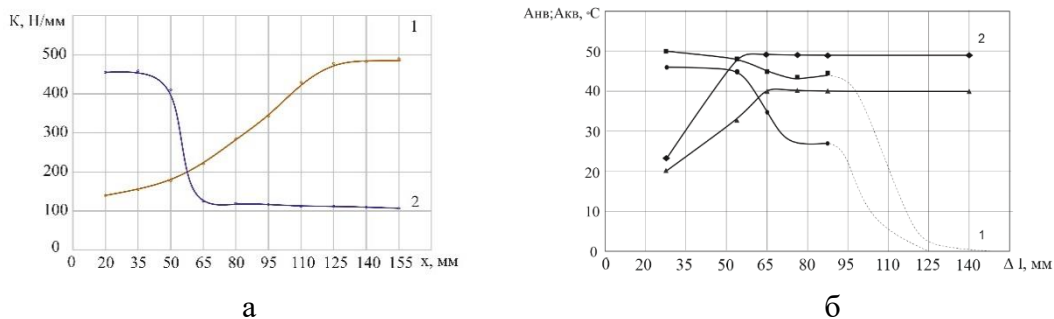


Рисунок 1 – Изменение жесткостей (а) и изменение температур восстановления формы (б) по длине образцов

Использование функционально-градиентного материала на основе никелида титана позволяет разрабатывать новые конструкции для различных отраслей машиностроения и медицины.

*Исследования выполнены в рамках базовой части государственного задания вузам № FSFF-2023-0004 с использованием оборудования ресурсного центра коллективного пользования «Авиационно-космические материалы и технологии» МАИ.*

### Литература

F. Sun. Brief Overview of Functionally Graded NiTi-Based Shape Memory Alloys / Sun F, Feng X, Wang H et. al. // Advanced engineering materials. -2023. № 2201434. pp.1-20.

**ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ  $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$** 

Тимофеева Е.Е.<sup>1</sup>, Панченко Е.Ю.<sup>1</sup>, Жердева М.В.<sup>1</sup>, Дмитриенко М.С.<sup>1</sup>, Чумляков Ю.И.<sup>1</sup>

*Национальный Исследовательский Томский Государственный Университет,  
Россия, Томск*

*timofeeva\_katie@mail.ru*

Целью работы является разработка высокотемпературных сплавов с термоупругими мартенситными превращениями (МП) на основе монокристаллов  $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$ , в которых эффект памяти формы и сверхэластичности будет проявляться при температурах выше 373 К. За основу взяты сплавы  $\text{Ni}_2\text{FeGa}$ , легированные 10 ат.% кобальта. Монокристаллы выращены методом Бриджмена. Для создания высокопрочного состояния монокристаллы подвергали высокотемпературным термическим обработкам при 1448 К, в течение 1-6 ч с различной скоростью: медленное охлаждение, закалка в воду или в охлажденный водный раствор хлорида натрия.

В исходном состоянии после роста монокристаллы обладают очень низкими температурами МП:  $M_s = 125$  К;  $M_f = 122$  К;  $A_s = 139$  К;  $A_f = 146$  К. Отжиг при 1448 К, 1 ч с последующей закалкой в воду приводит к увеличению температур МП на ~80 К:  $M_s = 203$  К,  $M_f = 163$  К,  $A_s = 173$  К,  $A_f = 218$  К. Увеличение скорости охлаждения в случае закалки в охлажденный раствор хлорида натрия способствует дополнительному увеличению температуры  $M_s$  на 20 К. Напротив, в монокристаллах, которые подвергали медленному охлаждению после отжига при 1448 К, 1 ч, температуры МП значительно ниже и составляют:  $M_s = 170$  К,  $M_f = 148$  К,  $A_s = 158$  К,  $A_f = 181$  К. Таковую разницу можно объяснить следующим образом. В монокристаллах  $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$  обнаружено выделение  $\omega$ -фазы при температурах выше 520-530 К. Как известно, избежать таких выделений возможно за счет высоких скоростей закалки после высокотемпературного отжига. В монокристаллах после медленного охлаждения электронномикроскопически наблюдаются наноразмерные выделение порядка 5 нм, наблюдаемые в темнопольных изображениях в дополнительных рефлексах, характерных для  $\omega$ -фазы. Наноразмерные частицы значительно увеличивают прочностные свойства, и накапливают упругую энергию, что способствует снижению температур МП. Увеличение скорости закалки способствует уменьшению  $\omega$ -фазы.

Максимальное повышение температур МП происходит при увеличении времени выдержки при 1448 К до 6 ч при закалке в охлажденный раствор хлорида натрия:  $M_s = 327$  К,  $M_f = 273$  К,  $A_s = 283$  К,  $A_f = 330$  К. Увеличение времени отжига способствует выделению крупных частиц  $\gamma$ -фазы, богатых кобальтом и уменьшению содержания кобальта в матрице. Таким образом, уменьшение объемной доли  $\omega$ -фазы и выделение  $\gamma$ -фазы вызывает значительный рост температур МП.

Выделение пластичной  $\gamma$ -фазы после отжига при 1448 К, 6 ч приводит к возможности деформировать монокристаллы при растяжении, тогда как во всех остальных случаях монокристаллы не деформируются при растяжении и хрупко разрушаются. В итоге, в монокристаллах  $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$  после отжига при 1448 К, 6 ч с последующей быстрой закалкой наблюдается высокотемпературная СЭ при  $T > 373$  К, как при деформации растяжением, так и сжатием. Температурный интервал развития высокотемпературной СЭ составляет от 373 до 548 К независимо от способа деформации.

*Работа выполнена в проект Российского научного фонда 24-19-00242.*

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОРОВОГО ПРОСТРАНСТВА ПРИ СПЕКАНИИ ПОРОШКОВ Ti-18Zr-15Nb

Пермякова Д.В., Маркова Г.В.

*Тульский Государственный Университет, Россия, Тула  
darya.per@gmail.com*

В последнее время активно ведутся разработки в области создания нового поколения металлических биоматериалов, так как большинство используемых в настоящее время сплавов не удовлетворяют требованиям в полной мере. Большое значение для успешного имплантирования протезов имеет остеоинтеграция. Пористые имплантаты демонстрируют лучшую остеоинтеграцию, чем монолитные. Перспективными в данном направлении являются низкомодульные сплавы системы Ti-Zr-Nb. Технология порошковой металлургии позволяет создавать пористые материалы, а гидридно-кальциевый синтез, в частности, позволяет получать губчатые порошки, обеспечивающие поровое пространство со сложной топологией после спекания. Это приводит к более крепкой связи костной ткани с поверхностью имплантата благодаря увеличению общей площади контакта. Изменение технологических параметров спекания позволяет регулировать пористость, размер и форму пор, а также рельеф поровой поверхности.

Целью работы является определение влияния температурно-временных параметров на формирование порового пространства в низкомодульном сплаве системы Ti-Zr-Nb.

Материалом исследования является порошковый гидридно-кальциевый сплав Ti-18Zr-15Nb, спеченный при температурах 900°C ( $\tau_{\text{выд}} = 60, 90, 120$  минут) и 1200, 1300, 1400 °C ( $\tau_{\text{выд}} = 15, 45, 60, 180$  минут). Для описания степени развитости поверхности пор использован форм-фактор. Определение форм-фактора металлографическим методом проводили с помощью оптического микроскопа «Axio Observer. D1m» фирмы Carl Zeiss с использованием функции «formcircle» в ПО «Axio Observer.D1m». С помощью ПО Statgraphics были построены гистограммы распределения форм-фактора пор по величине для каждого режима спекания и определен закон распределения. Далее полученные данные обрабатывали в ПО Origin.

Анализ полученных гистограмм показывает, что распределение форм-фактора пор по величине не является мономодальным. В сплаве существует две группы пор с разной степенью развитости поверхности. Выявлена закономерность изменения парциальных максимумов форм-фактора по мере повышения температуры и увеличения продолжительности спекания. При низких температурах и малой продолжительности выдержки основной массив пор имеет низкий форм-фактор – на уровне 0,25...0,4. При высоких температурах и больших временах выдержки доля пор с высоким форм-фактором увеличивается. Полученные результаты показали, что с увеличением времени выдержки и температуры спекания происходит сфероидизация пор, что говорит о стремлении системы «металл-поры» к минимизации свободной энергии.



## МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ ОБРАТИМОГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТАХ TiNiCu

Хачатрян Д.А.<sup>1</sup>, Шеляков А.В.<sup>1</sup>, Бородако К.А.<sup>1</sup>, Ситников Н.Н.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Россия, Москва

<sup>2</sup>АО ГНЦ «Центр Келдыша», Россия, Москва  
david.kha78@gmail.com

Материалы с эффектом памяти формы (ЭПФ) находят множество применений в различных областях из-за своих уникальных способностей. Наиболее широкое использование получили сплавы на основе TiNi. Легирование медью бинарного сплава позволяет значительно уменьшить температурный гистерезис ЭПФ, что важно для увеличения быстродействия устройств циклического действия. Недавно показана перспективность использования сплавов TiNiCu, полученных быстрой закалкой из расплава (методом спиннингованием расплава) в виде тонких лент толщиной 30-50 мкм, в области микроэлектромеханических систем, в частности, для создания микропинцетов. Особенностью аморфно-кристаллических лент из сплава TiNiCu является проявление обратимого ЭПФ с изгибной деформацией без дополнительной обработки. В данной работе описываются разработанные методики исследования обратимого ЭПФ в таких лентах и лабораторные установки для их реализации.

Определение температурных интервалов и гистерезиса обратимого ЭПФ, а также величины обратимой деформации, проводилось с использованием термокамеры, температура в которой прецизионно варьировалась с помощью элемента Пельтье, а формоизменение образцов фиксировалось через прозрачное окно в термокамере с помощью видеокамеры и компьютера. На рис. 1а представлены результаты измерений для аморфно-кристаллических лент АК1, АК2 и АК3 с разной толщиной кристаллического слоя 7, 9 и 12 мкм, соответственно.

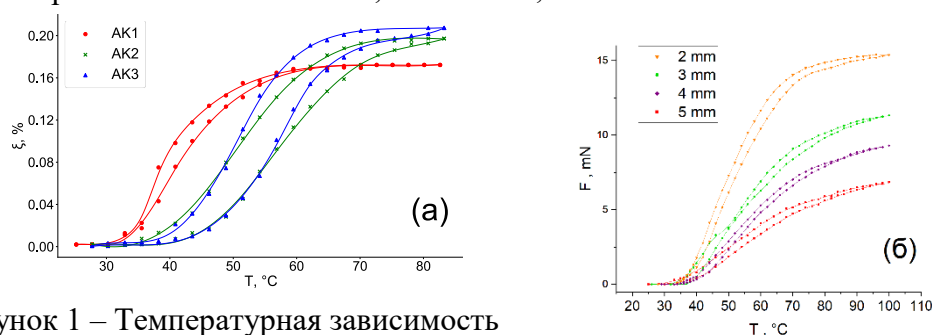


Рисунок 1 – Температурная зависимость деформации (а) и развиваемых усилий (б) аморфно-кристаллических лент TiNiCu при реализации обратимого ЭПФ.

Для измерения усилий, создаваемых лентой при изгибе, была разработана лабораторная установка, основным элементом которой являлись высокочувствительные аналитические весы. Образцы лент одним концом крепились на элементе Пельтье таким образом, что свободный конец ленты с разной длиной от 2 до 5 мм оказывал воздействие на весы при термоциклировании. Температурные зависимости усилий для ленты АК2 в зависимости от ее длины показаны на рис. 1б.

Полученные данные необходимы для разработки микропинцетов в зависимости от размеров и природы захватываемых микрообъектов.

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ №23-29-00779.*

**ВЛИЯНИЕ ИПДК И ОТЖИГОВ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti18Zr15Nb**Гундерова С.Д.<sup>1</sup>, Чуракова А.А.<sup>1</sup>, Гундеров Д.В.<sup>1</sup>, Шереметьев В.А.<sup>2</sup>, Деркач М.А.<sup>2</sup><sup>1</sup>ИФМК УФИЦ РАН, Россия, Уфа<sup>2</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва

gynderova@mail.ru

Проведены исследования влияния интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) и последеформационных отжигов (ПДО) на структуру и механические свойства  $\beta$ -титанового сплава Ti18Zr15Nb, перспективного материала для ортопедических имплантатов [1]. ПДО проводилось при температурах 350, 450, 500, 525 и 550 °С, время выдержки составляло 2,5 мин и 30 мин. В результате ИПДК в сплаве формируется наноструктурное состояние  $\beta$ -фазы с размером зерна менее 50 нм, а предел прочности ( $\sigma_b$ ) увеличивается с исходных значений 550 МПа до значений выше 1000 МПа. Однако после ИПДК, а также ИПДК и ПДО 350 °С 2,5 разрушение образцов хрупкое. Отжиги приводят к росту размера зерна  $d$ , который при ПДО 550 °С  $t=2,5$  мин достигает около 2 мкм и начинает разрешаться методом оптической микроскопии. При увеличении времени выдержки до 30 мин  $d$  возрастает до 3,5 мкм. Методом рентгеноструктурного анализа установлено, что небольшое количество низкотемпературной  $\alpha$ -фазы образуется в сплаве после ПДО при 350, 450 и 500 °С, при выдержке 2,5 и 30 мин. ПДО 450 °С 2,5 мин приводит к снижению предела прочности до  $\approx 915$  МПа, и появлению пластичности  $\approx 8\%$ . В результате ПДО при температурах 525 и 550 °С 2,5 мин предел прочности снижается до  $\approx 650$  МПа, пластичность увеличивается до  $\approx 25\%$ , а на кривых растяжения наблюдался эффект «двойной текучести», что позволяет ожидать от данных состояний реализацию в сплаве повышенной сверхупругости, как это наблюдалось на сплаве Ti18Zr15Nb после РКУП [1].

## Список литературы:

1. M. Derkach, D. Gunderov, N. Tabachkova et al. Effect of low and high temperature ECAP modes on the microstructure, mechanical properties and functional fatigue behavior of Ti-Zr-Nb alloy for biomedical applications. Journal of Alloys and Compounds Volume 976,5 March 2024, 173147

*Работы выполнены при поддержке проекта РФФ №22-19-00347.*

## СООТНОШЕНИЯ УПРУГИХ МОДУЛЕЙ АУСТЕНИТА И ОТБОР ГАБИТУСНЫХ ПЛОСКОСТЕЙ В ДИНАМИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ (НА ПРИМЕРЕ ГАБИТУСОВ {225})

Кащенко М.П.<sup>1,2</sup>, Кащенко Н. М.<sup>1</sup>, Чащина В.Г.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Уральский федеральный университет, Россия, Екатеринбург

<sup>2</sup>Уральский государственный лесотехнический университет, Россия,

Екатеринбург

mpk46@mail.ru

Классическим примером мартенситных превращений (МП) является  $\gamma$  -  $\alpha$  МП в сплавах на основе железа [1, 2]. Визитной карточкой МП является набор макроскопических морфологических признаков: габитусные плоскости (ГП), ориентационные соотношения (ОС) и макросдвиг. Взаимно однозначное соответствие между этими признаками указывает на наличие физического механизма, обеспечивающего кооперативный характер МП. Реализуется 24 варианта таких признаков. Феноменологический подход, нацеленный на описание морфологических признаков [3], базировался на постулате об инвариантности ГП, причем ГП интерпретировалась как конечный результат комбинации микроскопической деформации решетки (деформации Бейна) и деформации при инвариантной решетке (двойникование, неоднородные сдвиги). Но даже при заведомой ограниченности задачи, наряду с относительно успешными трактовками, оставались проблемы, самой известной из которых является описание кристаллов с габитусами близкими {225}. Близкий вопрос относится к переходу от габитусов {557} к {225} при увеличении концентрации углерода в сталях.

В динамической теории МП [4, 5] кооперативный характер превращения обусловлен управляющим волновым процессом (УВП). УВП порождается начальным возбужденным состоянием (НВС) колебательного типа. НВС возникает в локальных областях упругих полей дислокационных центров зарождения (ДЦЗ) после скачка атомов к новым положениям равновесия при температуре  $M_s$  ниже температуры фазового равновесия  $T_0$ . В динамической теории упомянутые выше проблемы не возникают, поскольку ориентация ГП задается УВП сразу же на стадии пороговой деформации и определяется соотношением упругих модулей аустенита. В частности, еще в [6] (см. также [5]) морфологический переход {557}  $\rightarrow$  {225} связывался с возрастанием отношения упругих модулей (задающих отношение продольных волн в направлениях  $\langle 110 \rangle$  и  $\langle 100 \rangle$ ). В работе показано, что, варьируя упругие модули и параметры ДЦЗ, можно установить ДЦЗ, экстремумам угловой зависимости упругого поля которых соответствуют кристаллы с габитусами {225}. Обсуждаются также возможные причины снятия вырождения по ориентировкам, восстанавливающего 24 ориентировки по схеме: {225}  $\rightarrow$  {2\*25}, {22\*5}, где  $2^* \approx 2$ , но  $2^* > 2$ .

### Список литературы

1. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали – М.: Металлургия, 1983. – 480с.
2. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали - М.: Наука, 1977. 236 с.
3. M.S Wechsler, D.S.Lieberman, T.A. Read // Journal of Metals. 1953. P.1503–1515.
4. М.П. Кащенко, В.Г. Чащина // УФН. 2011. Т. 181. № 4. С. 345-364.
5. Кащенко М. П. Волновая модель роста мартенсита при  $\gamma$ - $\alpha$  превращении в сплавах на основе железа / 2-е изд. испр. и доп. М. – Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», Ижевский институт компьютерных исследований, 2010. 280 с.
6. Kashchenko M.P. // Soviet Physics Journal . 1982. V.25. № 2. P. 87-89.

**ДИНАМИЧЕСКИЙ МЕХАНИЗМ, ИНИЦИИРУЮЩИЙ ДЕФОРМАЦИЮ БЕЙНА ПРИ ФОРМИРОВАНИИ МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ**Кащенко Н. М.<sup>1</sup>, Кащенко М.П.<sup>1,2</sup>, Чащина В.Г.<sup>1,2</sup><sup>1</sup>Уральский федеральный университет, Россия, Екатеринбург<sup>2</sup>Уральский государственный лесотехнический университет, Россия,

Екатеринбург

nad.kashenko@yandex.ru

В 1924 г. Э.К. Бейн [1] из чисто геометрических соображений отметил возможность быстрой трансформации ГЦК решетки аустенита ( $\gamma$ -фазы) в ОЦК или ОЦТ решетку мартенсита ( $\alpha$ -фазу) путем сжатия вдоль оси симметрии 4-го порядка (примерно на 20%) и синхронного растяжения в двух ортогональных направлениях (примерно на 13%). Деформация Бейна, дополненная постулатом об инвариантности габитусной плоскости, была использована при формальном кристаллогеометрическом подходе [2], нацеленном на интерпретацию макроскопических морфологических признаков. Возможности такого подхода заведомо ограничены, как и термодинамического анализа, выясняющего потенциальную возможность протекания превращения, но не его механизм. После того, как появились эксперименты (см. обсуждение в [3, 4]), указывающие на сверхзвуковую (по отношению к продольным волнам) скорость роста мартенситного кристалла, стало ясно, что механизм управления ростом кристалла при  $\gamma - \alpha$  превращении безальтернативно является волновым. Управляющий волновой процесс (УВП) порождается начальным возбужденным состоянием (НВС) колебательного типа, возникающим в локальных областях упругих полей дислокационных центров зарождения (ДЦЗ) после скачка атомов к новым положениям равновесия при температуре  $M_s$  ниже температуры фазового равновесия  $T_0$ . Область локализации НВС соответствует экстремальным величинам собственных значений ( $\epsilon_1 > 0$  и  $\epsilon_2 < 0$ ) тензора деформации  $\epsilon$  упругого поля ДЦЗ и определенному знаку относительного изменения объема  $\delta$ . Форма НВС задается вытянутым (вдоль  $\xi_3$ ) прямоугольным параллелепипедом, построенным на собственных векторах  $\xi_1, \xi_2, \xi_3$  тензора  $\epsilon$ . Трехмерная деформация Бейна запускается УВП, в составе которого согласованно действуют как относительно длинноволновые смещения ( $l$ -волны), задающие ориентации габитусных плоскостей, так и коротковолновые смещения ( $s$ -волны), задающие ориентации границ двойников превращения. Динамический подход приводит к хорошему согласию и для мартенситных превращений в сплавах с эффектом памяти формы, для которых характерен боковой рост в процессе охлаждения.

В [5] впервые предложено и на примере поверхностного мартенсита с габитусами  $\{112\}$  показано, что подрастание любой из граней возникшего мартенситного кристалла может быть описано в русле той же динамической теории, что и образование исходного кристалла. При этом в роли новых ДЦЗ\* для каждой из граней выступают прямоугольные петли, обрамляющие грань. Вектор Бюргерса  $b^*$  коллинеарен направлению макросдвига исходного мартенситного кристалла. Этот вывод подтверждается расчетами для кристаллов с другими габитусами как при  $\gamma$ - $\alpha$ , так и при  $\alpha$ - $\gamma$  мартенситных превращениях.

## Список литературы

1. Bain E. C. // Trans. Am. Inst. Min. Metall. Eng., 1924. 70. P. 25-35.
2. M.S Wechsler, D.S.Lieberman, T.A. Read // Journal of Metals. 1953. P.1503–1515.
3. М.П. Кащенко, В.Г. Чащина // УФН. 2011. Т. 181. № 4. С. 345-364.
4. Кащенко М. П. Волновая модель роста мартенсита при  $\gamma$ - $\alpha$  превращении в сплавах на основе железа / 2-е изд. испр. и доп. М. – Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», Ижевский институт компьютерных исследований, 2010. 280 с.
5. N. M. Kashchenko. 2024. Russian Physics Journal . DOI: 10.1007/s11182-024-03201-5

## ИССЛЕДОВАНИЕ НЕТИПИЧНОГО ТЕПЛООВОГО ПОВЕДЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЁТКИ МАРТЕНСИТА В УПОРЯДОЧЕННЫХ И НЕУПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

Страхов О.В., Дубинский С.М., Щетинин И.В., Коротницкий А.В., Баранова А.П.,  
Прокошкин С.Д.

*НИТУ МИСИС, Москва, Россия*  
*strakhov.ov@misis.ru*

В настоящее время опубликовано большое количество научно-исследовательских работ, посвящённых изучению сплавов с памятью формы. Интерес к их исследованию вызван тем, что данные материалы имеют практический потенциал. Так, сплавы с памятью формы системы Ti-Ni используются в технике и медицине, а сплавы Ti-Zr-Nb являются перспективными материалами для применения в имплантологии и протезировании. Отличительными особенностями данных материалов являются эффект памяти формы и сверхупругость, которые реализуются за счёт термоупругого мартенситного превращения  $B2 \leftrightarrow B19'$  в случае сплавов Ti-Ni и  $\beta \leftrightarrow \alpha''$  в сплавах Ti-Zr-Nb. Величина деформации, которую материал может накопить и вернуть в результате мартенситного превращения называется кристаллографическим ресурсом обратимой деформации и определяется разницей параметров решёток аустенита и мартенсита. Ввиду этого, исследованию кристаллических решёток мартенсита и аустенита уделяется большое внимание, в частности изучается их поведение при нагреве. Так, аустениты обоих сплавов имеют кубическую решётку и расширяются при увеличении температуры. Но мартенситы  $B19'$  и  $\alpha''$  имеют моноклинную и орторомбическую кристаллические решётки соответственно и сжимаются при нагреве по некоторым кристаллографическим направлениям, стремясь к «генетически» связанным параметрам решетки мартенсита. Однако, отсутствуют исследования, показывающие сохранение симметрий решеток мартенситов при таком анизотропном изменении их параметров. Кроме того, нерешенным остается вопрос о существовании скоростной или временной зависимости параметров решеток мартенситов.

С целью изучения неклассического поведения кристаллических решёток  $B19'$ - и  $\alpha''$ -мартенситов при нагреве было проведено рентгенографическое *in situ* и *ex situ* исследование в температурном диапазоне от  $\leq -180$  °C до 70 °C (Ti-Ni) и от  $\leq -180$  °C до 150 °C (Ti-Zr-Nb) со скоростями нагрева/охлаждения в диапазоне от 0,03 °C/сек до  $\geq 50$  °C/сек, включая выдержку в течение 12 часов при температуре выше  $A_n$  и 30 дней при комнатной температуре. Параметры решёток  $B19'$ - и  $\alpha''$ -мартенситов рассчитаны с учётом критерия Фишера методом наименьших квадратов, разработанного к.ф.-м.н. А.В. Коротницким.

Таким образом, показано, что параметры кристаллических решёток  $B19'$  и  $\alpha''$  мартенситов при нагреве изменяются анизотропно и стремятся к «генетически» связанным параметрам решёток аустенитов B2 и  $\beta$ . Данные параметры обратимы и сохраняют свои значения даже при температурах выше  $A_n$  и не зависят от скорости охлаждения – нагрева в диапазоне температур от  $-180$  °C до интервала мартенситного превращения. Ширина рентгеновских линий мартенситов  $B19'$  и  $\alpha''$ , а также форма их пиков и критерий Фишера, значение которого не превышает критического, остаются постоянными. Кроме того, при протекании обратных превращений  $B19' \rightarrow B2$  и  $\alpha'' \rightarrow \beta$  не наблюдается явлений, подобных предмартенистным.

**СТАРЕНИЕ В МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ ПОД СЖИМАЮЩЕЙ НАГРУЗКОЙ КАК СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ БОЛЬШИХ ОБРАТИМЫХ ДЕФОРМАЦИЙ НА МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА NiFeGaCo**

Тохметова А.Б., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,  
Томск  
aida-tx@mail.ru*

Старение в мартенситном состоянии под сжимающей нагрузкой (СМН) является одним из перспективных способов наведения больших обратимых деформаций при изменении температуры и приложении нагрузки в сплавах с памятью формы NiFeGaCo, испытывающих L2<sub>1</sub>(B2)-10M/14M-L1<sub>0</sub> мартенситные превращения (МП). Благодаря стабилизации ориентированного L1<sub>0</sub>-мартенсита, сформированного при СМН, в сплавах можно навести двусторонний эффект памяти формы (ДЭПФ) за счет роста стабилизированного варианта мартенсита V1 (ориентационное соотношение [001]<sub>A</sub>||[001]<sub>M</sub>) в циклах охлаждение/нагрев и ферроэластичность (ФЭ) в мартенситном состоянии посредством переориентации варианта V1 мартенсита в благоприятный вариант V2 ([010]<sub>A</sub>||[001]<sub>M</sub>) по отношению к внешней нагрузке.

В сплавах Ni<sub>49</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub>, подверженных отжигу при T = 1448 К, 1 час с закалкой в воду, посредством проведения СМН (T = 423 К, 1 час под нагрузкой 450 МПа) вдоль [110]<sub>A</sub>-ориентации и стабилизации V1 получен ДЭПФ с большой обратимой деформацией +(9,0±0,3) % вдоль [001]<sub>A</sub>-направления, перпендикулярного к [110]<sub>A</sub>. При приложении сжимающей нагрузки вдоль [001]<sub>A</sub>-ориентации в мартенситном состоянии наблюдается ФЭ с обратимой деформацией -(16,0±0,3) %, что более чем в 2,5 раза превышает деформацию решетки при МП для сплавов NiFeGaCo.

Для практического использования полученных больших обратимых деформаций необходимо проверить стабильность параметров ФЭ при циклических воздействиях нагрузка/разгрузка. Исследование циклической стабильности проводилось при комнатной температуре с заданной деформацией -16 % до 5 000 циклов и с заданной деформацией -10 % до 100 000 циклов нагрузка/разгрузка. Экспериментально показано, что после 5 000 и 100 000 циклов ФЭ монокристаллы не разрушаются. Существуют две стадии изменения кривых σ(ε) при проявлении ФЭ. Первая стадия характеризуется стабильными параметрами ФЭ в первых 300 циклах, вся заданная деформации до -16 % является обратимой за счет обратимого движения двойниковых границ в мартенсите в циклах нагрузка/разгрузка. На второй стадии наблюдается медленная деградация кривых ФЭ с ростом числа циклов: снижение критических напряжений переориентации мартенситных вариантов σ<sub>кр</sub> и увеличение необратимой деформации ε<sub>необр</sub> до 7,2–8,5 %. Однако образец может восстановить свои размеры за счет последующего охлаждения/нагрева в свободном состоянии. 100 000 циклов ФЭ приводит к незначительной деградации параметров ДЭПФ: уменьшению величины обратимой деформации на ~1 % и температур МП на 11–23 К по сравнению с первым циклом ДЭПФ, полученного сразу после СМН. Это свидетельствует об отсутствии значительной дестабилизации ориентированного L1<sub>0</sub>-мартенсита, сформированного при СМН, при циклических испытаниях ФЭ.

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

## ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ НА МИКРОСТРУКТУРУ, СФОРМИРОВАННУЮ ПРИ СТАРЕНИИ, И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Рыклина Е.П.<sup>1</sup>, Полякова К.А.<sup>1</sup>, Мурыгин С.Р.<sup>1</sup>, Конопацкий А.С.<sup>1,2</sup>, Теплякова Т. О.<sup>1</sup>,  
Комаров В.С.<sup>1</sup>, Андреев В.А.<sup>3</sup>, Полетика Т.М.<sup>4</sup>, Гирсова С.Л.<sup>4</sup>, Пискунова П.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>НИТУ «МИСис», Россия, Москва

<sup>2</sup>CRISMAT, CNRS, Франция, Кан

<sup>3</sup>ИМЕТ РАН, Россия, Москва

<sup>4</sup>ИФПМ СО РАН, Россия, Москва

vachiyar@yandex.ru

Исследованы закономерности влияния исходной (перед старением) структуры никелида титана на микроструктуру, полученную при варьировании режимов старения в широком температурном диапазоне, мартенситные превращения (МП), гистерезис и теплоту превращений. Исследования проводили на сплаве Ti–50,8 ат.% Ni с разными исходными структурными состояниями: (1) мелкозернистая рекристаллизованная структура (РС), полученная в результате холодного волочения и последеформационного отжига при 700°C, 1 ч; (2) структура динамической рекристаллизации и полигонизации, сочетающая смесь рекристаллизованных зерен и субзерен полигонизованной субструктуры В2-аустенита, полученная в результате горячей деформации; (3) крупнозернистая РС, сформированная в результате последеформационного РО при температуре 850°C, 1 ч горячедеформированного материала. Структурные исследования осуществляли с использованием просвечивающего «JEM-2100» и сканирующих электронных микроскопов «JSM7600F» и «Tescan Vega LMN». Температуры МП определяли с помощью калориметра «Mettler Toledo 3+». Исходная структура оказывает выраженное влияние на микроструктуру, сформированную в результате старения; эффективность влияния структуры зависит от температуры и продолжительности старения. Исходная мелкозернистая структура обеспечивает наиболее равномерное распределение частиц Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> с относительно высокой частотой; наиболее неравномерное распределение частиц определяется в крупнозернистом материале. В исходном горячедеформированном сплаве наблюдается промежуточный результат. Это соотношение остается справедливым вне зависимости от режима старения. После низкотемпературного старения при 300°C частицы фазы Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> не обнаруживаются даже после выдержки в течение 20 ч независимо от исходной структуры. Однако подавление В2→В19'-превращения в мелкозернистом и крупнозернистом материале, а также подавление R→В19'-превращения в горячедеформированном материале даже на начальной стадии старения в течение 1 ч свидетельствует об искажении кристаллической решетки на стадии предвыделения. Эволюция всех характеристических температур при изохронном старении носит экстремальный характер. Варьирование исходной структуры и режимов старения позволяет регулировать интервалы прямых и обратных МП  $R_S^A-M_S$  и  $R_S^M-A_f$  в широком интервале: 1) наиболее широкие диапазоны  $R_S^A-M_S$  и  $R_S^M-A_f$  регистрируются после старения при 300°C независимо от исходной структуры и времени старения; 2) наиболее узкие интервалы  $R_S^M-A_f$  обратного МП определяются в мелкозернистом материале после старения при 430–500°C. Минимальные значения экзотермического и эндотермического эффектов при охлаждении и нагреве соответственно определяются после низкотемпературного старения при 300°C; максимальные значения – на поздних стадиях старения при 430–500°C. Эффективность влияния старения на гистерезис наиболее выражена в материале, полученным в результате горячей деформации. Выявлено наследование гистерезиса при старении, присущего каждому исходному структурному состоянию.

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания НИТУ МИСИС, шифр проекта FSME-2023-0006.

# ***СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ***





**БИОРЕЗОРБИРУЕМЫЕ МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ  
ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКОЙ**

Рогачев С.О., Баженов В.Е., Комиссаров А.А., Ли А.В.

*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*<sup>2</sup>*Российский университет медицины, Россия, Москва**csaar@mail.ru*

Биорезорбируемые сплавы на основе магния используются для изготовления ортопедических временных имплантатов. Для применения в медицине сплав должен обладать определенным набором механических и функциональных свойств (прочность, пластичность, скорость резорбции и др.). Разработано несколько систем легирования магния, среди них Mg–Zn–Ga, Mg–Zn–Mn–Ca, Mg–Y–Zn–Mn и др. Для изготовления ряда медицинских изделий (например, барьерных мембран в челюстно-лицевой хирургии) требуется полуфабрикат – тонкий лист (толщиной 0,2–0,3 мм). В данной работе такие полуфабрикаты получены горячей продольной прокаткой; определены оптимальные режимы процесса, обеспечивающие получение бездефектного тонкого листа, обладающего требуемым балансом прочности, пластичности и коррозионных характеристик.

Исследовали три магниевых сплава разных систем легирования: Mg–1,2Y–0,8Mn–0,6Zn, Mg–2Zn–2Ga и Mg–2,3Zn–1Mn–0,7Ca (масс. %). Термически обработанные пластины из этих сплавов исходной толщиной 7 мм подвергали горячей прокатке до конечной толщины 0,3–0,2 мм (суммарное обжатие 96–97 %).

Установлены оптимальные температуры прокатки: 400 °С для сплава Mg–1,2Y–0,8Mn–0,6Zn и 300 °С для сплавов Mg–2Zn–2Ga и Mg–2,3Zn–1Mn–0,7Ca. Для улучшения пластичности и коррозионных характеристик сплавов Mg–2Zn–2Ga и Mg–2,3Zn–1Mn–0,7Ca рекомендуется кратковременный пост-деформационный отжиг при температурах 200–250 °С (для сплава Mg–2Zn–2Ga) и 300 °С (для сплава Mg–2,3Zn–1Mn–0,7Ca).

Обнаружено, что во всех исследуемых магниевых сплавах структурообразование в процессе горячей прокатки при данных температурах идет по механизму динамической/статической рекристаллизации (во всех сплавах) или частично через формирование полос сдвига (в сплаве Mg–2Zn–2Ga). Все полученные листы отвечают минимальным требованиям, предъявляемым к биорезорбируемым медицинским материалам (прочность >200 МПа, относительное удлинение >10%, скорость коррозии <0,5 мм/год), и могут быть рекомендованы для производства биорезорбируемых изделий.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках Мегагранта Соглашения № 075–15-2022-1133.*

**ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ КОНТРОЛИРУЕМОЙ  
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНУЮ  
НЕОДНОРОДНОСТЬ ЛИСТОВ ИЗ СТАЛИ К60**

Дегтярев В.Н.<sup>1</sup>, Лобанов М.Л.<sup>2</sup>, Урцев Н.В.<sup>1</sup>, Шмаков А.В.<sup>1</sup>, Мокшин Е.Д.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Исследовательско-технологический центр «Аусферр», Россия, Магнитогорск*

<sup>2</sup>*Уральский федеральный университет, Россия, Екатеринбург*

*ausferr@mail.ru, rts@ausferr.ru*

Влияние параметров микроструктуры в сталях, прошедших контролируемую термомеханическую обработку связано с ее неоднородностью, обусловленной достаточно большой толщиной полос; с различными объемными соотношениями структурных составляющих (феррит + бейнит, бейнит, бейнит + мартенсит, дисперсная МА-составляющая) в различных сечениях по толщине полосы при отличающихся параметрах обработки; с высокой дисперсностью структуры; с наличием рассеянной, но выраженной многокомпонентной кристаллографической текстуры.

Выполнен сравнительный комплексный анализ микроструктурной неоднородности листового проката из низколегированных сталей толщиной 26 мм, изготовленного по технологии термомеханической обработки с различными температурно-деформационными параметрами. Все структуры в стали 06Г2МБ, сформировавшиеся при различных режимах контролируемой термомеханической обработки, вне зависимости от температур чистовой горячей прокатки и интенсивности (времени) ускоренного охлаждения, феррито-бейнитные с включениями отпущенного мартенсита.

Однако, толстый лист, в результате особенностей технологии получения, обладает анизотропией структуры, заметной по длине раската. Объемные доли верхнего и нижнего бейнита увеличиваются от головной части листов к центральной, а объемные доли феррита и перлита снижаются, с сохранением достаточной однородности ферритной составляющей по толщине. Фазовая ликвация практически отсутствует в головных и хвостовых зонах листов, но хорошо заметна в центральной части проката.

Обеспечение повышения однородности структуры, наряду с обеспечением высокого качества непрерывнолитой заготовки по чистоте стали от неметаллических включений, низкому уровню развития зональной и дендритной ликвации, является гарантией высоких эксплуатационных характеристик проката, что требует учитывать этот фактор при разработке технологии контролируемой прокатки.

*Исследование выполнено в рамках реализации гранта Российского научного фонда № 23-29-00615, <https://rscf.ru/project/23-29-00615/>*

**ПОЛУЧЕНИЕ ТРУБ СПФ Ti-Ni МЕТОДОМ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ**

Андреев В.А.<sup>1</sup>, Карелин Р.Д.<sup>1,2</sup>, Комаров В.С.<sup>1,2</sup>, Черкасов В.В.<sup>1,2</sup>, Куприков М.П.<sup>1,3</sup>,  
Романцев Б.А.<sup>1,2</sup>, Лайшева Н.В.<sup>1</sup>, Юсупов В.С.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ИМЕТ РАН, Россия, Москва

<sup>2</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва

<sup>3</sup>Московский политехнический университет

*andreev.icmateks@gmail.com*

Трубы различного диаметра из сплавов с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана нашли своё применение в различных отраслях промышленности, а также в медицине. Они используются для производства медицинских стентов, соединительных втулок, а также специальных элементов различных конструкций. Однако в настоящее время производство данной продукции на территории Российской Федерации не осуществляется. В данной работе проведено исследование возможности получения труб из СПФ Ti-Ni методом винтовой прокатки.

Исходную гильзу (полую трубную заготовку) из прутков СПФ Ti-Ni для проведения последующей раскатки на станах винтовой прокатки получали методом электроэрозионной резки. На первом этапе с использованием электроэрозионной супердрели *SC 703* в прутке никелида титана диаметром 40 мм и длиной 250 мм было вырезано сквозное отверстие диаметром 3 мм. Далее на станке электроэрозионной резки *SCT32-ST* производили вырезку гильзы по двум контурам. В результате была получена гильза из никелида титана с внешним диаметром 40,0 мм и толщиной стенки 10,0 мм и пруток диаметром 14,5 мм, который далее использовали для последующей обработки.

Опытную раскатку гильзы из никелида титана проводили на трёхвалковом стане винтовой прокатки СВП 70 при температуре 900 °С. В качестве оправки использовали пруток из нержавеющей стали марки 4Х5МФС диаметром 18,5 мм. С целью изучения возможности проведения операции редуцирования (уменьшения диаметра отверстия) трубной заготовки из СПФ TiNi последний проход проводили как с оправкой, так и без неё. В результате была получена трубная заготовка с различным диаметром и толщиной стенки: при прокатке на оправке - 25,5/3,3/258 мм, при редуцировании - 24,0/5,0/140 мм (внешний диаметр/толщина стенки/длина участка). После последнего прохода на заднем конце трубной заготовки, прокатанном на оправке, появился дефект в виде трехгранного раструба, что позволяет сделать вывод о достижении предельной толщины стенки для прокатки на стане СВП 70. На различных этапах раскатки проводили отбор проб, из которых были вырезаны образцы для проведения исследования структуры и свойств. Анализ механических и функциональных свойств трубных заготовок СПФ Ti-Ni эквиатомного состава показал, что винтовая раскатка при температуре 900 °С не сопровождается значительным изменением твердости, структурного состояния и характеристических температур мартенситных превращений, что говорит о правильном выборе технологического маршрута прокатки с точки зрения сохранения свойств сплава и возможности последующей дополнительной обработки.

*Исследование выполнено в рамках проекта Российского научного фонда № 23-19-00729, <https://rscf.ru/project/23-19-00729/>.*

**ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ  
ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ УМЗ СТРУКТУРЫ В ПРУТКАХ  
ИЗ МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg-1%Zn-0,18%Ca ДЛЯ  
БИМЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ**

Боткин А.В., Волкова Е.П., Валиев Р.З.

*Уфимский университет науки и технологий, Россия, Уфа*

*botkinav@yandex.ru*

Биоразлагаемые и биосовместимые материалы из магниевых сплавов являются перспективными для применения в медицине. Низкие показатели прочности и коррозионной стойкости в исходном литом, гомогенизированном состоянии сдерживают их успешное применение при изготовлении биорастворимых имплантатов. Формирование в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) является одним из эффективных подходов повышения прочности и обеспечения приемлемой коррозионной стойкости металлических материалов. Наличие ГПУ решетки с ограниченным количеством систем скольжения обуславливает низкую пластичность и труднодеформируемость магниевых сплавов в исходном состоянии. Для решения этой проблемы теоретически моделированием и экспериментально на основе исследований структуры и механических свойств обосновано проведение деформирования с применением экструзии и РКУП, с поэтапным снижением температуры обработки. Целью данной работы явилось обоснование величины вытяжки при горячей и холодной экструзии, обеспечивающей совместно с РКУП, формирование УМЗ структуры и удовлетворительную стойкость инструмента при изготовлении прутков из магниевых сплавов Mg-1%Zn-0,18%Ca (вес.%).

Отливки магниевых сплавов, изготовленные на Соликамском опытно-металлургическом заводе (Россия), были подвергнуты гомогенизационному отжигу при температуре 450°C, в течение 24 часов с последующей закалкой в воду. Это состояние было выбрано исходным. Характеристики немонотонности деформации, напряженно-деформированное состояние деформируемой заготовки, силовые параметры деформирования на каждом из трех этапов обработки получали компьютерным моделированием. На первом этапе, для увеличения пластичности гомогенизированного сплава, провели горячую экструзию с вытяжкой 6,25, совмещенную с РКУП, на исходных заготовках при температуре инструмента 400°C. На втором этапе обработки выполнили 4 прохода РКУП при температуре 350°C по маршруту Вс. Результаты компьютерного моделирования показали, что при РКУП цилиндрической заготовки реализуется деформированное состояние близкое к схеме сдвига, а при экструзии по схеме растяжения, что обуславливает в целом немонотонную деформацию, способствующую формированию структуры. На заключительном третьем этапе экструзией при пониженной температуре получали прутки с диаметром 5 мм и длиной 250 мм, который перспективен для изготовления имплантатов в челюстно-лицевой хирургии. Существенное повышение механических свойств представлено в таблице 1.

Таблица 1. Механические свойства сплава Mg-1%Zn-0,18%Ca

Состояние	HV	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ %	Размер зерна, мкм
Исходное (КЗ)	44,3	155	15	400
После ИПД обработки (УМЗ)	98,1	425	11	0,215

Представляется уместным отметить, что предел прочности 425 МПа для данных магниевых сплавов системы Mg-Zn-Ca достигнут впервые.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ № 24-43-20015.*

## ВЛИЯНИЕ РЕТРОГРАДНОГО СТАРЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Al–Zn–Mg–Cu–Er–Zr–Cr

Главатских М.В., Поздняков А.В.

*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*

*mariaglavatskih@yandex.ru*

Основываясь на ранее проведенных исследованиях, был разработан, оптимизирован и исследован состав нового сплава системы Al–Zn–Mg–Cu с добавкой РЗМ.

С использованием сканирующей электронной микроскопии, термодинамических расчетов, измерения твердости, плотности тока и потенциала коррозии проведено исследование влияния ретроградного старения на структуру и свойства нового сплава Al–3,5Zn–3,5Mg–3,5Cu–1,6Er–0,2Zr–0,2Cr.

Установлено, что хром распределяется между первичными интерметаллидами и твердым раствором (Al). Первичные интерметаллиды имеют сложный состав, он может быть записан как  $(Al,Zn)_{79,8}Mg_{4,7}Cu_3Cr_{5,5}(Er,Ti)_7$ . После двухступенчатой гомогенизации фазы  $Al_8Cu_4Er$  и  $Mg_2Si$  не претерпевают существенных изменений в морфологии, фаза  $\theta$  полностью растворяется, а фаза  $T$  трансформируется в фазу  $S(A_2CuMg)$ .

После двухступенчатой гомогенизации и закалки сплавы старили при 150, 210 °С в течение разного времени и ступенчато при 150 °С, 30 ч + 210 °С, 1 ч + 150 °С. Согласно термодинамическим расчетам, в сплаве должны присутствовать и фазы, содержащие Zr и Cr, которые выделяются из пересыщенного при кристаллизации твердого раствора. Упрочнение при старении в интервале температур 150–210 °С происходит вследствие выделения метастабильных модификаций фазы T.

При 150 °С происходит распад пересыщенного цинком, магнием и медью (Al) с образованием следующих модификаций: ГП1 (зоны Гинье–Престона) → ГП2 (T'') → T' → T. При увеличении температуры старения до 210 °С пик твердости от образования зон ГП1 не выявлен. А при этой же температуре после 30 мин и 12 ч старения отмечены пики твердости связанные с образованием T'' и T' метастабильных модификаций. Ретроградное старение направлено на уменьшение количества дисперсных продуктов старения на границах зерен, что снижает склонность к электрохимической коррозии. Ретроградное старение включает в себя три этапа: 1 – старение на максимальную прочность при T1, 2 – кратковременное старение при более высокой температуре T2, 3 – повторное старение при температуре T1. На втором этапе происходит частичное растворение продуктов старения в теле зерна и коагуляция их на границах зерен, что способствует уменьшению коррозионных пар. Повторное старение на третьем этапе приводит к довыделению растворенных продуктов старения, но уже не на границах

Показано, что ретроградное старение обеспечивает наилучшее сочетание твердости (140 HV) и коррозионной стойкости (минимальная плотность тока коррозии 1 мкА/см<sup>2</sup>).

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 22-79-10142, <https://rscf.ru/project/22-79-10142/>*

## ОБ ОСОБЕННОСТЯХ ОЦЕНКИ ТЕРМИЧЕСКОЙ УСТАЛОСТИ В РЕАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЯХ

Дегтярева С.П.<sup>1,2</sup>, Г.Е. Коджаспиров Г.Е.<sup>1</sup>,

<sup>1</sup>*Санкт - Петербургский Политехнический университет Петра Великого, Россия, Санкт – Петербург*

<sup>2</sup>*ОАО «Научно-производственное объединение по исследованию и проектированию энергетического оборудования им. И.И.Ползунова», Россия, Санкт – Петербург  
bulgakova.sf@gmail.com*

Разрушение изделий в результате циклического высокотемпературного нагружения является актуальной проблемой в современной технике. Л.Ф. Коффиным установлено, что долговечность в этих условиях зависит от величины пластической деформации, возникающей при таком воздействии. Примененный им в исследованиях метод стал повсеместно используемым методом испытаний материалов при оценке термической усталости. Однако, он ограничен в выборе величины пластической деформации в цикле ( $\epsilon_{пл}$ ), что не дает возможности изменять ее величину в широких пределах для построения зависимости долговечности  $N_p$  от  $\epsilon_{пл}$  и, вследствие этого, ограничивает возможности более корректного исследования влияния параметров термоциклического воздействия на термоциклическую усталость изделий.

Разработанный и применяемый в ЦКТИ метод термоциклических испытаний на так называемых «корсетных» образцах с увеличенными возможностями варьирования пластической деформации позволил получить большой объем экспериментальных данных применительно к жаропрочным сталям и сплавам, включающих результаты оценки микроструктуры на различных стадиях испытаний. Результаты анализа этих данных позволяют установить важность учета величины пластической деформации при таком термомеханическом и термоциклическом воздействии. Установлено, что в корсетных образцах разрушение развивается иначе, чем в образцах Л.Ф. Коффина, но в большей степени соответствует механизму разрушения, имеющему место при разрушении реальных изделий в результате термической усталости. Поэтому представляется целесообразным изменить метод оценки термоциклической усталости и перейти от испытаний по методу Коффина к испытаниям на образцах «корсетного типа», т.к. это позволит получать более достоверные данные, необходимые для расчетов ресурса в изделиях. Корсетный образец позволяет варьировать пластическую деформацию в цикле в очень широких пределах – вплоть до деформации, соответствующей разрушению. С помощью образцов корсетной формы можно более адекватно моделировать развитие разрушения в изделиях путем изменения их формы, размеров и режимов испытаний.

## ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ КАРТИНЫ ПОЛОС СДВИГА В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЁКЛАХ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Астанин В.В.<sup>1,2</sup>, Гундеров Д.В.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, Россия, Уфа

<sup>2</sup> Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Россия, Уфа  
v.astanin@gmail.com

Основным механизмом деформации объёмных металлических стекол (ОМС) при температурах ниже температуры стеклования является формирование полос сдвига. Из-за такой особенности ОМС имеют при комнатной температуре низкую пластичность, и они являются, как правило, хрупкими материалами. Вместе с тем, при кручении под высоким давлением (КВД) в условиях всестороннего сжатия в ОМС могут быть достигнуты большие степени сдвиговой деформации и сформирована большая плотность полос сдвига.

Для наблюдения формирования картины полос сдвига был использован метод, описанный в [1]: диски ОМС  $Zr_{52.5}Cu_{17.9}Ni_{14.6}Al_{10}Ti_5$  разрезались пополам, поверхности разреза тщательно полировались и покрывались лаком, и две половинки подвергались КВД совместно. Ранее было показано, что КВД-обработка таких труднодеформируемых материалов, как ОМС, приводит к гораздо меньшей наблюдаемой деформации, чем предсказывает теория. Тем не менее, после КВД в ОМС формируется высокая плотность полос сдвига, особенно в краевых областях образцов. Полосы сдвига образуют на полированной поверхности образца ступени нано- и микронной высоты, и опираясь на эти следы возможно отследить варианты их взаимодействия. Основных сценариев взаимодействия полос усматривается три. Полосы сдвига могут сливаться и ветвиться, причём образуемые ими ступеньки суммируются. Встречается вариант взаимодействия, когда одна полоса часть пути прошла по следу другой полосы – то есть, полоса после остановки своего движения сохраняет носители деформации, и может начать движение заново, облегчая прохождение другой полосы. Остановка происходит при подходе к барьеру в виде другой полосы, продвигающаяся полоса дробится, образуя дельту из мелких вторичных полос. Торможение полос с образованием дельты перед непреодолимым препятствием может быть вызвано микротрещиной или участком сепарированной полосы, в случаях, когда продвижение полосы вызывает химическое расслоение в аморфной фазе. В некоторых же случаях полосы сдвига являются препятствием для движения других полос сдвига, однако при достижении некоторой «мощности» оказываются способны преодолеть этот потенциальный барьер.

Полоса сдвига может представлять собой не единый сдвиг, а сплетение мелких полос, расположенных на расстоянии 50-200 нм, ширина сплетения в этом случае может составлять около 2 мкм. По смещению рисок на поверхности полированного металла, относительному смещению частей образца к ширине сплетения полос, возможно произвести расчёт деформации в ней, который равен  $\gamma=3,2$ .

*Работы выполнены при поддержке проекта РФФ № 22-19-00347.*

[1] D.V. Gunderov et al., J. Alloys Compd., 800 (2019) 58–63



## ИССЛЕДОВАНИЕ ТВЁРДОСТИ И СТРУКТУРЫ СТАЛИ 35Х ПОСЛЕ ИМИТАЦИИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ С РАЗЛИЧНЫМИ РЕЖИМАМИ КОНТРОЛИРУЕМОГО ОХЛАЖДЕНИЯ И СМОТКИ

Поспелов И.Д., Матвеева Д.В.

*Череповецкий государственный университет, Россия, Череповец  
idpospelov@chsu.ru*

Освоение технологии производства полосовой конструкционной легированной стали 35Х на непрерывных широкополосных станах горячей прокатки без последующей термической обработки (отжиг или высокотемпературный отпуск) привело к проблеме получения требований по ГОСТ 4543-71, к которым относятся твёрдость не более 197НВ и толщина обезуглероженного слоя на поверхности полос толщиной свыше 5,0 мм не более 0,20 мм.

В данной работе экспериментально исследовано влияние различных режимов охлаждения на твёрдость и структуру поверхности образцов стали 35Х толщиной 8,5 мм после деформации на прессе со степенью 15 %, имитирующей суммарное обжатие в последних клетях непрерывного стана. После проведения лабораторных экспериментов определены оптимальные температурные режимы охлаждения после имитации горячей прокатки (рис. 1): температура конца прокатки  $t_{кп} = 880^{\circ}\text{C}$ ; скорость контролируемого охлаждения полосы до смотки в рулон  $\omega_1 = 10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ ; диапазон температур смотки  $t_{см} = 700\text{-}650^{\circ}\text{C}$ ; время выравнивания температуры и скорость охлаждения на воздухе смотанной в рулон полосы  $\tau_1 \approx 600$  с и  $\omega_2 = 1^{\circ}\text{C}/\text{с}$ .

По результатам испытаний на твёрдомере и металлографических исследований структуры для температур смотки  $t_{см.1} = 700^{\circ}\text{C}$  и  $t_{см.2} = 650^{\circ}\text{C}$ , при сохранении остальных выше указанных оптимальных параметров охлаждения, получены удовлетворительные результаты (табл. 1) к требованиям твёрдости и толщины обезуглероженного слоя по ГОСТ 4543-71 применительно к горячекатаному прокату толщиной более 5,0 мм.

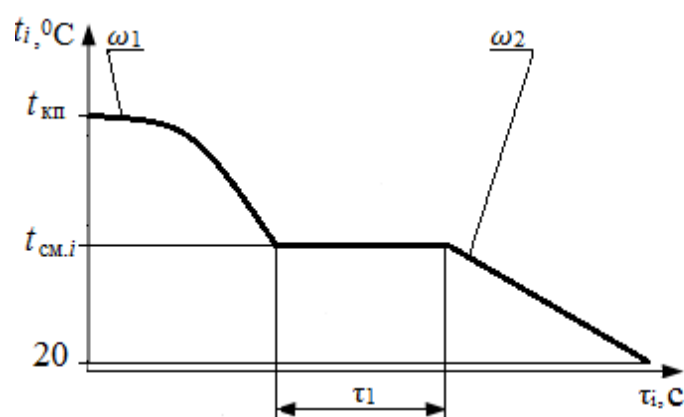


Рисунок 1 – Общая схема температурного режима охлаждения образцов

Таблица 1 – Замеры твёрдости и глубины обезуглероженного слоя образцов

Температура смотки $t_{см}$	1	2
Твёрдость по Бринеллю	143-152	175-181
Глубина обезуглероженного слоя, мкм	147,78	104,41

**ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ МЕДИ В СПЛАВЕ  $Ti_{49,2}Hf_1Ni_{49,2-x}Cu_x$  НА  
МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ИХ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКУЮ  
СТАБИЛЬНОСТЬ**

Глухов М.Ю.<sup>1</sup>, Беляев С.П.<sup>1</sup>, Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Базлов А.И.<sup>2</sup>, Бикбаев Р.М.<sup>1</sup>,  
Сибирев А.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург,

<sup>2</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва

st114008@student.spbu.ru

Целью работы было исследование влияния содержания меди на мартенситные превращения и изменение их параметров при термоциклировании в сплавах  $Ti_{49,2}Hf_1Ni_{49,2-x}Cu_x$  с содержанием меди 1, 5 и 10 ат. %. Слитки, полученные электро-дуговым методом, разрезали на пластины толщиной 1 или 0,3 мм, из которых вырезали образцы для дифференциальной сканирующей калориметрии (3x3x1мм) и измерения электросопротивления (20x1x0,3мм). Образцы термоциклировали 500 раз в интервале температур мартенситных переходов и исследовали изменение их температур и последовательности при теплосменах.

Полученные результаты показали, что сплав с 1 ат% меди испытывает при охлаждении и нагревании  $B2 \leftrightarrow B19'$  мартенситное превращение. Увеличение концентрации меди в сплаве  $Ti_{49,2}Hf_1Ni_{49,2-x}Cu_x$  до 5 ат% не меняет последовательность превращений, при этом температуры переходов понижаются. В сплаве с 10 ат% меди последовательность превращений меняется на  $B2 \leftrightarrow B19 \leftrightarrow B19'$ . Таким образом, результаты работы показали, что в четырехкомпонентных сплавах  $Ti_{49,2}Hf_1Ni_{49,2-x}Cu_x$  увеличение концентрации меди влияет на последовательность мартенситных переходов аналогично тому, что наблюдается в тройных сплавах  $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ .

Термоциклирование приводит к тому, что температуры мартенситных переходов понижаются. Максимальные изменения обнаружены в сплаве с 1 ат % меди, в котором температуры превращения за 500 циклов уменьшаются на 30 °С. Минимальные изменения температур переходов при термоциклировании наблюдаются в сплаве с 10 ат% меди, в котором наблюдаются  $B2 \leftrightarrow B19 \leftrightarrow B19'$  переходы. Это обусловлено тем, что термоциклическая стабильность  $B2 \leftrightarrow B19$  превращения выше, чем  $B2 \leftrightarrow B19'$  перехода. Важно отметить, что в сплаве с 10 ат % меди температуры  $B19 \leftrightarrow B19'$  превращения более стабильны, чем температуры  $B2 \leftrightarrow B19$  перехода. В сплаве с 5 ат% меди, среднее уменьшение температур составляет 13 °С за 500 циклов.

Помимо изменения температур переходов, при термоциклировании меняется электросопротивление, измеренное в аустенитном и мартенситном состояниях, что указывает на изменение плотности дефектов в сплавах. Чем меньше концентрация меди в сплаве, тем больше увеличение сопротивления с циклами, т.е. тем сильнее увеличивается плотность дефектов. Очевидно, твердорастворное упрочнение, связанное с увеличением концентрации меди, приводит к росту дислокационного предела текучести, что затрудняет размножение и скольжение дислокаций.

*Работа выполнена при поддержке проекта РНФ № 23-19-00280.*

**ОБРАТИМАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И НАГРЕВАНИИ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ СПЛАВА  $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{49.8-x}Cu_x$  С РАЗНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ МЕДИ**

Трофимова М.Е.<sup>1</sup>, Беляев С.П.<sup>1</sup>, Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Базлов А.И.<sup>2</sup>, Поникарова И.В.<sup>1</sup>  
<sup>1</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург,  
<sup>2</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва  
*trofimovame852@gmail.com*

Целью работы явилось исследование обратимой деформации при охлаждении и нагревании под напряжением литых сплавов  $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{49.8-x}Cu_x$  с содержанием меди 1, 5 и 10 ат. %. Сплавы были получены электродуговыми методом с пятикратной переплавкой. Слитки разрезали на электроэрозионном станке на пластины толщиной 1 мм, из которых вырезали образцы на растяжение с длиной и шириной рабочей части 10 и 1 мм соответственно. Образцы нагревали до температуры, при которой сплавы находились в аустенитном состоянии, нагружали до напряжения 100 МПа и охлаждали, и нагревали через температурный интервал мартенситного превращения. Далее величину напряжения увеличивали на 50 -100 МПа и повторяли описанную процедуру. По зависимостям деформации от температуры определяли температуры мартенситных переходов, обратимую и необратимую деформацию и анализировали влияние напряжения на эти параметры.

Ранее было показано, что данные сплавы испытывают  $B2 \leftrightarrow B19'$  мартенситное превращение, а увеличение концентрации меди в сплаве понижает температуры мартенситных переходов. Результаты исследования показали, что изменение деформации при охлаждении и нагревании под напряжением происходит в одну стадию. Вне зависимости от концентрации меди в сплаве, обратимая деформация нарастает при увеличении напряжения до насыщения и составляет  $6 \pm 0,5$  %. В сплавах с содержанием меди 1 и 5 ат% необратимая деформация не превосходит 0,25 %, если напряжение при охлаждении равнялось 200 МПа или менее и 0,7% при напряжении 400 МПа. В сплаве с 10 ат. % меди необратимая деформация была существенно больше, чем в сплавах с меньшим содержанием меди. Так, при охлаждении и нагревании под напряжением 300 МПа, необратимая деформация составляет  $0,65 \pm 0,05$  % в сплавах с содержанием меди 1 и 5 ат%, и 1,6% в сплаве с 10 ат.% меди.

Температуры обратного перехода возрастают с повышением напряжения, что соответствует соотношению типа Клаузиуса-Клапейрона. Чем выше содержание меди в сплаве, тем выше коэффициенты  $dA_s/d\sigma$  и  $dA_f/d\sigma$ . Изменение температур прямого перехода не подчиняется соотношению типа Клаузиуса-Клапейрона. Причина этого явления неясна и требует отдельного исследования. Изменение концентрации меди не влияет на немонотонную зависимость температур  $M_s$  и  $M_f$  от напряжения.

*Работа выполнена при поддержке проекта РНФ № 23-19-00280.*

**ЭФФЕКТ ПСЕВДОУПРУГОСТИ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВАХ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**Стародубова М.С.<sup>1</sup>, Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Беляев С.П.<sup>1</sup>, Базлов А.И.<sup>2</sup><sup>1</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург,<sup>2</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва

st063188@student.spbu.ru

Ранее было показано, что некоторые высокоэнтропийные сплавы на основе TiNi демонстрируют псевдоупругое поведения в широком интервале температур, чего не наблюдается в бинарном сплаве TiNi. Этот эффект был обнаружен в сплаве (Ti,Hf,Zr)50Ni25Cu15Co10 как в поликристаллическом, так и в монокристаллическом состояниях. Вместе с тем, остается неясным, проявляется ли этот эффект с такими же уникальными характеристиками в других высокоэнтропийных сплавах, например, в сплавах Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co, в которых концентрации всех элементов близки друг к другу. Целью данной работы явилось исследование эффекта псевдоупругости в трех сплавах  $Ti_{15}Hf_{17}Zr_{17}Ni_{17}Cu_{17}Co_{17}$ ,  $Ti_{16}Hf_{17}Zr_{17}Ni_{16}Cu_{17}Co_{17}$  и  $Ti_{17}Hf_{17}Zr_{17}Ni_{15}Cu_{17}Co_{17}$ , в которых концентрации гафния, циркония, меди и кобальта были одинаковы, а концентрации титана и никеля отличались так, что концентрация никелевой группы (Ni+Cu+Co) составляла 51, 50 или 49 ат%.

Сплавы получали методом электродуговой плавки с 5-кратной переплавкой. Слитки разрезали на пластины толщиной 1 мм, из которых на электроэрозионном станке вырезали образцы с лопатками длина и ширина рабочей части которых составляли 7 и 1 мм соответственно. Образцы растягивали до разрушения с промежуточными разгрузками при температурах от -150 до 100 °С. Согласно данным рентгеноструктурного анализа, дифференциальной сканирующей калориметрии и электросопротивления все три сплава при выбранных температурах находятся в аустенитной B2 фазе и не испытывают мартенситных переходов при охлаждении вплоть до температуры -180 °С. Полученные результаты показали, что при температурах 20 °С и выше, сплавы деформируются упруго до разрушения. При температурах 0 °С и ниже, деформирование осуществляется за счет наведения мартенсита, который после разгрузки термодинамически неустойчив и превращается в аустенит, что сопровождается восстановлением деформации. Таким образом, во всех сплавах наблюдается псевдоупругое поведение и чем ниже температура деформирования, тем ниже напряжения наведения мартенсита и больше обратимая деформация. Эффект псевдоупругости наблюдали во всех сплавах при температурах вплоть до -150 °С. Таким образом, результаты работы показали, что широкий температурный интервал псевдоупругости – это отличительная особенность высокоэнтропийных сплавов. Изменение концентрации никелевой группы влияет на деформацию до разрушения, которая тем меньше, чем больше концентрация никелевой группы.

*Работа выполнена при поддержке проекта РНФ № 22-19-00169.*

## АНАЛИЗ ВКЛАДОВ МЕХАНИЗМОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ AL-MG-ZN/CU

Марданшина Т.М., Яковцева О.А.

*Университет МИСИС, Россия, Москва*

*t.mardanshina@mail.ru*

Алюминиевые сплавы повсеместно применяются в промышленности, с развитием технологий возрастает необходимость совершенствования материалов и способов их обработки для получения готовых изделий. Одним из способов получения высококачественных деталей является применение сверхпластической формовки.

Феномен сверхпластичности проявляется при определенных температурно-скоростных условиях, а также при определенном соотношении механизмов сверхпластической деформации. Известны три механизма деформации: зернограничное скольжение, диффузионная ползучесть и внутридислокационное скольжение. Для разных сплавов соотношение механизмов и их вклад в общую деформацию может быть различным, что влияет на условия сверхпластической формовки.

Для оптимизации технологии требуется понимание роли каждого из механизмов для возможности деформации при высоких скоростях и пониженных температурах, что позволяет сократить энергозатраты и время формовки. Цель данной работы состоит в определении взаимосвязи между вкладами действующих механизмов при сверхпластической деформации и эволюцией микроструктуры сплавов с разными добавками легирующих элементов.

В работе проведено исследование взаимосвязи между вкладами действующих механизмов сверхпластической деформации и эволюцией микроструктуры сплавов системы Al-Mg с 0.7% Zn или Cu. Для определения того, как состав сплава и его микроструктура и ее изменения влияют на сверхпластические свойства необходимо понимать различия во вкладах механизмов сверхпластической деформации. В работе была изучена микроструктура поверхности образцов и ее изменение для двух сплавов с добавкой цинка или меди, подвергнутых различным степеням сверхпластической деформации.

Выбраны оптимальные температурно-скоростные условия сверхпластической деформации сплавов. Установлено, что на устойчивой стадии течения при температуре 480 °C и скорости 0,005 1/с в сплаве с добавкой цинка, который проявляет лучшие сверхпластические свойства при стабильном размере зерна, вклады всех механизмов сверхпластической деформации одинаковы, тогда как в сплаве с добавкой меди, основным является вклад диффузионной ползучести, который составляет около 50 %, при аккомодации дислокационной составляющей около 30 %. Сплав с медью имеет низкое значение зернограничного скольжения, что приводит к невозможности получения высоких значений удлинения.

Понимание механизмов сверхпластичности позволит создавать новые сплавы, подходящие для сверхпластической формовки при высоких скоростях деформации, что приведет к увеличению производительности процесса и получению высококачественных изделий с улучшенными эксплуатационными характеристиками.

*Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 23-79-01155.*

## ЗАКАЛОЧНОЕ ОХЛАЖДЕНИЕ БЫСТРОДВИЖУЩИМСЯ ПОТОКОМ ВОДЫ ДЕТАЛЕЙ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОГО ТРАНСПОРТА

Федин В.М.<sup>1</sup>, Чернышев К.А.<sup>1</sup>, Попова Т.А.<sup>1</sup>, Липов Е.Г.<sup>2</sup>, Бойматов А.А.<sup>2</sup>, Фокин Ю.О.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>РУТ (МИИТ), Россия, Москва

<sup>2</sup>ОАО «РЖД»; Россия, Москва

<sup>3</sup>МГТУ им. Н.Э. Баумана, Россия, Москва  
*k.chernishev91@gmail.com*

Закалочное охлаждение быстродвижущимся потоком воды (БПВ) со скоростями выше критических на различных материалах обеспечивают охлаждение, как в интервале температур диффузионного распада аустенита (720 – 550 °С), так и в области мартенситного превращения (320 – 200 °С), получение более дисперсной структуры. Такой тип структуры, по сравнению с закалочным охлаждением в спокойных средах (вода, масло), дает возможность при получении высокопрочного состояния при закалочном охлаждении стали и чугуна БПВ не снижать уровень хрупкой прочности. Применение заданного химического состава материалов обеспечивает получение в деталях благоприятной эпюры остаточных напряжений I рода (сжимающие в поверхностном слое и компенсирующие растягивающие, в сердцевине), что положительно влияет на усталостную прочность и износостойкость.

Быстродвижущийся поток воды – движение охлаждающей жидкости со скоростью, достаточной для получения критической скорости охлаждения на заданной толщине изделия в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита (720-550 °С). При образовании мартенситной или троостомартенситной структуры в поверхностном слое при закалочном охлаждении высоко- и среднеуглеродистых сталей или троостомартенситной структуры при закалочном охлаждении низкоуглеродистой стали с содержанием углерода до 0,3 %. В сердцевине формируется троостосорбитная или сорбитная структура, что зависит от содержания углерода в стали. Стали с содержанием углерода до 0,3 % отпуску не подвергаются.

Детали, при реализации технологии закалочного охлаждения БПВ, из сталей с содержанием углерода 0,14% - 1,0% упрочняются водой – экологическая чистота термообработки.

Примеры реализации технологии закалочного охлаждения БПВ: детали фрикционного узла тележки грузового вагона (клин - сталь 20Л, планка – сталь 20); винтовые пружины пассажирского подвижного состава (стали 60С2ХА, 60С2ХФА, 51CrV4); шпинтон (замена стали 40Х на сталь 35); чугунная гильза цилиндра дизеля (замена СЧХНМД на Сч20). Применение технологии интенсивного закалочного охлаждениякратно увеличивает срок службы деталей в эксплуатации.

## МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ Al-V

Мочуговский А.Г., Трошкова О.В., Яковцева О.А., Михайловская А.В.

*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*

*mochugovskiy.ag@misis.ru*

Легирование промышленных алюминиевых сплавов переходными металлами является традиционным способом повышения уровня их механических свойств. Упрочняющий эффект при легировании переходными элементами достигается преимущественно за счет механизма дисперсионного упрочнения. Переходные металлы практически нерастворимы в алюминии. Однако при ускоренной кристаллизации могут образовывать пересыщенные твердые растворы с алюминием. Последующая термическая обработка таких сплавов приводит к распаду пересыщенного твердого раствора с выделением частиц интерметаллических фаз алюминия с переходными металлами. Чем больше концентрация элемента в твердом растворе перед распадом, тем больше доля формирующихся частиц. Переходные d-элементы IV-VI групп периодической системы ввиду их малой растворимости при традиционных скоростях кристаллизации не способны обеспечить значительного упрочнения в промышленных алюминиевых сплавах. Увеличить неравновесную растворимость данных элементов в алюминии возможно путем механического легирования. Проблема растворимости переходных элементов при механическом легировании и проблема распада пересыщенных твердых растворов при термическом и деформационном воздействии в литературе раскрыты недостаточно и требуют исследований.

Данная работа посвящена исследованию эволюции структуры и кинетики растворения Ванадия (V) в алюминии в двухкомпонентных сплавах Al-9ат.%V и Al-6 ат. %V при механическом легировании. В качестве исходных материалов использованы стружка ванадия и порошок чистого алюминия. Полученная смесь компонентов подвергалась размолу в планетарной шаровой мельнице в атмосфере аргона при соотношении мелющих тел и навески материала 20:1. В качестве мелющих тел использованы стальные шары, скорость вращения барабана составляла 300 об/мин.

Показано, что при размолу порошок в сплаве Al-9ат.%V начинает формироваться после 10 ч размолу, а в сплаве Al-6 ат. %V после 20 ч обработки. Анализ изменения периода решетки на основе результатов рентгеноструктурного анализа показал, что с увеличением времени обработки период решетки сплавов уменьшается, что обусловлено растворением V обладающего меньшим радиусом атома по сравнению с алюминием. В обоих сплавах с увеличением времени размолу размер гранул уменьшался. После 20 ч размолу величина периода решетки в сплаве Al-9 ат. %V составляла ~0,4027 нм, что в соответствии с законом Вегарда соответствует растворению ~8,5 ат. % V в алюминии. При этом на дифракционном спектре обнаружены пики от вторых фаз, свидетельствующие о неполном растворении V. Порошок сплава Al-9 ат. %V после 20 ч размолу был подвергнут компактированию методом горячего прессования при 400 °C при нагрузке 1000 МПа. Полученные компакты имели плотность ~2.8 г/см<sup>3</sup>.

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 24-79-00092.*

**ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА СПЛОШНЫХ И ПОЛЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ ТРУДНОДЕФОРМИРУЕМОГО СПЛАВА ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ НОВОГО ЧЕТЫРЁХВАЛКОВОГО СТАНА ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ**

Андреев В.А.<sup>1</sup>, Романцев Б.А.<sup>1,2</sup>, Скрипаленко М.М.<sup>1,2</sup>, Юсупов В.С.<sup>1</sup>, Рогачев С.О.<sup>1,2</sup>, Куприков М.П.<sup>1</sup>, Кузнецов В.П.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>ИМЕТ РАН, Россия, Москва

<sup>2</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва

<sup>3</sup>ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», Россия, Екатеринбург

*andreev.icmateks@gmail.com*

Одним из способов получения сплошных и полых заготовок является винтовая прокатка. Двухвалковые станы применяются только для прошивки, то есть получения полых толстостенных заготовок и требуют наличия направляющего инструмента. В двухвалковых станах невозможно получение без разрушения полых заготовок из ряда труднодеформируемых материалов, в том числе медицинских сплавов Ni-Ti. Трёхвалковые станы широко применяются для получения сплошных заготовок, но имеют существенные ограничения по длине и по марочному сортаменту при прошивке. Предложена конструкция нового четырёхвалкового стана, который обладает рядом преимуществ, позволяющих повысить качество получаемых сплошных и полых заготовок.

Для оценки потенциальных возможностей нового стана провели сравнение трёх- и четырёхвалковой прокатки, а также двух- и четырёхвалковой прошивки заготовок из сплава Ni-Ti с помощью компьютерного моделирования в вычислительной среде конечно-элементного анализа QForm.

По результатам моделирования прокатки показано, что фактический очаг деформации при четырёхвалковой прокатке больше на 45%, геометрический – на 85%. Среднее значение накопленной деформации в объёме заготовки при четырёхвалковой прокатке на 10% выше, при этом размах значений меньше - среднеквадратичное отклонение накопленной деформации на 17% меньше. Следовательно, применение четырёхвалковой прокатки с одной стороны позволит снизить риск разрушения, а с другой - получить более регулярную по сечению заготовки микроструктуру.

При четырёхвалковой прошивке отклонение накопленной деформации в объёме полый заготовки в 1,6 раз ниже. Размах среднего значения нормализованного среднего напряжения на 40% меньше, а его среднее значение – в 10 раз меньше. Полученные результаты, учитывая нерешённость задачи по получению бесшовных труб из никелида титана в России, создают реальные предпосылки для осуществления прошивки заготовок из никелида титана для получения качественных гильз и бесшовных труб.

*Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда № 23-19-00775, <https://rscf.ru/project/23-19-00775/>*



## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ УСЛОВИЙ РСП НА МАКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА ВТЗ-1

Махмуд Алхаж Али А., Хакимова А. Н., Гамин Ю. В.

НИТУ МИСИС, Россия, Москва

*makhmud.a@misis.ru*

Широкое применение сплавов на основе титана обуславливает необходимость проведения исследований, объясняющих связь между параметрами термомеханической обработки материала и его свойствами. Эффективным методом получения прутков круглого сечения из титановых сплавов является радиально-сдвиговая прокатка (РСП). Управление параметрами РСП при деформации титанового сплава ВТЗ-1 позволяет получить требуемый структурный и фазовый состав, благодаря чему материал приобретает нужные эксплуатационные характеристики.

На трехвалковом стане РСП МИСИС-130Т выполнена экспериментальная прокатка прутков диаметром 61 мм из заготовок диаметром 95 мм за 1, 3 и 5 проходов при температурах 1060, 980 и 900°C, соответственно. В рамках эксперимента производилась фиксация температуры поверхности прутков на выходе из очага деформации при помощи инфракрасного пирометра. На рис. 1 представлена макроструктура образцов, отобранных с передних концов прутков и графики средней температуры поверхности прутков по проходам для соответствующих режимов.

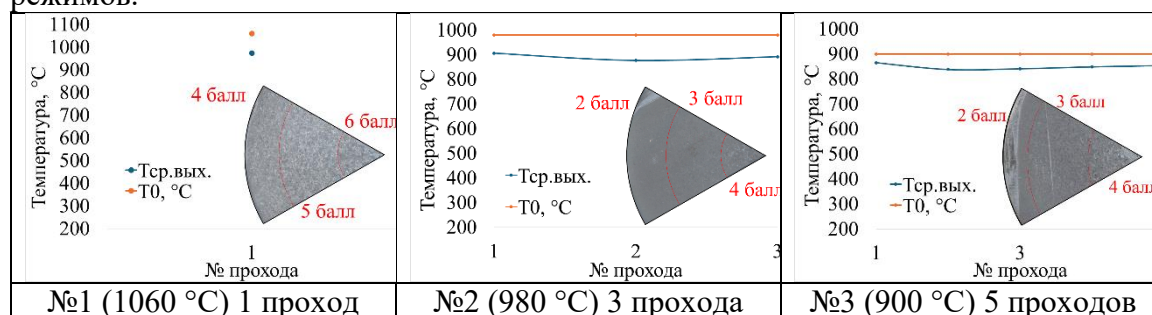


Рисунок 1 – Графики температуры поверхности и макроструктура прутка после РСП

Во всех случаях наблюдается снижение температуры поверхности прутка в процессе РСП на 35–103°C, что обусловлено теплообменом с валками и небольшой степенью обжатия. Исходная заготовка имела однородную макроструктуру с балльностью 5. Прокатка при температуре 1060°C ( $\beta$ -область) приводит к измельчению зерна до 4 баллов в приповерхностном слое до глубины 0,74R. При этом наблюдается рост зерен до 6 баллов в центральной части от 0,35R до оси прутка, в средней части сечения балльность макроструктуры не изменяется. После РСП при температуре 980°C ( $\alpha+\beta$  область) отмечается дробление зерна на всем поперечном сечении. Балльность имеет градиентное распределение от центра (4 балла) до поверхности (2 балла). Для температуры 900°C ( $\alpha$ -область), несмотря на низкую температуру наблюдается небольшая глубина измельчения зерен вблизи поверхности (2 балла), при этом зона, соответствующая 4 баллам, занимает большую площадь по сравнению с прутком, прокатанным в  $\alpha+\beta$  области. Вероятно, в осевой зоне наблюдается повышенный деформационный разогрев до температур выше ТПП, приводящий к росту зерна. Результаты исследования могут быть использованы для определения режима прокатки с целью получения определенных характеристик сплава.

## ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В ТЕХНОЛОГИЧЕСКОМ ПРОЦЕССЕ ОБРАБОТКИ СПЛАВА СИСТЕМЫ СО-СР-МО

Кин Т.Ю., Галкин С.П., Гамин Ю.В.

НИТУ МИСИС, Россия, Москва

tatianakin@mail.ru

Сплавы системы Со-Сг-Мо применяются в медицине в качестве материала для изготовления имплантов и их компонентов. Длительность рабочего ресурса подобных изделий в значительной степени зависит от технологии изготовления заготовок и уровня механических свойств. Обеспечение требуемых свойств представляется важной исследовательской задачей при разработке технологии изготовления полуфабрикатов из сплава системы Со-Сг-Мо. Основными операциями в разрабатываемом технологическом процессе являются выплавка и гомогенизация слитков, изотермическая ковка и последующая многопроходная радиально-сдвиговая прокатка (РСП) до прутков требуемого размера. В работе проведен анализ изменения механических свойств (предела прочности, предела текучести и относительного удлинения), зафиксированных на каждом этапе обработки: слиток  $\varnothing 95$  мм после гомогенизации – ковкая заготовка  $\varnothing 55$  мм – пруток  $\varnothing 40$ - $\varnothing 30$ - $\varnothing 18$  мм после РСП (Рис. 1).

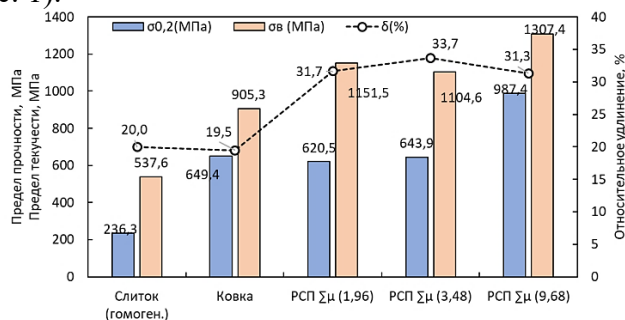


Рисунок 1 – Механические свойства сплава Со-28Сг-6Мо на основных этапах обработки

После гомогенизации слиток имеет низкий уровень механических свойств вследствие выраженной крупнозернистости. Последующая ковка приводит к существенному повышению прочности за счет измельчения зерна, при этом значение относительного удлинения не изменяется (19,5 %), что вероятно связано с преобладающей в структуре ГПУ-фазой и выделениями частиц  $\sigma$ -фазы по границам зерен. Дальнейшая многопроходная РСП с суммарным коэффициентом вытяжки до 3,5 обеспечивает повышение предела прочности с  $\sim 905$  МПа до 1100-1150 МПа, и сохранение предела текучести на том же уровне ( $\sim 620$ -650 МПа). При этом относительное удлинение возрастает в 1,6-1,7 раз за счет формирования мелкозернистой структуры и различного соотношения компонентов фазового состава (ГЦК и ГПУ), что обусловлено особенностями температурно-деформационных параметров процесса РСП. Дальнейшее увеличение степени деформации приводит к росту прочности ( $\sigma_{0,2}$  до 987 МПа и  $\sigma_v$  до 1307 МПа) и сохранению пластичности (30 %).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00477, <https://rscf.ru/project/23-19-00477/>.

## ОЦЕНКА ЭКСПЛУАТАЦИОННОГО РЕСУРСА НОВОЙ БЕЗВОЛЬФРАМОВОЙ СТАЛИ ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ И ОТПУСКА

Кругляков А.А.<sup>1</sup>, Рогачев С.О.<sup>2,3</sup>, Моляров А.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Научно-коммерческая фирма WBH, Германия, Берлин

<sup>2</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва

<sup>3</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия,  
Москва

csaar@mail.ru

Оценивали эксплуатационный ресурс новой безвольфрамовой стали для горячего прессования – стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации (РАПЭ) типа 5X2Г4НЗМ2ФСТБ в состоянии после закалки (1100 °С, 20 мин, масло) и двойного отпуска (590 °С, 2 ч + 560 °С, 2 ч, воздух) на твердость 55 HRC. Испытание круглых образцов с резьбовым креплением с длиной и диаметром рабочей части 20 и 4 мм, соответственно, проводили на машине Zwick в интервале температур эксплуатации по следующей схеме: нагрев до 450 °С, выдержка 15 минут, пластическая деформация растяжением на 5 %, нагрев до 750 °С, выдержка 15 минут и пластическая деформация растяжением до разрушения. В качестве материала для сравнения взята традиционная теплостойкая сталь марки 3X2В8Ф.

При 450 °С предел текучести стали 3X2В8Ф составил 1033 МПа, а максимальная прочность 1152 МПа (при 5 % деформации). При 750 °С предел текучести стали 3X2В8Ф снижается до 169 МПа, при этом предел прочности составляет 207 МПа. Прочность стали с РАПЭ во всем интервале температур испытаний выше по сравнению со сталью 3X2В8Ф. Так, при 450 °С предел текучести стали с РАПЭ составил 1279 МПа, а максимальная прочность 1396 МПа (при 5 % деформации). При 750 °С предел текучести стали с РАПЭ составил 308 МПа, а предел прочности – 350 МПа (см. рис. 1, а). При этом сталь с РАПЭ сохраняет высокую устойчивость пластического течения в процессе горячей деформации при 750 °С, что видно по постоянному диаметру рабочей части образца почти на всей ее длине (см. рис. 1, б). Это ее отличает от стали 3X2В8Ф, для которой характерна потеря устойчивости пластического течения и формирование ярко выраженной шейки, что видно по градиентному изменению диаметра рабочей части образца.

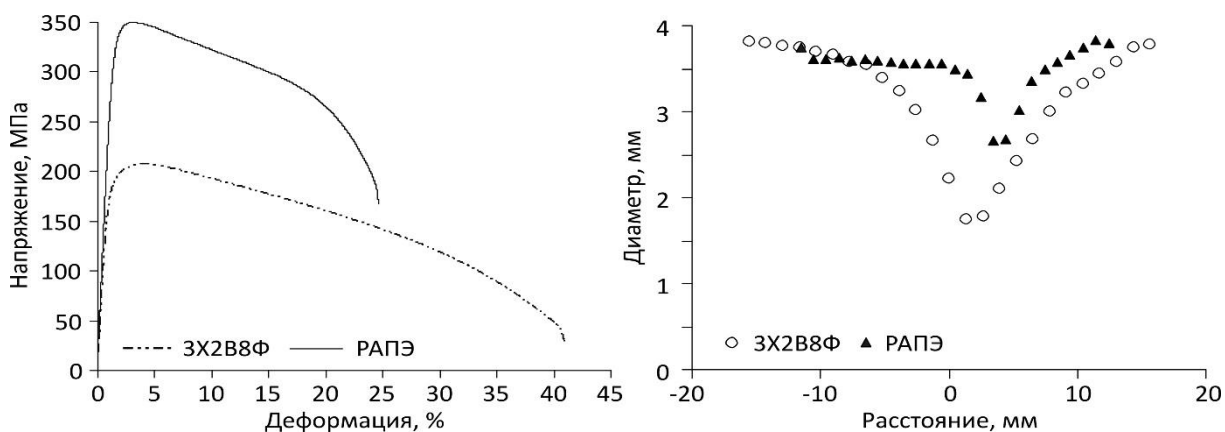


Рисунок 1 – Кривые растяжения при 750 °С (слева) и изменение диаметра рабочей части образца вдоль ее длины (справа)

**ВЛИЯНИЕ РОЛИКОПРАВИЛЬНОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ**

Андреев В.А.<sup>1</sup>, Бондарева С.А.<sup>2</sup>, Лайшева Н.В.<sup>1</sup>, Рогачев С.О.<sup>1,2</sup>,  
Шелест А.Е.<sup>1</sup>, Юсупов В.С.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия,  
Москва*

<sup>2</sup>*НИТУ МИСИС, Россия, Москва  
csaar@mail.ru*

В процессе роликоправильной обработки полоса (лист) испытывает знакопеременную упруго-пластическую деформацию по схеме изгиба. Установлено, что такая обработка может повышать прочность и сохранять пластичность заготовки, что отмечено для целого ряда металлических материалов. В то же время эффективность метода различна для разных металлов, что требует детальных исследований поведения широкого ряда металлических материалов в условиях роликоправильной обработки.

Объектом исследования были полосы из алюминиевых сплавов ВД1 (Al-Cu-Mg) и АМг2 (Al-Mg) шириной 20 мм и номинальной толщиной 3 мм в состоянии поставки (холодная прокатка). Полосы предварительно отжигали при температурах 420 °С (сплав ВД1) и 400 °С (сплав АМг2) в течение 1 ч. Для сравнения использовали полосы из технически чистого алюминия марки А5 в отожженном состоянии. Измеряли среднюю толщину полос до и после изгиба. Отожженные полосы подвергали 1 и 3 проходам на прецизионной роликоправильной машине ARKU 25/21, один проход которой соответствует 19 актам изгиба. Механические свойства определяли при растяжении полнотолщинных образцов (рабочая длина 20 мм, ширина рабочей части 10 мм, толщина соответствовала толщине полосы) на машине INSTRON 5569. Образцы и порядок испытания соответствовали ГОСТ 1497-84.

Отмеченное во многих исследованиях сохранение толщины полосы после роликоправильной обработки подтверждается и текущим исследованием: толщина полос из сплава ВД1 и АМг2 до изгиба составила  $2,802 \pm 0,004$  и  $2,847 \pm 0,012$  мм, а после изгиба –  $2,806 \pm 0,004$  и  $2,851 \pm 0,005$  мм, соответственно. Особенностью поведения алюминия и его сплавов в условиях роликоправильной обработки является относительно небольшой эффект увеличения предела текучести, что связано с высокой склонностью алюминия к динамическому возврату. Так в сплаве ВД1 после 1 прохода изгиба предел текучести увеличился с 99 до 124 МПа (на 25 %); в чистом алюминии – с 39 до 56 МПа (на 43 %), а в сплаве АМг2 – с 76 до 124 МПа (на 63 %). При этом временное сопротивление и относительное удлинение, как полное, так и равномерное, заметно не изменились у всех исследуемых сплавов. Увеличение числа проходов с 1 до 3 не привело к изменению механических свойств сплава ВД1, в то время как предел текучести сплава АМг2 увеличился до 134 МПа, однако при этом немного уменьшилось относительное удлинение. Особенностью поведения сплава АМг2 в условиях роликоправильной обработки явилось ослабление эффекта Портевена-Ле Шателье, что выразилось в уменьшении размаха колебаний напряжений на кривой растяжения: максимальный размах колебаний напряжений у отожженного образца составил 8 МПа, а после 1 и 3 проходов уменьшился до 6 и 4 МПа, соответственно.

*Работа выполнена в рамках Госзадания ИМЕТ РАН № 075-00320-24-00.*

**ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА TI-50,8 AT. %NI C**

## ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫМИ МНОГОКРАТНЫМИ МАРТЕНСИТНЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ

Чуракова А.А.<sup>1,2</sup>, Исакова Э.И.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики молекул и кристаллов Уфимский федеральный исследовательский центр Российской академии наук, Россия, Уфа,

<sup>2</sup>Уфимский университет науки и технологий, Россия, Уфа,

churakovaa\_a@mail.ru

Сплавы с эффектами памяти формы (ЭПФ) широко используются в качестве функциональных материалов в различных ответственных отраслях техники, науки и социальной сферы и, в том числе, в медицине. Сплавы TiNi активно изучаются на протяжении десятилетий, были получены важные данные по микроструктуре, механическим и функциональным свойствам данных сплавов в различных структурных состояниях. Но практически отсутствуют данные по коррозионным и электрохимическим свойствам сплавов TiNi, особенный интерес представляет исследование механического поведения в коррозионных средах, и анализ коррозионной усталости сплавов TiNi с различной микроструктурой. Исследования влияния предварительного термоциклирования (как имитации реальных условий работы сплавов никелида титана) на коррозионное поведение в крупнозернистом и ультрамелкозернистом состояниях проводили на сплаве Ti<sub>49.2</sub>Ni<sub>50.8</sub> в биологических растворах - 0,9% NaCl, растворы Рингера и Хэнкса. С измельчением структуры наблюдается снижение плотности тока коррозии, наименьшая плотность тока коррозии в растворе Рингера. В состояниях с дополнительным термоциклированием также наблюдается повышение потенциала коррозии, при этом наименьшие значения плотности тока коррозии в растворах Рингера и Хэнкса в ультрамелкозернистом состоянии. На поверхности образцов наблюдаются значительные коррозионные поражения в виде питтингов. В закаленном состоянии питтинги более мелкие, в то время как на образце в ультрамелкозернистом состоянии питтинги более крупные. Объемная доля коррозионных поражений в ультрамелкозернистом состоянии значительно превышает объемную долю в крупнозернистом. Испытания показали, что данный сплав более коррозионностойкий в растворе Хэнкса.

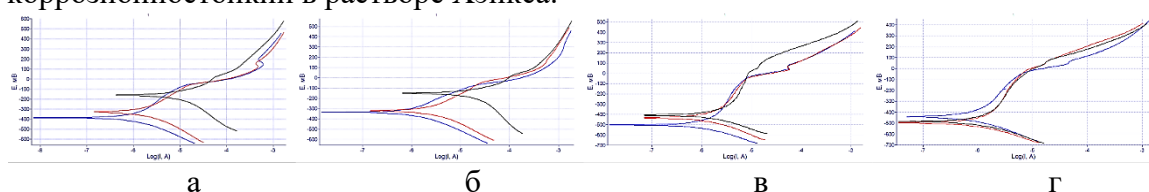


Рисунок 1 - Поляризационные кривые сплава Ti<sub>49.2</sub>Ni<sub>50.8</sub> в крупнозернистом (а), ультрамелкозернистом (б) состояниях, в крупнозернистом (в), ультрамелкозернистом (г) состояниях с последующим термоциклированием, где синяя – раствор Рингера, красная – 0,9% NaCl, черная – раствор Хэнкса

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ №22-73-00289, <https://rscf.ru/project/22-73-00289/> в молодежной лаборатории «Комбинированные поверхностные и объемные методы обработки функциональных и конструкционных материалов».

## СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТИ СИЛУМИНА АК15 ПОДВЕРГНУТОГО КОМБИНИРОВАННОМУ ВНЕШНЕМУ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОМУ ВОЗДЕЙСТВИЮ

Серебрякова А.А., Шлярова Ю.А., Шляров В.В., Загуляев Д.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Россия, Новокузнецк  
aserebrakova87@gmail.com*

Одним из актуальных направлений материаловедения и физики конденсированного состояния является обработка металлов и сплавов внешними энергетическими воздействиями [1]. Такой вид обработки существенно влияет на структуру и свойства, позволяет повысить прочностные свойства. В данной работе показано влияние комбинированного воздействия на силумин марки АК15, включающего электровзрывное легирование и облучение импульсным электронным пучком.

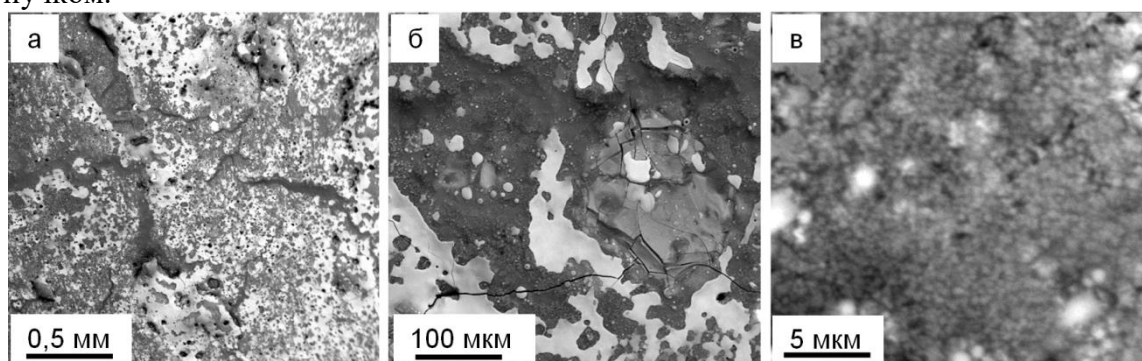


Рисунок 1 - Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности образца силумина, подвергнутого комбинированному воздействию

Как показано на рис. 1, комбинированная обработка, образцов литого силумина, сочетающая электровзрывное легирование и последующее облучение импульсным электронным пучком приводит к кардинальным изменениям элементного и фазового состава, состояния дефектной субструктуры поверхностного слоя материала. Комбинированная обработка сопровождается формированием рельефной структуры, характерное изображение которой приведено на рис. 1, а, б. При сравнительно больших увеличениях выявляется субструктура поверхностного слоя, сформированная зернами, размеры которых изменяются в пределах (0,4-0,7) мкм (рис. 1, в). Характерным элементом поверхностного слоя являются частицы сферической формы, размеры которых изменяются в пределах (0,6-9) мкм (рис. 1, б, в). Можно предположить, что данные образования являются частицами порошка  $Y_2O_3$ .

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00665, <https://rscf.ru/project/24-29-00665/>

### Список литературы

1. Электронно-ионно-плазменная модификация поверхности цветных металлов и сплавов / под общ. ред. Н.Н. Коваля и Ю.Ф. Иванова. – Томск: Изд-во НТЛ, 2016. – 312 с.

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПРУКТОВЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ  
МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb,  
ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ТРЁХВАЛКОВОЙ ПРОДОЛЬНОЙ ПРОКАТКИ**

Лукашевич К.Е., Александровский Э.К., Шереметьев В.А., Прокошкин С.Д.

*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*

*4lukash4@gmail.com*

В последние годы в области медицинского металловедения наблюдается растущий интерес к новым метастабильным безникелевым сверхупругим сплавам на основе Ti-Zr-Nb, которые представляют собой перспективную альтернативу традиционным сплавам Ti-Al-Nb и Ti-Ni, благодаря своей биохимической и биомеханической совместимости, высокой прочности и устойчивости к коррозии.

Термомеханическая обработка (ТМО) сверхупругих сплавов Ti-Zr-Nb даёт возможность управлять структурой, фазовым состоянием и текстурой материала, что позволяет реализовать весь потенциал их функциональных свойств. Применение трёхвалковой продольной прокатки (ПП) с последующей горячей правкой (ГП) имеет ряд преимуществ из-за высокой скорости процесса, что позволяет избежать статических процессов разупрочнения материала. Целью данной работы являлось изучение влияния термомеханической обработки, включающей ПП и ГП на механические и функциональные свойства, как следствие изменения структурного состояния прутковых полуфабрикатов из сверхупругого сплава Ti-Zr-Nb.

В данной работе механически обработанные прутки сплава Ti-19,2Zr-15,6Nb (в ат. %) диаметром 8,5 мм деформировали при помощи ПП на трёхвалковом стане фирмы «КОКС» с 4-мя последовательными клетями (поперечное сечение очага деформации треугольник-круг-треугольник-круг) при 700 °С с накопленной истинной деформацией  $\epsilon = 0.7$ . После ПП прутки подвергались ГП при температуре 700 °С и шлифовке для получения длинномерных прутковых полуфабрикатов диаметром 5,5 мм.

В результате проведения ПП и ГП была сформирована структура  $\beta$  – фазы, состоящая из областей с зёрнами размером 7–10 мкм в периферийной части и сильно вытянутых структурных элементов длиной более 200 мкм в направлении вытяжки в центральной части продольного сечения прутка. ГП приводила к снижению полуширины линий  $\beta$ -фазы, что свидетельствует о протекании процессов возврата и/или полигонизации. Результаты механических испытаний показали, что ГП приводит к незначительному снижению предела прочности материала с 731 до 685 МПа, что коррелирует с результатами рентгеноструктурного анализа. Показано, что на диаграммах деформации растяжением проявляется явление тройной текучести с первым изменением наклона кривой при деформации около 0,5 %. Этот эффект исчезает после рекристаллизационного отжига при 700 °С, что может свидетельствовать о структурном факторе данного явления. Циклические испытания на растяжение при комнатной температуре показали, что сплав проявляет максимальную обратимую сверхупругую деформацию на уровне 3%. В результате снижения температуры проведения испытаний до 0°С этот показатель возрастает до 3,9%, что объясняется смещением температур мартенситного превращения вследствие повышенного содержания ниобия.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00776, <https://rscf.ru/project/24-29-00776>.*

**ПРОТИВОРЕЧИЯ В ПРИМЕНЕНИИ КРИТЕРИЕВ ПЕТТИФОРА, ПЬЮ И  
ФРАНЦЕВИЧА ПРИ АНАЛИЗЕ ПЛАСТИЧНОСТИ И ХРУПКОСТИ  
СПЛАВОВ С МАРТЕНСИТНЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ И СТАБИЛЬНЫХ К  
НИМ**

Муслев С.А., Корнеев А.А., Чистяков М.В., Зайцева Н.В.  
*Российский университет медицины, Россия, Москва*  
*muslov@mail.ru*

**Введение.** 1. Критерий пластичности/хрупкости материалов, использующий давление Коши, получил название критерия Петтифора. Давление Коши – полезный физический параметр, определяемый как разность между двумя упругими постоянными:

$$p_c = c_{12} - c_{44}. \quad (1)$$

Установлено, что материал пластичен и имеет положительное давление Коши  $p_c > 0$ , тогда как материал при отрицательном давлении Коши по своей природе хрупкий.

2. А). Является ли материал пластичным или хрупким характеризует также значение коэффициента Пью – отношения модуля всестороннего сжатия В к модулю сдвига G:  $V/G$ . Согласно этому критерию, материал ведет себя пластично, если

$$V/G > 1.75, \quad (2)$$

в противном случае он является хрупким. В случае кристаллов кубической симметрии

$$V = \frac{c_{11} + 2c_{12}}{3}, \quad G = \frac{c_{11} - c_{12} + 3c_{44}}{5}. \quad (3)$$

Б). Существует другая форма записи коэффициента Пью – через коэффициент анизотропии Зинера А кубических систем. Согласно этому критерию, для пластичных сред должно выполняться следующее неравенство:

$$\frac{V}{G} > \frac{5(2A+3)(2+3A)}{3(3A^2+19A+3)}. \quad (4)$$

3. А). Францевич и соавт. разработали дополнительное феноменологическое правило на основе коэффициента Пуассона  $\mu$  для того, чтобы различать пластичные и хрупкие материалы и предложили критерий, согласно которому  $\mu$  должно быть меньше 0.26, чтобы материал являлся хрупким:

$$\mu < 0.26. \quad (5)$$

Б). Другие авторы декларировали, что материал является хрупким при

$$\mu < 1/3. \quad (6)$$

**Материалы и методы.** Критерии Петтифора, Пью и Францевича были применены к сплавам  $Ti_{49}Ni_{51}$  и  $TiNi-TiFe$  ( $Ti_{50}Ni_{50-x}Fe_x$ ,  $x = 2, 5, 10, 25, 50$ ). Химический состав и механические свойства исследованных сплавов соответствовал стабильным к мартенситным превращениям (хрупкие;  $x = 25, 50$ ), испытывающих одно В2-R (небольшие по величине 1-2% неупругие эффекты;  $x = 5, 10$ ) и два В2-R-В19' (высокая пластичность;  $Ti_{49}Ni_{51}$ ,  $x = 2$ ) мартенситных превращения (МП) [1]. Коэффициент

Пуассона рассчитывали по известной формуле  $\mu = \frac{3B - 2G}{6B + 2G}$ .

**Результаты и выводы.** Применение критериев Петтифора, Пью и Францевича для определения хрупкости/пластичности кубических интерметаллидов с МП и без дает противоречивые результаты. Наиболее близкие к данным механических испытаний – это результаты применения критерия Пью в форме (4)  $V/G$  (А) и оценки (6)  $\mu < 1/3$ . Критерий Пью  $V/G$  ( $c_{ij}$ ) на основе формул (2, 3) по мере уменьшения содержания железа в сплавах  $Ti_{50}Ni_{50-x}Fe_x$  и их пластификации имеет правильную тенденцию (возрастает), но абсолютные значения коэффициента слишком велики (все больше 1.75).

1. Пушин В.Г. и др. *ФММ*, 1987, 64(4): 802-8.



## ПРОКАТКА В СОПРОВОЖДЕНИИ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА КАК ВИД ТМО

Столяров В.В.

ИМАШ РАН, Россия, Москва

vlstol@mail.ru

Одним из возможных применений электропластического эффекта является способ пластической деформации в сопровождении электрического тока [1, 2]. При этом вид деформации может быть любой (прокатка, волочение, прессование, штамповка). Поскольку электрическому току сопутствует тепловой эффект, то есть основание считать такое сочетание деформации и тока термомеханической обработкой. В качестве примера ниже представлены результаты электропластической прокатки (ЭПП) сплава с памятью формы.

Исследовались полосы сечением  $2 \times 7 \text{ мм}^2$  из сплава  $\text{Ti}_{49.3}\text{Ni}_{50.7}$  в двух исходных состояниях: крупнозернистом (КЗ) после закалки; УМЗ, полученном методом РКУП [1]. Полосы были подвергнуты многопроходной ЭПП [2] и последующему отжигу при  $400 - 450 \text{ }^\circ\text{C}$  - 1 час.

Обнаружено сильное влияние импульсного тока на деформируемость обоих состояний и температуры МП. Максимальная деформация при прокатке с током ( $\epsilon = 1.91$ ) и без тока ( $\epsilon = 0.54$ ) отличаются более чем в три раза, при этом критические значения тока наблюдаются в интервале от 84 до  $200 \text{ А/мм}^2$ . ЭПП с последующим отжигом формирует наноструктуру со средним размером зерен менее 80 нм, снижает коэффициент трения, повышает износостойкость, механические характеристики  $\sigma_m$ ,  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0.2}$  по сравнению с КЗ и УМЗ состояниями. Показано, что одиночные импульсы тока при растяжении вызывают незначительный нагрев, который инициирует скачки напряжений, природа и характер которых зависят от фазового состояния сплава, дисперсности и режимов тока.

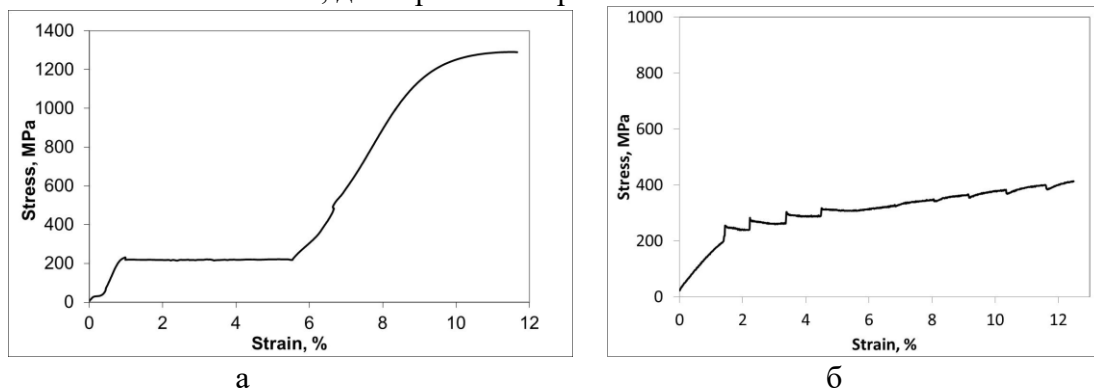


Рисунок 1 - Кривые «напряжение-деформация» при растяжении крупнозернистого сплава  $\text{Ti}_{49.3}\text{Ni}_{50.7}$ : а – без тока; б – с одиночными импульсами тока,  $\tau=1000 \text{ мкс}$

1. Stolyarov V., Misochenko A.A., Pulsed current application to the deformation processing of materials. *Materials* 2023, 16(18), 6270.
2. Потапова А. А., Структура и свойства конструкционных сплавов на основе  $\text{TiNi}$ , подвергнутых прокатке с импульсным током: диссертация на соискание ученой степени кандидата наук, 2014. – 141 с.

**ВЛИЯНИЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА Al-Cu-Li СПЛАВА**

Рыбальченко О.В., Лукьянова Е.А., Мартыненко Н.С., Тарыгина И.Е., Темралиева Д.Р.

*ИМЕТ РАН, Россия, Москва  
rybalch@mail.ru*

В последние годы использование алюминиево-литиевых сплавов возросло, поскольку производители аэрокосмической техники стремились улучшить как производительность, так и топливную эффективность. Хорошо известно, что добавки лития к алюминию обеспечивают снижение плотности на 3% на каждый процент добавления Li в сочетании с увеличением модуля Юнга на 6%. Упрочняемые старением Al-Li сплавы обычно легируют Mg и Cu. Добавление Mg усиливает выделение фазы  $\delta'$ , поскольку снижает растворимость Li в  $\alpha$ -Al твердом растворе, который входит в  $\delta'$ (Al<sub>3</sub>Li). Добавление Cu вместе с Li приводит к значительному увеличению предела текучести из-за образования фазы T1(Al<sub>2</sub>CuLi). В последнее десятилетие исследовательские усилия были сосредоточены на содействии образованию в этих сплавах фазы T1 посредством тщательного подбора химического состава сплавов, а также выбора режимов термомеханической обработки. Таким образом промышленные марки Al-Cu-Li сплавов имеют сложный состав и обычно содержат комбинацию следующих легирующих элементов: Mg, Ag, Zr, Mn, Cr, Zn и Ti. Сплав AA2198 на основе системы Al-Cu-Li, упрочняемый старением, в последние годы привлек большое внимание в аэрокосмической промышленности в качестве замены сплавов AA2024/AA7475 для материала обшивки фюзеляжа самолетов из-за его низкой плотности, выдающегося сочетания статической прочности и стойкости к повреждениям. Упрочнение в этом сплаве достигается за счет выделения фаз  $\delta'$  T1,  $\theta'$  (Al<sub>2</sub>Cu), а также зон ГП.

Целью данной работы было изучение особенностей структурообразования, а также кинетики выделения упрочняющих фаз сплава типа AA2198 после ротационнойковки и последующего старения, а также выявление особенностей их влияния на механические характеристики. Сплав после отливки подвергался ступенчатой гомогенизации при температуре 500 °C в течение 10 часов, с дальнейшим повышением температуры до 515 °C при выдержке 20 часов и охлаждением на воздухе. Затем образцы нагревали при 530 °C в течение 1,5 часов, закачивали в воде комнатной температуры и подвергали ротационнойковке (РК). Микроструктурный анализ выявил измельчение структуры сплава после РК, что привело к повышению прочности при незначительном снижении пластичности. По кривым изменения твердости и удельного электросопротивления были получены оптимальные режимы старения сплава в исходном состоянии и после РК. Старение по данным режимам сплава Al-Cu-Li после РК привело к протеканию наряду с распадом твердого раствора процессов возврата, связанных с перестройкой дислокационной структуры, и растворению частиц вторых фаз, что привело к одновременному повышению и прочности, и пластичности.

*Работа выполнена в соответствии с государственным заданием № 075-00320-24-00.*

**ФОРМИРОВАНИЕ ЧАСТИЦ h-BN НА ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb  
МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

Сухова Т.А., Теплякова Т.О., Конопацкий А.С.

*НИТУ МИСИС, Россия, Москва**tatiana.sukhov@yandex.ru*

К настоящему моменту современные материалы для создания имплантатов обладают весомым набором характеристик, которые помогают лучшему внедрению в организм пациента и продлению срока службы самого имплантата. Однако, при проведении операции существует риск бактериальных инфекций, которые в последствии могут негативно отразиться на здоровье человека, привести к осложнениям и дополнительным расходам на лечение. Для решения данной проблемы применяют различные методы модификации поверхности. Одним из способов обеспечения антибактериальных характеристик поверхности имплантата является использование функциональных наночастиц. Среди различных частиц, используемых для модификации поверхности имплантатов нитрид бора (h-BN), выделяется как один из наиболее перспективных.

В данной работе формирование h-BN было проведено на сплаве Ti-18Zr-15Nb методом спинкоутинга. Было проведено сравнение двух сред синтеза частиц h-BN – изопропанол и диметилсульфоксид (ДМСО). Порошок микрочастиц h-BN был добавлен в каждую из сред (концентрация 2мг/мл). После этого суспензии были подвержены ультразвуковому воздействию в течение 30 минут. Далее было проведено центрифугирование полученных суспензий при скорости 1000 оборотов/минуту в течение 30 минут. Методом спинкоутинга данная суспензия была нанесена на образец Ti-18Zr-15Nb (10 капель по 50 мкл, 400 оборотов/минуту), после чего образцы были высушены в вакуумном шкафу при 70<sup>0</sup> С в течение 1 часа.

Особенности формирования частиц h-BN на поверхности были изучены методом СЭМ. Результаты продемонстрировали, что использование суспензии на основе изопропанола обеспечивает равномерное распределение частиц h-BN по поверхности образца. При нанесении частиц из суспензии на основе ДМСО не удалось добиться равномерного распределения h-BN по поверхности, а также их количество на поверхности значительно меньше, чем в случае суспензии на основе изопропанола. Также было установлено, что при использовании больших концентраций h-BN в суспензии частицы агломерируют и их распределение по поверхности менее равномерно.

Было установлено, что изопропанол является предпочтительной основой суспензии для формирования частиц h-BN, благодаря его способности хорошо смачивать поверхность. В дальнейших исследованиях это поможет функционализировать h-BN на поверхности сплава лекарственными препаратами или антибактериальными частицами.

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 22-79-10299,  
<https://rscf.ru/project/22-79-10299>*

## ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р2М9Ю ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКЕ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ ОТПУСКЕ

Будовских Е.А., Громов В.Е., Гостевская А.Н.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Россия, Новокузнецк  
gostevskaya\_an@mail.ru*

Среди быстрорежущих сталей отдельную серию составляет группа сплавов со сравнительно низким содержанием вольфрама и повышенным содержанием вместо него менее дорогостоящего и дефицитного молибдена. Российский аналог этой серии сталей Р2М9 в настоящее время практически не производится. В связи с этим ее практическое использование ограничено и работы по модификации ее структуры и свойств с применением современных технологических возможностей не проводятся. Более широкое применение нашла близкая по составу сталь Р2М8. Добавки молибдена в количестве 5 – 10 % в быстрорежущих сталях эффективно повышают их твердость и прочность в сочетании с хорошей ударной вязкостью в широком диапазоне температур. Карбиды молибдена и ванадия обладают высокой стабильностью при высоких температурах, что позволяет использовать молибденовые быстрорежущие стали для с одной стороны для изготовления режущих инструментов (сверл, фрез, пильных полотен и др.), а с другой – для изготовления штампов. Так, молибдено-вольфрамовая инструментальная сталь Р2М9 обладает высокой износостойкостью и прочностью на сжатие, сохраняет прочность при нагревании, имеет высокую ударную вязкость и обрабатываемость. Это позволяют широко использовать ее для изготовления вырубных штампов и пуансонов для холодной штамповки, лезвий для холодной резки листового металла, прутков и др. Изучение новых марок быстрорежущих сталей и их наплавки для конкретных задач машиностроительной и металлургической отраслей промышленности является актуальной фундаментальной задачей, имеющей высокую практическую ценность. В данной работе методами современного физического материаловедения (дюротометрия, световая и сканирующая электронная микроскопия, рентгеноспектральный микроанализ) на поперечных шлифах проведены исследования структуры четырехслойных покрытий общей толщиной 9 мм молибденовой быстрорежущей стали Р2М9Ю, сформированных на подложке из стали 30ХГСА при плазменной наплавке порошковой проволокой в смеси аргона и азота. Показано, что покрытия имеют структуру без трещин с характерным размером зерен в пределах от 10 до 60 мкм. По границам зерен выявляется карбидная сетка и локализованные включения алюминия. Алюминий в виде более мелких включений обнаруживается также по субграницам и в объеме зерен. После четырехкратного высокотемпературного отпуска при 580 °С методом световой микроскопии в объеме зерен выявлены мартенситные иглы с размерами в пределах от 5 до 15 мкм. Вследствие перемешивания расплава подложки с материалом наплавляемой порошковой проволоки микротвердость покрытий монотонно уменьшилась от 780 на поверхности покрытия до 570 HV<sub>0,1</sub> на границе с основным металлом

*Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186>.*

## ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Zn-1%Mg-0,1%Mn

Лукьянова Е.А., Мартыненко Н.С., Рыбальченко О.В., Темралиева Д.Р., Горбенко А.Д., Добаткин С.В.  
ИМЕТ РАН, Россия, Москва  
helenelukyayanova@gmail.com

В настоящей работе проведено исследование влияния интенсивно пластической деформации методами кручения под высоким давлением (КВД) и равноканального углового прессования (РКУП) на структуру, механические и коррозионные свойства сплава Zn-1%Mg-0,1%Mn. КВД проводили на дисках 20 мм при комнатной температуре и общем количестве оборотов, равном 10. РКУП осуществляли по маршруту Вс при температуре 200 °С и угле пересечения каналов, равном 120°. Суммарное количество проходов РКУП составило 8, что соответствовало накопленной степени деформации равной 7.

В исходном состоянии структура состоит из зерен  $\alpha$ -Zn размером ~40 мкм и зернограничной сетки, состоящей из фаз  $Mg_2Zn_{11}$  +  $MgZn_2$  (Рис. 1 а). КВД приводит к формированию в сплаве смешанной микроструктуры, состоящий из зерен  $\alpha$ -Zn размером ~500 нм (Рис. 1 б) и нанозерен фазы размером ~50 нм (Рис. 1 в). В случае РКУП формируется микроструктура с вытянутыми зернами  $\alpha$ -Zn шириной ~10 мкм и глобулярными включениями фазы, размером ~5 мкм (Рис. 1 г).

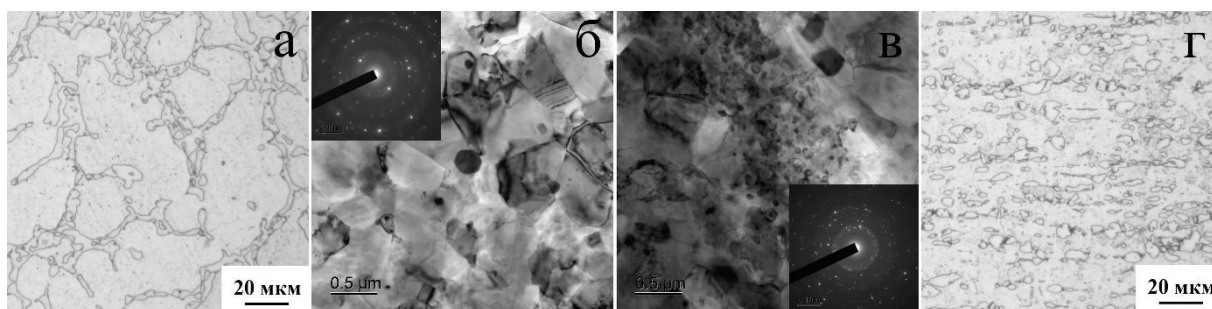


Рисунок 1 – Микроструктура сплава после отжига (а), после КВД (б, в) и РКУП (г).

Измельчение микроструктуры приводит к росту прочности сплава, а дробление фазовой сетки – к росту его пластичности. В исходном состоянии условный предел текучести сплава ( $\sigma_{0,2}$ ) составлял всего  $95 \pm 3$  МПа, предел прочности ( $\sigma_B$ ) –  $100 \pm 7$  МПа, а относительное удлинение ( $\delta$ ) –  $1,6 \pm 0,4\%$ . После КВД эти характеристики выросли до  $358 \pm 33$  МПа,  $468 \pm 13$  МПа и  $6,4 \pm 0,7\%$  соответственно. В случае РКУП также наблюдался как рост прочности ( $\sigma_{0,2} = 279 \pm 4$  МПа;  $\sigma_B = 289 \pm 4$  МПа), так и пластичности ( $\delta = 3,3 \pm 0,5\%$ ).

Исследование коррозионной стойкости сплава проводили потенциодинамическим методом в 0,9% растворе NaCl. Исследования показали, что КВД не оказывает существенного влияния на скорость коррозии сплава, тогда как РКУП замедляет ее.

*Работы выполнены при поддержке проекта РФФ №22-13-00024.*

## ВЛИЯНИЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛАТУНЕЙ Л68 И Л63

Мартыненко Н.С., Рыбальченко О.В., Лукьянова Е.А., Страумал П.Б.,  
Темралиева Д.Р., Горбенко А.Д., Андреев В.А., Добаткин С.В.

*ИМЕТ РАН, Россия, Москва*

*nmartynenko@imet.ac.ru*

Медные сплавы широко используются в различных областях народного хозяйства благодаря их хорошей электро- и теплопроводности. Одними из наиболее распространенных медных сплавов являются латуни, которые нашли широкое применение для изготовления труб, клапанов, фитингов, а также различных емкостей для транспортировки воды из-за высокой коррозионной стойкости. Однако повышение прочности латуней без потери их коррозионной стойкости до сих пор остается важной задачей. Перспективным методом для данной цели является ротационная ковка (РК). РК является не только довольно простым методом деформационной обработки, позволяющим измельчать микроструктуру металлических материалов вплоть до ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния, но также дает возможность получать длинномерные трубчатые заготовки. Поэтому целью данного исследования являлось изучение влияния РК на микроструктуру и механические свойства латуней Л68 (Cu-32 масс.% Zn) и Л63 (Cu-37 масс.% Zn). Для этого отожженные при 800 °С (2 ч) прутки подвергались деформации при комнатной температуре до конечного диаметра, равного 6 мм, что соответствует степени деформации ( $\epsilon$ ), равной 2,31.

Исследование механических характеристик латуней до и после РК представлено в таблице 1. Исследование показало, что увеличение содержания Zn с 32% до 37% приводит к росту и прочности, и пластичности. В данном случае происходит увеличение условного предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) с  $72 \pm 4$  МПа до  $93 \pm 4$  МПа, предела прочности ( $\sigma_B$ ) – с  $222 \pm 13$  МПа до  $332 \pm 2$  МПа и относительного удлинения ( $\delta$ ) – с  $39,9 \pm 3,8\%$  до  $71,0 \pm 2,0\%$ . Измельчение микроструктуры, происходящее в процессе РК, приводит к существенному росту прочности (что наиболее показательно для  $\sigma_{0,2}$ ) при уменьшении пластичности обоих сплавов. При этом для латуни Л68 было получено наибольшее значение прочности ( $\sigma_B = 775 \pm 6$  МПа), но меньше значение пластичности ( $\delta = 6,3 \pm 0,4\%$ ). В случае сплава Л63 прочность после РК была ниже ( $\sigma_B = 744 \pm 19$  МПа), при более высокой пластичности ( $\delta = 10,3 \pm 1,7\%$ ).

Таблица 1 – Механические свойства латуней Л68 и Л63 до и после РК

Сплав	Состояние	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
Л68	Закалка	$72 \pm 4$	$222 \pm 13$	$39,9 \pm 3,8$
	РК	$754 \pm 5$	$775 \pm 6$	$6,3 \pm 0,4$
Л63	Закалка	$93 \pm 4$	$332 \pm 2$	$71,0 \pm 2,0$
	РК	$717 \pm 6$	$744 \pm 19$	$10,3 \pm 1,7$

*Работа выполнена в соответствии с государственным заданием № 075-00320-24-00.*

## ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛИ КЛИНОК ФЕХТОВАЛЬНОГО ОРУЖИЯ

Рябичева Л.А.<sup>1</sup>, Дудник Ю.Ю.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Луганский государственный университет им. В. Даля, Россия, Луганск*

<sup>2</sup>*ООО «Завод Динамо», Россия, Луганск  
ryabic80@mail.ru*

В промышленности применяются упругие элементы, свойством которых является способность упруго деформироваться под нагрузкой. Основным материалом для изготовления таких деталей служат рессорно-пружинные стали типа 60С2А. Кроме этого, сталь 60С2А вследствие высоких упругих свойств используется для изготовления клинков фехтовального оружия. Технологический процесс изготовления клинков состоит из следующих основных операций: отрезка заготовки, нагрев, ковка, отжиг, обдирка, шлифовка, фрезеровка, закалка и отпуск.

Целью работы является исследование влияния дробной деформации стали 60С2А при ковке заготовки детали «клинок» на механические свойства.

Ковку клинков выполняли на пневматическом молоте модели М44129А с массой падающих частей 75 кг за два и три перехода с двух и трех нагревов, соответственно. Ковку поковки осуществляют путем последовательных обжатий. Исходная заготовка имела диаметр 14 мм длину 338 мм. Температурный интервал ковки 1200 — 800 °С.

Рассчитывали суммарную величину укова как произведение уков за количество переходов. Установлено, что разница сечений поковки влияет на величину укова, формирование микроструктуры и механических свойств.

Изучение микроструктуры после ковки за два и три перехода показал, что в срединной части получена микроструктура перлита с вкраплениями феррита. В головке получены удлиненные колонии феррита на фоне мелкозернистого перлита, что объясняется большой величиной укова и деформацией по оси клинка. В процессе обжатия металл упрочняется, одновременно происходят динамические разупрочняющие процессы. В паузах между переходами при подогреве заготовки осуществляется статическое разупрочнение. В настоящее время отсутствуют математические аппараты, позволяющие учитывать процессы разупрочнения в металле при температуре выше температуры ракристаллизации. Предлагается вязкоупругая модель Максвелла, позволяющая учитывать реальное поведение металла при высокотемпературном пластическом деформирования – скоростное и деформационное упрочнение, а также разупрочнение, которое обеспечивает снижение сопротивления деформированию.

Твердость стали 60С2А после ковки за два перехода по длине поковки неравномерная и находится в пределах 30 — 40 HRC; за три перехода составила 32-44 HRC. Выполняли испытание клинка на цикличность. Клинок, полученный за два перехода, выдержал 154 цикла, за три – 216 циклов. Остаточной деформации после двух и трех переходов нет. Упругие свойства клинков, полученных за три перехода, были выше на 18 %.

## ФОРМИРОВАНИЕ В ПРОЦЕССЕ НАПЛАВКИ ГРАДИЕНТА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

Невский С.А., Бащенко Л.П., Громов В.Е.

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

Методами современного физического материаловедения проведен сравнительный анализ структуры, фазового состава и механических свойств (микротвердости) быстрорежущей стали марки Р18 после магнитно-импульсной и электронно-пучковой обработок. Магнитно-импульсная обработка образцов стали в отожженном состоянии проводилась на установке МИУ 10/30 при энергии магнитного поля индуктора 40 кДж, количестве импульсов 6, длительности импульса 200 мкс, частоте следования импульсов 20 кГц. Электронно-пучковой обработке подвергали образцы, полученные методом плазменно-дуговой наплавки и подвергнутые четырехкратному высокотемпературному отпуску. Режим электронно-пучковой обработки: плотность энергии пучка электронов 30 Дж/см<sup>2</sup>, длительность импульса пучка электронов 50 мкс, количество импульсов облучения 5 имп., частота следования импульсов 0,3 с<sup>-1</sup>. При воздействии импульсного магнитного поля в поверхностном слое стали толщиной примерно 100 мкм наблюдалось измельчение карбидов с 13,2 до 2,9 мкм и формирование мелкоигольчатого мартенсита размерами от 200 до 1 нм, объемная доля которого составляет 0,54. Такая обработка обуславливает высокие значения микротвердости: до 5,7 ГПа. Отпущенные образцы подвергали электронно-пучковой обработке, которая приводит к дроблению карбидов в поверхностном слое 50 мкм до размеров 10 – 45 нм и к формированию ячеистой субмикроструктуры, размеры которой составляют 100 – 250 нм. Установлено, что основным механизмом упрочнения в случае магнитно-импульсной обработки является упрочнение мартенситной структурой, а при обработке электронным пучком – ячеистой субструктурой.

Сравнительный анализ структуры, фазового состава и механических свойств быстрорежущей стали марки Р18 после магнитно-импульсной и электронно-пучковой обработок показал, что данные виды обработки в зависимости от режимов приводят к существенным преобразованиям. Общим для этих обработок является протекание процессов высокоскоростной кристаллизации, измельчение карбидных фаз до микро- и нанометрового диапазонов, а также сравнимые значения микротвердости поверхностных слоев. Отличие между этими видами обработок заключается в том, что в поверхностном слое при электронно-пучковой обработке преобладают наноструктуры и, соответственно, осуществляются разные механизмы упрочнения. Если при магнитно-импульсной обработке преобладает упрочнение иглами мартенсита и дислокационной субструктурой, то при электронно-пучковой обработке основной вклад в прочность вносят ячейки кристаллизации. Полученные результаты могут быть использованы для разработки комбинированных видов обработки, которые сочетают импульсное магнитное поле и электронный пучок.

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 23-19-00186.*



## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ГИБРИДНЫХ КОМПОЗИТОВ, АРМИРОВАННЫХ ТУГОПЛАВКИМИ ЧАСТИЦАМИ

Русинов П.О., Чжан Ч., Курапов Г.В., Русинова А.А., Семадени М.Д., Елисеев В.Н.

<sup>1</sup> Кубанский государственный технологический университет, Россия, Краснодар

<sup>2</sup> Университет Янчжоу, Китай, Янчжоу

*ruspiter5@mail.ru*

Для повышения жаропрочности, жаростойкости, коррозионной и эрозионной стойкости материалов, применяемых в нефтегазовой и других отраслях промышленности, разработаны гибридные композиты, армированные тугоплавкими карбидными и оксидными частицами HfC, TaC и др. В качестве основы выбраны широко распространенные в нефтегазовой и авиационной промышленности сплавы GTD111, Rene N6, Inconel 738LC. Композитные материалы включают термобарьерные слои TBL ( $Yb_2O_3-ZrO_2-Y_2O_3-Nd_2O_3$ ) и Material 1 ( $Ni-HfC-Re-Al_2O_3-Yb_2O_3-ZrO_2-Y_2O_3-Nd_2O_3$ ). Толщина слоев составила: TBL – 200 мкм; Material 1 – 1÷1,2 мм. В качестве подложки использовался сплав GTD111, Rene N6 (рис. 1,а(3)).

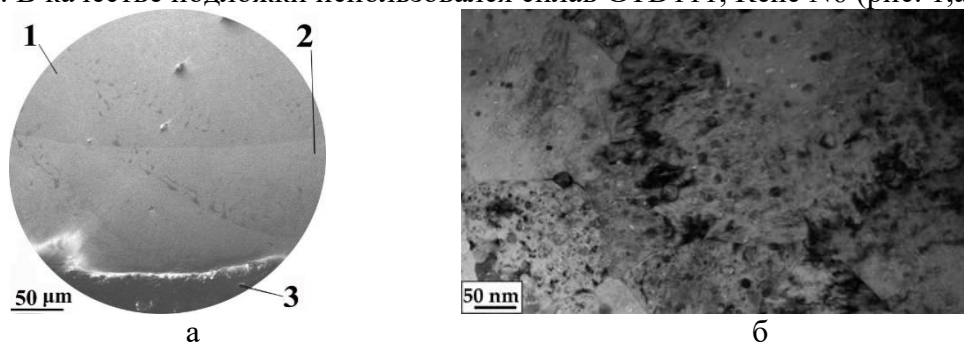


Рисунок 1 – Микроструктура слоистого композита: GTD111 (1) – TBL (2) – функциональный слой 1(3) – (а); структура функционального слоя – (б).

Размер зерен в материалах: базовый сплав GTD111 – 0,8–0,95 мкм (рис. 1,а); TBL – 0,07–0,23 мкм (рис. 1, а(2)); слой Material 1 – 0,012–0,42 мкм (рис. 1, б). Структура в слое Material 1, неоднородна и включает несколько соединений – фаз. Например, в обоих сплавах присутствуют армирующие карбидные (HfC/TaC) и оксидные ( $Yb_2O_3/ZrO_2/Y_2O_3/Al_2O_3/Nd_2O_3$ ) фазы.

Микротвердость материалов составила: GTD111, HV0.1 = 3.45÷3.65 ГПа; Rene N6, HV0.1 = 3.7÷3.8 ГПа; TBL, HV0.3 = 11.6÷11.7 ГПа; Material 1, HV0.3 = 12.6÷12.7 ГПа.

Долговечность вновь разработанных материалов при температуре 1473К составляет: Material 1 – 1610÷1620 часов; Rene N6 – 490÷500 часов. Долговечность сплавов GTD111 и Инконель 738LC при воздействии высокотемпературных агрессивных сред составляет 200-350 часов. Сплав Rene N6 имеет более высокие характеристики жаростойкости по сравнению со сплавами GTD111 и Инконель 738LC. Из полученных результатов следует, что долговечность сплавов GTD111, Инконель 738LC благодаря использованию защитных поверхностно-модифицированных материалов увеличивается в 8,6-9,7 раза.

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 23-23-00074.*

**ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ДВУХСТУПЕНЧАТОЙ ГОМОГЕНИЗАЦИИ НА  
ФОРМИРОВАНИИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ  
ВЫСОКОМАГНИЕВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ С МАЛЫМИ  
СКАНДИЕВЫМИ ДОБАВКАМИ**

Арышенский Е.В.<sup>1</sup>, Арышенский В.Ю.<sup>2</sup>, Рагазин А.А.<sup>2</sup>, Коновалов С.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>СибГИУ, Россия, Новокузнецк

<sup>2</sup>Самарский Университет, Россия, Самара

ar.evgenii@yandex.ru

Для исследования были отлиты сплавы 1580, 1590 и 1590-3, 1590-4 с химическим составом, указанным в таблице 1.

Таблица 1 Химический состав исследуемых сплавов

Сплав	Массовая доля элементов, %										
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr	Sc	Er*	Hf*
1590	0,04	0,07	-	0,41	5,57	-	0,21	0,1	0,14	0,1	0,05
1590-3	0,05	0,08	-	0,41	5,58	-	0,2	0,1	0,14	0,03	0,16
1590-4	0,05	0,08	-	0,41	5,53	-	0,21	0,1	0,14	0,1	0,1
1580	0,08	0,13	0,08	0,61	5,23	0,13	-	0,1	0,13	-	-

После литья слитки проходили гомогенизацию по двум режимам первый при температуре 440°C в течение 4 часа. По второму режиму гомогенизация проводилась при температуре 370°C в течение 4 часа с последующим нагревом до 440°C в течении 4 часов. После чего производилась прокатка слитков при температуре до 450°C до 6 мм, и холодную до 2 мм. После холодной прокатки производили отжиги листов при различных температурах от 330-550 С, с последующими исследованиями микроструктуры (методом оптической и просвечивающей микроскопии) и механических свойств.

Результаты исследования показали, что в случае одноступенчатого отжига более высокие свойства за счет более мелкодисперсного распределения упрочняющих частиц наблюдаются в сплавах 1580 и 1590-4. В случае двухступенчатого отжига более высокими свойствами обладают сплавы 1590 и 1590-3.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00810, <https://rscf.ru/project/22-19-00810/>.*

**ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ СПЛАВА Fe-18Cr-10Ni  
МЕТОДОМ  
ЛАЗЕРНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

Блинова Е.Н.<sup>1</sup>, Глезер А.М.<sup>1</sup>, Воронов В.Д.<sup>2</sup>, Либман М.А.<sup>1</sup>, Осинцев А.В.<sup>2</sup>,  
Петровский В.Н.<sup>2</sup>, Шурыгина Н.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И. П.  
Бардина, Россия, Москва

<sup>2</sup>Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Россия,  
Москва

*blinova\_en@rambler.ru*

Создание металлических материалов с высокой прочностью и одновременно с высокой пластичностью возможно путем реализации композиционных структур, сочетающих макроскопические области, одни из которых обладают высокой прочностью, а другие – высокой пластичностью. Образцы холоднодеформированного сплава Fe-18Cr-10Ni (прокатка с обжатием 80%) толщиной 0.6 мм вырезались из листа в форме лопаток для испытаний на разрыв. Обработка лазером производилась на стенде, укомплектованном роботизированным манипулятором MOTOMAN с одномодовым волоконным лазером IPG ЛС-5 мощностью до 5 кВт. Для достижения равномерного нагрева по площади обработки использовалась оптическая головка, формирующая прямоугольное пятно с близким к однородному распределением интенсивности. Для избежания перегрева линия движения луча была разбита на четыре сегмента, на каждом из сегментов мощность излучения отличалась от расчетной на заданное количество процентов. Скорость обработки составляла 9 мм/с. На основе модели лазерного нагрева с использованием метода конечных элементов были подобраны режимы равномерного прогрева на толщину 0.6 мм до 4-х температурных интервалов: 500-600<sup>0</sup>С (1), 600-700<sup>0</sup>С (2), 700-750<sup>0</sup>С (3) и 800-900<sup>0</sup>С (4). В результате были получены квадратные области аустенита 10x10 мм, расположенные в мартенситной матрице. Для контроля результатов термической обработки были проведены измерения микротвердости образующихся областей и металлографический анализ с обеих сторон образцов. Микротвердость аустенита составляла 2.4-2.5 ГПа для интервала 1; 2.3-2.4 ГПа для интервала 2; 2-2.1 ГПа для интервала 3 и 1.7-1.8 ГПа для интервала 4, соответственно. Для всех режимов фиксировалась переходная зона шириной не более 1 мм, где наблюдалось резкое снижение микротвердости. Величина микротвердости была одинакова с обеих сторон в пределах ошибки измерения. Также были получены диаграммы напряжение - деформация ( $\sigma(\epsilon)$ ) для заданной области аустенита в мартенситной матрице, которые показали возможность регулирования прочности и пластичности композита путем изменения температуры нагрева лазерным излучением. Таким образом, исследована возможность создания градиентных материалов с помощью пластической деформации и лазерной термической обработки. Определены оптимальные режимы лазерной термообработки (нагрев в интервале 500-700<sup>0</sup>С), обеспечивающие максимально возможную прочность аустенита. Сочетание пластической деформации и лазерной термической обработки позволят получать заданное распределение ферро- и парамагнитных областей материала при изготовлении конкретных изделий.

## НОВЫЙ ОТЕЧЕСТВЕННЫЙ КОМПЛЕКС ООО НПО «МЕТАЛЛЭНЕРГО» ДЛЯ ЗАКАЛКИ СТАЛЬНОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО ЛИСТОВОГО ПРОКАТА

Кирюхин Д.А., Бессмертных А.С.  
ООО НПО «МЕТАЛЛЭНЕРГО», Россия, Магнитогорск  
*mail@metallenergo.com*

С 2011 года ООО НПО «МЕТАЛЛЭНЕРГО», г. Магнитогорск, разрабатывает и изготавливает высокотемпературные технологические агрегаты для отечественных металлургических и машиностроительных заводов. Идея создания комплекса по закалке высокопрочного листового проката возникла на предприятии в 2021 году с целью импортозамещения зарубежных аналогов типа Hardox, Dillidur, Sidur, а также для повышения твердости и износостойкости тонколистового металлопроката из высокопрочных легированных сталей для изготовления горно-шахтных, дорожно-строительных, сельскохозяйственных, специальных машин и оборудования.

Новый высокопроизводительный термический комплекс позволяет осуществлять закалку и отпуск высокопрочного листового металлопроката толщиной от 3 до 16 мм, шириной до 2000 мм и длиной до 6000 мм при обеспечении его высокой планшетности без дополнительной механической правки. Комплекс состоит из агрегата полистной закалки, включающий в себя проходную нагревательную печь и оригинальную закалочную машину роликового типа, и двух печей низкотемпературного отпуска листов в пачках.

Закалочная машина содержит нижний ряд стационарных приводных роликов и верхний ряд приводных роликов с возможностью вертикального перемещения для создания транспортного туннеля для листовой заготовки, проходящей между роликами, но не испытывающей при этом изгибо-растяжных напряжений. При этом закалочная машина включает последовательные секции ускоренного и ламинарного охлаждения, в которых подача охладителя осуществляется как сверху, так и снизу листовой заготовки через специально профилированные форсунки, размещенные рядами по ширине листа и запитанные от коллекторов охлаждающей воды, расположенных в межроликовом пространстве. Такая конструкция позволяет осуществлять равномерную, высокоинтенсивную и надёжную подачу охладителя по всей ширине заготовки, в результате чего достигаются высокие показатели планшетности высокопрочного проката в диапазоне обрабатываемых толщин (см. рисунок 1).



Рисунок 1 – Закалённый лист из высокопрочной стали размером 6×1250×3000 мм на инспекционном столе

**МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВА  
VT20, УПРОЧНЕННЫХ БОРИДАМИ**

Соколовский В.С., Озеров М.С., Жеребцов С.В.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет,  
Россия, Белгород  
sokolovskiy@bsu.edu.ru*

Сплавы на основе титана обладают низкой плотностью, высокой удельной прочностью и отличной коррозионной стойкостью, что определяет их широкое использование в различных отраслях промышленности. Однако применение титановых сплавов в ряде случаев ограничивается недостаточной прочностью при повышенных температурах. Улучшение жаропрочности термически неупрочняемых титановых сплавов может обеспечиваться подбором химического состава, а также за счет создания метал-матричных композитов с керамическими армирующими компонентами, например, частицами боридов титана. При этом морфология, дисперсность и распределение боридов в структуре композита имеет существенное значение для обеспечения высокого уровня свойств. Изменение этих характеристик в композите может быть достигнуто посредством последующей деформационно-термической обработки.

Металломатричный композит Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V/TiB с 10,0 об. % армирующих волокон TiB был получен методом вакуумной дуговой плавки и сравнен с неармированным сплавом Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V. Исходная микроструктура композита состояла из двухфазной ( $\alpha+\beta$ ) матрицы с хаотично распределенными волокнами боридов. Добавление волокон боридов привело к увеличению прочности на 40%. При комнатной температуре композит достиг предела текучести 1100 МПа и пластичности при сжатии 10%. При повышенных температурах (400–950°C) значения предела текучести композита оставались примерно в 1,5–2 раза больше по сравнению с неармированным сплавом. Обнаружено более быстрое развитие глобуляризации в композите по сравнению с неармированным сплавом. Межфазная граница частица TiB/матрица не содержала ни переходного слоя, ни несплошностей. Используя полученные результаты, была рассчитана кажущаяся энергия активации пластической деформации, а также проанализированы карты обработки как для неармированного сплава, так и для композита.

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда в рамках гранта № 23-49-00108.*

## ОЦЕНКА КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА TiNi В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ МЕТОДОМ ГРАВИМЕТРИИ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ

Исхакова Э.И.<sup>1,2</sup>, Чуракова А.А.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>*Институт физики молекул и кристаллов Уфимский федеральный исследовательский центр Российской академии наук, Россия, Уфа*

<sup>2</sup>*Уфимский университет науки и технологий, Россия, Уфа  
elmira.iskhakova.74@mail.ru*

Материалы с эффектом памяти формы (ЭПФ) активно используются в медицине как материалы, внедряемые в организм для длительного функционирования. В настоящее время ведутся исследования по улучшению свойств никелида титана, включая коррозионную стойкость и биосовместимость. Исследования коррозионной стойкости проводились на сплаве  $Ti_{49,0}Ni_{51,0}$  с В2 структурой. Для получения крупнозернистой структуры проводили закалку сплава с температуры 800 °С в воду. Ультрамелкозернистая структура была получена с помощью равноканального углового прессования по маршруту Вс с  $n=6$  циклов двух исходных состояний – закаленного и с предварительным старением при температуре 450 °С 1 час. Для оценки методом гравиметрии образцы погружались на 30 суток в коррозионные растворы, имитирующие биологическую среду организма: 0,9% NaCl, раствор Рингера, раствор Хэнкса. Параметры электрохимической коррозии определяли с использованием универсального потенциостата-гальваностата Р-2Х «Элинс» в режиме линейной развертки потенциала от -500 до 600 мВ со скоростью 100 мВ/с в аналогичных растворах. Согласно полученным данным по скорости коррозии, в крупнозернистом состоянии наиболее коррозионностойким является сплав в растворе Хэнкса, наименее – в растворе Рингера. В ультрамелкозернистом состоянии наибольшая потеря массы наблюдается в растворе Хэнкса, а в растворах NaCl и Рингера наблюдается или прирост, или масса остается неизменной. Анализ поверхности образца сплава  $Ti_{49,0}Ni_{51,0}$  до и после коррозионных испытаний показал, что во всех состояниях и во всех растворах коррозия протекает с образованием питтингов и образованием продуктов коррозии. Изменение микротвердости в результате коррозионных испытаний в образцах, выдержанных в растворе Рингера меньше, по сравнению с растворами NaCl и Хэнкса. В ультрамелкозернистом состоянии микротвердость остается практически неизменной. Исследование в сплаве  $Ti_{49,0}Ni_{51,0}$  трех структурных состояний (крупнозернистое, ультрамелкозернистое, ультрамелкозернистое с предварительным старением) показали, что коррозионное разрушение в растворах происходит наиболее интенсивно в крупнозернистом состоянии и в ультрамелкозернистом состоянии с предварительным старением. Формирование ультрамелкозернистой структуры снижает скорость коррозии сплава, однако предварительное старение и выделение частиц старения повышают скорость коррозии по сравнению с состоянием без старения.

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ №22-73-00289, <https://rscf.ru/project/22-73-00289/> в молодежной лаборатории «Комбинированные поверхностные и объемные методы обработки функциональных и конструкционных материалов».

## ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Попкова Д.С.<sup>1</sup>, Беликов С.В.<sup>1,2</sup>, Пырин Д.В.<sup>1</sup>, Жиляков А.Ю.<sup>1,2</sup>,

<sup>1</sup>Кафедра термообработки и физики металлов, Уральский федеральный университет имени Первого президента Б.Н.Ельцина, Россия, Екатеринбург

<sup>2</sup>Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Россия, Екатеринбург  
*d.s.popkova@urfu.ru*

Спрос на штучные детали сложной геометрической формы обуславливает интерес к 3D-печати. В настоящей работе изучены особенности формирования структурно-фазового состояния аустенитных сплавов системы Fe-Cr-Ni-Mo, изготовленных с применением аддитивных технологий.

Аддитивные заготовки из стали 316L, полученные методом селективного лазерного сплавления (СЛС), характеризуются ячеистой структурой с неизменной долей карбидов типа  $Me_{23}C_6$ , но при повышении плотности энергии увеличивается объемная доля  $\chi$ -фазы. Предложен режим СЛС, при котором выделение  $\chi$ -фазы минимальное. Установлено, что скорость коррозии у образцов из сплава 316L, полученных методом СЛС, в эквимольной смеси KCl-NaCl при температуре 750 °С ниже, чем у аналогичных сплавов, полученных традиционным способом, характер коррозионного разрушения – сплошной и равномерный.

Микроструктура образцов из сплава Inconel 718, полученных по различным режимам электронно-лучевого сплавления (ЭЛС) и термообработанных по различным режимам, качественно одинакова – аустенитная матрица с дисперсными выделениями интерметаллидов по границам и в теле зерна. Фазовый состав сплава:  $\gamma$ ,  $\gamma''$  и  $\delta$ . Аустенитная матрица имеет ярко выраженную текстуру - направление  $\langle 001 \rangle_{\gamma}$  вдоль направления выращивания образцов. Повышение плотности энергии с 0.25 до 1.0 Дж/мм приводит к уменьшению среднего размера аустенитного зерна с 31 до 26 мкм, среднего размера частиц упрочняющей  $\gamma''$ -фазы с 26 до 17 нм.

Выявленные закономерности можно использовать при научно-обоснованном выборе технологических режимов аддитивного производства для создания сплавов аустенитного класса в различном структурном состоянии.

Список источников:

1. Popov V.V., Lobanov M.L., Stepanov S.I., Qi Y., Muller-Kamskii G., Popova E.N., Katz-Demyanetz A., Popov, A.A. Texturing and Phase Evolution in Ti-6Al-4V: Effect of Electron Beam Melting Process, Powder Re-Using, and HIP Treatment // Materials 2021, 14, 4473. <https://doi.org/10.3390/ma14164473>

*Работы выполнены при поддержке проекта № 075-03-2023-006 от 16.01.2023 (номер темы FEUZ-2023-0015)*

**ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ  
СРЕДНЕЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА  $Fe_{65}Co_{12,5}Ni_{12,5}Cr_{9,5}C_{0,5}$ , ПОЛУЧЕННОГО  
СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ, НА МИКРОСТРУКТУРУ И  
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА**

Поволяева Е.А.<sup>1,2</sup>, Шайсултанов Д. Г.<sup>1</sup>, Степанов Н. Д.<sup>2</sup>, Жеребцов С. В.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> *Белгородский государственный национальный исследовательский университет  
(НИУ «БелГУ»), Россия, Белгород*

<sup>2</sup> *Санкт-Петербургский государственный морской технический университет,  
Россия, Санкт-Петербург  
povolyaeva@bsu.edu.ru*

Одним из самых современных методов изготовления изделий из высоко- и среднеэнтропийных сплавов (ВЭС/СЭС) является селективное лазерное сплавление (СЛС). Этот метод позволяет быстро производить высококачественные детали из сплавов со сложной геометрической формой. Высокая скорость охлаждения во время процесса СЛС является причиной формирования мелкозернистой микроструктуры, что способствует повышению механических свойств материала, в сравнении с классическими методами изготовления (литье, плавка и др.). Для устранения нежелательных микроструктурных дефектов можно применять термическую и термомеханическую обработку (отжиг, горячее изостатическое прессование, межслойная прокатка, ковка и др.).

В настоящем исследовании изучаются микроструктура и механические свойства среднеэнтропийного сплава  $Fe_{65}Co_{12,5}Ni_{12,5}Cr_{9,5}C_{0,5}$ , полученного методом СЛС и подвергнутого различным видам обработки. Было исследовано влияние термической и термомеханической обработок на микроструктуру и механические свойства сплава, испытанного на растяжение при комнатной и криогенной температурах. В напечатанном состоянии сплав продемонстрировал однофазную микроструктуру с гранецентрированной кубической решеткой (ГЦК); отжиг при  $800^{\circ}C$  способствовал образованию оцк пластин мартенситного типа и карбидов  $M_{23}C_6$ , однако доминирующей фазой оставалась ГЦК. Прокатка при комнатной температуре и последующий отжиг при  $800^{\circ}C$  привели к образованию мелкозернистой ГЦК микроструктуры и выделению карбидов  $M_{23}C_6$ . Испытания на растяжение как при комнатной, так и при криогенной температурах ( $77\text{ K}$ ) показали значительное улучшение механических свойств сплава, в сравнении с традиционным методом его изготовления. В работе подробно обсуждаются причины повышения механических свойств сплава в условиях криогенной деформации.

*Работа выполнена при поддержке российского научного фонда (грант РФФ № 20-79-10093-П) с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и материалы НИУ «БелГУ»».*



**ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ТИТАНЕ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБАХ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ**

Шурыгина Н.А.<sup>1,2</sup>, Шалимова А.В.<sup>1</sup>, Сундеев Р.В.<sup>1,2</sup>,  
Блинова Е.Н.<sup>1</sup>, Велигжанин А.А.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Россия, Москва

<sup>2</sup> РТУ МИРЭА, Россия, Москва

<sup>3</sup> НИЦ «Курчатовский институт», Россия, Москва

shnadya@yandex.ru

Для повышения физико-механических характеристик титана в широкой области температур в настоящее время широко используются различные методы больших пластических (мегапластических) деформаций, обеспечивающие получение необходимого комплекса свойств за счет существенного измельчения структуры, изменения плотности и конфигурации дефектов и других элементов структуры.

Целью данной работы является систематическое структурное исследование фазового превращения  $\alpha$ -Ti в ходе двух различных способов деформации. В качестве материала для исследования был выбран технически чистый титан ВТ1-0 ( $\alpha$ -фаза), полученный методом вакуумной выплавки и последующей прокатки полос до толщины 50 мкм. Кручение под высоким квазигидростатическим давлением (КВД) проводили в камере Бриджмена при комнатной температуре. Использовали два способа деформации образцов в камере Бриджмена: 1) осадка в условиях высокого давления ( $P = 6$  ГПа), выдержка 10 минут; 2) КВД при той же величине давления ( $P = 6$  ГПа) скорость вращения подвижного бойка – 1 об/мин, число полных оборотов подвижной наковальни ( $N$ ) было равно 1 и 4. Локальную атомную структуру как исходных образцов, так и образцов после обоих типов деформации исследовали методом спектроскопии поглощения рентгеновских лучей (EXAFS-спектроскопии) с использованием синхротронного излучения «КИСИ-Курчатов» вблизи  $K$ -края поглощения титана ( $E_0 = 4966$  эВ).

По результатам РСА, ПЭМ, EXAFS-спектроскопии и измерения микротвердости  $HV$  сплава ВТ1-0 было установлено, что при осадке образцов в условиях высокого давления с выдержкой в течение 10 минут в камере Бриджмена не приводит к фазовым превращениям. Структура деформированного  $\alpha$ -Ti не отличается от структуры сплава в исходном состоянии. В результате воздействия КВД (при  $N = 1$  и 4 оборота) при исследовании локальной структуры сплава методом EXAFS-спектроскопии установлено, что в области 3-4 Å происходят значимые изменения локальной структуры титана, связанные с изменением фазового состава образца. В этой области проявляется вторая координационная сфера высокотемпературной  $\beta$ -фазы титана ( $R=3.3$  Å), причем ее радиус увеличивается после КВД при  $N = 1$  и 4 оборота. Вероятнее всего, в данном случае,  $\beta$ -фаза формируется в нанокристаллическом виде с размерами кристаллитов  $\sim 1-2$  нм. Показана возможность осуществления в ходе КВД (при комнатной температуре) превращения  $\alpha \rightarrow \beta$ , связанного с аномально высокой скоростью диффузии и локальным повышением температуры в полосах скольжения.

**МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ  
СРЕДНЕЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА TiNbZr, УПРОЧНЕННЫХ БОРИДАМИ**

Озеров М.С., Газизова М.Ю., Надеждин С.В., Жеребцов С.В.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет,  
Россия, Белгород  
ozerov@bsu.edu.ru*

Помня о несомненных преимуществах среднеэнтропийных сплавов системы Ti-Nb-Zr в виде низкого модуля упругости, высокой удельной прочности, отличной коррозионной стойкости и биосовместимости, области применения данных сплавов часто ограничиваются из-за их известных слабых мест, таких как низкая прочность, твердость и износостойкость. Известно, что одним из наиболее подходящих способов упрочнения сплавов на основе титана является использование волокон TiB в качестве высокопрочного армирующего компонента. Несмотря на обширную исследовательскую работу, проведенную над композитами Ti(Ti-сплавы, сплавы с высоким содержанием Ti)-TiB, очень мало известно об их биосовместимости, что до сих пор исключало их использование в биоприложениях. Также имеется довольно ограниченное количество исследований по коррозионной стойкости и износостойкости композитов Ti(Ti-сплавы, сплавы с высоким содержанием Ti)-TiB, которые показывают отсутствие негативного влияния от присутствия боридов в титановой матрице. Ещё менее изученным вопросом является влияние легирования частицами TiB на коррозионную стойкость и износостойкость эквиатомной матрицы Ti-Nb-Zr, а также на ее биосовместимые свойства. Таким образом, в данном исследовании пристальное внимание сосредоточено на изучении коррозионной стойкости, износостойкости и биосовместимости композитов на основе эквиатомного сплава TiNbZr с различным содержанием боридов.

Композиты TiNbZr-TiB были получены методом вакуумно-дугового переплава; весовое количество TiB<sub>2</sub> составило 0,7 и 4,0 вес. %; для сравнения также был изготовлен неармированный сплав TiNbZr. Микроструктура композитов TiNbZr-TiB состоит из матрицы TiNbZr β и волокон (Ti,Nb)B, доля которых увеличивается с повышением количества TiB<sub>2</sub> в исходной смеси. Бориды имеют игольчатую форму со средним диаметром ~ 0,4 и ~ 2,0 мкм для композитов с 0,7 и 4,0 вес. % TiB<sub>2</sub>, соответственно. Объемная доля боридов в структуре двух состояний композитов составила ~ 2,5 и ~ 12,4 %, соответственно. Установлено, что введение 4 % TiB<sub>2</sub> в сплав снижает коррозионную стойкость композита по сравнению с неармированным сплавом TiNbZr и композитом с 0,7 вес. % TiB<sub>2</sub>. Композит с 0,7 вес. % TiB<sub>2</sub> и неармированный сплав показали близкие значения коррозионной стойкости. Показано, что добавление TiB<sub>2</sub> в сплав TiNbZr приводит к снижению коэффициента трения; при добавлении 0,7 % TiB<sub>2</sub> в сплав коэффициент трения снизился с 1,15 до 1,13, а при увеличении процентного содержания TiB<sub>2</sub> в сплаве до 4 % коэффициент трения снизился в ~ 2 раза с 1,15 до 0,58. Было установлено, что композиты TiNbZr-TiB обладают высоким уровнем биосовместимости; существенных отличий в биосовместимых свойствах от исходного неармированного состояния сплава обнаружено не было.

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда в рамках гранта № 22-19-00476.*

## ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СТАРЕНИЯ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МЕЛКОЗЕРНИСТОГО СТАРЕЮЩЕГО НИКЕЛИДА ТИТАНА

Рыклина Е.П.<sup>1</sup>, Полякова К.А.<sup>1</sup>, Комаров В.С.<sup>1,2</sup>, Мурыгин С.Р.<sup>1</sup>, Конопацкий А.С.<sup>1</sup>,  
Андреев В.А.<sup>2</sup>, Уланов А.У.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва

<sup>2</sup>ИМЕТ РАН, Россия, Москва

vachiyan@yandex.ru

Стареющие сплавы никелида титана остаются наиболее привлекательными среди сплавов с памятью формы (СПФ), поскольку именно старение позволяет варьировать их структуру и характеристики формовосстановления в широком диапазоне; эта особенность делает их незаменимыми при разработке и создании интеллектуальных конструкций медицинского назначения.

Большинство работ опубликованных исследований по влиянию режимов старения на микроструктуру, формирующуюся при старении, мартенситные превращения и механическое поведение проводили на готогенизированном сплаве с крупным рекристаллизованным зерном. При этом сравнительные испытания функционально-механического поведения сплава традиционно проводят при комнатной температуре, в то время как СПФ демонстрируют сильную зависимость всех характеристик от температуры. В настоящей работе исследовали влияние режимов старения в диапазоне 300–500 °С в течение 1,5, 10 и 20 ч на микроструктуру, мартенситные превращения и температурную зависимость механического поведения сплава Ti–50,8 ат.%Ni с исходной мелкозернистой структурой.

Исследования проводили на проволоке диаметром 0,6 мм, полученной холодным волочением с накопленной деформацией  $\epsilon = 0,6$ . Все образцы были подвергнуты рекристаллизационному отжигу при 700 °С, 1 ч и дополнительному старению. Структурные исследования проводили с использованием просвечивающего JEM-2100 и сканирующего JSM7600F электронного микроскопа. Мартенситные превращения (МП) изучали с использованием калориметра «Mettler Toledo DSC 3+». Испытания на растяжение проводили на машине «INSTRON 5966» в диапазоне температур  $-196 \leq T \leq +100$  °С со скоростью 20 мм/мин.

Варьирование микроструктуры, сформированной в процессе старения, позволяет регулировать характеристические температуры мартенситных превращений и температурные интервалы при охлаждении и нагреве. Самый широкий температурный диапазон  $R_S^A - M_S$  (107 °С) при охлаждении определяется после старения при 300 °С, 10 ч. При нагреве после старения при 430–500 °С, 20 ч наблюдается минимальный температурный диапазон  $R_S^M - A_f$  (7–8 °С).

При увеличении времени и температуры старения от 430 °С, 1 ч до 500 °С, 20 ч наблюдается рост размера частиц фазы  $Ti_3Ni_4$  с 36 до 430 нм. Увеличение температуры старения с 300 до 430 °С, 10 ч приводит к росту разности между дислокационным и фазовым пределом текучести ( $\Delta\sigma$ ) в 2–4,2 раза при температурах испытания 20–60 °С. Максимальное значение  $\Delta\sigma = 500$ –600 МПа реализуется после старения 430 °С, 10–20 ч в интервале температур испытания  $20 \leq T \leq 60$  °С, что соответствует интервалу эксплуатации медицинских изделий. Полученные закономерности могут быть использованы для прогнозирования комплекса функциональных и механических свойств никелида титана.

*Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания НИТУ МИСИС, шифр проекта FSME-2023-0006.*

## ВЛИЯНИЕ МАСШТАБНОГО ФАКТОРА НА МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА

Полякова К.А., Рыклина Е.П., Полесский С.К.

*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*

*vachiyar@yandex.ru*

Сплавы с памятью формы на основе никелида титана остаются вне конкуренции по применению в медицине и технике. Однако их интенсивное использование сдерживается по ряду причин, обусловленных сложностью обеспечения воспроизводимости характеристик, отвечающих за работоспособность изделий при их серийном выпуске. Изменение характеристик механических свойств материалов в зависимости от размеров образцов связывают с технологическими, механическими, энергетическими и статистическими факторами, совместное действие которых чрезвычайно усложняет картину. Можно полагать, что в разных структурных состояниях проявление влияния масштабного фактора на исследуемые характеристики может отличаться. В настоящей работе исследовали влияние диаметра проволоки после горячего волочения стареющего сплава TiNi на мартенситные превращения и механические свойства в разных структурных состояниях.

Исследования проводили на проволоке сплава Ti–50,8 ат. %Ni двух различных диаметров 0,6 и 1,2 мм, полученной горячим волочением при температуре 750 °С. Образцы были подвергнуты термической обработке по следующим режимам: (1) рекристаллизационный отжиг (РО) при 850 °С, 1 ч; (2) РО при 850 °С, 1 ч с последующим старением при 450 °С, 5 ч. Мартенситные превращения определяли с помощью дифференциально сканирующей калориметрии (Mettler Toledo 3+) со скоростью нагрева/охлаждения 10°С/мин в интервале температур от –100°С до 100°С. Растяжение проводили на универсальной испытательной машине Instron 5966 со скоростью деформирования 2 мм/мин при комнатной температуре.

Калориметрические исследования не выявили влияния масштабного фактора на характеристические температуры во всех структурных состояниях. В исходном горячедеформированном состоянии в проволоке  $d = 0,6$  мм и  $d = 1,2$  мм определяется фазовый предел текучести при 520 и 550 МПа, дислокационный предел текучести при 1050 и 950 МПа, предел прочности при 1150 и 1050 МПа, относительное удлинение 15% и 31% соответственно. Полученные результаты могут быть следствием различной суммарной накопленной деформацией и более высокой плотности дефектов в кристаллической решетке проволоки 0,6 мм выше, чем в более массивной 1,2 мм. Последующий РО при 850 °С, 1 ч приводит к снижению предела прочности до 600 МПа, при этом дислокационный и фазовый пределы текучести отдельно не определяются. После дополнительного старения при 430 °С 5 ч фазовый и дислокационный пределы текучести определяются при 300 и 980 МПа (0,6 мм) и 280 и 880 МПа (1,2 мм), причем диаметр образца практически не влияет на эти характеристики. При этом пластические характеристики в более массивных образцах 1,2 мм в 3 раза выше, чем в более тонкой проволоке диаметром 0,6 мм. В результате последующего старения различие в пластичности снижается в 2 раза. Таким образом, РО горячедеформированного никелида титана нивелирует влияние масштабного фактора на прочностные характеристики и приводит к уменьшению изначальной разницы в пластичности. Дальнейшие работы будут направлены на выявление природы полученных закономерностей, в частности, с применением исследования текстуры, а также исследование влияния масштабного фактора на эффекты памяти формы.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-79-10322, <https://rscf.ru/project/24-79-10322/>»

## СОДЕРЖАНИЕ

<b>ПРОГРАММА</b>	<b>5</b>
<b>ПЛЕНАРНАЯ СЕКЦИЯ</b>	<b>25</b>
<b>ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА</b> Жеребцов С.В.	<b>27</b>
<b>ИССЛЕДОВАНИЯ ФОРМИРОВАНИЯ НОВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ АЛТЕК ДЛЯ НУЖД ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ</b> Коновалов С.В., Арышенский Е.В., Левагина А.А.	<b>28</b>
<b>ВОЗМОЖНОСТИ ПРЕДИКТИВНОЙ АНАЛИТИКИ ДЛЯ ПРОГНОЗА СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ</b> Кудря А.В., Соколовская Э. А., Кодиров Д.Ф., Тимошенко В.В., Сергеев М.И.	<b>29</b>
<b>ПАРАДОКСЫ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ</b> Валиев Р.З.	<b>30</b>
<b>ЭФФЕКТ ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ РАЗЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ</b> Гундеров Д.В., Асфандияров Р.Н.	<b>31</b>
<b>ИЗМЕНЕНИЕ ПЛОТНОСТИ ДЕФЕКТОВ И ТЕМПЕРАТУР МАРТЕНСИТНЫХ ПЕРЕХОДОВ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi</b> Беляев С.П., Реснина Н.Н., Базлов А.И., Сибирев А.В., Поникарова И.В., Бикбаев Р.М., Иванов А.М., Глухов М.Ю., Трофимова М.Е., Орлов В.Е., Гундеров Д.В.	<b>32</b>
<b>СЕКЦИЯ 1 «СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ»</b>	<b>33</b>
<b>ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПОЛУЧЕНИЯ СЛИТКОВ ИЗ СПЛАВА СИСТЕМЫ СО-CR-MO НА СТРУКТУРУ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ</b> Скугорев А.В., Кулешова Н.А., Карашаев М.М., Галкин С.П.	<b>35</b>
<b>ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА Fe-Mn-Si СПЛАВОВ</b> Рыбальченко О.В., Мартыненко Н.С., Анисимова Н.Ю., Рыбальченко Г.В., Темралиева Д.Р., Лукьянова Е.А., Комаров В.С., Щетинин И.В. Долженко П.Д., Рааб А.Г., Добаткин С.В.	<b>36</b>
<b>СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МАГНИЕВОГО СПЛАВА MG-8,6ZN-1,2ZR ПОСЛЕ РКUP</b> Сементеева Ю.Р., Аксенов Д.А., Асфандияров Р.Н., Шишкунова М.А., Рааб А.Г.	<b>37</b>

<b>МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Zn-1%Mg-0,1%Mn ПОСЛЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ</b> Мартыненко Н.С., Анисимова Н.Ю., Рыбальченко О.В., Темралиева Д.Р., Шинкарева М.В., Лукьянова Е.А., Просвирнин Д.В., Андреев В.А., Киселевский М.В., Добаткин С.В.	<b>38</b>
<b>ПРИМЕНЕНИЕ МОДЕЛИ ИЗМЕНЕНИЯ ОРИЕНТАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ К ТЕОРИИ ПЛАСТИЧНОСТИ АНИЗОТРОПНОГО МАТЕРИАЛА</b> Беглов Э.Д., Ерисов Я.А, Арышенский Е.В., Коновалов С.В.	<b>39</b>
<b>СДВИГ ФАЗОВОГО СОСТАВА И УСТАНОВИВШЕЙСЯ РАСТВОРИМОСТИ Ag В Cu ПОД ДЕЙСТВИЕМ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ ПРИ НИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ</b> Страумал П.Б., Е.А. Лукьянова, Н.С. Мартыненко, И.С. Кречетов, Т.В. Добаткина	<b>40</b>
<b>ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ХРОМА, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫХ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БЕСШОВНЫХ ТРУБ</b> Ющук В.В., Комиссаров А.А., Долгач Е.Д., Машарипов С.З., Коновалова К.А., Смарыгина И.В.	<b>41</b>
<b>ВЛИЯНИЕ РКУП С УЛЬТРАЗВУКОМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg-Zn-Zr</b> Аксенов Д.А., Шишкунова М.А., Асфандияров Р.Н., Рааб А.Г., Сементеева Ю.Р.	<b>42</b>
<b>МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ</b> Кунавин С.А.	<b>43</b>
<b>СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОРШНЕВОГО СИЛУМИНА И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО СПЛАВА Al4Cu2Mn0,5Ca0,25Zr (масс.%)</b> Белов Н.А., Цыденов К.А.	<b>44</b>
<b>ТЕХНОЛОГИИ СОЗДАНИЯ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ С УЛУЧШЕННЫМИ СВОЙСТВАМИ</b> Пермякова И.Е.	<b>45</b>
<b>ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА КИНЕТИКУ УПРОЧНЕНИЯ СЛИТКОВ СПЛАВОВ Al-0.3Zr С ДОБАВКАМИ Y, Er, Yb и Gd</b> Горлов Л.Е. Барков Р.Ю.	<b>46</b>
<b>ВЛИЯНИЕ СКАНДИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Ca-Mn-Ni(Ce)</b> Наумова Е.А., Барыкин М.А.	<b>47</b>
<b>ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА Mg-Y-Gd-Zr В РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ ДЕФОРМАЦИИ</b> Лукьянова Е.А., Тарытина И.Е., Добаткина Т.В., Рыбальченко О.В., Мартыненко Н.С., Темралиева Д.Р., Морозов М.М., Андреев В.А., Добаткин С.В.	<b>48</b>
<b>ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЬНОЙ ПРОКАТКИ В ТРЕХВАЛКОВОМ КАЛИБРЕ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-Zr-Nb МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ</b> Александровский Э.К., Лукашевич К.Е., Шереметьев В.А., Прокошкин С.Д.	<b>49</b>

<b>ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ВНС53 ПУТЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ НИОБИЕМ И ВАНАДИЕМ</b> Кушнерева Д.С.	<b>50</b>
<b>ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ЗАКАЛКЕ С ПРОКАТНОГО НАГРЕВА НА ТЕКСТУРУ И МОРФОЛОГИЮ БЕЙНИТА ВЫСОКОПРОЧНОЙ СУДОСТРОИТЕЛЬНОЙ СТАЛИ</b> Куртева К.Ю., Зисман А.А., Хлусова Е.И., Яковлева Е.А.	<b>51</b>
<b>ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО РАСПАДА МЕТАСТАБИЛЬНОЙ D0<sub>3</sub> ФАЗЫ И СТРУКТУРНО ОБУСЛОВЛЕННЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ МАГНИТОСТРИКЦИИ В СПЛАВЕ Fe-27Ga</b> Щербаков А.А., Палачева В.В., Чеверикин В.В., Занаева Э.Н., Балагуров А.М., Головин И.С.	<b>52</b>
<b>СЕКЦИЯ 2 «ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ»</b>	<b>53</b>
<b>ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРНЫЕ ПАРАМЕТРЫ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Al-Ce-Fe-Ni-Zr</b> Понкратова Ю.Ю., Атанова А.В., Бинков И.И., Базалеева К.О., Наумова Е.А.	<b>55</b>
<b>ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ МЕТОДА СЛП НА СВОЙСТВА МАГНИЕВОГО СПЛАВА WE43, ПРИМЕНЯЕМОГО В КАЧЕСТВЕ МАТЕРИАЛА ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА БАРЬЕРНЫХ МЕМБРАН</b> Ершов Н.А., Баженов В.Е., Чернышихин С.В., Плегунова С.В., Комиссаров А.А.	<b>56</b>
<b>РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОСТНЫХ ИМПЛАНТАТОВ С ПОРИСТОЙ СТРУКТУРОЙ</b> Лезин В.Д., Молчанов С.А., Творогов А.И., Лукашевич К.Е., Шереметьев В.А.	<b>57</b>
<b>ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МАКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЛП</b> Творогов А.И., Шереметьев В.А., Лезин В.Д.	<b>58</b>
<b>ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ОТ ПАРАМЕТРОВ ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ И МЕТОДА ПОЛУЧЕНИЯ ПОРОШКА</b> Корепина Д.П., Солонин А.Н.	<b>59</b>
<b>АКУСТИЧЕСКИЕ КОЛЕБАНИЯ КАК ФАКТОР СВЕРХМНОГОЦИКЛОВОЙ КОРРОЗИОННОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ</b> Истомина Т.Ю., Капуткин Д.Е., Преферансов Д.И., Степанова В.А., Арабей А.Б., Ряховских И.В., Мудрецова Л.В.	<b>60</b>
<b>ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТРУБЧАТЫХ ЗАГОТОВОК, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГОРЯЧЕЙ ЭКСТРУЗИИ ИЗ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ</b> Плегунова С.В., Баранов И.И., Баженов В.Е., Комиссаров А.А.	<b>61</b>

<b>АНАЛИЗ МЕТОДОВ ОПРЕДЕЛЕНИЯ И ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ</b> Гусев А.Д., Маркова Г.В.	<b>62</b>
<b>СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ МЕТАЛЛОТЕРМИЧЕСКОМ СИНТЕЗЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Cr<sub>2</sub>Ta ИЗ ОКСИДОВ Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> И Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub></b> Гурьянов А. М., Касимцев А. В., Володько С.С., Юдин С. Н., Алимов И.А. Евстратов Е. В.	<b>63</b>
<b>СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ПРЯМОМ ЛАЗЕРНОМ ВЫРАЩИВАНИИ БЕЙНИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ 09XН2МД</b> Мендагалиев Р.В., Иванов С.Ю., Вильданов А.М., Климова-Корсмик О.Г.	<b>64</b>
<b>ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЕЙ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ</b> Углуниц Т.В., Мендагалиев Р.В., Климова-Корсмик О.Г., Алымов Н.Р.	<b>65</b>
<b>ВЛИЯНИЕ ЗАМЕНЫ МОЛИБДЕНА НА ВАНАДИЙ НА ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Co-Ni-Cr-(Mo,V)-В</b> Базлов А.И., Занаева Э.Н., Убыйвовк Е.В., Пархоменко М.С., Табачкова Н.Ю.	<b>66</b>
<b>ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВОВ Al-Zr-РЗМ ПРИ УСКОРЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И МЕХАНИЧЕСКОМ ЛЕГИРОВАНИИ</b> Трошкова О.В., Мочуговский А.Г., Михайловская А.В.	<b>67</b>
<b>ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В НАВОДОРОЖЕННОМ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ПЕРЕХОДНОГО КЛАССА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РЕЖИМА ДЕГАЗАЦИИ</b> Гвоздева О.Н., Степушин А.С., Смирнов П.А., Журбенко А.С.	<b>68</b>
<b>СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ НИКЕЛЕВОГО КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО СПЛАВА</b> Пырин Д.В., Чукимарка П.К., Жилияков А.Ю., Беликов С.В.	<b>69</b>
<b>ОЦЕНКА ПОРОГОВЫХ ЗНАЧЕНИЙ В КИНЕТИКЕ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРЕЩИН МЕТОДОМ ФОТОМЕТРИЧЕСКОГО АНАЛИЗА</b> Ермишкин В.А., Минина Н.А., Соловьева Ю.Б.	<b>70</b>
<b>ОБЪЕМНАЯ УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ОБРАБОТКА МАГНИЯ И БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg-Zn-Zr, ПОДВЕРГНУТЫХ РКУП</b> Шишкунова М.А., Аксенов Д.А., Назаров А.А., Асфандияров Р.Н., Рааб А.Г., Сементеева Ю.Р.	<b>71</b>
<b>СЕКЦИЯ 3 «ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ»</b>	<b>73</b>
<b>ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ С НИЗКОЙ, СРЕДНЕЙ И ВЫСОКОЙ ЭНТРОПИЕЙ</b> Реснина Н.Н., Беляев С.П., Базлов А.И., Поникарова И.В., Бикбаев Р.М., Иванов А.М., Стародубова М.С.	<b>75</b>



<b>РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ПОРОШКОВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ti-Zr-Nb В ОБЛАСТИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУР</b> Маркова Г.В., Пермякова Д.В., Васин Р.Н., Бучков А.Е., Шуйцев П.В.	<b>76</b>
<b>НОВЫЕ ПОДХОДЫ К ПРОВЕДЕНИЮ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НИКЕЛИДА ТИТАНА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ДЛИННОМЕРНЫХ ПРУТКОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ</b> Комаров В.С., Карелин Р.Д., Черкасов В.В., Хмелевская И.Ю., Андреев В.А., Юсупов В.С., Прокошкин С.Д.	<b>77</b>
<b>ВЛИЯНИЕ ДИНАМИЧЕСКИХ И СТАТИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ СТАРЕНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И КОМПЛЕКСА СВОЙСТВ СПФ TiNi</b> Черкасов В.В., Комаров В.С., Карелин Р.Д., Хмелевская И.Ю., Прокошкин С.Д.	<b>78</b>
<b>ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ СИСТЕМЫ Ti-Zr-Nb</b> Введенская И.А., Баранова А.П., Страхов О.В., Дубинский С.М.	<b>79</b>
<b>ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ СЛОИСТЫХ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТ ИЗ СПЛАВА <math>Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}</math></b> Ситников Н.Н., Грешнякова С.В., Залетова И.А.	<b>80</b>
<b>ВЛИЯНИЕ РКУП В ОБОЛОЧКЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ</b> Карелин Р.Д., Комаров В.С., Хмелевская И.Ю., Черкасов В.В., Андреев В.А., Юсупов В.С., Прокошкин С.Д.	<b>81</b>
<b>ВЛИЯНИЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА БИОДЕГРАДИРУЕМОГО СПЛАВА Fe-30Mn-5Si</b> Караваева М.А., Кадиров П.О., Шереметьев В.А., Пустов Ю.А., Жукова Ю.С., Чеверикин В.В., Галкин С.П., Прокошкин С.Д.	<b>82</b>
<b>ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВОВ НА Ti-Zr-Nb-Sn ДЛЯ ОРТОПЕДИЧЕСКИХ ИМПЛАНТАТОВ</b> Бобков Я.А., Шереметьев В.А., Деркач М.А.	<b>83</b>
<b>ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ СРЕДНЕЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ <math>CoNiAl</math>, ЛЕГИРОВАННЫХ ЖЕЛЕЗОМ</b> Ефтифеева А.С., Янушоните Э.И., Фаткуллин И.Д., Жердева М.В., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.	<b>84</b>
<b>ФОРМИРОВАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕТОДАМИ ЛОКАЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ</b> Алсаева О.С., Снегирёв А.О.	<b>85</b>
<b>ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ <math>Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}</math></b> Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Жердева М.В., Дмитриенко М.С., Чумляков Ю.И.	<b>86</b>

<b>ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОРОВОГО ПРОСТРАНСТВА ПРИ СПЕКАНИИ ПОРОШКОВ Ti-18ZR-15Nb</b> Пермякова Д.В., Маркова Г.В.	<b>87</b>
<b>МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ ОБРАТИМОГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТАХ TiNiCu</b> Хачатрян Д.А., Шеляков А.В., Бородако К.А., Ситников Н.Н.	<b>88</b>
<b>ВЛИЯНИЕ ИПДК И ОТЖИГОВ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti18ZR15Nb</b> Гундерова С.Д., Чуракова А.А., Гундеров Д.В., Шереметьев В.А., Деркач М.А.	<b>89</b>
<b>СООТНОШЕНИЯ УПРУГИХ МОДУЛЕЙ АУСТЕНИТА И ОТБОР ГАБИТУСНЫХ ПЛОСКОСТЕЙ В ДИНАМИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ (НА ПРИМЕРЕ ГАБИТУСОВ {225})</b> Кащенко М.П., Кащенко Н. М., Чащина В.Г.	<b>90</b>
<b>ДИНАМИЧЕСКИЙ МЕХАНИЗМ, ИНИЦИИРУЮЩИЙ ДЕФОРМАЦИЮ БЕЙНА ПРИ ФОРМИРОВАНИИ МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ</b> Кащенко Н. М., Кащенко М.П., Чащина В.Г.	<b>91</b>
<b>ИССЛЕДОВАНИЕ НЕТИПИЧНОГО ТЕПЛООВОГО ПОВЕДЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЁТКИ МАРТЕНСИТА В УПОРЯДОЧЕННЫХ И НЕУПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА</b> Страхов О.В., Дубинский С.М., Щетинин И.В., Коротичский А.В., Баранова А.П., Прокошкин С.Д.	<b>92</b>
<b>ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ НА МИКРОСТРУКТУРУ, СФОРМИРОВАННУЮ ПРИ СТАРЕНИИ, И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА</b> Рыклина Е.П., Полякова К.А., Мурыгин С.Р., Конопацкий А.С., Теплякова Т.О., Комаров В.С., Андреев В.А., Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Пискунова П.	<b>93</b>
<b>СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ</b>	<b>95</b>
<b>БИОРЕЗОРБИРУЕМЫЕ МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКОЙ</b> Рогачев С.О., Баженов В.Е., Комиссаров А.А., Ли А.В.	<b>97</b>
<b>ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНУЮ НЕОДНОРОДНОСТЬ ЛИСТОВ ИЗ СТАЛИ К60</b> Дегтярев В.Н., Лобанов М.Л., Урцев Н.В., Шмаков А.В., Мокшин Е.Д.	<b>98</b>
<b>ПОЛУЧЕНИЕ ТРУБ СПФ Ti-Ni МЕТОДОМ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ</b> Андреев В.А., Карелин Р.Д., Комаров В.С., Черкасов В.В., Куприков М.П., Романцев Б.А., Лайшева Н.В., Юсупов В.С.	<b>99</b>
<b>ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ УМЗ СТРУКТУРЫ В ПРУТКАХ ИЗ МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg-1%Zn-0,18%Ca ДЛЯ БИОМЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ</b> Боткин А.В., Волкова Е.П., Валиев Р.З.	<b>100</b>
<b>ВЛИЯНИЕ РЕТРОГРАДНОГО СТАРЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Al-Zn-Mg-Cu-Er-Zr-Cr</b> Главатских М.В., Поздняков А.В.	<b>101</b>

<b>ОБ ОСОБЕННОСТЯХ ОЦЕНКИ ТЕРМИЧЕСКОЙ УСТАЛОСТИ В РЕАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЯХ</b> Дегтярева С.П., Коджаспиров Г.Е.	<b>102</b>
<b>ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ КАРТИНЫ ПОЛОС СДВИГА В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЁКЛАХ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ</b> Астанин В.В., Гундеров Д.В.	<b>103</b>
<b>ИССЛЕДОВАНИЕ ТВЁРДОСТИ И СТРУКТУРЫ СТАЛИ 35Х ПОСЛЕ ИМИТАЦИИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ С РАЗЛИЧНЫМИ РЕЖИМАМИ КОНТРОЛИРУЕМОГО ОХЛАЖДЕНИЯ И СМОТКИ</b> Поспелов И.Д., Матвеева Д.В.	<b>104</b>
<b>ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ МЕДИ В СПЛАВЕ <math>Ti_{49.2}Hf_1Ni_{49.2-x}Cu_x</math> НА МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ИХ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ</b> Глухов М.Ю., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Базлов А.И., Бикбаев Р.М., Сибирев А.В.	<b>105</b>
<b>ОБРАТИМАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И НАГРЕВАНИИ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ СПЛАВА <math>Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{49.8-x}Cu_x</math> С РАЗНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ МЕДИ</b> Трофимова М.Е., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Базлов А.И., Поникарова И.В.	<b>106</b>
<b>ЭФФЕКТ ПСЕВДОДУПРУГОСТИ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВАХ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ</b> Стародубова М.С., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Базлов А.И.	<b>107</b>
<b>АНАЛИЗ ВКЛАДОВ МЕХАНИЗМОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ AL-MG-ZN/CU</b> Марданшина Т.М., Яковцева О.А.	<b>108</b>
<b>ЗАКАЛОЧНОЕ ОХЛАЖДЕНИЕ БЫСТРОДВИЖУЩИМСЯ ПОТОКОМ ВОДЫ ДЕТАЛЕЙ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОГО ТРАНСПОРТА</b> Федин В.М., Чернышев К.А., Попова Т.А., Липов Е.Г., Бойматов А.А., Фокин Ю.О.	<b>109</b>
<b>МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ Al-V</b> Мочуговский А.Г., Трошкова О.В., Яковцева О.А., Михайловская А.В.	<b>110</b>
<b>ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА СПЛОШНЫХ И ПОЛЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ ТРУДНОДЕФОРМИРУЕМОГО СПЛАВА ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ НОВОГО ЧЕТЫРЁХВАЛКОВОГО СТАНА ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ</b> Андреев В.А., Романцев Б.А., Скрипаленко М.М., Юсупов В.С., Рогачев С.О., Куприков М.П., Кузнецов В.П.	<b>111</b>
<b>ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ УСЛОВИЙ РСП НА МАКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА VT3-1</b> Махмуд Алхаж Али А., Хакимова А. Н., Гамин Ю. В.	<b>112</b>
<b>ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В ТЕХНОЛОГИЧЕСКОМ ПРОЦЕССЕ ОБРАБОТКИ СПЛАВА СИСТЕМЫ CO-CR-MO</b> Кин Т.Ю., Галкин С.П., Гамин Ю.В.	<b>113</b>
<b>ОЦЕНКА ЭКСПЛУАТАЦИОННОГО РЕСУРСА НОВОЙ БЕЗВОЛЬФРАМОВОЙ СТАЛИ ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ И ОТПУСКА</b> Кругляков А.А., Рогачев С.О., Моляров А.В.	<b>114</b>

<b>ВЛИЯНИЕ РОЛИКОПРАВИЛЬНОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ</b> Андреев В.А., Бондарева С.А., Лайшева Н.В., Рогачев С.О., Шелест А.Е., Юсупов В.С.	<b>115</b>
<b>ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА Ti-50,8 ат. %Ni с предварительными многократными мартенситными превращениями после электрохимических исследований</b> Чуракова А.А., Исхакова Э.И.	<b>116</b>
<b>СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТИ СИЛУМИНА АК15 ПОДВЕРГНУТОГО КОМБИНИРОВАННОМУ ВНЕШНЕМУ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОМУ ВОЗДЕЙСТВИЮ</b> Серебрякова А.А., Шлярова Ю.А., Шляров В.В., Загуляев Д.В.	<b>117</b>
<b>СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПРУКТОВЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ТРЁХВАЛКОВОЙ ПРОДОЛЬНОЙ ПРОКАТКИ</b> Лукашевич К.Е., Александровский Э.К., Шереметьев В.А., Прокошкин С.Д.	<b>118</b>
<b>ПРОТИВОРЕЧИЯ В ПРИМЕНЕНИИ КРИТЕРИЕВ ПЕТТИФОРА, ПЬЮ И ФРАНЦЕВИЧА ПРИ АНАЛИЗЕ ПЛАСТИЧНОСТИ И ХРУПКОСТИ СПЛАВОВ С МАРТЕНСИТНЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ И СТАБИЛЬНЫХ К НИМ</b> Муслов С.А., Корнеев А.А., Чистяков М.В., Зайцева Н.В.	<b>119</b>
<b>ПРОКАТКА В СОПРОВОЖДЕНИИ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА КАК ВИД ТМО</b> Столяров В.В.	<b>120</b>
<b>ВЛИЯНИЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА Al-Cu-Li СПЛАВА</b> Рыбальченко О.В., Лукьянова Е.А., Мартыненко Н.С., Тарытина И.Е., Темралиева Д.Р.	<b>121</b>
<b>ФОРМИРОВАНИЕ ЧАСТИЦ h-BN НА ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ</b> Сухова Т.А., Теплякова Т.О., Конопацкий А.С.	<b>122</b>
<b>ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ P2M9Ю ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКЕ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ ОТПУСКЕ</b> Будовских Е.А., Громов В.Е., Гостевская А.Н.	<b>123</b>
<b>ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Zn-1%Mg-0,1%Mn</b> Лукьянова Е.А., Мартыненко Н.С., Рыбальченко О.В., Темралиева Д.Р., Горбенко А.Д., Добаткин С.В.	<b>124</b>
<b>ВЛИЯНИЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛАТУНЕЙ Л68 И Л63</b> Мартыненко Н.С., Рыбальченко О.В., Лукьянова Е.А., Страумал П.Б., Темралиева Д.Р., Горбенко А.Д., Андреев В.А., Добаткин С.В.	<b>125</b>
<b>ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛИ КЛИНОК ФЕХТОВАЛЬНОГО ОРУЖИЯ</b> Рябичева Л.А., Дудник Ю.Ю.	<b>126</b>

<b>ФОРМИРОВАНИЕ В ПРОЦЕССЕ НАПЛАВКИ ГРАДИЕНТА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ</b> Невский С.А., Башенко Л.П., Громов В.Е.	<b>127</b>
<b>ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ГИБРИДНЫХ КОМПОЗИТОВ, АРМИРОВАННЫХ ТУГОПЛАВКИМИ ЧАСТИЦАМИ</b> Русинов П.О., Чжан Ч., Курапов Г.В., Русинова А.А., Семадени М.Д., Елисеев В.Н.	<b>128</b>
<b>ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ДВУХСТПЕНЧАТОЙ ГОМОГЕНИЗАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОМАГНИЕВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ С МАЛЫМИ СКАНДИЕВЫМИ ДОБАВКАМИ</b> Арышенский Е.В., Арышенский В.Ю., Рагазин А.А., Коновалов С.В.	<b>129</b>
<b>ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ СПЛАВА Fe-18Cr-10Ni МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ</b> Блинова Е.Н., Глезер А.М., Воронов В.Д., Либман М.А., Осинцев А.В., Петровский В.Н., Шурыгина Н.А.	<b>130</b>
<b>НОВЫЙ ОТЕЧЕСТВЕННЫЙ КОМПЛЕКС ООО НПО «МЕТАЛЛЭНЕРГО» ДЛЯ ЗАКАЛКИ СТАЛЬНОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО ЛИСТОВОГО ПРОКАТА</b> Кирюхин Д.А., Бессмертных А.С.	<b>131</b>
<b>МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВА ВТ20, УПРОЧНЕННЫХ БОРИДАМИ</b> Соколовский В.С., Озеров М.С., Жеребцов С.В.	<b>132</b>
<b>ОЦЕНКА КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА TiNi В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ МЕТОДОМ ГРАВИМЕТРИИ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ</b> Исхакова Э.И., Чуракова А.А.	<b>133</b>
<b>ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА</b> Попкова Д.С., Беликов С.В., Пырин Д.В., Жилияков А.Ю.	<b>134</b>
<b>ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СРЕДНЕЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА Fe<sub>65</sub>Co<sub>12,5</sub>Ni<sub>12,5</sub>Cr<sub>9,5</sub>Co<sub>0,5</sub>, ПОЛУЧЕННОГО СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ, НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА</b> Поволяева Е.А., Шайсултанов Д.Г., Степанов Н.Д., Жеребцов С.В.	<b>135</b>
<b>ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ТИТАНЕ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБАХ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ</b> Шурыгина Н.А., Шалимова А.В., Сундеев Р.В., Блинова Е.Н., Велигжанин А.А.	<b>136</b>
<b>МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СРЕДНЕЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА TiNbZr, УПРОЧНЕННЫХ БОРИДАМИ</b> Озеров М.С., Газизова М.Ю., Надеждин С.В., Жеребцов С.В.	<b>137</b>
<b>ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СТАРЕНИЯ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МЕЛКОЗЕРНИСТОГО СТАРЕЮЩЕГО НИКЕЛИДА ТИТАНА</b> Рыклина Е.П., Полякова К.А., Комаров В.С., Мурыгин С.Р., Конопацкий А.С., Андреев В.А., Уланов А.У.	<b>138</b>

**ВЛИЯНИЕ МАСШТАБНОГО ФАКТОРА НА МАРТЕНСИТНЫЕ  
ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА**  
Полякова К.А., Рыклина Е.П., Полесский С.К.

**139**







## **СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ**

### **Научно-технический семинар «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов»**

**Материалы опубликованы в авторской редакции**

**Отпечатано в типографии Издательского Дома НИТУ МИСИС,  
119049, Москва, Ленинский проспект д.4 стр.1**

