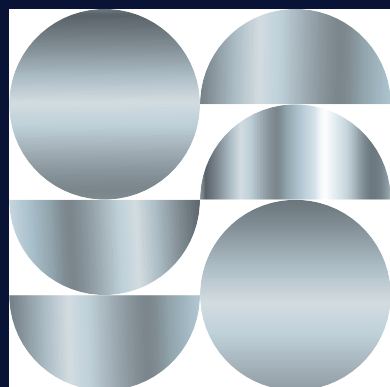
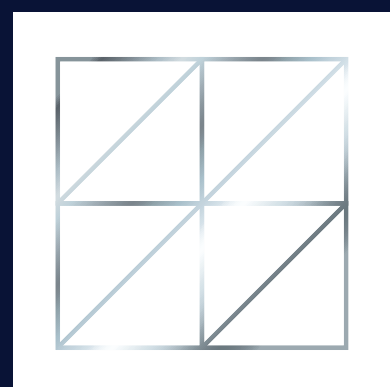
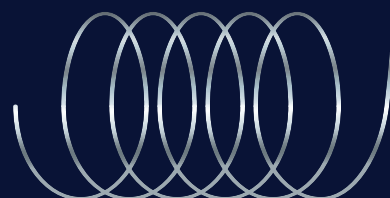
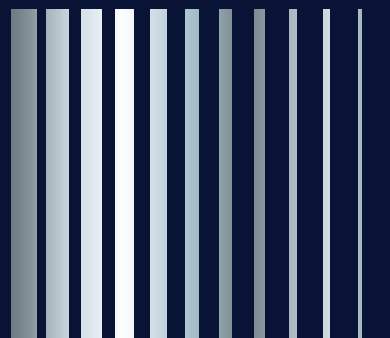




VI МЕЖДУНАРОДНАЯ  
КОНФЕРЕНЦИЯ

# СПЛАВЫ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ 2025

ПРОГРАММА  
СБОРНИК ТЕЗИСОВ



**Шестая международная конференция  
«Сплавы с памятью формы»**

**ПРОГРАММА  
СБОРНИК ТЕЗИСОВ**



**МИСИС**  
УНИВЕРСИТЕТ  
НАУКИ И ТЕХНОЛОГИЙ



**15–19 сентября 2025**

**НИТУ МИСИС**

**Москва**

VI Международная конференция «Сплавы с памятью формы»  
Москва 15-19 сентября 2025 г.

**УДК 620.18:621.78**

**Шестая международная конференция «Сплавы с памятью формы». Москва.  
15-19 сентября 2025 г. Сборник тезисов. – М: НИТУ МИСИС, 2025, 116 с.**

**Материалы публикуются в авторской редакции. ISBN 978-5-907833-70-8**

Шестая международная конференция «Сплавы с памятью формы» (СПФ 2025), продолжает традиции регулярных семинаров и конференций, посвященных сплавам с памятью формы, проводившихся в разных городах Советского Союза и России: Киев (1980, 1991), Воронеж (1982), Томск (1985), Новгород (1989), Косов (1991), Санкт-Петербург (1995). В настоящее время Первая конференция «Сплавы с памятью формы» прошла в 2014 году в Витебске (Беларусь), Вторая – в 2016 году в Санкт-Петербурге, Третья – в 2018 году в Челябинске, Четвертая – в 2021 году в Москве, Пятая – в 2023 году в Зеленогорске (Санкт-Петербург).

Целью конференции является обзор направлений современных исследований и разработок в области сплавов с памятью формы и связанных с ними явлений: от исследования их структуры, физических, механических и функциональных свойств до математического моделирования поведения материалов с памятью формы и их применения. Работа конференции будет организована в виде устных и стендовых докладов в рамках четырех секций:

- Новые, композитные, многокомпонентные и высокоэнтропийные материалы с памятью формы.
- Фундаментальные аспекты мартенситных превращений и методы прогнозирования свойств сплавов с памятью формы.
- Взаимосвязь между обработкой, структурой и физико-механическими свойствами сплавов с памятью формы.
- Технология производства и термомеханическая обработка сплавов с памятью формы. Применение и перспективы использования сплавов с памятью формы.

**ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ**

**Почетный председатель:**

М.Р. Филонов, Москва, Россия

**Председатели:**

С.Д. Прокошкин, Москва, Россия

Н.Н. Реснина, Санкт-Петербург, Россия

**Учёный секретарь:**

С.М. Дубинский, Москва, Россия

**Члены организационного комитета:**

В.А. Андреев, Москва, Россия

С.П. Беляев, Санкт-Петербург, Россия

В.Д. Бучельников, Челябинск, Россия

Р.З. Валиев, Санкт-Петербург, Россия

А.Е. Волков, Санкт-Петербург, Россия

Д.В. Гундеров, Уфа, Россия

Д.Е. Гусев, Москва, Россия

В.Э. Гюнтер, Томск, Россия

С.М. Дубинский, Москва, Россия

Ю.С. Жукова, Москва, Россия

В.И. Зельдович, Екатеринбург, Россия

Л.М. Капуткина, Москва, Россия

М.П. Кащенко, Екатеринбург, Россия

И.В. Киреева, Томск, Россия

В.В. Коледов, Москва, Россия

М.Ю. Коллеров, Москва, Россия

В.С. Комаров, Москва, Россия

А.С. Конопацкий, Москва, Россия

А.В. Коротцкий, Москва, Россия

А.И. Лотков, Томск, Россия

Г.В. Маркова, Тула, Россия

Р.Р. Мулюков, Уфа, Россия

Е.Ю. Панченко, Томск, Россия

К.А. Полякова, Москва, Россия

С.Д. Прокошкин, Москва, Россия

В.Г. Пушин, Екатеринбург, Россия

Н.Н. Реснина, Санкт-Петербург, Россия

В.В. Рубаник (мл.), Витебск, Беларусь

В.В. Рубаник (ст.), Витебск, Беларусь

Е.П. Рыклина, Москва, Россия

В.В. Столяров, Москва, Россия

И.Ю. Хмелевская, Москва, Россия

В.В. Ховайло, Москва, Россия

Ю.И. Чумляков, Томск, Россия

А.В. Шеляков, Москва, Россия

В.А. Шереметьев, Москва, Россия

**ЛОКАЛЬНЫЙ**

**ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ**

**Председатели:**

К.А. Полякова

В.С. Комаров

**Учёный секретарь:**

Т.О. Теплякова

**Члены локального**

**организационного комитета:**

М.А. Антипина

А.П. Баранова

М.А. Деркач

О.-Л. В. Елисеева

П.О. Кадиров

Р.Д. Карелин

В.Д. Лезин

К.Е. Лукашевич

А.А. Мурадян

А.А. Осокин

А.А. Скирпичникова

О.В. Страхов

В.В. Черкасов

VI Международная конференция «Сплавы с памятью формы»  
Москва 15-19 сентября 2025 г.

## ПРОГРАММА КОНФЕРЕНЦИИ

Место проведения: Москва, Ленинский проспект, д.4, с.1 (Б-корпус)

### 15 сентября (понедельник)

15:00 - 16:00 Регистрация участников конференции (холл Б-корпуса)

16:00 - 17:00 Посещение лабораторий и центров НИТУ МИСИС

### 16 сентября (вторник) аудитория Б-1

09:30 - 10:00 Регистрация участников конференции

10:00 - 10:20 **Открытие конференции** Почетный председатель,  
проректор по науке и инновациям  
НИТУ МИСИС,  
проф. **Филонов М.Р.**

Председатели  
проф. **Прокошкин С.Д.**  
проф. **Реснина Н.Н.**

### СЕКЦИЯ

**Новые, композитные, многокомпонентные и высокоэнтروпийные материалы  
с памятью формы**

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:  
д.ф.-м.н. Прокошкин С.Д.  
д.ф.-м.н. Реснина Н.Н.

10:20 - 11:00 **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ БОРА НА  
СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В МОНОКРИСТАЛЛАХ  
Пленарный доклад ВЫСОКОПРОЧНЫХ И ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ  
СПЛАВОВ FeNiCoAlTa**  
*Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Куксгаузен Д.А., Петраков В.А.,  
Куксгаузен И.В., Победенная З.В., Жаникаева Т.М., Урунбаев Т.Д.  
Национальный исследовательский Томский государственный  
университет, Россия, Томск*

11:00 - 11:20 **РАЗРАБОТКА СПЛАВОВ NiFeGaCo С ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬЮ**  
Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Жердева М.В., Чумляков Ю.И.  
*Томский государственный университет, Россия, Томск*

11:20 - 11:40 **КОНФИГУРАЦИОННАЯ ЭНТРОПИЯ КАК ФАКТОР, УПРАВЛЯЮЩИЙ ФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**  
Беляев С.П.<sup>1</sup>, Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Базлов А.И.<sup>1,2</sup>, Сибирев А.В.<sup>1</sup>, Поникарова И.В.<sup>1</sup>, Иванов А.М.<sup>1</sup>, Бикбаев Р.М.<sup>1</sup>  
<sup>1</sup>*Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург*  
<sup>2</sup>*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*

---

**11<sup>40</sup> – 12<sup>00</sup> Кофе-брейк**

---

12:00 - 12:20 **ВЛИЯНИЕ ИОННО-ПУЧКОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА TiNiCuZr**  
Остапенко М.Г.<sup>1</sup>, Южакова С.И.<sup>1,2</sup>, Дьяченко Ф.А.<sup>1,2</sup>, Семин В.О.<sup>3</sup>  
<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Россия, Томск*  
<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия, Томск*  
<sup>3</sup>*Московский физико-технический институт (национальный исследовательский университет), Россия, Москва*

12:20 - 12:40 **ИЗМЕНЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ ЛИТЫХ СПЛАВОВ Ti<sub>40.7</sub>Hf<sub>9.5</sub>Ni<sub>49.8-x</sub>Cu<sub>x</sub> ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ В РАЗНЫХ РЕЖИМАХ**  
Поникарова И.В.<sup>1</sup>, Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Беляев С.П.<sup>1</sup>, Трофимова М.Е.<sup>1</sup>, Базлов А.И.<sup>1,2</sup>  
<sup>1</sup>*Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург*  
<sup>2</sup>*НИТУ МИСИС, Россия, Москва,*

12:40 - 13:00 **СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА НА ОСНОВЕ Ni-Co-Mn-Ti**  
Ерагер К.Р., Соколовский В.В., Бучельников В.Д.  
*Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия*

13:00 - 13:20 **ВЛИЯНИЕ NЬ НА РАЗВИТИЕ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НИЗКОНИКЕЛЕВЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛАХ NiTiHf**  
Тагильцев А.И., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.  
*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия, Томск*

13:20 - 13:40 **ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА  
МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co**  
Сибирев А.В.<sup>1</sup>, Беляев С.П.<sup>1</sup>, Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Базлов А.И.<sup>1,2</sup>  
<sup>1</sup>*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*  
<sup>2</sup>*Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия*

13<sup>40</sup> – 14<sup>00</sup> **Общая фотография**

14<sup>00</sup> – 15<sup>00</sup> **Обед**

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:  
д.ф.-м.н. Беляев С.П.  
д.ф.-м.н. Дубинский С.М.

15:00 - 15:20 **ИЗГОТОВЛЕНИЕ ОБРАЗЦОВ ВИСКЕРОВ  
КВАЗИОДНОМЕРНЫХ ПРОВОДНИКОВ TaS<sub>3</sub> ПРИ  
ПОМОЩИ МИКРОПИНЦЕТА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ  
ФОРМЫ И ИЗМЕРЕНИЕ ИХ ЭЛЕКТРОТРАНСПОРТНЫХ  
СВОЙСТВ**  
Романов С.Р.<sup>1</sup>, Колецов В.В.<sup>1</sup>, Никитин М.В.<sup>1</sup>, Орлов А.П.<sup>1</sup>,  
Покровский В.Я.<sup>1</sup>, Шеляков А.В.<sup>2</sup>, Хачатрян Д.А.<sup>2</sup>, Клевцов А.В.<sup>2</sup>,  
Погорелов А.К.<sup>2</sup>  
<sup>1</sup>*Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова  
РАН, Россия, Москва*  
<sup>2</sup>*Национальный исследовательский ядерный университет  
«МИФИ», Россия, Москва*

15:20 - 15:40 **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ  
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА  
СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА  
СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ti-Zr-Nb-Sn**  
Гундерова С.Д., Шереметьев В.А., Деркач М.А.  
*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*

15:40 - 16:00 **ПОРИСТОСТЬ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЕЧЕННОГО Ti-Ni**  
Маркова Г.В., Пермякова Д.В., Гусев А.Д.  
*ФГБОУ ВО «Тульский государственный университет», Россия,  
Тула*

16:00 - 16:20 **АНАЛИЗ ОСТАТОЧНЫХ УПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ В  
СПЛАВЕ TiNiCuZr ПОСЛЕ ИОННО-ПУЧКОВОЙ  
ОБРАБОТКИ НИОБИЕМ**  
Южакова С.И.<sup>1,2</sup>, Остапенко М.Г.<sup>1,2</sup>  
<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского  
отделения Российской академии наук, Россия, Томск*  
<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный  
университет, Россия, Томск*

16:20 - 16:40 **ФОРМИРОВАНИЕ ГЕТЕРОГЕННЫХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ h-VN НА ПОВЕРХНОСТИ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**  
Сухова Т.А., Теплякова Т.О., Конопацкий А.С.  
*НИТУ МИСИС, Москва, Россия*

16:40 - 17:00 **ФУНКЦИОНАЛЬНАЯ УСТАЛОСТЬ СПЛАВА  $NI_{56.2}MN_{18.8}GA_{23.2}SI_{1.8}$  В КРУПНОЗЕРНИСТОМ И КОВАННОМ СОСТОЯНИЯХ**  
Несоленов А.<sup>1</sup>, Калашников В.С.<sup>1</sup>, Кирилюк К.К.<sup>3</sup>, Мусабилов И.И.<sup>2</sup>  
<sup>1</sup>*Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Россия, Москва*  
<sup>2</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Россия, Уфа*  
<sup>3</sup>*Уфимский университет науки и технологий, Россия, Уфа*

---

**17<sup>00</sup> – 17<sup>30</sup> Обсуждение стендовых докладов**

---

17 сентября (среда)  
аудитория Б-1

СЕКЦИЯ

Фундаментальные аспекты мартенситных превращений и методы  
прогнозирования свойств сплавов с памятью формы

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:  
д.т.н. Шереметьев В.А.  
д.ф.-м.н. Чумляков Ю.И.

- 10:00 - 10:40  
**Пленарный доклад**
- ПРИРОДА ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ НЕСТАБИЛЬНОСТИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi**  
Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Беляев С.П.<sup>1</sup>, Базлов А.И.<sup>1,2</sup>, Сибирев А.В.<sup>1</sup>, Поникарова И.В.<sup>1</sup>, Иванов А.М.<sup>1</sup>, Бикбаев Р.М.<sup>1</sup>  
<sup>1</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург  
<sup>2</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва
- 10:40 - 11:00
- ВЛИЯНИЕ ЭФФЕКТА СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА НАПРЯЖЕНИЙ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА (Ni<sub>51</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>4</sub>)<sub>99,70</sub>В<sub>0,3</sub>**  
Панченко Е.Ю., Тохметова А.Б., Курлевская И.Д., Суриков Н.Ю., Янушоните Э.И.  
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия, Томск
- 11:00 - 11:20
- ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ВЫХОДА В ИНТЕРВАЛ СТАРЕНИЯ НА ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ω-ФАЗЫ И ФУНКЦИОНАЛЬНОЕ ПОВЕДЕНИЕ В МЕТАСТАБИЛЬНОМ СПЛАВЕ Ti-22Nb-6Zr С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**  
Баранова А.П., Страхов О.В., Дубинский С.М., Чеверикин В.В., Омельчук Т.А., Елисеева О.-Л.В., Прокошкин С.Д.  
НИТУ МИСИС, Россия, Москва
- 11:20 - 11:40
- АКТУАЛЬНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ РАЗРАБОТКИ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ МЕДИЦИНСКИХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Fe-Mn-Si**  
Жукова Ю.С., Кадиров П.О., Прокошкин С.Д.  
НИТУ МИСИС, Россия, Москва

11<sup>40</sup> – 12<sup>00</sup> Кофе-брейк

- 12:00 - 12:20 **ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Fe-16Mn-10Cr-8Ni-4Si ПРИ ОБРАТИМОМ ГЦК↔ГПУ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ**  
Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Куксгаузен И.В., Сараева А.А., Федорова А.В., Победенная З.В., Куксгаузен Д.А.  
*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия, Томск*
- 12:20 - 12:40 **МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭФФЕКТА СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА НА ТЕМПЕРАТУРЫ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ФОРМЫ ПОСЛЕ РАСТЯЖЕНИЯ ИЛИ ИЗГИБА ЭЛЕМЕНТА ПРИВОДА ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА**  
Волков А.Е.<sup>1</sup>, Вуколов Е.А.<sup>1</sup>, Волкова Н.А.<sup>3</sup>, Беляев Ф.С.<sup>2</sup>, Ребров Т.В.<sup>1</sup>  
<sup>1</sup>*Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург*  
<sup>2</sup>*Институт проблем машиноведения РАН, Россия, Санкт-Петербург*  
<sup>3</sup>*Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет), Россия, Санкт-Петербург*
- 12:40 - 13:00 **МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ВИБРОЗАЩИТНОГО УСТРОЙСТВА С ЭЛЕМЕНТАМИ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**  
Стародубова М.С.<sup>1</sup>, Беляев Ф.С.<sup>1,2</sup>, Волков А.Е.<sup>1</sup>, Евард М.Е.<sup>1</sup>  
<sup>1</sup>*Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург*  
<sup>2</sup>*Институт Проблем Машиноведения РАН, Россия, Санкт-Петербург*
- 13:00 - 13:20 **ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ, ПРОТЕКАЮЩИХ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ СПЛАВА Ti-26Nb (ат. %)**  
Коренев А.А.<sup>1</sup>, Демаков С.Л.<sup>1</sup>, Илларионов А.Г.<sup>1,2</sup>  
<sup>1</sup>*Уральский Федеральный университет, Россия, Екатеринбург*  
<sup>2</sup>*Институт физики металлов УРО РАН, Россия, Екатеринбург*
- 13:20 - 13:40 **СТРУКТУРНЫЕ, МАГНИТНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ПОРЯДОК-БЕСПОРЯДОК**  
Метлов Л.С.  
*ФГБНУ ДОНФТИ, Россия, Донецк*
- 13:40 - 14:00 **ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ДВУСТОРОННЕГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ Co<sub>35</sub>Ni<sub>35</sub>Al<sub>28</sub>Fe<sub>2</sub> ПОСЛЕ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА**  
Ефтифеева А.С., Янушоните Э.И., Курлевская И.Д., Анিকেев С.Г., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.  
*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия, Томск*

14<sup>00</sup> – 15<sup>00</sup> Обед

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:

д.т.н. Столяров В.В.

д.т.н. Киреева И.В.

- 15:00 - 15:20 **МЕТОДЫ ПОДБОРА МАТЕРИАЛЬНЫХ ПОСТОЯННЫХ ДЛЯ МОДЕЛИ, ОПИСЫВАЮЩЕЙ ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА**  
Ребров Т.В.<sup>1</sup>, Волков А.Е.<sup>1</sup>, Вуколов Е.А.<sup>1</sup>, Ф.С. Беляев<sup>1,2</sup>  
<sup>1</sup>*Санкт-Петербургский Государственный Университет, Россия, Санкт-Петербург*  
<sup>2</sup>*ИПМаш РАН, Россия, Санкт-Петербург*
- 15:20 - 15:40 **КИНЕТИКА ОБРАЗОВАНИЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ  $\omega$ -ФАЗЫ В ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННЫХ СПЛАВАХ Ti-22Nb-6Zr С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**  
Страхов О.В., Баранова А.П., Дубинский С.М., Чеверикин В.В., Елисеева О. Л.В., Омельчук Т.А., Прокошкин С.Д.  
*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*
- 15:40 - 16:00 **ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СТУПЕНЧАТОГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ТЕМПЕРАТУРЫ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ СПЛАВА Ti-55,6 масс. % Ni**  
Алсаева О.С., Снегирёв А.О.  
*МАИ, Россия, Москва*

17<sup>30</sup>

Товарищеский ужин (требуется предварительная регистрация)

**18 сентября (четверг)**  
**аудитория Б-1**

**СЕКЦИЯ**

**Взаимосвязь между обработкой, структурой и физико-механическими свойствами сплавов с памятью формы**

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:  
д.ф.-м.н. Панченко Е.Ю.  
д.т.н. Маркова Г.В.

- 10:00 - 10:40 **Пленарный доклад** **ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ □ ДОСТИЖЕНИЯ И ПЕРСПЕКТИВЫ**  
Лотков А.И.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, Томск*
- 10:40 - 11:00 **НАСЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ В ПРОЦЕССЕ СТАРЕНИЯ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ФУНКЦИОНАЛЬНО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НИКЕЛИДА ТИТАНА**  
Рыклина Е.П.<sup>1</sup>, Полякова К.А.<sup>1</sup>, Мурыгин С.Р.<sup>1</sup>, Комаров В.С.<sup>1,2</sup>, Конопацкий А.С.<sup>1,3</sup>, Теплякова Т.О.<sup>1,4</sup>, Андреев В.А.<sup>2</sup>, Полетика Т.М.<sup>5</sup>, Гирсова С.Л.<sup>5</sup>, Пискунова П.А.<sup>1</sup>  
<sup>1</sup>*НИТУ МИСИС, Россия, Москва,*  
<sup>2</sup>*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, Москва*  
<sup>3</sup>*CRISMAT, CNRS, Normandie Université, ENSICAEN, UNICAEN, Caen, France*  
<sup>4</sup>*Национальный исследовательский центр “Курчатовский институт”, Россия, Москва*  
<sup>5</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, Томск*
- 11:00 - 11:20 **ИЗМЕНЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПОРОВОГО ПРОСТРАНСТВА В ПРОЦЕССЕ СПЕКАНИЯ ПОРОШКА Ti-18Zr-15Nb**  
Маркова Г.В., Пермякова Д.В., Гусев А.Д., Новиков Р.А.  
*ФГБОУ ВО «Тульский государственный университет», Россия, Тула*

- 11:20 - 11:40 **ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕМПЕРАТУР ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ МНОГОКРАТНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВЕ TiNi С РАЗЛИЧНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА**  
Чуракова А.А.<sup>1,2</sup>, Воробьёв Е.В.<sup>1</sup>, Исхакова Э.И.<sup>1,2</sup>  
<sup>1</sup>Уфимский Университет Науки и Технологий, Россия, Уфа  
<sup>2</sup>Институт физики молекул и кристаллов - обособленное структурное подразделение Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук, Россия, Уфа

11<sup>40</sup> – 12<sup>00</sup> Кофе-брейк

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:  
д.ф.-м.н. Волков А.Е.  
д.т.н. Маркова Г.В.

- 12:00 - 12:20 **ВЛИЯНИЕ МУЛЬТИОСЕВОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПО СХЕМЕ АВС-ПРЕССОВАНИЯ И КОВКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**  
Комаров В.С.<sup>1,2</sup>, Карелин Р.Д.<sup>1,2</sup>, Черкасов В.В.<sup>2</sup>, Хмелевская И.Ю.<sup>2</sup>, Андреев В.А.<sup>1</sup>, Юсупов В.С.<sup>1</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>2</sup>  
<sup>1</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, Москва, Россия  
<sup>2</sup>Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия
- 12:20 - 12:40 **ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-38Zr-9Nb (ат. %) ДЛЯ МЕДИЦИНСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ**  
Севостьянов М.А., Сергиенко К.В., Конушкин С.В., Колмаков А.Г.  
ИМЕТ РАН, Россия, Москва
- 12:40 - 13:00 **ВЛИЯНИЕ МУЛЬТИОСЕВОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО СПЛАВА Fe-30Mn-5Si**  
Кадиров П.О.<sup>1</sup>, Жукова Ю.С.<sup>1</sup>, Шереметьев В.А.<sup>1</sup>, Антипина М.А.<sup>1</sup>, Садыкова Ю.А.<sup>1</sup>, Чеверикин В.В.<sup>2</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>1</sup>  
<sup>1</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва  
<sup>2</sup>МГУ им. М.В. Ломоносова, Россия, Москва

- 13:00 - 13:20 **РАВНОКАНАЛЬНОЕ УГЛОВОЕ ПРЕССОВАНИЕ В ОБОЛОЧКЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**  
Карелин Р.Д.<sup>1,2</sup>, Комаров В.С.<sup>1,2</sup>, Черкасов В.В.<sup>1</sup>, Хмелевская И.Ю.<sup>1</sup>, Осокин А.А.<sup>1</sup>, Юсупов В.С.<sup>2</sup>, Андреев В.А.<sup>2</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>1</sup>  
<sup>1</sup>Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия  
<sup>2</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, Россия, Москва
- 13:20 - 13:40 **ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА БЫСТРОЗАКАЛЕННОГО СПЛАВА TiNiCu, МОДИФИЦИРОВАННОГО ВНЕШНИМИ ЭКСТРЕМАЛЬНЫМИ ВОЗДЕЙСТВИЯМИ**  
Бородако К.А., Шеляков А.В.  
Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ, Россия, Москва
- 13:40 - 14:00 **ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА TiNi В РАЗНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ**  
Воробьев Е.В.<sup>1</sup>, Чуракова А.А.<sup>1,2</sup>  
<sup>1</sup>Уфимский Университет Науки и Технологий, Россия, Уфа  
<sup>2</sup>Институт физики молекул и кристаллов - обособленное структурное подразделение Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук, Россия, Уфа

---

14<sup>00</sup> – 15<sup>00</sup> Обед

---

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:  
к.т.н. Анিকেев С.Г.  
д.т.н. Рыклина Е.П.

- 15:00 - 15:20 **ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО СТАТИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ И МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ НА ФОРМИРОВАНИЕ КОМПЛЕКСА СВОЙСТВ ЗАЭКВИАТОМНОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**  
Черкасов В.В.<sup>1</sup>, Комаров В.С.<sup>1,2</sup>, Карелин Р.Д.<sup>1,2</sup>, Хмелевская И.Ю.<sup>1</sup>, Осокин А.А.<sup>1</sup>, Неймантайте П.Г.<sup>1</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>1</sup>  
<sup>1</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва  
<sup>2</sup>ИМЕТ РАН, Россия, Москва

- 15:20 - 15:40 **РЕОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА Fe-30Mn-5Si И ИХ ВЛИЯНИЕ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ**  
Антипина М.А.<sup>1</sup>, Кадиров П.О.<sup>1</sup>, Жукова Ю.С.<sup>1</sup>, Шереметьев В.А.<sup>1</sup>, Пустов Ю.А.<sup>1</sup>, Коротичкий А.В.<sup>1</sup>, Чеверикин В.В.<sup>2</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>1</sup>  
<sup>1</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва  
<sup>2</sup>МГУ им. М.В. Ломоносова, Россия, Москва
- 15:40 - 16:00 **ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМООБРАБОТКИ НА КОРРОЗИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ БИОСОВМЕСТИМОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ TiNi**  
Большевич Е.А., Аникеев С. Г., Артюхова Н. В., Пахолкина С. А.  
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия, Томск
- 16:00 - 16:20 **ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА КОРРОЗИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА TiNi В УСЛОВИЯХ ДЛИТЕЛЬНОГО КОНТАКТА С БИОЛОГИЧЕСКИМИ СРЕДАМИ**  
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
- 16:20 - 16:40 **ПРОЦЕСС КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНОЙ ФАЗЫ ПРИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКЕ БЫСТРОЗАКАЛЁННЫХ ЛЕНТ СПЛАВА Ti<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Cu<sub>25</sub>**  
Ситников Н.Н.<sup>1,2</sup>, Грешнякова С.В.<sup>1</sup>, Залетова И.А.<sup>1</sup>, Шеляков А.В.<sup>2</sup>  
<sup>1</sup>АО ГНЦ «Центр Келдыша», Москва, Россия  
<sup>2</sup>Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ, Россия, Москва
- 16:40 - 17:00 **МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ БИОСОВМЕСТИМЫХ СПЛАВОВ Ti-Zr-Nb ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИХ АНТИБАКТЕРИАЛЬНЫХ СВОЙСТВ**  
Конопацкий А.С., Теплякова Т.О., Сухова Т.А., Опейеми А.  
НИТУ МИСИС, Россия, Москва
- 17:00 - 17:20 **ДИНАМИКА НЕОБРАТИМОГО ОБРАТНОГО МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В СПЛАВЕ Ni<sub>47</sub>Mn<sub>40</sub>Sn<sub>12</sub>Cu<sub>1</sub> В ЦИКЛИЧЕСКИХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ**  
Гамзатов А.Г.<sup>1,2</sup>  
<sup>1</sup>Институт Физики им. Х.И. Амирханова, ДФИЦ РАН, Россия, Махачкала  
<sup>2</sup>Челябинский государственный университет, Россия, Челябинск

**19 сентября (пятница)**  
**аудитория Б-2**

**СЕКЦИЯ**

**Технология производства и термомеханическая обработка сплавов с памятью формы. Применение и перспективы использования сплавов с памятью формы**

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:  
к.т.н. Комаров В.С.  
к.т.н. Андреев В.А.

- 10:00 - 10:40 **УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОРТОПЕДИЧЕСКИХ ИМПЛАНТАТОВ**  
**Пленарный доклад**  
Шереметьев В.А.<sup>1</sup>, Мурадян А.А.<sup>1</sup>, Лукашевич К.Е.<sup>1</sup>, Деркач М.А.<sup>1</sup>, Лезин В.Д.<sup>1</sup>, Александровский Э.К.<sup>1</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>1</sup>, Браиловский В.<sup>2</sup>  
<sup>1</sup>*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*  
<sup>2</sup>*Ecole de Technologie Superieure, Montreal, Canada*
- 10:40 - 11:00 **БЫСТРОДЕЙСТВУЮЩИЙ МИКРОАКТЮАТОР С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ**  
Орлов А.П.<sup>1</sup>, Лега П.В.<sup>1</sup>, Прокунин А.В.<sup>1</sup>, Коледов В.В.<sup>1</sup>, Карцев А.В.<sup>2</sup>, Каленов Д.С.<sup>1</sup>, Шеляков А.В.<sup>3</sup>, Бородако К.В.<sup>3</sup>  
<sup>1</sup>*ИРЭ им.В.А.Котельникова РАН, Россия, Москва*  
<sup>2</sup>*Российский Университет Дружбы Народов, Россия, Москва*  
<sup>3</sup>*НИЯУ МИФИ, Россия, Москва*
- 11:00 - 11:20 **БИОСОВМЕСТИМЫЕ ПОРИСТО-МОНОЛИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА**  
Аникеев С.Г.  
*Томский государственный университет, Россия, Томск*
- 11:20 - 11:40 **РАЗРАБОТКА И ИЗГОТОВЛЕНИЕ ПОРИСТЫХ СТРУКТУР ИЗ СВЕРХУПРУГИХ БЕТА-ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ Ti-Zr-Nb МЕТОДОМ СЛП**  
Лезин В.Д., Шереметьев В.А., Творогов А.И., Лукашевич К.Е., Чернышихин С.В.  
*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*

**11<sup>40</sup> – 12<sup>00</sup> Кофе-брейк**

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ:  
к.т.н. Комаров В.С.  
к.т.н. Андреев В.А.

- 12:00 - 12:20 **СИЛОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ «МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МЫШЦ» НИКЕЛИДА ТИТАНА В УСЛОВИЯХ РЕАЛИЗАЦИИ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ**  
Волков Г.А.<sup>1</sup>, Вьюненко Ю.Н.<sup>2</sup>, Киселев А.Ю.<sup>3</sup>  
<sup>1</sup>Институт проблем машиноведения РАН, Россия, Санкт-Петербург  
<sup>2</sup>ООО «ОПТИМИКСТ ЛТД», Россия, Санкт-Петербург  
<sup>3</sup>АО «Атомэнергопроект», Россия, Санкт-Петербург
- 12:20 - 12:40 **МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ УСТРОЙСТВА С ЭПФ ДЛЯ ЗД МАНИПУЛИРОВАНИЯ МИКРО- И НАНООБЪЕКТАМИ**  
Иржак А.В.<sup>1</sup>, Коледов В.В.<sup>2</sup>, Лега В.П.<sup>2</sup>  
<sup>1</sup>ИПТМ РАН, Россия, Черноголовка  
<sup>2</sup>ИРЭ им. В.А.Котельникова РАН, Россия, Москва
- 12:40 - 13:00 **КОАКСИАЛЬНАЯ СИСТЕМА НАГРЕВА МИКРО И НАНОУСТРОЙСТВ ИЗ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ**  
Прокунин А.В.<sup>1</sup>, Коледов В.В.<sup>1</sup>, Орлов А.П.<sup>1</sup>, Мусабилов И.И.<sup>2</sup>, Лузанов В.А.<sup>3</sup>, Иржак А.В.<sup>4</sup>  
<sup>1</sup>ИРЭ им. В.А.Котельникова РАН, Россия, Москва  
<sup>2</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Россия, Москва  
<sup>3</sup>ФИРЭ им. В.А.Котельникова РАН, Россия, Фрязино  
<sup>4</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва
- 13:00 - 13:20 **МАТЕМАТИЧЕСКИЙ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ПРОДОЛЬНОЙ ПРОКАТКИ В ТРЁХВАЛКОВОМ КАЛИБРЕ НА СВЕРХУПРУГИЙ СПЛАВ Ti-Zr-Nb МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**  
Александровский Э.К., Лукашевич К.Е., Кошмин А.Н., Шереметьев В.А.  
НИТУ МИСИС, Россия, Москва

13<sup>20</sup> – 14<sup>00</sup> **Заккрытие конференции и награждение**

## СТЕНДОВЫЕ И ЗАОЧНЫЕ ДОКЛАДЫ

### СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ( $\alpha+\beta$ ) ЛАТУНЕЙ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Свирид А.Э.<sup>1,2</sup>

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

<sup>2</sup>Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, Россия, Екатеринбург

### ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СТАРЕНИЯ НА МОРФОЛОГИЮ Р-МАРТЕНСИТА В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ Ti-50,9 ат.% Ni

Гирсова С.Л., Полетика Т.М., Биттер С.М.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, Томск

### СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ, МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА, СФОРМИРОВАННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОВОЛОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА НА ПОДЛОЖКЕ Ti<sub>49,8</sub>Ni<sub>50,2</sub>(ат.%)

Круковский К.В., Жапова Д.Ю., Мартынов С.А., Ким А.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, Томск

### ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ, МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР

Пискунова П.А.<sup>1</sup>, Рыклина Е.П.<sup>1</sup>, Полякова К.А.<sup>1</sup>, Мурыгин С.Р.<sup>1</sup>, Комаров В.С.<sup>1,2</sup>, Конопацкий А.С.<sup>1,3</sup>, Теплякова Т.О.<sup>1,4</sup>, Андреев В.А.<sup>2</sup>, Полетика Т.М.<sup>5</sup>, Гирсова С.Л.<sup>5</sup>

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

<sup>2</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, Москва

<sup>3</sup>CRISMAT, CNRS, Normandie Université, ENSICAEN, UNICAEN, Caen, France

<sup>4</sup>Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», Россия, Москва

<sup>5</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, Томск

### ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ БОРОМ НА ПРОЯВЛЕНИЕ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МНОГОКОМПОНЕНТНОМ СПЛАВЕ Co<sub>35</sub>Cr<sub>20</sub>Fe<sub>20</sub>Mn<sub>20</sub>Ni<sub>5</sub>

Астапов Д., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Астафурова Е.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, Томск

### ВЛИЯНИЕ МЕХАНОЦИКЛИРОВАНИЯ НА B2-B19' МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВЕ Ti<sub>40,7</sub>Hf<sub>9,5</sub>Ni<sub>39,8</sub>Cu<sub>10</sub>

Трофимова М.Е.<sup>1</sup>, Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Беляев С.П.<sup>1</sup>, Базлов А.И.<sup>1,2</sup>

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

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

**ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНАЯ ОБРАБОТКА НАНОСТРУКТУРНОГО СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**

Столяров В.В.

*Институт машиноведения РАН, Россия, Москва*

**ВОЗБУЖДЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ КОЛЕБАНИЙ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ Ti<sub>2</sub>NiCu С ПОМОЩЬЮ СВЕТОВОГО ИМПУЛЬСА**

Русаков Е.Д.<sup>1</sup>, Коледов В.В.<sup>2</sup>, Романов С.Р.<sup>2</sup>, Карцев А. И.<sup>1</sup>, Прокунин А.В.<sup>2</sup>, Шеляков А.В.<sup>3</sup>, Бородако К.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>*Российский университет дружбы народов (РУДН), Россия, Москва.*

<sup>2</sup>*ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН, Россия, Москва*

<sup>3</sup>*НИЯУ МИФИ, Россия, Москва*

**ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭФФЕКТЫ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ И ПАМЯТИ ФОРМЫ ДВОЙНОГО СПЛАВА Ti<sub>49,8</sub>Ni<sub>50,2</sub> (ат.%)**

Гусаренко А.А.<sup>1</sup>, Заводов И.Д.<sup>2</sup>, Лотков А.И.<sup>1</sup>

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

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

**ИССЛЕДОВАНИЕ МАГНИТНЫХ И МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ Fe<sub>2</sub>ZnTi И Fe<sub>2</sub>NiRh**

Гарипов Р.Р., Кириллов Д.Е., Матюнина М.В., Соколовский В.В.

*Челябинский государственный университет, Россия, Челябинск*

**ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ СПЛАВОВ С ТУФП ДЛЯ САМОПОЗИЦИОНИРОВАНИЯ СОПРЯГАЕМЫХ ДЕТАЛЕЙ**

Балаев Э.Ю.О.

*ФГБОУ ВО «КубГТУ», Россия, Краснодар*

**ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В СПЛАВАХ NiFeGa(Co, В)**

Курлевская И.Д., Тохметова А.Б., Суриков Н.Ю., Панченко Е.Ю.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия, Томск*

**ЗАДАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВАМ С ЭФФ МЕТОДАМИ PVD**

Багрец Д.А., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл.

*ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», Беларусь, Витебск*

**ГИСТЕРЕЗИС РЕАКТИВНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**

Гусева А.В.<sup>1</sup>, Плотников В.А.<sup>1</sup>, Грязнов А.С.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Алтайский государственный университет, Россия, Барнаул*

<sup>2</sup>*Алтайский государственный медицинский университет, Россия, Барнаул*

VI Международная конференция «Сплавы с памятью формы»  
Москва 15-19 сентября 2025 г.

**ОСОБЕННОСТИ СИНТЕЗА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В МАТРИЧНЫХ НАНОКОМПОЗИТАХ ОДНОРОДНОГО СОСТАВА ИЗ НАНОЧАСТИЦ «Ti-ЯДРО@Ni-ОБОЛОЧКА**

Иордан В.И., Шмаков И.А.

*ФГБОУ ВО «Алтайский государственный университет», Россия, Барнаул*

**ПОЛУЧЕНИЕ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НИКЕЛАДА ТИТАНА**

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>, Романцев Б.А.<sup>1,2</sup>, Скрипаленко М.М.<sup>1,2</sup>, Юсупов В.С.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*ИМЕТ РАН, Россия, Москва*

<sup>2</sup>*Университет науки и технологий МИСИС, Россия, Москва*

**ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛЕЙ ПРИ РАДИАЛЬНОМ СЖАТИИ ПОРИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ**

Клопотов А.А.<sup>1</sup>, Марченко Е.С.<sup>2</sup>, Устинов А.М.<sup>1</sup>, Гарин А.С.<sup>2</sup>, Байгонакова Г.А.<sup>2</sup>

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

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

**ДИНАМИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ БОКОВОГО РОСТА КРИСТАЛЛОВ МАРТЕНСИТА**

Кащенко Н. М.<sup>1,2</sup>, Кащенко М. П.<sup>1,3</sup>, Чашина В. Г.<sup>1,3</sup>

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

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

<sup>3</sup>*Уральский государственный лесотехнический университет, Россия, Екатеринбург*

**ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ВАРИАНТОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ВКЛЮЧАЮЩЕЙ ВОЛОЧЕНИЕ, НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

Мурадян А.А.<sup>1</sup>, Шереметьев В.А.<sup>1</sup>, Лукашевич К.Е.<sup>1</sup>, Деркач М.А.<sup>1</sup>, Андреев В.А.<sup>2</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup>*ИМЕТ РАН, Россия, Москва*

**ТОРСИОННЫЙ АКТИУАТОР С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ**

Неженцев А.В.<sup>1</sup>, Коледов В.В.<sup>1</sup>, Прокунин А.В.<sup>1</sup>, Калашников В.С.<sup>1</sup>, Андреев В.А.<sup>2</sup>, Несоленов А.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*ИРЭ им. В.А.Котельникова РАН, Россия, Москва*

<sup>2</sup>*ООО «Промышленный Центр МАТЭК-СПФ», Россия, Москва*

**ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВА TiNiInF С ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ**

Карелин Р.Д.<sup>1,2</sup>, Комаров В.С.<sup>1,2</sup>, Черкасов В.В.<sup>1,2</sup>, Осокин А.А.<sup>1,2</sup>, Юсупов В.С.<sup>1</sup>, Андреев В.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*ИМЕТ РАН, Россия, Москва*

<sup>2</sup>*Университет науки и технологий МИСИС, Россия, Москва*

VI Международная конференция «Сплавы с памятью формы»  
Москва 15-19 сентября 2025 г.

**Шестая международная конференция  
«Сплавы с памятью формы»**

# **Сборник тезисов**

**15–19 сентября 2025  
НИТУ МИСИС, Москва**

VI Международная конференция «Сплавы с памятью формы»  
Москва 15-19 сентября 2025 г.

***СЕКЦИЯ***  
***«Новые,***  
***композитные,***  
***многокомпонентные и***  
***высокоэнтропийные***  
***материалы с памятью***  
***формы»***

VI Международная конференция «Сплавы с памятью формы»  
Москва 15-19 сентября 2025 г.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ БОРА НА СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В  
МОНОКРИСТАЛЛАХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ И ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ  
СПЛАВОВ FeNiCoAlTa**

**Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Куксгаузен Д.А., Петраков В.А., Куксгаузен  
И.В., Победенная З.В., Жаникаева Т.М., Урунбаев Т.Д.**

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,  
Томск  
chum@phys.tsu.ru*

На монокристаллах Fe–28%Ni–17%Co–11.5%Al–2.5%Ta (ат. %) исследовали влияние легирования бором  $C_B=0.05\text{ат.}\%$  на развитие ГЦК( $\gamma$ )-ОЦТ( $\alpha'$ ) мартенситных превращений (МП), сверхэластичность (СЭ), эффект памяти формы (ЭПФ), размер частиц  $\gamma'$ -фазы.

Во-первых, показано, что в закаленном состоянии при отсутствии частиц  $\gamma'$ -фазы  $\gamma$ - $\alpha'$  превращение не происходит. Старение при 973 К в течение времени  $t=0.5$  – 10 часов приводит к выделению частиц  $\gamma'$ -фазы. Размер частиц  $\gamma'$ -фазы  $d$  зависит от содержания Бора, возрастает с увеличением времени старения  $t$  и создает условия для развития  $\gamma$ - $\alpha'$  термоупругих превращений с СЭ и ЭПФ.

Во-вторых, установлена зависимость величины СЭ и ЭПФ, термического  $\Delta T$  и механического  $\Delta\sigma$  гистерезиса от содержания бора, размера частиц  $\gamma'$ -фазы. Величина СЭ и ЭПФ увеличивается от 2 до 6 % с ростом размера частиц  $\gamma'$ -фазы от 3–4 нм до 10–12 нм при растяжении кристаллов с ориентацией вдоль [001]-направления.

В-третьих, в [001]-кристаллах без бора отработаны режимы двухступенчатого старения: 973 К, 5 часов затем 873 К, 4 часа, которые приводят к созданию структуры, состоящей из частиц  $\gamma'$ - и  $\beta$ -фаз. Показано, что в ( $\gamma'+\beta$ ) структуре СЭ наблюдается в интервале от температуры начала прямого МП  $M_s$  до 373 К. Бор подавляет выделение  $\beta$ -фазы с ОЦК упорядоченной по типу NiAl структурой.

В-четвертых, при деформации сжатием [001]-кристаллов с бором и без бора с огранкой боковых граней (001) разработана схема получения большой обратной деформации до 12–18 % за счет переориентации варианта мартенсита, полученного при сжатии до полного завершения мартенситного превращения, а затем за счет зарождения нового варианта мартенсита при сжатии вдоль [001]-направления.

В-пятых, исследована ориентационная зависимость напряжений начала  $\gamma$ - $\alpha'$  МП, величины ЭПФ и СЭ, величины термического  $\Delta T$  и механического  $\Delta\sigma$  гистерезиса от способа деформации растяжения/сжатия и размера частиц  $\gamma'$ -фазы.

Разработана термодинамическая модель, объясняющая зависимость температур  $\gamma$ - $\alpha'$  МП от ориентации кристаллов, способа деформации – растяжения/сжатия, размера частиц  $\gamma'$ -фазы, уровня внешних напряжений.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда, грант № 25-19-00024, <https://rscf.ru/project/25-19-00024/>.*

## РАЗРАБОТКА СПЛАВОВ NiFeGaCo С ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬЮ

Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Жердева М.В., Чумляков Ю.И.

*Томский государственный университет, Россия, Томск*

*timofeeva\_katie@mail.ru*

В настоящей работе представлены результаты исследований, направленных на разработку сплавов на основе Ni<sub>2</sub>FeGa-Co с высокими температурами мартенситных превращений (МП) и высокотемпературной сверхэластичностью (СЭ). Установлено влияние химического состава на микроструктуру, фазовый состав и температуры МП в сплавах Ni<sub>2</sub>FeGa-Co.

На основе проведенного литературного анализа выбраны химические составы сплавов Ni<sub>44</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>26</sub>Co<sub>10</sub> (Fe-18), Ni<sub>47,5</sub>Fe<sub>16</sub>Ga<sub>26,5</sub>Co<sub>10</sub> (Fe-16), Ni<sub>47,5</sub>Fe<sub>15</sub>Ga<sub>27,5</sub>Co<sub>10</sub> (Fe-15) (ат.%), обладающие  $e/a > 7,64$ , поскольку для таких значений электронной концентрации температуры МП находятся выше 300 К. За основу взят низкотемпературный сплав Ni<sub>44</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>10</sub>, проведено уменьшение содержания Fe от 19 до 15 ат.% и увеличение Ni с 44 до 47,5 ат.% для трех различных концентраций Ga 26.0, 26.5 и 27.5 ат.%. Установлено, что уменьшение Fe за счет увеличения Ni приводит к значительному росту температур МП (около 75 К на 1 ат.%). Уменьшение содержания Ga до 26.5-26.0 ат. % приводит к выделению большой объемной доли  $\gamma$ -фазы (от 15 до 30 %) и развитию слабой СЭ с большой необратимостью или полному подавлению СЭ.

Сплав Fe-18 является низкотемпературным ( $M_s = 211$  К), характеризуется наличием большой объемной доли  $\gamma$ -фазы (25-30 %) и не проявляет СЭ. Сплав Fe-16 обладает высокими температурами МП ( $M_s = 350$  К), однако пластичная  $\gamma$ -фаза (объемная доля 15-20 %) препятствует полной обратимости. В [001]-монокристаллах при сжатии СЭ наблюдается в узком интервале температур (423-523 К) с постоянной необратимостью 0,5-0,7 % и широким механическим гистерезисом (порядка 300 МПа), который сильно зависит от степени деформации.

Оптимальными свойствами обладает сплав Fe-15, который в монокристаллическом состоянии после роста является однофазным и не содержит  $\gamma$ -фазы, обладает высокими температурами МП ( $M_s = 332$  К), демонстрирует высокий предел текучести мартенсита (1140 МПа при 300 К) и развитие высокотемпературной СЭ в широком интервале температур (от 373 до 573 К и выше) с низким уровнем критических напряжений (от 37 МПа при 373 К) и узким механическим гистерезисом (от 25 до 67 МПа).

В монокристаллах Fe-15 при 473-523 К происходит выделение  $\omega$ -фазы. Высокотемпературный отжиг при 1448 К, 1 ч с закалкой в воду приводит к растворению  $\omega$ -фазы, увеличению температуры  $M_s$  до 400 К и уменьшению предела текучести мартенсита до 1020 МПа. Перегрев выше 473 К закаленных монокристаллов Fe-15 приводит к выделению  $\omega$ -фазы и уменьшению температур МП. Поэтому исследования СЭ в данном состоянии сопровождаются выделением  $\omega$ -фазы и изменением функциональных свойств. Старение при 573 К закаленных монокристаллов приводит к восстановлению прочностных свойства мартенсита (1570 МПа) и уменьшению температуры  $M_s$  до 343 К.

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 24-19-00242.*

**КОНФИГУРАЦИОННАЯ ЭНТРОПИЯ КАК ФАКТОР, УПРАВЛЯЮЩИЙ  
ФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ  
СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**

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

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

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

*spbelyaev@mail.ru*

Целью работы является анализ влияния конфигурационной энтропии на структуру, мартенситные превращения и функциональные свойства многокомпонентных сплавов с памятью формы. Для этого было выплавлено 22 сплава системы Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co с различным соотношением концентраций химических элементов и концентраций титановой (Ti, Hf, Zr) и никелевой (Ni, Cu, Co) групп. Химические составы подбирали таким образом, чтобы менять энтропию сплавов от низкого значения (меньше 1R) до высокого значения (1,8R).

Полученные результаты показали, что конфигурационная энтропия не влияет на закономерности формирования вторичных фаз, которые подчиняются только соотношению концентраций титановой/гафниевой и никелевой групп. Конфигурационная энтропия не влияет на способность сплавов испытывать мартенситные превращения и проявлять эффекты памяти формы.

Установлено, что увеличение конфигурационной энтропии линейно понижает температуры мартенситных переходов. Изменение химического состава сплава при неизменной энтропии слабо влияет на температуры превращений. Показано, что увеличение конфигурационной энтропии линейно понижает коэффициент в соотношении Клаузиуса-Клапейрона. Это позволяет существенно расширить температурный интервал проявления эффекта псевдоупругости до 100 ÷ 150 °С. Увеличение конфигурационной энтропии увеличивает дислокационный предел текучести, что подавляет дислокационное скольжение. Уменьшение вклада пластической деформации в общую деформацию увеличивает коэффициент возврата, что позволяет наблюдать совершенный эффект памяти формы и сверхупругости. Подавление дислокационного скольжения приводит к подавлению эффекта обратимой памяти формы.

Показано, что конфигурационная энтропия является определяющим фактором в формировании функциональных свойств многокомпонентных сплавов системы Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co. Изменение химического состава сплава или концентраций титановой и никелевой групп практически не оказывает влияния на функциональные свойства сплавов с высокой конфигурационной энтропией.

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ №22-19-00169\_П*

## **ВЛИЯНИЕ ИОННО-ПУЧКОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА TiNiCuZr**

**Остапенко М.Г.<sup>1</sup>, Южакова С.И.<sup>1,2</sup>, Дьяченко Ф.А.<sup>1,2</sup>, Семин В.О.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения  
Российской академии наук, Россия, Томск*

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

<sup>3</sup>*Московский физико-технический институт (национальный исследовательский  
университет), Россия, Москва  
ostapenkominag@gmail.com*

Металлические стекла (МС) на основе TiNi привлекают значительное внимание благодаря их перспективному применению в качестве биомедицинских материалов. Это обусловлено их высокой коррозионной стойкостью и механическими свойствами. Однако, традиционный подход к созданию МС часто приводит к потере уникальных свойств, присущих кристаллическим сплавам, таких как эффект памяти формы (ЭПФ). Для решения этой проблемы, в настоящей работе предложен альтернативный подход, заключающийся в формировании аморфного поверхностного слоя, сохраняя при этом кристаллическую структуру и функциональные свойства в объеме материала. С этой целью был выбран легко аморфизуемый сплав Ti-Zr-Cu-Ni, полученный методом обычного литья, сохраняющий B2 структуру и проявляющий ЭПФ. Для создания поверхностного аморфного слоя, сплав подвергся обработке ионными пучками ниобия, известного своей высокой коррозионной стойкостью. Таким образом, целью данной работы является анализ структуры и коррозионных свойств ионно-модифицированного ниобием четырехкомпонентного сплава Ti<sub>35</sub>Ni<sub>35</sub>Cu<sub>15</sub>Zr<sub>15</sub> (ат. %).

Согласно данным рентгеноструктурного анализа, фазовый состав образцов TiNiCuZr<sup>Nb+</sup> состоит из двух матричных фаз B2 и B2', а также вторичных фаз (Ti,Zr)<sub>2</sub>(Ni,Cu) и TiZr. На поверхности литого TiNiCuZr<sup>Nb+</sup> в результате высокодозовой ионной имплантации (ВДИИ) ионами ниобия формируется аморфно-кристаллический слой. Из совокупности данных ПЭМ и РФЭС анализа следует, что влияние ВДИИ на химическое состояние Ti-Ni-Cu-Zr поверхностного слоя заключается в формировании оксидной пленки сложного фазово-химического состава, содержащей оксиды ниобия в аморфном и кристаллическом состояниях, и уменьшении доли окисленных форм никеля. Установлено, что ионно-пучковая обработка способствует кратному (~ 5 раз) повышению коррозионной стойкости Ti-Ni-Cu-Zr. При анализе потенциодинамических испытаний, было выявлено что ионно-модифицированные сплавы разрушаются по механизму точечной (язвенной) коррозии, сопровождающейся появлением лишь локальных очагов коррозионных повреждений. Таким образом предложенный подход формирования поверхностного аморфно-кристаллического слоя на сплаве Ti<sub>35</sub>Ni<sub>35</sub>Cu<sub>15</sub>Zr<sub>15</sub> оказался эффективным. Сформированный слой, обладающий сложным фазовым и химическим составом оксидной пленки, обеспечивает существенное (~в 5 раз) повышение коррозионной стойкости материала.

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ №24-22-00080.*

**ИЗМЕНЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ ЛИТЫХ СПЛАВОВ  
Ti<sub>40.7</sub>Hf<sub>9.5</sub>Ni<sub>49.8-x</sub>Cu<sub>x</sub> ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ В РАЗНЫХ РЕЖИМАХ**  
Поникарова И.В.<sup>1</sup>, Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Беляев С.П.<sup>1</sup>, Трофимова М.Е.<sup>1</sup>, Базлов А.И.<sup>1,2</sup>  
<sup>1</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург  
<sup>2</sup>НИТУ МИСИС, Россия, Москва,  
ivp2001@yandex.ru

Целью настоящей работы было исследование изменения температур мартенситных превращений и функциональных свойств литых сплавов Ti<sub>40.7</sub>Hf<sub>9.5</sub>Ni<sub>49.8-x</sub>Cu<sub>x</sub>, где x=1, 5 или 10 ат. % при термоциклировании через интервал превращения без напряжения или под напряжением 200 МПа (по 10 циклов). По данным дифференциальной сканирующей калориметрии сплавы испытывают B2↔V19' мартенситное превращение, и чем выше концентрация меди, тем ниже температуры мартенситного перехода. При термоциклировании в ненапряженном состоянии, температуры мартенситных превращений уменьшаются на 10 – 20 °С в сплавах с концентрацией меди 1 и 5 ат.%. В сплаве с концентрацией меди 10 ат. %, температуры M<sub>f</sub> и A<sub>s</sub> не меняются, а температуры M<sub>s</sub> и A<sub>f</sub> уменьшаются на 4°С за 10 циклов. Таким образом, при термоциклировании в свободном состоянии увеличение концентрации меди с 5 до 10 ат.% приводит к улучшению циклической стабильности температур мартенситных превращений.

При термоциклировании под напряжением 200 МПа в сплавах Ti<sub>40.7</sub>Hf<sub>9.5</sub>Ni<sub>49.8-x</sub>Cu<sub>x</sub> температуры мартенситных переходов также уменьшаются. Однако, по сравнению с термоциклами без нагрузки температуры понижаются интенсивнее – уменьшаются на 25 – 30°С за 10 циклов. Исключение составляют температура M<sub>s</sub> (начала прямого мартенситного перехода) в сплавах с концентрацией меди 1 и 5 ат % и температура A<sub>s</sub> (начала обратного мартенситного перехода) в сплаве с концентрацией меди 10 ат. %, которые уменьшаются на 2 – 7°С. Таким образом, действие напряжения при термоциклировании улучшает циклическую стабильность температуры M<sub>s</sub> в сплавах с x=1 и 5 ат.%. Стабильность температуры A<sub>s</sub> в сплаве с x=10 ат.% мало зависит от режима термоциклирования, остальные температуры переходов во всех сплавах понижаются сильнее, если в циклах охлаждение-нагрев действует напряжение.

Установлено, что величина эффекта памяти формы слабо зависит от концентрации меди и составляет  $5,7 \pm 0,2$  % в первом цикле охлаждения – нагревания под 200 МПа. При термоциклировании под этим напряжением величина эффекта памяти формы увеличивается, т.е. в этих сплавах наблюдается эффект тренировки. Необратимая деформация падает с циклами, что обусловлено упрочнением сплава.

Полученные результаты показали, что в сплавах Ti<sub>40.7</sub>Hf<sub>9.5</sub>Ni<sub>49.8-x</sub>Cu<sub>x</sub>, где x=1, 5, 10 ат. %, не наблюдается корреляции между изменением температур мартенситных переходов при термоциклировании без напряжения и под напряжением, поэтому невозможно прогнозировать поведение рабочих элементов из этих сплавов при термоциклировании на основе данных по изменению температур переходов при охлаждении и нагревании в свободном состоянии.

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

## СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА НА ОСНОВЕ Ni-Co-Mn-Ti

Ерагер К.Р., Соколовский В.В., Бучельников В.Д.  
Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия  
eragerk@rambler.ru

Известно, что легирование дополнительным элементом или отклонение от стехиометрического состава сплавов Гейслера может приводить к изменению как магнитных, так и структурных фазовых переходов. Перспективностью исследования сплавов на основе Ni-Co-Mn-Ti обуславливается их механическими свойствами, а также эффектом памяти формы, эластокалорическим и магнитокалорическим эффектами.

Все расчеты сплавов Гейслера  $Ni_{1-x}Co_xMn_{1+y}Ti_{1-y}$  ( $x = 0, 0.25, 0.5, 0.75$  и  $y = 0, 0.25, 0.5$ ), выполнены в рамках теории функционала плотности, реализованной в программном пакете VASP [1] в приближении функционала PBE [2]. Кристаллическая структура аустенитной фазы задана 16-ти атомной кубической ячейкой пространственной группы симметрии №225 с ферро- и ферримагнитным (Фим) упорядочением магнитных моментов.

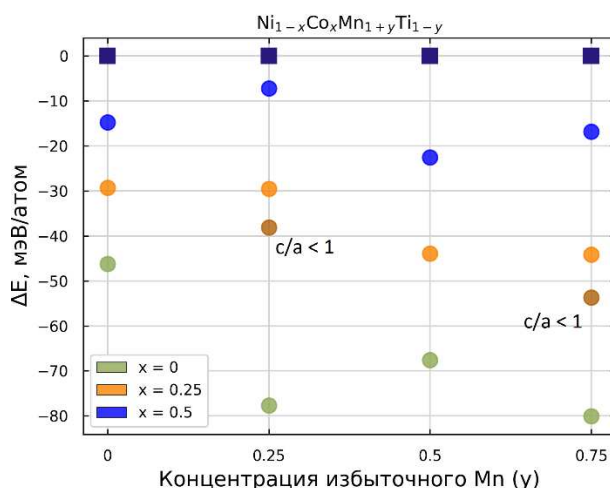


Рисунок 1 – Разница энергий основного состояния между кубической и тетрагональной фазами сплава  $Ni_{1-x}Co_xMn_{1+y}Ti_{1-y}$  ( $x = 0, 0.25, 0.5, 0.75$  и  $y = 0, 0.25, 0.5$ )

Согласно полученным данным, в качестве основного состояния всех сплавов предсказывается тетрагональная структура со значительной энергетической разницей, относительно кубической решетки. Примечательно, что в сплавах  $Ni_{1.75}Co_{0.25}Mn_{1.25}Ti_{0.75}$  и  $Ni_{1.75}Co_{0.25}Mn_{1.75}Ti_{0.25}$  наблюдаются мартенситные фазы с  $c/a < 1$ , которые расположены гораздо ниже на энергетической шкале, что может указывать на возможность кристаллизации модулированных мартенситных структур.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 25-12-20024.*

### Список литературы

- [1] G. Kresse and J. Furthmüller, Phys. Rev. B 54, 11169 (1996).
- [2] J. P. Perdew, K. Burke, and M. Ernzerhof, Phys. Rev. Lett. 77, 3865 (1996).

**ВЛИЯНИЕ Nb НА РАЗВИТИЕ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ  
ПРЕВРАЩЕНИЙ В НИЗКОНИКЕЛЕВЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛАХ NiTiHf**

**Тагильцев А.И., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И**

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,  
Томск  
antontgl@gmail.com*

В настоящей работе проведено исследование влияния легирования 15 ат. % Nb на развитие термоупругих мартенситных превращений в свободном состоянии и под нагрузкой в низконикелевых поликристаллах сплава  $Ni_{49.5}Ti_{35.5}Hf_{15}$ .

При исследовании использовались образцы на сжатие с размерами рабочей части  $3 \times 3 \times 6$  мм<sup>3</sup>. Поликристаллы были выплавлены методом индукционной плавки с использованием компонентов высокой чистоты (99.99%), а химический состав после плавки контролировался посредством энергодисперсионного рентгеновской спектроскопии.

Исследование исходных сплавов показало, что в поликристаллах без Nb выделяется большая объемная доля вторичной фазы  $(Ti, Hf)_2Ni$ , что подтверждается РЭМ и XRD исследованиями. Частицы  $(Ti, Hf)_2Ni$  имеют химический состав, обогащенный по Ti и обедненный по Ni по сравнению с матрицей. Легирование Nb приводит к более равномерному распределению Ti, Ni и Hf и уменьшению объемной доли частиц  $(Ti, Hf)_2Ni$ . В матрице Nb распределён однородно, однако в некоторых областях наблюдается  $\beta$ -Nb фаза, обогащенная по Nb и имеющая неупорядоченную ОЦК структуру с параметром решетки  $a = 0.3315$  нм, близким к параметру чистого Nb. Дополнительные электронно-микроскопические и STEM/РЭМ исследования подтверждают сложную микроструктуру материала – наличие нанодвойникового B19'-мартенсита, а также протяженной  $\beta$ -Nb фазы с объемной долей ~20%.

При охлаждении/нагреве в свободном состоянии во всех поликристаллах реализуется термоупругое МП, подтверждающееся изменением электросопротивления и вязкоупругих характеристик материала.

При приложении напряжений в поликристаллах без Nb обратимая деформация в циклах охлаждение/нагрев не наблюдается вплоть до приложенных напряжений 500 МПа. Такое поведение, вероятнее всего, связано с тем, что в материале обнаружена большая объемная доля частиц  $(Ti, Hf)_2Ni$ -фазы, которые не испытывают мартенситного превращения и подавляют образование ориентированного мартенсита. Легирование Nb приводит к появлению высокотемпературного эффекта памяти формы за счет увеличения подвижности межфазных границ, чему соответствует рост внутреннего трения и подтверждается методом динамического-механического анализа. Приложение внешних напряжений приводит к реализации высокотемпературного эффекта памяти формы, при этом повышение напряжений способствует увеличению деформации превращения  $\epsilon_{tr}$  вплоть до 1 % при приложенных 500 МПа.

Таким образом, исходные поликристаллы  $Ni_{49.5}Ti_{35.5}Hf_{15}$  характеризуются высоким сопротивлением росту ориентированного мартенсита и эффект памяти формы в циклах охлаждение/нагрев при действии постоянных сжимающих напряжений до 500 МПа отсутствует. Последующее легирование 15 ат. % Nb способствует наведению высокотемпературного эффекта памяти формы с максимальной величиной обратимой деформации 0.5 % за счет значительного уменьшения количества  $(Ti, Hf)_2Ni$ -фазы и существенно повышает пластичность поликристаллов NiTiHf(Nb) до 14.5–18 %.

*Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ № FSWM-2024-0007*

**ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ  
Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co**

**Сибирев А.В.<sup>1</sup>, Беляев С.П.<sup>1</sup>, Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Базлов А.И.<sup>1,2</sup>**

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

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

*alekspsb@list.ru*

Целью работы было исследование особенностей проявления эффектов памяти формы в высокоэнтропийных сплавах системы Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co с разным содержанием гафния. Сплавы  $Ti_{14}Hf_{23}Zr_{15}Ni_{18}Cu_{15}Co_{15}$ ,  $Ti_9Hf_{32}Zr_{11}Ni_{16}Cu_{18}Co_{14}$ ,  $Ti_6Hf_{38}Zr_8Ni_{12}Cu_{15}Co_{16}$  и  $Ti_9Hf_{39}Zr_4Ni_{30}Cu_9Co_9$  синтезировали в вакуумной дуговой печи в атмосфере аргона. Сплавы обозначали цифрами 1-4 в соответствии с вышеприведенной последовательностью. Для обеспечения однородности состава слитки массой 20 г переплавляли не менее пяти раз. Методом ДСК определяли температуры мартенситных превращений. Сплавы 2, 3 и 4 относятся к высокотемпературным ( $A_k > 200^\circ C$ ), при этом в сплаве 4 температура  $A_k = 562^\circ C$ . Сплав 1 обладает температурами переходов близкими к комнатным ( $A_k = 90^\circ C$ ).

Из слитков вырезали образцы квадратного сечения  $2 \times 2$  мм и длиной 30 мм методом электроэрозионной резки. Механические испытания проводили в режиме кручения. Исследования эффекта памяти формы проводили как после деформирования в мартенсите, так и после охлаждения под постоянным напряжением. Установлено, что при охлаждении под постоянным напряжением величина ЭПФ была значительно больше, чем после деформирования в мартенсите. Так в сплаве 4 величина ЭПФ достигала 3,5% при охлаждении под нагрузкой 460 МПа, тогда как после деформирования до 2,5% в мартенсите величина ЭПФ составила всего лишь 0,3%. Эта же закономерность справедлива и для других сплавов, например, в сплаве 1 максимальная обратимая деформация равнялась 5% после охлаждения под постоянной нагрузкой и 0,9% после деформирования в мартенсите. Столь малая величина ЭПФ после деформирования в мартенсите связана с псевдоупругим возвратом в результате обратимой переориентации мартенситных вариантов. Этот эффект вызван химической стабилизацией вариантов мартенсита после длительной выдержки при комнатной температуре. Наиболее выражен эффект химической стабилизации в сплаве 2, в котором после деформирования до 3% при разгрузке восстановилось 2,3%. Если же при достижении заданной деформации образец подвергнуть выдержке под нагрузкой, то восстанавливаемая деформация при разгрузке уменьшалась, что связано со стабилизацией новых вариантов мартенсита. Производство работы сплавами исследовали после предварительного взведения элемента за счет охлаждения под постоянным напряжением, поскольку такой способ позволял получить большую долю ориентированного мартенсита. Все сплавы продемонстрировали способность совершать работу в режиме привода, так сплав 4 производит  $35 \text{ кДж/м}^3$  в интервале температур  $480 \div 620^\circ C$ .

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00169\_П*

**ИЗГОТОВЛЕНИЕ ОБРАЗЦОВ ВИСКЕРОВ КВАЗИОДНОМЕРНЫХ  
ПРОВОДНИКОВ TaS<sub>3</sub> ПРИ ПОМОЩИ МИКРОПИНЦЕТА С ЭФФЕКТОМ  
ПАМЯТИ ФОРМЫ И ИЗМЕРЕНИЕ ИХ ЭЛЕКТРОТРАНСПОРТНЫХ  
СВОЙСТВ**

Романов С.Р.<sup>1</sup>, Коледов В.В.<sup>1</sup>, Никитин М.В.<sup>1</sup>, Орлов А.П.<sup>1</sup>, Покровский В.Я.<sup>1</sup>,  
Шеляков А.В.<sup>2</sup>, Хачатрян Д.А.<sup>2</sup>, Клевцов А.В.<sup>2</sup>, Погорелов А.К.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Россия,  
Москва

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

romanov\_sr@bk.ru

Среди новых функциональных материалов для микросистемной техники и микроэлектроники большое внимание привлекают квазиодномерные полупроводники с волной зарядовой плотности (КОП с ВЗП). В этих материалах продемонстрирована наивысшая среди всех твердотельных материалов чувствительность деформаций кристаллической решетки к внешнему электрическому полю, которую можно охарактеризовать пьезомодулем, достигающим  $10^{-6}$  м/В [1]. Одной из технологических проблем на пути изучения КОП с ВЗП является создание технологии подвешивания образцов, представляющих собой вискеры (нитевидные монокристаллы) микронной толщины, для изучения в них высокочастотных электромеханических колебаний.

Цель доклада - представить результаты разработки технологии трехмерного манипулирования вискерами из КОП с ВЗП TaS<sub>3</sub> с применением микропинцетов с ЭПФ (см. подробнее [2] о микропинцетах из быстрозакаленных лент сплава Ti<sub>2</sub>NiCu с ЭПФ и рис. 1) и экспериментов по подготовке образцов вискеро, подвешенных между двумя контактами, а также предварительные результаты измерения их электротранспортных свойств (см. рис. 2).

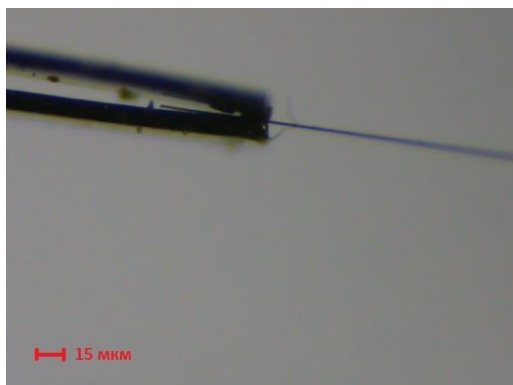


Рисунок 1 – Микропинцет с ЭПФ захватывает вискер КОП с ВЗП

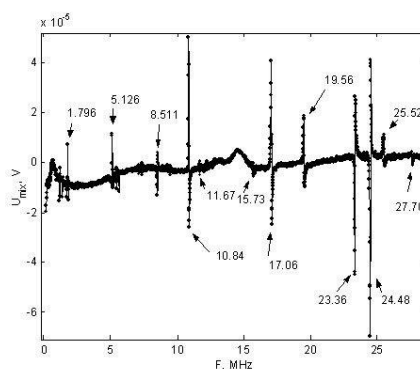


Рисунок 2 – Резонансные пики, наблюдаемые при пропускании высокочастотного тока через образец вискера КОП с ВЗП

Работа выполнена за счет средств Госзадания ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН.

[1] В.Я. Покровский, С.Г. Зыбцев и др., Успехи физических наук. Т 43, 33–54 (2013).

[2] С.В. фон Гратовски, А.В. Шеляков, и др. ЖТФ. Т. 93 (8), 1223-1231 (2023).

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ  
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И  
СВОЙСТВА СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ti-Zr-Nb-Sn**

**Гундерова С.Д., Шереметьев В.А., Деркач М.А.**

*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*

*gynderova@mail.ru*

Безникелевые сплавы системы Ti-Zr-Nb, проявляющие эффект сверхупругости, привлекают внимание ученых как перспективные материалы для изготовления ортопедических имплантатов. Перспективным направлением исследований является увеличение содержания Zr и легирование тройной системы оловом (Sn). Первое способствует повышению кристаллографического ресурса обратимой деформации, а второе обеспечивает дополнительные возможности для применения упрочняющего старения с сохранением высокого уровня сверхупругих свойств. Потенциал управления структурой и повышения функциональных свойств этих сплавов с применением термомеханической обработки (ТМО) не раскрыт до настоящего времени. Поэтому, целью настоящей работы было изучение влияния различных режимов ТМО на структурообразование и свойства сплавов Ti-Zr-Nb-Sn.

Слитки сплавов Ti-18Zr-12,5Nb-2Sn и Ti-40Zr-8Nb-2Sn (в ат. %, далее T18Z и T40Z соответственно) были получены методом электродуговой аргоновой плавки с нерасходуемым электродом. Полученные слитки были подвергнуты комбинированной ТМО, включающей горячую прокатку при 600°C ( $\epsilon=0,3$ ) (ГП), гомогенизационный отжиг при 900°C (1 ч.), холодную прокатку (ХП) со степенью деформации  $\epsilon = 0,3$  и 1,5, далее последеформационный отжиг (ПДО) при температурах 500-600°C (30 мин).

Методом оптической микроскопии показано, что сплавы после ГП и отжига имеют преимущественно равноосную структуру с размером зерна около 100-1000 мкм. Основной фазой во всех состояниях является  $\beta$ -фаза, период решетки которой для сплава T40Z (3,42 Å) выше, чем у сплава T18Z (3,35 Å). ХП приводит к образованию  $\alpha$ "-мартенсита, который полностью превращается в  $\beta$ -фазу при последующем ПДО. В результате ПДО при 550°C после ХП ( $\epsilon = 0,3$ ) внутри исходных крупных зерен формируется преимущественно полигонизованная субструктура с множеством малоугловых границ. Локально, внутри деформационных полос, образуются мелкие рекристаллизованные зерна, размер которых увеличивается с повышением температуры ПДО до 600°C. ПДО сплавов с более высокой степенью деформации при этих же температурах приводит к развитию статической рекристаллизации и формированию зерен размером 3-15 мкм. Стоит отметить, что в результате ПДО при 500-550°C в сплаве T18Z выделяется малое количество  $\alpha$ -фазы, которая растворяется при повышении температуры отжига до 600°C. В сплаве T40Z температурный интервал выделения  $\alpha$ -фазы ниже, и она отсутствует уже в результате ПДО при 550°C. Наибольшую твердость оба сплава продемонстрировали при ТМО ХП  $\epsilon=1,5$  у сплава T18Z  $\approx 305\pm 10$  HV, а у T40Z  $\approx 318\pm 8$  HV. ПДО 550, 600°C (30 мин) приводят к снижению твердости, но эта характеристика после систематически ниже после ТМО, включающей ХП ( $\epsilon=0,3$ ).

## ПОРИСТОСТЬ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЕЧЕННОГО Ti-Ni

Маркова Г.В., Пермякова Д.В., Гусев А.Д.

ФГБОУ ВО «Тульский государственный университет», Россия, Тула  
darya.per@gmail.com

В развитии материалов для имплантатов лидируют металлические сплавы, несмотря на появление органических и керамических альтернатив. Успех установки имплантата зависит от биомеханической совместимости, безопасности состава и от возможности проращивания костной ткани в материал имплантата.

В последние десятилетия активно изучается интерметаллид TiNi с  $\beta$ -структурой, обладающий свойствами сверхупругости и памяти формы благодаря обратимому мартенситному превращению. Порошковая технология получения сплава позволяет обеспечить не только однородный состав, но и необходимый уровень пористости для успешной остеоинтеграции.

Целью данной работы является установление зависимости пористости и фазового состава спеченных заготовок из сплава TiNi от температуры и продолжительности спекания.

Для получения пористых заготовок использовали гидридно-кальциевый порошок интерметаллида TiNi, синтезированный при 1200 °С в течение 8 часов. Полученный порошок промывали в слабом растворе соляной кислоты, затем в воде, сушили и рассеивали. Прессование порошка выполняли на гидростатическом прессе холодного прессования СР 62330 фирмы Avure Technologies с рабочим давлением 200 МПа и выдержкой 2 минуты. Спекание проводили в вакуумной шахтной электропечи сопротивления СШВ-1.2,5/25 И1, в вакууме при температурах от 900 до 1290 °С в течение 10-360 мин с последующим медленным охлаждением с печью. Пористость образцов связана с плотностью, которую определяли методом гидростатического взвешивания. В дальнейшем в качестве выходного параметра использовали плотность. Рентгеноструктурный анализ проводился на дифрактометре ДРОН-3 М с графитовым монохроматором в Cu-K $\alpha$  излучении.

По результатам проведения 24 режимов получены зависимости плотности от температурно-временных параметров спекания. Показано, что существенное изменение плотности наблюдается только при спекании более 1200°С. Анализ полученной математической модели показал, что продолжительность спекания мало влияет на плотность. Основным технологическим параметром, позволяющим регулировать плотность спеченных заготовок, является температура, которая должна точно поддерживаться в сравнительно небольшом интервале 1200-1290°С.

Фазовый состав несущественно изменяется при спекании и состоит в основном из аустенитной фазы B2 – около 60-70%, мартенсита – 5-10 %, а также соединений Ni<sub>4</sub>Ti<sub>3</sub> и NiTi<sub>2</sub> в количестве ~ 15 % и 5%, соответственно.

*Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (грант № 25-29- 20055, <https://rscf.ru/project/25-29-20055/>) и Комитета Тульской области по науке и инноватике*

## АНАЛИЗ ОСТАТОЧНЫХ УПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ В СПЛАВЕ TiNiCuZr ПОСЛЕ ИОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НИОБИЕМ

Южакова С.И.<sup>1,2</sup>, Остапенко М.Г.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> *Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения  
Российской академии наук, Россия, Томск*

<sup>2</sup> *Национальный исследовательский Томский государственный университет,  
Россия, Томск  
sofayjakova@gmail.com*

Сплавы TiNiCuZr обладают эффектом памяти формы и высокой биосовместимостью, что обеспечивает их перспективность в качестве материалов для медицинских применений. Формирование на их поверхности аморфного слоя с использованием ионно-пучковой обработки ниобием может значительно увеличить коррозионные свойства материала. Однако модификация поверхности может привести к росту уровня остаточных напряжений, которые отразятся на объемных свойствах исходного сплава. Поэтому изучение влияния ионно-пучковых обработок на уровень остаточных напряжений в сплаве TiNiCuZr является актуальной задачей современного материаловедения.

Четырехкомпонентный TiNiCuZr сплав был изготовлен в вакуумной дуговой печи в результате шестикратного переплава чистых (99,98 %) компонентов (Ti, Ni, Cu, Zr). Образцы сплава Ti<sub>35</sub>Ni<sub>35</sub>Cu<sub>15</sub>Zr<sub>15</sub> были обработаны ионами Nb<sup>+</sup> с дозой  $D = 5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  и исследованы методами рентгеноструктурного анализа в симметричной и асимметричной схемах съемок (Cu-K $\alpha$ , дифрактометр ДРОН-8Н). Деформации, обусловленные напряжениями 1-го рода рассчитывались по формуле:  $\epsilon = (d_i - d_0)/d_0$ , где  $d_0$  – межплоскостное расстояние для исходного образца, а  $d_i$  – межплоскостное расстояние для исследуемого образца. Расчет напряжений 1-го рода проводился по закону Гука, с использованием формулы:  $\sigma^I = E \times \epsilon^I$ , где  $E$  – модуль упругости.

Установлено, что модификация поверхности сплава TiNiCuZr ионами ниобия привела к формированию композитной структуры, состоящей из аморфного приповерхностного слоя и кристаллической подложки, матричной фазой в которой является фаза B2, представляющая собой суперпозицию двух фаз – B2<sup>surf</sup> и B2<sup>core</sup> с одинаковой структурой, но различными параметрами решеток. Также обнаружены рефлексы вторичных фаз Ti<sub>2</sub>Ni и TiZr, не превышающие в объеме материала 10%. В исследуемых образцах наблюдается гетерогенная слоистая структура с градиентным распределением фаз по глубине, в поверхностном слое преобладает фаза B2<sup>surf</sup>, а в глубинных слоях – фаза B2<sup>core</sup>. В поверхностном ионно-модифицированном слое фаза B2<sup>surf</sup> находится в состоянии растяжения, а фаза B2<sup>core</sup> – в состоянии сжатия, что указывает на компенсацию напряжений и сложный характер взаимодействия фаз. В глубинных слоях наблюдается снижение напряжений и на толщине  $h > 3$  мкм меняется их характер со сжимающего на растягивающий.

*Исследования выполнены при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект 24-22-00080.*

**ФОРМИРОВАНИЕ ГЕТЕРО ГЕННЫХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ h-BN НА  
ПОВЕРХНОСТИ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb  
МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

**Сухова Т.А., Теплякова Т.О., Конопацкий А.С.**  
*НИТУ МИСИС, Москва, Россия*  
*tatiana.sukhov@yandex.ru*

Современные материалы для создания имплантатов, обладают характеристиками, которые улучшают их внедрение в организм пациента и продлевают срок службы. При выполнении операции имеется вероятность возникновения бактериальных инфекций, что может оказать негативное влияние на здоровье пациента и потребовать дополнительных ресурсов на лечение. Для решения проблемы предложен метод придания имплантатам антибактериальных свойств при помощи функциональных комплексов из гексагонального нитрида бора (h-BN), наночастиц оксида меди (CuO) или наночастиц оксида цинка (ZnO). Комбинация материалов обеспечивает биосовместимость и защиту от инфекций, повышая эффективность и безопасность.

Формирование h-BN было проведено методом спинкоатинга на поверхности сплава Ti-18Zr-15Nb. Использовались суспензии на основе двух сред: изопропанол (ИПС) и диметилсульфоксид (ДМСО) с различными концентрациями порошка h-BN. Суспензии подвергали ультразвуковому воздействию 30 мин и центрифугировали при 1000 об/мин 10 мин для отделения крупной фракции. Затем суспензии наносили на образцы методом спинкоатинга (10 капель по 50 мкл, 400 об/мин), после чего образцы промывали в дистиллированной воде и сушили в вакуумном шкафу (70 °С, 1 час).

Частицы оксида меди были получены боргидридным синтезом. Раствор хлорида меди (II) (4 мг Cu в 5 мл ИПС) был добавлен в суспензию h-BN. Для восстановления частиц меди был использован боргидрид натрия (NaBH<sub>4</sub>) с концентрацией 0,5 мг/мл, добавлявшийся в раствор по каплям. Смесь перемешивали 2 ч, затем центрифугировали 30 мин для отделения частиц оксида меди. Осадок был собран, промыт дистиллированной водой и высушен на воздухе. Для формирования частиц оксида цинка были использованы ацетат цинка (CH<sub>3</sub>COO)<sub>2</sub>Zn\*2H<sub>2</sub>O (150 мг) и раствор NaOH (50 мг). Компоненты были добавлены в предварительно подготовленную суспензию h-BN при постоянном перемешивании и температуре 64 °С. Смесь перемешивали 15 мин, затем центрифугировали 30 мин для отделения частиц ZnO

Методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) было изучено формирование частиц h-BN на поверхности. Установлено, что суспензия на основе ИПС, обеспечила более равномерное распределение h-BN по поверхности и большее количество частиц, чем в суспензии ДМСО.

Исследования СЭМ и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) для частиц CuO и ZnO показало возможность создания гетерогенных структур CuO/BN и ZnO/BN, которые в дальнейшем могут быть использованы для антибактериальной модификации поверхности сверхупругих титановых сплавов.

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

## ФУНКЦИОНАЛЬНАЯ УСТАЛОСТЬ СПЛАВА $\text{Ni}_{56.2}\text{Mn}_{18.8}\text{Ga}_{23.2}\text{Si}_{1.8}$ В КРУПНОЗЕРНИСТОМ И КОВАННОМ СОСТОЯНИЯХ

Несоленов А.<sup>1</sup>, Калашников В.С.<sup>1</sup>, Кирилюк К.К.<sup>3</sup>, Мусабилов И.И.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> *Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия*

<sup>2</sup> *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*

<sup>3</sup> *Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

Высокие значения функциональных эффектов в сплавах Гейслера на базе системы Ni-Mn позволяют рассматривать эти материалы для практического применения. Однако несмотря на прошедшие 20-30 лет с момента обнаружения эффектов магнитоуправляемой памяти формы и магнитокалорического эффекта, промышленного устройства еще не было создано. Причина в высокой хрупкости материалов в литом состоянии. Авторами работы развивается подход к созданию материала с повышенными относительно литого состояния механическими свойствами.

В работе представлены результаты исследования сплава  $\text{Ni}_{56.2}\text{Mn}_{18.8}\text{Ga}_{23.2}\text{Si}_{1.8}$  в крупнозернистом состоянии (исходное состояние) и после проведения всестороннейковки. Методом исследования механических свойств выбрана оценка функциональной усталости при измерении обратимой деформации сплава трехточечным изгибом сосредоточенной силой в условиях повышения напряжений при каждом последующем термоцикле через температуру мартенситного превращения. Это позволило оценить пороговое напряжения  $\sigma_p$ , при превышении которого происходит разрушение образца.

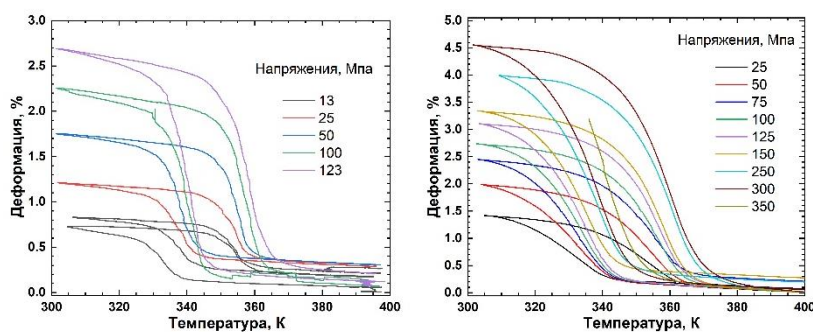


Рисунок 1 – Зависимости изгибной деформации от температуры и нагрузки для литого и ковального состояния

Как видно из рисунка с ростом внешней нагрузки на образец наблюдается увеличение обратимой деформации. При достижении определенной величины образец разрушается. Обычно это происходит в процессе или по окончании обратного мартенситного превращения. Для крупнозернистой структуры разрушение наблюдается при 122 МПа, что дает оценку порогового напряжения  $\sigma_p=100$  МПа. Для состояния с бимодальной структурой разрушение происходит при 350 МПа, и соответственно  $\sigma_p=300$  МПа. Рост функциональной усталости в три раза в результате формирования бимодальной структуры «ожерелье» обусловлен аккумулярованием и релаксацией внутренних напряжений демпфирующей прослойки мелкозернистой структуры.

**СЕКЦИЯ**  
**«Фундаментальные**  
**аспекты**  
**мартенситных**  
**превращений и**  
**методы**  
**прогнозирования**  
**свойств сплавов с**  
**памятью формы»**

VI Международная конференция «Сплавы с памятью формы»  
Москва 15-19 сентября 2025 г.

**ПРИРОДА ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ НЕСТАБИЛЬНОСТИ ТЕРМОУПРУГИХ  
МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi**

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

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

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

*resnat@mail.ru*

Целью работы явился анализ причин нестабильности термоупругих мартенситных переходов при термоциклировании сплавов на основе TiNi. Для этого двойные (Ti-Ni), тройной (Ti-Ni-Fe), четверные (Ti-Hf-Ni-Cu), низко и среднеэнтропийные шестерные (Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co) сплавы разного состава были подвергнуты от 100 до 500 термоциклам без напряжения. В работе исследовали изменение температур мартенситных переходов, величины электросопротивления, плотности дислокаций и разупорядочения в литых образцах и тонких лентах с разным размером зерна.

Полученные результаты показали, что химический состав, размер зерна, плотность дислокаций, дислокационный предел текучести не являются определяющими факторами изменения температур мартенситных переходов при термоциклировании сплавов на основе TiNi. В сплавах одного и того же состава, но с разным размером зерна, температуры мартенситных переходов изменяются по-разному с циклами. В четырех компонентных сплавах разного состава со средним размером зерна 400 нм температуры мартенситных переходов могут, как уменьшаться, так и не меняться с циклами. При термоциклировании сплава Ti-Ni-Fe через температурные интервалы B2 ↔ R или B2 ↔ R ↔ B19' изменение плотности дислокаций одинаковое, однако температуры B2 ↔ R перехода в первом случае не меняются с циклами, а во втором – уменьшаются. В шестикомпонентных сплавах увеличение предела дислокационного скольжения не приводит к улучшению термоциклической стабильности, а, напротив, усиливает падение температур мартенситных переходов при термоциклировании.

Впервые обнаружено, что при термоциклировании сплавов на основе TiNi наблюдается разупорядочение. Вместе с тем, известно, что чем ниже степень порядка, тем меньше температуры мартенситных переходов. На основании этого выдвинуто предположение, о том, что основной причиной изменения температуры мартенситных переходов при термоциклировании является нарушение порядка в расположении атомов в упорядоченных сплавах на основе TiNi.

*Работы выполнены при поддержке проекта РФФ №23-19-00280.*

## **ВЛИЯНИЕ ЭФФЕКТА СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА НАПРЯЖЕНИЙ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА**

**(Ni<sub>51</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>4</sub>)<sub>99,7</sub>В<sub>0,3</sub>**

**Панченко Е.Ю., Тохметова А.Б., Курлевская И.Д., Суриков Н.Ю., Янушоните  
Э.И.**

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,  
Томск  
panchenko@mail.tsu.ru*

В настоящей работе проведены систематические исследования влияния старения в мартенситном состоянии под нагрузкой (СМН) на функциональные свойства поликристаллов сплава (Ni<sub>51</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>4</sub>)<sub>99,7</sub>В<sub>0,3</sub> в исходном литом состоянии с целью повышения эффективности эластокалорического эффекта (ЭКЭ), улучшения параметров сверхэластичности (СЭ) и наведения двустороннего эффекта памяти формы (ДЭПФ). Эффективность такого подхода к управлению функциональными свойствами ранее была экспериментально доказана на монокристаллах сплава NiFeGa [1].

Анализ микроструктуры сплава методом дифракции обратного рассеяния электронов показал, что вдоль направления кристаллизации формируется столбчатая зеренная структура с преимущественной <001><sub>A</sub> ориентацией зерен. СМН проводился вдоль направления кристаллизации при T<sub>СМН</sub> = 398 К, σ<sub>СМН</sub> = 500 МПа. Формирования острой текстуры и микролегирование бором способствует снижению несоответствия мартенситной деформации соседних зерен, упрочнению границ зерен за счет выделения частиц γ-фазы и боридов, что позволило стабилизировать L<sub>10</sub>-мартенсит напряжений в поликристаллическом сплаве без значительной пластической деформации образца.

СМН исследуемых поликристаллов приводит, во-первых, к наведению сжимающего ДЭПФ вдоль направления кристаллизации с величиной обратимой деформации ε<sub>ДЭПФ</sub> = -1,8 % и узким термическим гистерезисом ΔT = 17 К. Во-вторых, к улучшению необходимых для повышения эффективности ЭКЭ параметров СЭ: критические напряжения образования мартенсита σ<sub>кр</sub> уменьшаются в 1,7 раза, а механический гистерезис Δσ – в 1,5 раза по сравнению с исходным состоянием при T = 348 К. Это позволяет минимизировать потерю энергии в рабочем цикле и упростить устройство привода при использовании ЭКЭ. В-третьих, величина адиабатического охлаждения при ЭКЭ до и после СМН ΔT<sub>ад</sub> = (7,0 ± 0,5) К не изменяется, и поликристаллы демонстрируют высокую циклическую стабильность параметров СЭ и ЭКЭ в течение 100 циклов нагрузка/разгрузка, что является важным критерием для практического использования сплавов.

Таким образом, экспериментально показано, что СМН как способ улучшения параметров функциональных свойств можно использовать не только для монокристаллических материалов, но и применять для поликристаллов.

*Работы выполнены при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-19-00150, <https://rscf.ru/project/23-19-00150/>.*

[1] A.S. Eftifeeva, E.Y. Panchenko, et al. Mater. Sci. Eng., A 855, 143855 (2022)

**ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ВЫХОДА В ИНТЕРВАЛ СТАРЕНИЯ НА  
ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ  $\omega$ -ФАЗЫ И  
ФУНКЦИОНАЛЬНОЕ ПОВЕДЕНИЕ В МЕТАСТАБИЛЬНОМ СПЛАВЕ  
Ti-22Nb-6Zr С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**

**Баранова А.П., Страхов О.В., Дубинский С.М., Чеверикин В.В., Омельчук  
Т.А., Елисеева О.-Л.В., Прокошкин С.Д.**

*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*

*baranova.al.pavlovna@yandex.ru*

Титановые сплавы с памятью формы (СПФ) системы Ti-Nb-Zr зарекомендовали себя как перспективные конструкционные материалы для нагруженных частей медицинских имплантатов благодаря уникальному сочетанию повышенной биосовместимости и коррозионной стойкости в среде биологических жидкостей, низкого модуля упругости и нелинейного сверхупругого поведения. Одним из потенциальных путей улучшения сверхупругого поведения является дисперсионное упрочнение сплава за счет выделения частиц «изотермической»  $\omega$ -фазы. Данный способ представляет особый интерес, так как не требует пластической деформации и может быть использован для материалов, полученных методами аддитивных технологий и пористых структур. Упрочнение СПФ Ti-22Nb-6Zr является важной практической задачей, для реализации которой необходимо изучить особенности кинетики образования изотермической  $\omega_{iso}$ -фазы.

Были проведены исследования влияния термических маршрутов выхода в интервал старения и источников микродеформации на скорость  $\beta \rightarrow \omega_{iso}$  превращения и функциональные свойства сплава Ti-22Nb-6Zr (ат. %), подвергнутого холодной прокатке с истинной деформацией  $e=0,3$  и последующему отжигу при 600°C, 30 мин для получения полигонизованной дислокационной субструктуры  $\beta$ -фазы, с помощью рентгеновской дифрактометрии, сканирующей электронной микроскопии методом дифракции отраженных электронов и статических и циклических испытаний на растяжение до разрушения при комнатной температуре. Выход в температурный интервал формирования  $\omega_{iso}$ -фазы осуществляли по трем схемам: быстрый нагрев после быстрого (в воде) и медленного (2,5 град./мин) охлаждения, медленный нагрев после медленного охлаждения. Старение осуществляли при температурах от 300 до 375 °C с выдержкой в течение 5 минут и 3 часа.

Была проведена оценка влияния скорости охлаждения и нагрева до температуры старения и времени выдержки, а также микродеформации до и после старения на кинетику  $\beta \rightarrow \omega_{iso}$  превращения. Установлены зависимости влияния  $\beta \rightarrow \omega_{iso}$  превращения на функциональные свойства сплава Ti-22Nb-6Zr в полигонизованном субструктурном состоянии  $\beta$ -фазы.

*Работы выполнены при поддержке проекта Российского научного фонда № 25-73-10041, <https://rscf.ru/project/25-73-10041/>*

**АКТУАЛЬНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ РАЗРАБОТКИ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ  
МЕДИЦИНСКИХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Fe-Mn-Si**

**Жукова Ю.С., Кадиров П.О., Прокошкин С.Д.**

*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*

*zhukova@misis.ru*

Разработка материалов для биорезорбируемых металлических имплантатов, способных растворяться в организме человека, является актуальной областью современной регенеративной хирургии. Среди основных потенциальных биорезорбируемых металлических сплавов (на основе Mg, Zn, Fe) наиболее перспективными являются сплавы на основе железа, в частности система Fe-Mn-Si, которая относится к классу сплавов с памятью формы и обладает высокими механическими свойствами и подходящим диапазоном значений скорости коррозии. Стоит отметить, что эффект памяти формы сам по себе не является ключевым функциональным свойством для рассматриваемого применения имплантатов, в то время как основную роль играет наличие обратимого мартенситного превращения  $\gamma$ -аустенит  $\leftrightarrow$   $\epsilon$ -мартенсит и связанное с ним размягчение кристаллической решетки, оказывающее влияние на модуль Юнга и усталостную долговечность.

Общепризнано, что функциональными свойствами металлических сплавов можно эффективно управлять, варьируя их структуру, которую, в свою очередь, можно эффективно изменять методами термомеханической обработки (ТМО), в том числе методами интенсивной пластической деформации (ИПД).

Основным недостатком, связанным с использованием сплавов на основе железа в качестве потенциальных биорезорбируемых материалов, является, как правило, низкая скорость биорезорбции. Для устранения этого недостатка обычно используются следующие методы: 1) легирование более электроотрицательными элементами (например, марганцем) для повышения общей коррозионной активности или более благородными элементами (например, серебром или палладием) для облегчения гальванической коррозии; 2) изменение фазового и структурного состояния для оптимизации соотношения анодной и катодной областей на поверхности, подверженной коррозии.

При выборе методов термомеханической обработки следует учитывать следующие факторы: 1) используемые методы должны способствовать формированию ультрамелкозернистой и/или наноразмерной структуры сплавов, что с наибольшей вероятностью обеспечит оптимальное сочетание механических свойств и скорости биорезорбции; 2) предпочтительны методы промышленного масштаба.

Не менее актуальна задача разработки дизайна и отработки технологий получения готовых изделий, обеспечивающих сохранение полученного комплекса функциональных свойств материала, и сопутствующих методик контроля уровня свойств на различных стадиях жизненного цикла.

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 25-79-10241.*

**ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В  
МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Fe-16Mn-10Cr-8Ni-4Si ПРИ ОБРАТИМОМ  
ГЦК↔ГПУ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ**

**Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Куксгаузен И.В., Сараева А.А., Федорова А.В.,  
Победенная З.В., Куксгаузен Д.А.**

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск,  
Россия*

*kireeva@spti.tsu.ru*

На  $[\bar{1}44]$ -,  $[\bar{1}11]$ - и  $[001]$ - монокристаллах сплава Fe-16Mn-10Cr-8Ni-4Si (мас.%) с обратимым ГЦК↔ГПУ мартенситным превращением (МП) проведены исследования температурной зависимости предела текучести  $\sigma_{0.1}(T)$  и эффекта памяти формы (ЭПФ).

Установлено, что в монокристаллах Fe-16Mn-10Cr-8Ni-4Si обратимое ГЦК↔ГПУ МП развивается в свободном состоянии при охлаждении/нагреве без нагрузки с температурами  $M_s=195\text{K}$  и  $A_f=340\text{K}$  и термическим гистерезисом  $\Delta T=145\text{K}$  и под нагрузкой.

Температурная зависимость предела текучести  $\sigma_{0.1}(T)$  имеет вид, характерный для сплавов, испытывающих МП под нагрузкой и состоит из трех стадий. Минимальные напряжения  $\sigma_{0.1}=100\text{--}150$  МПа находятся при температуре  $M_s$ , а максимальные  $\sigma_{0.1}=175\text{--}250$  МПа достигаются при температуре  $M_d=300\text{K}$ . В температурном интервале  $M_s < T < M_d$  наблюдается линейный рост напряжений  $\sigma_{0.1}$  с ростом температуры, который связан с развитием ГЦК–ГПУ МП под нагрузкой и описывается соотношением Клапейрона-Клаузиуса:

$$\frac{d\sigma_{0.1}}{dT} = -\frac{\Delta S}{\varepsilon_{tr}} = -\frac{\Delta H}{T_0 \varepsilon_{tr}} \quad (1)$$

Здесь  $\Delta S$ ,  $\Delta H$  - соответственно, изменение энтропии и энтальпии при МП,  $\varepsilon_{tr}$  - деформация превращения при ГЦК–ГПУ МП,  $T_0$  - температура химического равновесия фаз. Величина  $\alpha=d\sigma_{0.1}/dT$  слабо зависит от ориентации и имеет значение 0.75 и 1.0 МПа/К, соответственно, в  $[\bar{1}44]$  и  $[\bar{1}11]$  ориентации.

Показано, что ЭПФ в монокристаллах Fe-16Mn-10Cr-8Ni-4Si при ГЦК↔ГПУ МП зависит от ориентации кристалла и условий деформации. Максимальный ЭПФ реализуется при увеличении деформации в цикле «нагрузка-разгрузка» при температуре 77К, который зависит от ориентации кристалла:  $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}=14\%$  в ориентации  $[\bar{1}44]$ ;  $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}=10\%$  в ориентации  $[\bar{1}11]$  и  $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}=2\%$  в ориентации  $[001]$ . Важно отметить, что в ориентации  $[\bar{1}11]$  ЭПФ по величине оказался близким к теоретической величине деформации превращения  $\varepsilon_{tr}=10.8\%$  для ГЦК–ГПУ МП в этой ориентации при растяжении, тогда как в других ориентациях экспериментальные значения ЭПФ не достигали  $\varepsilon_{tr}=17.5$  и  $8.0\%$ , соответственно, для  $[\bar{1}44]$  и  $[001]$  ориентаций. При постоянном напряжении 150 МПа в цикле «охлаждение-нагрев» ЭПФ составил  $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}=10\%$  в ориентации  $[\bar{1}44]$  и  $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}=4.5\%$  в ориентации  $[\bar{1}11]$ .

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда, грант № 25-19-00023, <https://rscf.ru/project/25-19-00023/>.*

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭФФЕКТА СТАБИЛИЗАЦИИ  
МАРТЕНСИТА НА ТЕМПЕРАТУРЫ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ФОРМЫ  
ПОСЛЕ РАСТЯЖЕНИЯ ИЛИ ИЗГИБА ЭЛЕМЕНТА ПРИВОДА ИЗ  
НИКЕЛИДА ТИТАНА**

**Волков А.Е.<sup>1</sup>, Вуколов Е.А.<sup>1</sup>, Волкова Н.А.<sup>3</sup>, Беляев Ф.С.<sup>2</sup>, Ребров Т.В.<sup>1</sup>**

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

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

<sup>3</sup>Санкт-Петербургский государственный технологический институт

(технический университет), Россия, Санкт-Петербург

*a.volkov@spbu.ru*

Во многих технических применениях срабатывание активных элементов температурных датчиков, регуляторов и приводов, изготовленных из сплавов с памятью формы (СПФ), должно происходить в заданном интервале температур. При проектировании таких устройств необходимо учитывать эффект стабилизации мартенсита (ЭСМ), заключающийся в повышении температуры, при которой происходит восстановление формы в результате предварительного деформирования. Относительно природы ЭСМ в работах С.П. Беляева и Н.Н. Ресниной с соавторами выдвинута гипотеза, согласно которой повышение температур обратного мартенситного превращения вызывается повреждением междоменных границ при росте или переориентации мартенситных пластин. Эта гипотеза положена в основу модели, описывающей ЭСМ после задания предварительной деформации деформированием образца в мартенситном состоянии, охлаждением под постоянной нагрузкой и наведением мартенсита напряжениями. Вводится внутренняя переменная  $\zeta$  – степень поврежденности границ. Ее изменение рассчитывалось по формулам:

$$d\zeta = k_1 \frac{(\Phi_M - \Phi_{crit})H(\Phi_M - \Phi_{crit})}{(1 - \Phi_{crit})(1 + k_3\zeta^2)} d\tilde{r}H(d\tilde{r}), \quad (1); \quad d\zeta = 0, \quad (2);$$

$$d\zeta = \frac{\zeta_1 - \zeta}{\Phi_M(1 + k_3\zeta^2)} d\Phi_M H(d\Phi_M), \text{ где } \zeta_1 = k_2 \frac{(\Phi_M - \Phi_{crit})H(\Phi_M - \Phi_{crit})}{(1 - \Phi_{crit})} \tilde{r}, \quad (3)$$

Формула (1) – изменение поврежденности при изменении ориентированности мартенсита  $\tilde{r}$ , (2) и (3) – при обратном и прямом превращении;  $k_1, k_2, k_3$  – материальные постоянные;  $\Phi_M$  – объемная доля мартенсита;  $\Phi_{crit}$  – объемная доля мартенсита, при которой начинается рост поврежденности границ;  $H$  – функция Хевисайда.

Разработанная модель позволяет учесть зависимость смещения температур формовосстановления от величины предварительной деформации. В зависимости от требований к конкретному устройству его активный элемент может испытывать деформацию в режиме растяжения, сжатия или изгиба, причем в случае изгиба различные области материала элемента испытывают различную деформацию. Таким образом, смещение температур возврата деформации для растягиваемых и изгибаемых элементов должно быть разным даже при одинаковой предварительной деформации (в случае изгиба – деформации наружного слоя). В данном докладе представлены результаты моделирования возврата деформации рабочих элементов, работающих в режиме растяжения и изгиба. Показано, что сдвиг температур формовосстановления изгибаемых образцов меньше, чем образцов, деформированных растяжением.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Санкт-Петербургского государственного университета (проект 116636233).*

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ВИБРОЗАЩИТНОГО УСТРОЙСТВА С  
ЭЛЕМЕНТАМИ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**

**Стародубова М.С.<sup>1</sup>, Беляев Ф.С.<sup>1,2</sup>, Волков А.Е.<sup>1</sup>, Евард М.Е.<sup>1</sup>**

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

<sup>2</sup>*Институт Проблем Машиноведения РАН, Россия, Санкт-Петербург*

*m.starodubova@spbu.ru*

Защита зданий и конструкций от воздействия вибрации является важной инженерной проблемой. Основные направления ее решения заключаются в изоляции конструкции от вибрирующего основания и демпфировании колебаний внутри самой конструкции. Демпферы и изоляторы нашли широкое применение как для защиты новых сооружений, так и для модернизации существующих. Обычные пассивные элементы обладают рядом недостатков и ограничений, связанных с их долговечностью. Для большинства типов демпферов необходима замена после сильных землетрясений либо восстановление геометрии. Внедрение в изоляционные и демпфирующие системы сплавов с памятью формы (СПФ) позволяет облегчить решение этих проблем благодаря высокой демпфирующей способности СПФ, обусловленной протекающими в них мартенситными превращениями и перестройками структуры мартенсита.

Теоретическое исследование колебаний крутильного маятника с элементом из СПФ было выполнено в работе [1], в которой, однако, необратимая деформация в СПФ не учитывалась. В данной работе рассчитаны вынужденные колебания виброзащитного устройства для различных амплитуд и частот вынуждающих колебаний. Для количественной оценки того, как вибрации передаются через систему, использовали коэффициент передачи ускорения. Прогнозировали также значение резонансной частоты для различных состояний материала. Была изучена микропластическая деформация элемента из СПФ при различных температурах, соответствующих аустенитному, двухфазному и мартенситному состояниям. На основании полученных результатов сделан вывод о том, что микропластическая деформация в расчетах существенно влияет на поведение устройства в течение первых нескольких периодов колебаний. Наиболее выраженный эффект наблюдается в мартенситном состоянии на частотах вблизи резонанса. Учет микропластической деформации приводит к снижению коэффициента передачи ускорения на критических частотах в пределах резонансного диапазона.

Результаты, полученные с помощью модели, могут представлять интерес при проектировании виброзащитных устройств на основе сплавов с памятью формы.

[1] Belyaev S. P., Inochkina I.V., Volkov A. E.: “Modeling of vibration control, damping and isolation by shape memory alloy parts”. Proc. 3rd World Conference on Structural Control (3WCSC) edited by F.Casciati. Wiley, 2003. Vol. 2. P. 779 789.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Санкт-Петербургского государственного университета (проект 116636233).*

**ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ, ПРОТЕКАЮЩИХ ПРИ  
РАСТЯЖЕНИИ СПЛАВА Ti-26Nb (ат. %)**

**Корнев А.А.<sup>1</sup>, Демаков С.Л.<sup>1</sup>, Илларионов А.Г.<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup>Уральский Федеральный университет, Российская Федерация, Екатеринбург

<sup>2</sup>Институт физики металлов УРО РАН, Российская Федерация, Екатеринбург  
*alexander.korenev@urfu.ru*

Сплавы системы Ti-Nb на основе  $\beta$ -твердого раствора с ОЦК решеткой получили широкое применение в медицине, в частности ортопедии. Из преимуществ данных сплавов отмечают их высокую биосовместимость, возможность получения низких значений модуля упругости, и реализации деформационно-индуцированного превращения по типу  $\beta \rightarrow \alpha'$ . Последнее способствует, в Ti-Nb сплавах проявлению эффектов памяти формы, сверхупругости и получению повышенных значений обратимой деформации. При холодной пластической деформации сплавов этой системы кроме мартенсита деформации  $\alpha'$ , в ряде случаев, наблюдали образование  $\tau$ -фазы с объемноцентрированной тетрагональной решеткой (ОЦТ). Но исследований в данном направлении проведено недостаточно.

В данной работе с помощью оригинальной приставки проведены рентгеноструктурные исследования *in situ* биосовместимого сплава Ti-26Nb (ат. %) с исходной однофазной  $\beta$ -структурой при растяжении. Процессы, протекающие при растяжении, разделены на три интервала.

В первом интервале значений деформации до 0,7% обнаружено возникновение в решетке  $\beta$ -твердого раствора сплава Ti-26Nb упругих тетрагональных искажений, при которых отношение доходит до 1,01.

Во втором интервале значений деформаций 0,7...1,4 % закаленного сплава Ti-26Nb, исходя из анализа дифрактограмм, протекает деформационно-индуцированное  $\beta \rightarrow \tau$  превращение с образованием  $\tau$  – фазы и, по мере увеличения деформации, наблюдается увеличение отношения ее периодов  $c_\tau/a_\tau$  с 1,036. до 1,056.

Третий интервал деформации (>1,4 %) характеризуется развитием пластической деформации  $\beta$ - и образовавшейся  $\tau$ -фазы, что на дифрактограммах проявляется в уширении линий обеих фаз при сохранении величины отношений периодов  $c_\beta/a_\beta$ ,  $c_\tau/a_\tau$  на постоянном уровне. После разгрузки в структуре сохраняется  $\tau$ -фаза, которая остается достаточно стабильной и имеет отношение периодов  $c_\tau/a_\tau = 1,036$ .

В работе изучена морфология структуры сплава, образующейся при растяжении.

*Работа выполнена в рамках соглашения с Министерством науки и высшего образования № 075-03-2023-006 от 16.01.2023 (номер темы FEUZ-2023-0015).*

## СТРУКТУРНЫЕ, МАГНИТНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ПОРЯДОК-БЕСПОРЯДОК

Метлов Л.С.

ФГБНУ ДОНФТИ, РФ, Донецк

lsmet@donfti.ru

В сплаве Гейслера NiTiIn, обладающим эффектом памяти формы, кроме структурного фазового перехода возможен также магнитный фазовый переход, а также фазовый переход порядок-беспорядок [1]. Наличие трех типов фазовых переходов, протекающих в структурной, магнитной и концентрационной подсистемах, и их взаимодействие приводит к цепочке фазовых переходов. При соотношении критических температур  $T_c > T_1 > T_2 > T_m$ , где  $T_c$  – температура Кюри, где  $T_1$  – температура фазового перехода беспорядок-частичный порядок, где  $T_2$  – температура фазового перехода частичный порядок- порядок и  $T_m$  – температура мартенситного перехода. При понижении температуры первым протекает магнитный фазовый переход, в то же время, уже на этой стадии на интервале BC (см. рисунок 1) возникают слабые структурные искажения типичные для мартенситной фазы, что проявляется в ненулевом значении структурного параметра порядка  $e_3$ . Определение  $e_3$  см. в [2], для определенности здесь выбрано  $T_c = 250$  К,  $T_1 = 200$  К,  $T_2 = 175$  К,  $T_m = 150$  К.

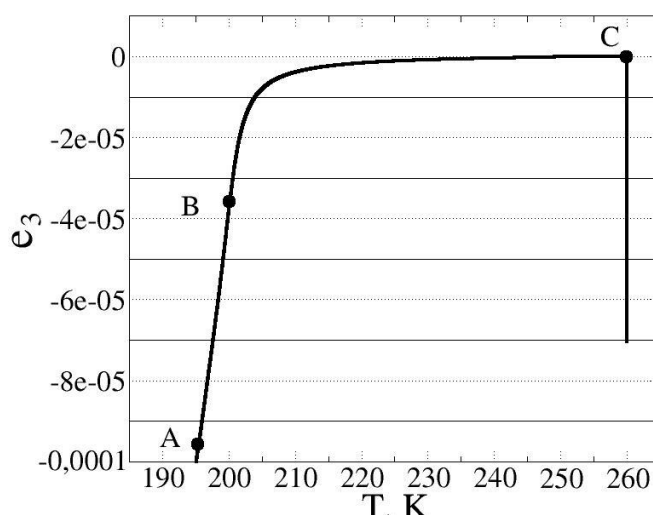


Рисунок 1 – Зависимость равновесного значения структурного параметра порядка  $e_3$  от температуры

Ниже температуры 200 К степень структурного искажения, оставаясь малой, возрастает еще больше за счет вклада частично упорядоченной фазы. Ниже температуры 175 К эта степень еще больше возрастает за счет возникновения полностью упорядоченной фазы, и максимального значения структурное искажение будет достигаться ниже температуры 150К.

[1] Д.Д. Кузнецов и др. Журнал радиоэлектроники 5, 1684 (2024).

[2] A.N. Vasil'ev an al. Phys. Rev, B.59, 2, 1113 (1999).

**ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ДВУСТОРОННЕГО ЭФФЕКТА  
ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ  $\text{Co}_{35}\text{Ni}_{35}\text{Al}_{28}\text{Fe}_2$  ПОСЛЕ  
СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА**

**Ефтифеева А.С., Янушоните Э.И., Курлевская И.Д., Анিকেев С.Г.,  
Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.**

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,  
Томск  
anna\_eftifeeva@rambler.ru*

Изучено влияние ориентации приложения нагрузки при старении в  $L_{10}$ -мартенсите на закономерности развития двустороннего эффекта памяти формы (ДЭПФ) и установлена его циклическая и термомеханическая стабильность в монокристаллах  $\text{Co}_{35}\text{Ni}_{35}\text{Al}_{28}\text{Fe}_2$ . Ориентация для приложения нагрузки совпадала с осями сжатия образцов  $[001]_{B2} \parallel [110]_{L10}$  и  $[110]_{B2} \parallel [100]_{L10}$ . ДЭПФ был измерен вдоль взаимно перпендикулярных направлений  $[001]_{B2}$ ,  $[110]_{B2}$  и  $[\bar{1}10]_{B2}$ .

Старение в мартенсите под нагрузкой способствует наведению обратимой деформации в термоциклах в свободном состоянии, т. е. ДЭПФ, за счет стабилизации ориентированного  $L_{10}$ -мартенсита. Ориентационную зависимость ДЭПФ определяет процесс раздвойнивания  $\epsilon_{detw}$  мартенсита.

В  $[001]_{B2}$ -кристаллах стабилизируется сдвойникованный вариант  $L_{10}$ -мартенсита ( $\epsilon_{detw} \rightarrow 0$ ). Электронно-микроскопически обнаружены двойники по плоскостям  $\{111\}_{L10}$  толщиной около 10-20 нм. В этом случае, наблюдается сжимающая деформация -2,4 % вдоль  $[001]_{B2}$ -направления и растягивающая деформация +1,2 % вдоль двух направлений типа  $\langle 110 \rangle_{B2}$ . При развитии ДЭПФ накапливается значительная упругая энергия (широкие интервалы прямого и обратного мартенситного превращения (МП) 57-60 К), а рассеяние энергии мало (узкий температурный гистерезис 45 К) за счет отсутствия процессов раздвойнивания и высокой подвижности межфазных границ аустенит-мартенсит при развитии МП. Это способствует высокой циклической стабильности ДЭПФ до 100 циклов охлаждения/нагрев и термомеханической стабильности при совместном воздействии температур до 423 К и сжимающей нагрузки до 1150 МПа.

В  $[110]_{B2}$ -кристаллах стабилизируется раздвойникованный вариант  $L_{10}$ -мартенсита  $\epsilon_{detw} \neq 0$  и электронно-микроскопически двойники не наблюдаются. Это приводит к ДЭПФ со сжимающей деформацией -1,6 % вдоль двух направлений типа  $\langle 110 \rangle_{B2}$  и растягивающей деформацией +5,5 % вдоль  $[001]_{B2}$ -направления. Зарождение и рост раздвойникового мартенсита требует значительного переохлаждения при прямом и перегрева при обратном МП (широкий температурный гистерезис 79 К) и приводит к взрывному характеру развития термоупругих МП (узкие интервалы прямого и обратного превращения 3-9 К).  $[110]_{B2}$ -кристаллы разрушаются при термоциклировании.

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

**МЕТОДЫ ПОДБОРА МАТЕРИАЛЬНЫХ ПОСТОЯННЫХ ДЛЯ МОДЕЛИ,  
ОПИСЫВАЮЩЕЙ ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА**

**Ребров Т.В.<sup>1</sup>, Волков А.Е.<sup>1</sup>, Вуколов Е.А.<sup>1</sup>, Ф.С. Беляев<sup>1,2</sup>**

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

<sup>2</sup>*ИПМаш РАН, Россия, Санкт-Петербург*

*st063189@student.spbu.ru*

Ранее в рамках развития микроструктурной модели, описывающей термомеханическое поведение сплавов с памятью формы, был реализован программный модуль, учитывающий эффект стабилизации мартенсита. Для этого была введена дополнительная переменная, характеризующая повреждённость межмартенситных границ, что позволило описывать повышение температур обратного мартенситного превращения.

Изначально параметры модели подбирались вручную на основе их физического смысла, однако такой подход оказывался субъективным и ограничивал точность воспроизведения экспериментальных данных. В настоящей работе был реализован автоматический подбор параметров с использованием численных методов: в частности, метода Нелдера—Мида и подхода на основе алгоритмов искусственного интеллекта.

Автоматизированная идентификация материальных констант позволила количественно оценить чувствительность модели к этим параметрам, а также проанализировать её структуру на предмет полноты и избыточности — то есть выявить, какие параметры действительно влияют на результат, а какие оказываются избыточными в контексте заданных экспериментальных условий.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Санкт-Петербургского государственного университета, проект 116636233.*

**КИНЕТИКА ОБРАЗОВАНИЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ  $\omega$ -ФАЗЫ В  
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННЫХ СПЛАВАХ Ti-22Nb-6Zr С  
ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**

**Страхов О.В., Баранова А.П., Дубинский С.М., Чеверикин В.В.,  
Елисеева О.-Л.В., Омельчук Т.А., Прокошкин С.Д.**

*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*

*strakhov.ov@misis.ru*

Сплавы с памятью формы (СПФ) системы Ti-Nb-Zr являются перспективными материалами за счёт нелинейного сверхупругого поведения, которое идентично костной ткани. Сверхупругость – функциональное свойство, которое реализуется за счёт обратимого термоупругого мартенситного превращения кристаллической решётки  $\beta$ -фазы в решётку  $\alpha''$ -фазы. Для достижения необходимого комплекса механических и функциональных свойств в сплавах с памятью формы применяется термомеханическая обработка (ТМО), включающая в себя прокатку с последующим, отжигом и/или старением. В результате ТМО может образоваться изотермическая  $\omega$  фаза. И хотя  $\omega$  фаза не принимает прямого участия в мартенситном превращении, она способствует изменению механических и функциональных свойств благодаря дисперсионному упрочнению. В связи с отсутствием системного подхода к изучению кинетики образования  $\omega$ -фазы, а также её влияния на механические и функциональные свойства СПФ возникает необходимость проведения комплексного исследования.

Исследование проведено на сплаве с памятью формы Ti-22Nb-6Zr (ат. %) в рекристаллизованных состояниях с крупным и мелким размером зерна. Сплавы были подвергнуты старению при температурах 300 °С и 375 °С в течение 5 минут, а также имели несколько вариантов выхода в интервал старения. Кинетика формирования  $\omega$ -фазы была исследована методом рентгеновской дифракции. С целью анализа влияния уровня микронапряжений в исходных структурных состояниях на образование  $\omega$ -фазы проведено исследование микродеформаций в сплаве методом дифракции обратнорассеянных электронов. Для оценки влияния режимов предварительного старения, а также температуры старения на механические свойства сплава проведены статические механические испытания на разрыв.

В ходе исследований установлено, что основной движущей силой для образования  $\omega$ -фазы является наличие начальных микронапряжений. Исходные условия предварительного старения приводят к значительному различию в особенностях  $\beta \rightarrow \omega$  превращения. Скорость и температура нагрева-охлаждения способствуют ускорению образования изотермической  $\omega$ -фазы за счёт диффузионного механизма, а условия охлаждения нагрева приводят к изменению механических свойств сплава, даже без видимого образования  $\omega$ -фазы.

*Работы выполнены при поддержке проекта РФФ №25-19-00871.*

**ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СТУПЕНЧАТОГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И  
ТЕМПЕРАТУРЫ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ СПЛАВА**

**Ti-55,6 масс. % Ni**

**Алсаева О.С., Снегирёв А.О.**

*МАИ, Россия, Москва*

*Alsaeva\_ol@mail.ru*

Старение никелида титана позволяет менять состав В2-фазы, структуру и температуры МП. Поэтому разработка новых режимов старения является актуальной задачей.

Объектом исследования являлись образцы, вырезанные из горячекатанного листа толщиной 2 мм из сплава на основе никелида титана с 55, 6 масс. % Ni. Образцы предварительно отжигали в вакуумной печи при 700 °С в течение 1 часа, после чего проводили старение со временами выдержки от 5 до 120 минут при температуре 370–550 °С с шагом 30 °С. Старение проводили как при одной температуре, так и ступенчато, когда температура второй ступени была выше или ниже первой.

Образцы подвергали металлографическому анализу на лазерной микроскопе Olympus Lext 2300 в конфокальном режиме с 3 D – сканированием. Рентгеноструктурный анализ был проведен на аппарате «ДРОН-7». Определение температур и последовательности МП проводили с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии на аппарате Neizsch DSC-404 F1 со скоростью нагрева (охлаждения) 10 °С/мин, а также с помощью свободного восстановления формы, согласно ASTM F2082.

При комнатной температуре структура и фазовый состав образцов после отжига был представлен В2-фазой (110) со включениями Ti<sub>2</sub>Ni, которые сохранились для образцов после старения при 520, 550 °С в течение 120 минут. Образцы, состаренные при 460 °С показали наличие отражений R-фазы (330 и 3 $\bar{3}$ 0) и интерметаллида Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>.

Старение в течение 120 минут при 460 °С привело к тому, что температуры обратного МП были от + 27 до +43 °С, а при 520 °С - от +8 до +23 °С. Температурный интервал обратного МП для 550 °С был от 0 до +14 °С.

После ступенчатого старения рентгеноструктурный анализ показал, что у предварительно состаренных при 520 °С образцов наблюдается В2(110), а после дополнительного старения при 460 °С в течение 120 минут ее отражение заменяется пиками R-фазы (330 и 3 $\bar{3}$ 0). Старение при данном режиме приводит к изменению интервала температур обратного МП: от +23 до +53 °С.

В случае, когда первая ступень старения проводилась при 460 °С в течение 120 минут, а вторая при 550 °С, то в фазовом составе образцов была обнаружена вновь В2(110) фаза. Температурный интервал обратного МП был ниже 0.

Таким образом, старение никелида титана с повышенным относительно эквиатомного состава, содержанием никеля позволяет менять температурный интервал обратного МП в широких пределах (от ниже – 10 °С и до + 53°С), что позволяет управлять характеристиками эффекта памяти формы для функциональных изделий.

*Исследования выполнены в рамках базовой части государственного задания вузам № FSFF-2023-0004.*

VI Международная конференция «Сплавы с памятью формы»  
Москва 15-19 сентября 2025 г.

**СЕКЦИЯ**  
**«Взаимосвязь между  
обработкой,  
структурой и физико-  
механическими  
свойствами сплавов с  
памятью формы»**

VI Международная конференция «Сплавы с памятью формы»  
Москва 15-19 сентября 2025 г.

**ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ  
НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ  
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ – ДОСТИЖЕНИЯ И ПЕРСПЕКТИВЫ**

Лотков А.И.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, Томск  
lotkov@ispms.ru*

Сплавы на основе никелида титана являются яркими представителями интеллектуальных материалов, проявляющих эффекты памяти формы и сверхэластичности. Известно, что измельчение зёренно-субзёренной структуры металлов и сплавов методами интенсивной деформации (ИПД) может существенно улучшать их физико-механические свойства. В результате ряда исследований микроструктуры этих сплавов после ИПД при различных температурах деформирования установлены закономерности и особенности формирования в них зёренно-субзёренной структуры. Исследования методами оптической, просвечивающей и растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, аннигиляционной спектроскопии времени жизни позитронов дали возможность развить представления о процессах, которые происходят в этих сплавах при ИПД. С увеличением *abc*-деформации наблюдается уменьшение зёрен-субзёрен сплава: увеличивается доля субмикро- и нанокристаллической фракций. Установлено, что при *abc* прессовании при  $T \leq 673$  К уже после заданной образцам истинной деформации  $\epsilon \cong 1.0$  наблюдается резкое (на порядок) уменьшение среднего размера зёрен-субзёрен. При этом также на порядок увеличивается плотность дислокаций, возрастает концентрация вакансий, формируются комплексы из дивакансий. При увеличении *abc* деформации до  $\epsilon = 9 \div 10$  измельчение зёрен-субзёрен и повышение плотности дислокаций продолжается, но более медленно. Средняя величина зёрен-субзёрен после *abc* прессования при 573 К после  $\epsilon = 9,55$  составляет около 130 нм, а их минимальная величина 20 нм. То же самое показывает и анализ результатов по измельчению зёрен-субзёрен в двойных сплавах на основе никелида титана, которые получены нами и другими исследователями методом РКУП под углами  $90^\circ$  и  $110^\circ$ . Проанализированы механизмы измельчения зёрен-субзёрен под воздействием ИПД в сплавах на основе никелида титана. Обнаружено, что РКУ и *abc* прессование при  $T \geq 723$  К не влияет на температуры МП, что связывается с активными процессами возврата. Установлено, что задание *abc* деформации образцам сплава  $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$  (ат.%)  $\epsilon = 1.0 \div 2.0$  приводит к резкому понижению  $M_H$ , а при увеличении  $\epsilon$   $M_H$  изменяется слабо. Проанализированы закономерности и особенности изменения пределов текучести и прочности образцов, а также эффектов памяти формы и сверхэластичности сплавов на основе никелида титана в зависимости от средней величины зёрен-субзёрен. Отмечены трудности в определении величины реального (условного) предела текучести в этом классе материалов и показаны пути их преодоления.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW – 2021 – 0004.*

**НАСЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ В  
ПРОЦЕССЕ СТАРЕНИЯ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ФУНКЦИОНАЛЬНО-  
МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НИКЕЛИДА ТИТАНА**

**Рыклина Е.П.<sup>1</sup>, Полякова К.А.<sup>1</sup>, Мурыгин С.Р.<sup>1</sup>, Комаров В.С.<sup>1,2</sup>,  
Конопацкий А.С.<sup>1,3</sup>, Теплякова Т.О.<sup>1,4</sup>, Андреев В.А.<sup>2,3</sup>, Полетика Т.М.<sup>5</sup>,  
Гирсова С.Л.<sup>5</sup>, Пискунова П.А.<sup>1</sup>**

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

<sup>2</sup>*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва,  
Россия*

<sup>3</sup>*CRISMAT, CNRS, Normandie Université, ENSICAEN, UNICAEN, Caen, France*

<sup>4</sup>*Национальный исследовательский центр “Курчатовский институт,” Москва,  
Россия*

<sup>5</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия  
ryklina@tmo.misis.ru*

Исходная структура оказывает выраженное влияние на структурно-фазовые характеристики сплава Ni<sub>50,8</sub>Ti. В мелкозернистой структуре сохраняется относительно равномерное распределение частиц Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> с высокой частотой, а в крупнозернистой – неравномерное распределение частиц на всех стадиях старения. В смешанной преимущественно ультрамелкозернистой (УМЗ) структуре декорирование субграниц частицами тормозит рост субзерен. Выявлены условия перехода от двухстадийных к трех- и четырехстадийным мартенситным превращениям в процессе старения для каждого исходного структурного состояния; эти условия определяются степенью гетерогенности распределения частиц фазы Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> и уменьшением концентрации никеля в B2-матрице. Определены режимы старения, позволяющие регулировать ширину температурного интервала восстановления формы в широком диапазоне.

Особенности эволюции микроструктуры в процессе старения определяют эволюцию скрытой теплоты МП и температурного гистерезиса, который в значительной мере наследуется при последующем старении. Выявлена корреляция между разницей между теплотой превращения при нагреве и охлаждении и температурным гистерезисом. Впервые проведены сравнительные исследования функционально-механических характеристик никелида титана с разной исходной структурой в широком диапазоне температур деформации. Неоднозначный характер их эволюции при развитии старения определяется особенностями микроструктуры, формирующейся в процессе старения, главным образом – сохранением или потерей когерентности частиц Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> с B2-матрицей и, как следствие, разными механизмами упрочнения в процессе деформации. Впервые установлено, что эффективность старения определяется исходным структурным состоянием сплава: наибольшее повышение ресурса обратимой деформации на 800 МПа и модуля упругости в 3,8 раза реализуется в крупнозернистом рекристаллизованном материале; наименьшее – в мелкозернистом (в 1,2–1,4 раза).

Установленные закономерности позволяют осуществлять прецизионное управление важными с практической точки зрения свойствами сплава в широком диапазоне температур эксплуатации.

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

**ИЗМЕНЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПОРОВОГО ПРОСТРАНСТВА В  
ПРОЦЕССЕ СПЕКАНИЯ ПОРОШКА Ti-18Zr-15Nb**

**Маркова Г.В., Пермякова Д.В., Гусев А.Д., Новиков Р.А.**  
*ФГБОУ ВО «Тульский государственный университет», Россия, Тула  
darya.per@gmail.com*

Наряду с комплексом химических, механических и функциональных свойств сплавы, используемые в имплантологии должны иметь развитую поверхность, чтобы обеспечивать хорошую интеграцию костной ткани и материала имплантата. Среди металлических материалов третьего поколения выделяются низко модульные сплавы системы Ti-Zr-Nb, которые отличаются хорошей биохимической и биомеханической совместимостью с костными структурами. Улучшить остеоинтеграцию можно за счет создания пористых структур. Ожидается, что пористый биоматериал приведет к более прочному взаимодействию между костью и имплантатом. Модуль упругости такого пористого биоматериала меньше монолитного и может регулироваться технологическими параметрами. С этой точки зрения привлекательной представляется технология порошковой металлургии, в частности, гидридно-кальциевый синтез, позволяющий получать порошки губчатой морфологии с развитой поверхностью, которые подвергаются последующему прессованию и спеканию.

Целью работы является изучение влияния режимов вакуумного спекания порошка Ti-18Zr-15Nb на формирующееся поровое пространство и его характеристики. Использовали 15 технологических режимов спекания с варьированием температуры от 900 до 1400 °C и времени от 15 до 180 минут. На образцах, полученных после каждого режима, определяли общую пористость, средний размер пор и распределение пор по размерам, форм-фактор пор и удельную длину границ пор.

Как и предполагалось, с повышением температуры и продолжительности спекания общая пористость уменьшается, форм-фактор приближается к единице, а удельная длина границ пор уменьшается. Это объясняется интенсификацией диффузионных процессов, развивающихся при спекании, залечиванием пор и уменьшением поверхностной энергии. Вместе с тем средний размер пор изменяется немонотонно – на определенном этапе спекания формируется бимодальная структура с порами разной величины.

Поскольку оба технологических фактора – температура и время спекания – действуют на характеристики пористости в одном направлении использовали обобщенный критерий температурно-временной обработки - двухпараметрический параметр Р. Получены аналитические зависимости характеристик порового пространства от параметров спекания. Построены модели этих зависимостей и карты, позволяющие выбрать сочетание технологических параметров для обеспечения необходимых значений характеристик порового пространства.

*Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (грант № 25-29- 20055, <https://rscf.ru/project/25-29-20055/>) и Комитета Тульской области по науке и инноватике*

**ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕМПЕРАТУР ПРЕВРАЩЕНИЙ  
ПРИ МНОГОКРАТНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВЕ  
TiNi С РАЗЛИЧНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА**

**Чуракова А.А.<sup>1,2</sup>, Воробьев Е.В.<sup>1</sup>, Исхакова Э.И.<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup> Уфимский Университет Науки и Технологий, Россия, Уфа

<sup>2</sup> Институт физики молекул и кристаллов - обособленное структурное  
подразделение Уфимского федерального исследовательского центра Российской  
академии наук, Россия, Уфа  
churakovaa\_a@mail.ru

Сплавы TiNi выделяются как наиболее успешные материалы с эффектом памяти формы благодаря своим уникальным функциональным характеристикам, что делает их особенно привлекательными для широкого спектра применений, включая тепловые и механические приводы, а также биомедицинские технологии. Кроме того, их отличительные свойства, такие как высокая пластичность, стойкость к коррозии и усталости, а также выдающаяся демпфирующая способность, значительная прочность и ударная вязкость, способствовали их внедрению в различные коммерческие сферы и промышленные области. Сплав TiNi представляет собой один из наиболее значимых материалов с памятью формы, обладающий уникальными механическими свойствами и способностью к мартенситному переходу. В последние годы исследования в области TiNi сплавов сосредоточены на понимании механизмов, лежащих в основе их свойств. Эти исследования подчеркивают сложность и многообразие фазовых изменений, происходящих в TiNi, и открывают новые возможности для применения этого материала в различных технологиях. Целью работы являлось исследование микроструктуры и температур превращений при многократных мартенситных превращениях с различным размером зерна сплава TiNi, подвергнутого комбинированной обработке (интенсивная пластическая деформация и термоциклическая обработка). Материалом исследования был выбран сплав никелида титана Ti<sub>50.2</sub>Ni<sub>49.8</sub> ат. % с большим содержанием титана относительно стехиометрии. Исследования проводились в нескольких состояниях: КЗ – закалка с температуры 850°C в воду, УМЗ – предварительно закаленные образцы были подвергнуты РКУП, прессование проводилось при температуре 450°C, по маршруту Вс с количеством проходов 3, также все исследуемые состояния были подвергнуты ТЦО с 5, 10, 20, 50, 100 циклами. В результате проведенных исследований было установлено, что в крупнозернистом состоянии (КЗ) происходит более плавное уменьшение размера зерна от количества циклов ТЦО, в то время как в ультрамелкозернистом состоянии (УМЗ) при 100 термоциклов наблюдается резкое уменьшение среднего размера зерна. Во всех исследуемых состояниях в сплаве наблюдается рост значений микротвердости, что, очевидно, связано с фазовым наклепом и уменьшением размеров зерен. При этом, согласно результатам механических испытаний, наблюдается не настолько очевидная зависимость прочностных характеристик от количества термоциклов. Было установлено, что при большом количестве термоциклов уменьшаются пластические и прочностные характеристики сплава и в крупнозернистом, и в УМЗ. Рентгеноструктурный анализ показал увеличение уширений пиков для крупнозернистого состояния, которое связано с повышением плотности дислокаций и внутренних микроискажений. В то же время в УМЗ практически не наблюдается увеличения уширения пиков. В результате ТЦО с увеличением количества термоциклов от 0 до 100 происходит смещение температур мартенситных превращений ( $M_n$ ,  $M_k$ ,  $A_n$ ,  $A_k$ ) и в крупнозернистом, и в ультрамелкозернистом состоянии.

**ВЛИЯНИЕ МУЛЬТИОСЕВОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПО СХЕМЕ АВС-ПРЕССОВАНИЯ И КОВКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

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

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

<sup>2</sup>*Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия  
vickomarov@gmail.com*

Никелид титана является наиболее используемым функциональным материалом, обладающим уникальным комплексом механических и функциональных характеристик и проявляющим эффект памяти формы и/или сверхупругости. Благодаря данным свойствам он получил широкое практическое применение при изготовлении различных умных устройств медицинского назначения. Развитие современных методов лечения ведет к росту требований к уровню основных функциональных свойств данного сплава. Ранее было установлено, что свойства никелида титана являются структурно-чувствительными и формирование нанокристаллической структуры приводит к кратному повышению способности сплава к формовосстановлению. Однако получение данной структуры в массивных образцах является сложной научно-технологической задачей. Для измельчения структуры и соответствующего улучшения комплекса свойств никелида титана используют различные методы интенсивной пластической деформации (ИПД). В данной работе в рамках развития применения ИПД проведено исследование влияния различных режимов обработки, включающих ИПД, на формирование структуры и комплекса свойств никелида титана. В качестве методов ИПД были использованы: мегапластическая деформация кручением, мультиосевая деформация по схеме авс-прессования и ротационная ковка. Деформация сплава Ti-50,8 ат. % Ni производилась в температурном интервале протекания процессов динамической полигонизации – 300-500 °С.

АВС-прессование заэквиатомного по никелю никелида титана привело к формированию в образцах субмикроструктурной структуры со средним размером структурных элементов 200-250 нм при накоплении степени истинной деформации  $\epsilon = 2.1$ . Установлено, что накопление деформации приводит к повышению температур прямого и обратного мартенситных превращений (МП), а снижение температуры деформации приводит к повышению интервала  $B2 \rightarrow R$  превращения и к понижению температур прямого и обратного МП. В результате АВС-прессования при 300 °С с  $\epsilon = 2.1$  было достигнуто наибольшее значение максимальной полностью обратимой деформации.

Использование ротационной ковки до диаметра 3 мм привело к формированию смешанной нанокристаллической и наносубзеренной структура со средним размером структурных элементов 75 нм. Сформированная структура способствовала увеличению значений максимальной полностью обратимой деформации до 10 % и более, что в несколько раз превосходит данное значение в образцах после контрольной обработки (4%) и показывает перспективность применения данного метода обработки с целью получения длинномерных прутков для использования в медицинской отрасли.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда в рамках проекта № 24-79-10332, <https://rscf.ru/project/24-79-10332/>.*

**ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА  
СПЛАВА Ti-38Zr-9Nb (ат. %) ДЛЯ МЕДИЦИНСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ**

**Севостьянов М.А., Сергиенко К.В., Конушкин С.В., Колмаков А.Г.**

*ИМЕТ РАН, Россия, Москва*

*stakp@mail.ru*

В данной работе представлены результаты исследования механических свойств сплава Ti-38Zr-9Nb.

В процессе отработки режимов выплавки и пластической деформации, слитки сплава Ti-38Zr-9Nb массой 60-600 г были получены методом аргонодуговой плавки за 8-10 переплавов. Для снятия ликвации использовался гомогенизирующий отжиг при температурах 900-1200°C в течении 4-12ч в вакууме. После гомогенизирующего отжига слитки прокатывались в пластины толщиной 2 мм при температуре 600-700°C на воздухе. С толщины 2 мм до 1 мм прокатка пластин проходила без подогрева. Из пластин методом электроискровой резки вырезались образцы на растяжения с рабочей зоной 10x1x1 мм<sup>3</sup>. Образцы после вырезки дополнительно закаливались в воду с температур 550-600°C с выдержкой в течение 5 мин и отжигались при температурах 300-500°C.

Растяжение образцов проводилось на испытательной машине INSTRON 3382 при комнатной температуре. Структурные исследования проводили с использованием световой оптической микроскопии на микроскопе Альтами MET 5С. Рентгеновский фазовый анализ, а также анализ кристаллографической текстуры выполняли с использованием дифрактометра Наоуан DX2700mini.

По результатам механических испытаний было показано, что закалка сплава приводит к повышению пластичности с ~14% в состоянии после прокатки до 22-24% при закалки с 550-600°C соответственно при значительно понижении предела текучести  $\sigma_T$  с 500МПа до 320-350МПа при практически неизменном пределе прочности  $\sigma_B$  ~630 МПа. Отжиг пластин как после прокатки, так и после закалки приводит к резкому падению пластичности до 1-3% при значительном росте предела текучести  $\sigma_T$  до 680 МПа и предела прочности  $\sigma_B$  до 1010 МПа. Микроструктура пластин после деформации представляет собой вытянутые в направлении прокатки зерна без признаков рекристаллизации. Нагрев и выдержка под закалку при 550-600°C приводит к началу рекристаллизации и росту зерен до размеров в 10-20 мкм, при этом отжиг после прокатки или закалки не меняет размер зерен. После прокатки фазовый состав представлен  $\beta$ -фазой с ОЦК-решеткой, закалка почти не изменяет состав, за исключением появления следов  $\alpha/\alpha'$ -фазы с ГПУ решеткой. Отжиг же приводил к частичному распаду  $\beta$ -фазы и выделению  $\alpha'$ - и  $\omega$ - фаз, что объясняет резкое падение пластичности и рост прочности сплава. Сверхупругая часть деформации после закалки сплава при циклическом нагружении составила ~ 3%.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-13-00186, <https://rscf.ru/project/24-13-00186/>.*

**ВЛИЯНИЕ МУЛЬТИОСЕВОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И  
ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО СПЛАВА  
Fe-30Mn-5Si**

**Кадилов П.О.<sup>1</sup>, Жукова Ю.С.<sup>1</sup>, Шереметьев В.А.<sup>1</sup>, Антипина М.А.<sup>1</sup>,  
Садыкова Ю.А.<sup>1</sup>, Чеверикин В.В.<sup>2</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>1</sup>**

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

<sup>2</sup>МГУ им. М.В. Ломоносова, Россия, Москва

*Pulat\_1993-2009@mail.ru*

В настоящем исследовании изучено влияние термомеханической обработки методом мультисековойковки (МК) при 900 °С на структуру, фазовый состав, механические свойства, функциональную коррозионно-усталостную долговечность и электрохимическое поведение биорезорбируемого сплава Fe-30Mn-5Si (масс. %).

Методами световой, электронной (EBSD анализ) и просвечивающей электронной микроскопии установлено, что МК приводит к формированию однородной по всему сечению заготовки (центральная и периферийная часть), смешанной преимущественно статически рекристаллизованной структуре со средним размером зерна от 1 до 5 мкм, и, динамически полигонизованной дислокационной субструктуре со средним размером субзерен от 200 до 400 нм. Сформированная структура после МК значительно отличается от структуры после контрольной обработки (КО – гомогенизационный отжиг при 900 °С в течение 1 часа), где средний размер зерна составил 200-300 мкм.

Методом рентгеноструктурного анализа показано, что сплав после КО находится в двухфазном состоянии – ГЦК  $\gamma$ -аустенит и ГПУ  $\varepsilon$ -мартенсит охлаждения. МК приводит к формированию преимущественно однофазного состояния  $\gamma$ -аустенита, с небольшим содержанием объемной доли  $\varepsilon$ -мартенсита охлаждения. Установлено, что МК способствует повышению ширины индивидуальной рентгеновской линии  $\{101\}\varepsilon$  по сравнению с КО, вследствие повышения общего уровня искажения кристаллической решетки.

Методом статических испытаний на растяжение до разрушения установлено, что МК приводит к повышению значений предела прочности с  $460\pm 41$  (КО) до  $890\pm 44$  МПа, условного предела текучести с  $210\pm 52$  (КО) до  $300\pm 21$  МПа, относительного удлинения до разрушения с  $11\pm 3$  (КО) до  $26\pm 6$  %, при сохранении приемлемого модуля Юнга  $143\pm 15$  ГПа, по сравнению с режимом КО  $140\pm 14$  ГПа. Установлено, что сформированная структура после МК приводит к значительному повышению функциональной коррозионно-усталостной долговечности сплава по сравнению с режимом КО ( $8069\pm 2713$  и  $2326\pm 1758$  циклов до разрушения, соответственно).

Методом потенциодинамической вольтамперометрии установлено, что основным фактором, способствующим наиболее высокой скорости биодеградации сплава Fe-30Mn-5Si является наличие двухфазного состояния  $\gamma+\varepsilon$ . Преимущественно однофазное состояние  $\gamma$ -аустенита после МК приводит к понижению скорости биодеградации по сравнению с двухфазным состоянием (КО) с 0.6 до 0.19 мм/год. Последующее охлаждение до отрицательных температур (-75 и -125 °С) сплава после МК приводит к значительному повышению скорости биодеградации до 0.41 и 0.68 мм/год, соответственно, за счет формирования двухфазного состояния  $\gamma+\varepsilon$ .

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ №25-79-10241.*

**РАВНОКАНАЛЬНОЕ УГЛОВОЕ ПРЕССОВАНИЕ В ОБОЛОЧКЕ  
НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

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

<sup>1</sup>Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия

<sup>2</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, Москва,  
Россия

*rdkarelin@gmail.com*

Для получения ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в объемных образцах сплавов с памятью формы никелида титана одним из наиболее распространённых методов ИПД является равноканальное угловое прессование (РКУП). В данной работе представлены результаты исследования влияния исходного структурного состояния сплава никелида титана после различных режимов предварительного статического старения на возможность проведения РКУП в специальной оболочке при различных температурах деформации. В качестве объекта исследования в данной работе использовали сплав Ti-50,8 ат. % Ni. Предварительное старение перед РКУП в оболочке проводили в интервале температур 300-500 °С в течение 1-10 ч. РКУП в оболочке из технически чистого железа проводили при температурах 300, 350 и 450 °С. Угол пересечения каналов матрицы составлял 110°. В результате проведения исследований установлены критические режимы проведения КН РКУП-О для СПФ Ti-Ni, а именно: деформация при температуре 300 °С, а также сочетание длительного предварительного статического старения в течение 10 ч и РКУП при температуре 350 °С. После проведения КН РКУП-О независимо от режима предварительного статического старения и температуры деформации фазовый состав СПФ Ti-Ni практически не меняется. КН РКУП-О при температурах 350 °С и 450 °С образцов в разных исходных состояниях способствует формированию достаточно сложной иерархической структуры. С увеличением времени и температуры статического старения, а также усилением фактора динамического старения, происходит плавный переход от полосчатой структуры тёплого наклёпа – полос деформации с большой плотностью дислокаций – к развитой зёрненно-субзёрненной структуре с образованием двойников R-фазы и ростом частиц фазы Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>. Также установлено, что температура проведения КН РКУП-О, а не исходное состояние, вносит решающий вклад в формирование прочностных характеристик СПФ Ti-Ni, поскольку наблюдается общая тенденция к уменьшению прочностных характеристик и одновременному увеличению пластичности с повышением температуры деформации от 350 °С до 450 °С несмотря на более интенсивное протекания процессов динамического старения при температуре 450 °С. При этом следует отметить, что проведение КН РКУП-О по всем исследуемым режимам приводит к значительному повышению механических свойств по сравнению с КО ( $\sigma_b = 795$  МПа,  $\sigma_\phi = 505$  МПа,  $\sigma_T = 670$  МПа,  $\Delta\sigma = 165$  МПа,  $\delta = 30$  %). Наиболее высокий уровень механических характеристик был достигнут после КН РКУП-О при 350 °С образцов СПФ Ti-Ni после предварительного статического старения при 430 °С в течение 1 часа ( $\sigma_b = 1378$  МПа,  $\sigma_T = 1190$  МПа,  $\sigma_\phi = 290$  МПа,  $\Delta\sigma = 900$  МПа,  $\delta = 15,5$  %).

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

**ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА  
БЫСТРОЗАКАЛЕННОГО СПЛАВА TiNiCu, МОДИФИЦИРОВАННОГО  
ВНЕШНИМИ ЭКСТРЕМАЛЬНЫМИ ВОЗДЕЙСТВИЯМИ**

**Бородако К.А., Шеляков А.В.**

*Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ, Россия, Москва  
borodako\_kir@mail.ru*

Современные микро- и наноразмерные устройства на основе сплавов с памятью формы требуют разработки новых подходов к созданию функциональных материалов. Ключевым аспектом является обеспечение обратимого эффекта памяти формы (ЭПФ), который позволяет материалу многократно изменять свою форму в цикле нагрев-охлаждение. Поскольку классический ЭПФ является однократным, для достижения обратимости необходимо сочетание этого эффекта с внешней упругой силой, возвращающей элемент в исходное состояние при охлаждении.

Особый интерес представляют композитные материалы, демонстрирующие обратимое изменение формы. Традиционные методы получения композитов, такие как сварка, электрохимическое осаждение или напыление, часто сталкиваются с проблемами масштабирования и недостаточной адгезией между разнородными компонентами. Кроме того, эти технологии могут быть чрезмерно сложными для практического применения. В ряде исследований показано, что прорыв в создании новых композитов возможен за счет формирования принципиально новых структурных состояний, достигаемых с помощью экстремальных воздействий.

К числу наиболее перспективных методов модификации материалов относятся лазерная обработка, ионная имплантация и электроискровой разряд, в частности, периодический разряд в потоке жидкости (ПРПЖ). В данной работе изучено влияние этих методов на микроструктуру и термомеханические свойства быстрозакаленного сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ .

Установлено, что воздействие импульсного лазерного излучения ( $\lambda = 248$  нм,  $\tau = 20$  нс) на поверхность предварительно изотермически кристаллизованных лент приводит к аморфизации поверхностного слоя на глубину до 2 мкм и формированию аморфно-кристаллического композита, проявляющего обратимый ЭПФ. При обработке ПРПЖ наблюдается частичная перекристаллизация и частичная аморфизация с уменьшением доли кристаллической фазы, однако модифицированный слой отличается неоднородной толщиной. Исследование ионного облучения показало, что при дозе  $\sim 1,1$  смещений на атом максимальные структурные повреждения возникают на глубине около 2 мкм. При этом кристаллические образцы, подвергнутые ионному облучению после предварительной псевдопластической деформации, демонстрируют обратимое изменение формы. Полученные результаты открывают новые возможности для разработки функциональных устройств и пинцетов с управляемыми свойствами на микро- и нано- масштабе.

## **ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА TiNi В РАЗНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ**

**Воробьёв Е.В.<sup>1</sup>, Чуракова А.А.<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup> Уфимский Университет Науки и Технологий, Россия, Уфа

<sup>2</sup> Институт физики молекул и кристаллов - обособленное структурное  
подразделение Уфимского федерального исследовательского центра Российской  
академии наук, Россия, Уфа  
z.vorobyov@mail.ru

Сплавы TiNi занимают особое место в промышленности благодаря сочетанию свойств: эффекта памяти формы, сверхупругости, высокой прочности, биосовместимости и высокой коррозионной стойкости. Механические характеристики данного сплава напрямую зависят от микроструктуры, формирующейся в процессе термомеханической обработки.

Исследования проводились на образцах сплава Ti<sub>49,55</sub>Ni<sub>50,45</sub> ат % в крупнозернистом (КЗ) и ультрамелкозернистом (УМЗ) состояниях. КЗ – гомогенизация при температуре 800 °С 1 ч + закалка в воду. УМЗ – закалка + РКУП (Vс, T = 450 °С, φ = 120°, N = 4). Затем были проведены отжиги при температурах 100 – 650 °С с шагом 50 °С. Исследование механических свойств проводилось на малых плоских образцах с рабочей базой 1 x 0,3 x 4 мм при скоростях растяжения 1x10<sup>-2</sup>, 1x10<sup>-3</sup>, 1x10<sup>-4</sup> с<sup>-1</sup>. В КЗ состоянии испытания на растяжение проводились на образцах после отжига в диапазоне температур 100 - 450 °С, в УМЗ состоянии 100 - 400 °С.

По полученным снимкам микроструктуры отжиг в диапазоне 100 – 450 °С приводит к увеличению объёмной доли мартенситной фазы в КЗ и УМЗ состояниях. На границе мартенсит-аустенит наблюдаются дислокационные скопления. В КЗ состоянии рост зёрен с увеличением температуры отжига отсутствует. В УМЗ состоянии увеличение температуры отжига до 550 °С и выше приводит к увеличению среднего размера зёрен в результате рекристаллизации. Отжиг при 650 °С в течение 1 ч привёл к увеличению среднего размера зерна с 310 нм до 12 мкм.

При увеличении температуры отжига для сплава TiNi в КЗ и УМЗ состояниях наблюдается монотонное повышение предела прочности и текучести с одновременным снижением значения относительного удлинения. В КЗ состоянии значения предела прочности и текучести увеличились на 30% и 80 % соответственно и составили ~1250 и ~915 МПа соответственно, относительное удлинение снизилось более, чем в 3 раза и составило ~15 %. В УМЗ состоянии прочность выросла на 12-17% и составила ~1300 МПа, предел текучести повысился на 20%, относительное удлинение снизилось в 2 раза, до 14-17%. Данное механическое поведение связано с повышением объёмной доли мартенситной фазы B19', а также с образованием и ростом частиц Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>.

**ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО СТАТИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ И  
МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ НА  
ФОРМИРОВАНИЕ КОМПЛЕКСА СВОЙСТВ ЗАЭКВИАТОМНОГО  
НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

**Черкасов В.В.<sup>1</sup>, Комаров В.С.<sup>1,2</sup>, Карелин Р.Д.<sup>1,2</sup>, Хмелевская И.Ю.<sup>1</sup>,  
Осокин А.А.<sup>1</sup>, Неймантайте П.Г.<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) нашли широкое применение в изделиях различного назначения благодаря уникальным свойствам памяти формы и сверхупругости, а также высоким значениям прочностных характеристик. Наиболее эффективным способом управления свойствами СПФ TiNi является проведение термомеханической обработки, включающей методы интенсивной пластической деформации (ИПД).

Мегапластическая деформация кручением (МДК) – является новой для СПФ TiNi схемой ИПД и заключается в деформации прутка диаметром 4-5 мм при температурах протекания процессов динамической полигонизации. Было установлено, что МДК образцов заэкваторного СПФ TiNi приводит к формированию сложной градиентной структуры со средним размером структурных элементов менее 500 нм в периферийной области, что привело к росту значений функциональных и прочностных характеристик. Однако, помимо деформации, значительный вклад в формирование структуры сплава оказывают частицы избыточной фазы Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> выделяемые в процессах динамического и статического старения. Поэтому в данной работе было проведено исследование влияния предварительного статического старения (ПСС) и последующей МДК на эволюцию структурно-фазового состояния и свойств СПФ TiNi.

По результатам дифференциальной сканирующей калориметрии было выявлено, что ПСС в течение 1 часа при 450 °С с последующей деформацией по схеме МДК на 14 оборотов при 450 °С привело к сужению температурного интервала протекания прямого и обратного мартенситного превращения (МП) на 28 °С и 14 °С соответственно, в сравнении с образцом, не подвергнутым ПСС. Увеличение времени старения до 5 часов не привело к значительным изменениям температур прямого МП по сравнению с образцом, предварительно состаренным в течение 1 часа. При рассмотрении обратного МП было выявлено, что температуры начала и конца превращения в образцах после предварительного старения в течение 5 часов и последующей деформации снизились на 12 °С и 7 °С соответственно, что может быть объяснено большей дисперсностью структуры за счет выделений фазы Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> в течение более продолжительного старения.

Твердость образцов без ПСС составляла 289 ед. HV, ПСС в свою очередь привело к росту значений твердости исследуемых образцов до 304-307 ед. HV. Полученные результаты показывают эффективность проведения предварительного статического старения СПФ TiNi перед ИПД по схеме МДК.

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

**РЕОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ  
СПЛАВА Fe-30Mn-5Si И ИХ ВЛИЯНИЕ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ  
СВОЙСТВА И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ**

**Антипина М.А.<sup>1</sup>, Кадиров П.О.<sup>1</sup>, Жукова Ю.С.<sup>1</sup>, Шереметьев В.А.<sup>1</sup>,  
Пустов Ю.А.<sup>1</sup>, Коротичкий А.В.<sup>1</sup>, Чеверикин В.В.<sup>2</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>1</sup>**

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

<sup>2</sup>*МГУ им. М.В. Ломоносова, Россия, Москва*

*karavaeva.ma@ya.ru*

В настоящей работе представлены результаты комплексного анализа деформационного поведения биodeградируемого сплава Fe-30Mn-5Si при одноосном сжатии в широком диапазоне температур (250–1050 °C) и скоростей деформации (0.1, 1, 10 с<sup>-1</sup>). Целью являлось установление взаимосвязи между параметрами пластической деформации, структурным состоянием сплава и его электрохимическим поведением в среде, имитирующей физиологическую.

На основании анализа кривых течения установлено, что сплав демонстрирует ярко выраженную температурную чувствительность: при повышении температуры от 250 до 900 °C максимальное напряжение  $\sigma_{max}$  снижается с 640 до 180 МПа. Наиболее стабильное пластическое течение достигается при 900 °C и скорости 1с<sup>-1</sup>, где наблюдается формирование стационарного участка деформации без выраженного пика напряжения. Это указывает на доминирование механизмов динамической полигонизации при минимальном вкладе рекристаллизации. При температурах выше 1000 °C отмечено появление пика напряжения с последующим снижением, что соответствует началу динамической рекристаллизации.

Структурный анализ подтвердил, что при 900 °C и 1 с<sup>-1</sup> формируется полигонизованная  $\gamma$ -аустенитная структура без следов  $\epsilon$ -мартенсита. Отсутствие фазовых превращений связано с понижением температуры мартенситного превращения ( $M_s$ ) в результате накопления дислокаций и деформационного упрочнения. Уменьшение ширины рентгеновских линий при повышении температуры деформации свидетельствует о снижении плотности дефектов и развитии субструктур полигонизации.

Электрохимические испытания выявили существенное снижение скорости коррозии в образцах, деформированных при 900 °C и 1с<sup>-1</sup>: она составила 0.22 мм/год по сравнению с 0.60 мм/год в состоянии после исходной обработки. Снижение коррозионной активности обусловлено устранением  $\epsilon$ -мартенситной фазы и стабилизацией однофазной структуры с низкой плотностью дефектов.

Проведённое исследование показало, что температурно-скоростные параметры горячей деформации оказывают критическое влияние на формирование структурно-фазового состояния сплава Fe-30Mn-5Si. Наиболее благоприятными с точки зрения механокинетики течения, устойчивости структуры и коррозионной стойкости является режим деформации при 900 °C и 1 с<sup>-1</sup>. Полученные результаты подчёркивают значимость реологических исследований в контексте проектирования режимов термомеханической обработки для получения полуфабрикатов из биodeградируемых материалов.

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ №25-79-20055.*

**ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМООБРАБОТКИ НА КОРРОЗИОННОЕ  
ПОВЕДЕНИЕ БИОСОВМЕСТИМОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ TiNi**

**Большевич Е.А., Аникеев С.Г., Артюхова Н. В., Пахолкина С. А.**

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск,  
Россия*

*bolshevich-elena@mail.tsu.ru*

Сплавы на основе никелида титана (TiNi) широко используются в медицине благодаря соответствию закону запаздывания биологических тканей, эффектам памяти формы и сверхэластичности. Однако стойкость медицинского изделия к коррозии в условиях физиологической среды является определяющим фактором его безопасности и долговечности в эксплуатации. Поверхностная модификация, в частности термообработка на воздухе, позволяет формировать защитные оксидные плёнки, способные существенно улучшить коррозионную стойкость материалов на основе TiNi.

В настоящем исследовании изучено влияние термообработки при температурах 350, 400, 450 и 500 °С (в атмосфере воздуха, в течение 60 минут) на коррозионное поведение сплава TiNi в 0,9% водном растворе NaCl. Оценка коррозионных характеристик проводилась методом вольтамперометрии с линейной разверткой потенциала (от -1 до +1 В, скорость 3 мВ/с). Методом экстраполяции Тафеля получали значения тока коррозии ( $I_{кор}$ ) и потенциала коррозии ( $E_{кор}$ ), скорость коррозии ( $S_{кор}$ ) рассчитывали с учетом площади контактирующей с электролитом поверхности по стандарту (ASTM G102). Структурное состояние поверхности анализировалось методом оптической и растровой микроскопии.

Установлено, что термообработка при 400 °С обеспечивает наилучшие показатели коррозионной стойкости: максимальное значение коррозионного потенциала (-223,6 мВ), минимальные значения плотности тока (0,039 мкА) и скорости коррозии ( $6,64 \times 10^{-4}$  мм/год). Понижение температуры обработки до 350 °С приводит к увеличению скорости коррозии, вследствие образования тонкого неоднородного оксидного слоя. Повышение температуры обработки до 450-500 °С сопровождается снижением  $E_{кор}$  и увеличением  $I_{кор}$  и  $S_{кор}$ , что коррелирует с утолщением и неоднородностью оксидного слоя. В целом, для всех образцов, за исключением термообработанного при 500 °С, наблюдается улучшение коррозионной стойкости по сравнению с исходным образцом.

Микроскопические исследования выявили наличие поверхностных дефектов, обусловленных процессами прокатки на всех исследуемых образцах. С помощью растровой микроскопии установлено, что на поверхности образцов после коррозии наблюдается точечная, язвенная и подповерхностная коррозия.

Таким образом, результаты работы показали, что термообработка на воздухе при 400 °С в течение 60 минут является оптимальным методом модификации поверхности материалов на основе TiNi с целью повышения коррозионной стойкости в биологической среде.

*Работы выполнены за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00735.*

**ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА КОРРОЗИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ  
СПЛАВА TiNi В УСЛОВИЯХ ДЛИТЕЛЬНОГО КОНТАКТА С  
БИОЛОГИЧЕСКИМИ СРЕДАМИ**

**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*

Наиболее распространёнными сплавами с памятью формы считаются сплавы на основе TiNi (никелида титана). Эти материалы сочетают уникальные свойства: способность восстанавливать исходную форму после деформации, создавать значительные усилия при восстановлении, а также устойчивость к коррозии. Благодаря этому они нашли широкое применение в промышленности и медицине.

В качестве материала исследования был выбран сплав Ti<sub>49.0</sub>Ni<sub>51.0</sub>. Сплав имеет ОЦК решетку, упорядоченную по типу В2 и фазу, обогащенную никелем Ti<sub>2</sub>Ni<sub>3</sub>, с крупнозернистой структурой. Для получения крупнозернистой структуры проводили закалку сплава в воду с последующими отжигами при температуре 430°C 1 час, 3 часа и 10 часов. Ультрамелкозернистая микроструктура была получена с помощью равноканального углового прессования с последующими отжигами при температуре 430°C 1 час и 10 часов (температура соответствует температуре старения). Далее образцы были погружены на 180 суток в коррозионные растворы, имитирующие биологическую среду организма: раствор Рингера, 0,9% NaCl и раствор Хэнкса. Проведенные исследования скорости коррозии демонстрируют, что наибольшей устойчивостью к разрушению обладает сплав с ультрамелкозернистой структурой. В течение шести месяцев испытаний образцы этого сплава практически не теряли массу, что свидетельствует о его высокой коррозионной стойкости. Коррозионный процесс протекал во всех состояниях и во всех растворах с образованием продуктов коррозии на поверхности, морфология и состав которых были детально изучены методами химического анализа, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) и атомно-силовой микроскопии. В ходе проведения качественных реакций на ионы никеля (Ni<sup>2+</sup>) с использованием диметилглиоксимата во всех растворах с образцами с КЗ структурой образовался розовый осадок, что говорит о небольшом содержании Ni<sup>2+</sup>. Растворы с УМЗ-образцами не продемонстрировали видимых изменений. РФЭС-анализ подтвердил формирование на поверхности сплава защитной пассивирующей пленки. Именно эта пленка играет ключевую роль в предотвращении выхода ионов никеля в раствор и дальнейшего коррозионного разрушения материала.

Полученные данные позволяют сделать вывод о перспективности использования ультрамелкозернистых сплавов в условиях различных коррозионных сред, в том числе и биологических, при длительном коррозионном воздействии, где требуется высокая долговечность и устойчивость к коррозии.

**ПРОЦЕСС КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНОЙ ФАЗЫ ПРИ  
ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКЕ БЫСТРОЗАКАЛЁННЫХ ЛЕНТ  
СПЛАВА  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$**

**Ситников Н.Н.<sup>1,2</sup>, Грешнякова С.В.<sup>1</sup>, Залетова И.А.<sup>1</sup>, Шеляков А.В.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>АО ГНЦ «Центр Келдыша», Москва, Россия

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

*sitnikov\_nikolay@mail.ru*

В работе проведено исследование процессов кристаллизации аморфной фазы в быстрозакалённых аморфных и аморфно-кристаллических лентах из сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  (ат. %) при электроимпульсной обработке (ЭИО) в зависимости от изменяющейся величины отжига от стадии недостаточного нагрева для полной кристаллизации до стадий нагрева, достаточного для полной кристаллизации, и последующего перегрева. Была проведена ЭИО лент из сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ , полученных методом сверхбыстрой закалки расплава на быстровращающемся диске, 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, исследования характеристик мартенситных превращений изучались методом дифференциальной сканирующей калориметрии, полученные результаты сопоставлены с реализацией эффектов памяти формы. В работе получены модельные образцы из быстрозакалённых слоистых аморфно-кристаллических лент из сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  после отжигов ЭИО с длительностью воздействия 10 мс у которых подленте ленты реализована равномерно изменяющаяся степень кристаллизации аморфной части. Исследование продольного сечения модельного образца с равномерно изменяющейся степенью кристаллизации аморфной части позволило наблюдать развитие процессов кристаллизации аморфной фазы при ЭИО. Установлено, что в случае отжига с недостаточным нагревом до полной кристаллизации при ЭИО происходит формирование кристаллических слоёв у границ аморфного слоя, а во внутреннем объёме сохраняется аморфная фаза, в которой в зависимости от степени отжига возможно образование отдельных или сгруппированных сферических кристаллитов. При повышении величины отжига до нагрева достаточного для полной кристаллизации в аморфной части ленты формируется кристаллическая структура с неоднородным распределением кристаллов: вблизи контактной и неконтактной поверхностей ленты присутствуют столбчатые кристаллы, а во внутренней части ленты присутствуют единичные или сгруппированные более крупные кристаллы. Повышение степени перегрева относительно необходимого отжига для кристаллизации приводит к увеличению доли столбчатых кристаллов и уменьшению доли кристаллов, сформированных из внутренней части ленты. Показано, что различные режимы ЭИО позволяют получать новые структурные состояния в быстрозакалённых аморфных и аморфно-кристаллических лентах.

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

**МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ БИОСОВМЕСТИМЫХ СПЛАВОВ  
Ti-Zr-Nb ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИХ АНТИБАКТЕРИАЛЬНЫХ СВОЙСТВ**

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

*НИТУ МИСИС, Москва, Россия*

*konopatskiy@misis.ru*

В работе представлены результаты исследования методов модификации поверхности сверхупругого сплава Ti-18Zr-15Nb с целью повышения его антибактериальной активности. Образцы сплава предварительно были приведены к идентичному состоянию путем механической шлифовки абразивной бумагой SiC (зернистость до 2000) и последующей полировки суспензией частиц Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (размером 1–3 мкм). Затем часть образцов подвергли химическому травлению в растворе «пираньи» в течение 90 минут, а другую часть — ультразвуковой обработке на установке UIP1000HD (Hielscher) в дистиллированной воде в течение 60 минут.

Сравнительный анализ методов обработки продемонстрировал, что ультразвуковая обработка поверхности обладает рядом существенных недостатков по сравнению с химическим травлением, включая ограниченную площадь обработки и низкую воспроизводимость результатов. Установлено, что данные ограничения обусловлены, главным образом, двумя факторами: эрозией ультразвукового излучателя, приводящей к изменению режимов его работы, и необходимостью прецизионного позиционирования образца относительно излучателя. В отличие от ультразвукового метода, химическое травление позволяет формировать равномерный пористый слой с контролируемой глубиной и высокой воспроизводимостью.

Оба типа поверхности (гладкая и пористая) были использованы в качестве подложек для осаждения антибактериальных наночастиц серебра (Ag) и золота (Au). Методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС) подтверждено, что пористый слой обеспечивает более высокую и равномерную концентрацию наночастиц с контролируемым распределением по размерам. Образцы с пористым слоем, модифицированные наночастицами серебра и золота, продемонстрировали выраженную антибактериальную активность, проявляющуюся в эффективном подавлении роста культуры *e. coli*.

Параллельно исследована перспективность использования гладкой поверхности для иммобилизации наночастиц эксфолиированного нитрида бора (h-BN). Показано, что метод спин-коутинга позволяет достичь их равномерного распределения на гладкой поверхности, в то время как пористый слой препятствует формированию однородного покрытия. Следует отметить, что наночастицы h-BN могут быть функционализированы широким спектром антибактериальных агентов, включая неорганические наночастицы и фармацевтические препараты (например, антибиотики), что делает их универсальной платформой для придания антибактериальных свойств сплавам с гладкой поверхностью.

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

## ДИНАМИКА НЕОБРАТИМОГО ОБРАТНОГО МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В СПЛАВЕ $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{40}\text{Sn}_{12}\text{Cu}_1$ В ЦИКЛИЧЕСКИХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ

Гамзатов А.Г.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт Физики им. Х.И. Амирханова, ДФИЦ РАН, Россия, Махачкала

<sup>2</sup>Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия

gamzatov\_adler@mail.ru

Известно, что кинетика/динамика магнитоструктурного фазового перехода мартенсит-аустенит в сплавах Гейслера связана с процессами зародышеобразования и роста, а эти процессы очень чувствительны к внешним воздействиям, таким как температура, магнитное поле и давление. Процесс зародышеобразования аустенитной фазы и движение фазовой границы между фазами определяют длительность мартенситного перехода. В последнее время большой интерес вызывают необратимые магнитоструктурные фазовые переходы. Основной причиной необратимости магнитокалорического эффекта (МКЭ) в сплавах Гейслера является гистерезис вблизи магнитоструктурного фазового перехода (МСФП). Как правило, сообщается об отрицательном влиянии гистерезиса на МКЭ. Целью данной работы является исследование влияния циклических магнитных полей на величину и динамику обратного и прямого МКЭ в сплаве  $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{40}\text{Sn}_{12}\text{Cu}_1$ . Прямые измерения МКЭ проводились в циклических магнитных полях до 8 Тл с частотой 0.2 Гц.

Сплав Гейслера состава  $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{40}\text{Sn}_{12}\text{Cu}_1$  демонстрирует мартенситный переход с температурами начала образования мартенситной фазы  $M_S=289$  К, конца образования мартенситной фазы  $M_F=280$  К, начала образования аустенитной фазы  $A_S=292$  К, конца образования аустенитной фазы  $A_F=303$  К. Температурный гистерезис между кривыми нагрева и охлаждения составляет порядка 20 К. На Рис.1(b) приведены температурные зависимости  $\Delta T_{ad}$  в циклическом магнитном поле 1.8 Тл в режимах нагрева и охлаждения. Сплошными кружками обозначены значения  $\Delta T_{ad}$ , полученные при однократном включении магнитного поля 1.8 Тл в режиме нагрева.

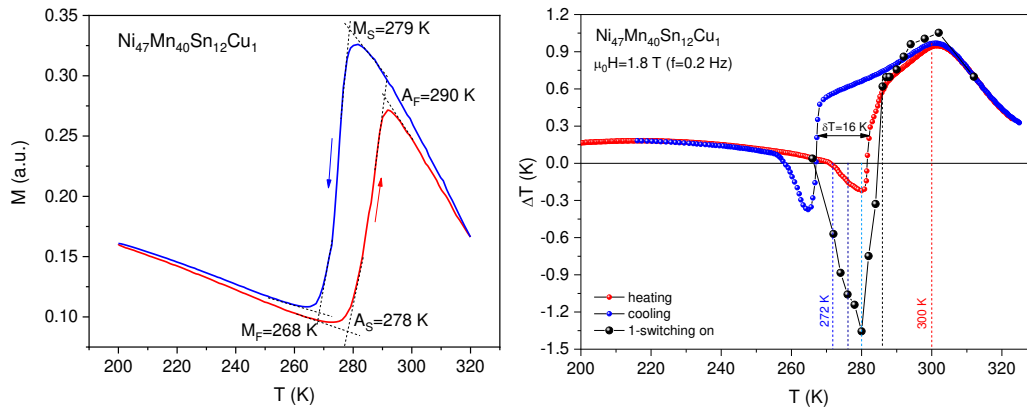


Рисунок 1 – а) Температурная зависимость намагниченности для  $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{40}\text{Sn}_{12}\text{Cu}_1$ .  
б) Температурная зависимость  $\Delta T_{ad}$  для образца  $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{40}\text{Sn}_{12}\text{Cu}_1$  в циклическом магнитном поле 1,8 Тл в режимах нагрева и охлаждения

Исследование выполнено за счет средств Российского научного фонда (проект № 25-12-20024, <https://rscf.ru/en/project/25-12-20024/>).

VI Международная конференция «Сплавы с памятью формы»  
Москва 15-19 сентября 2025 г.

## **СЕКЦИЯ**

***«Технология производства  
и термомеханическая  
обработка сплавов с  
памятью формы.  
Применение и  
перспективы  
использования сплавов с  
памятью формы»***

VI Международная конференция «Сплавы с памятью формы»  
Москва 15-19 сентября 2025 г.

**УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ СВЕРХУПРУГОГО  
СПЛАВА Ti-Zr-Nb ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОРТОПЕДИЧЕСКИХ  
ИМПЛАНТАТОВ**

**Шереметьев В.А.<sup>1</sup>, Мурадян А.А.<sup>1</sup>, Лукашевич К.Е.<sup>1</sup>, Деркач М.А.<sup>1</sup>, Лезин В.Д.<sup>1</sup>,  
Александровский Э.К.<sup>1</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>1</sup>, Браиловский В.<sup>2</sup>**

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

<sup>2</sup>*Ecole de Technologie superieure, Montreal, Canada*

*sheremetyev@misis.ru*

Новые безникелевые сверхупругие сплавы системы Ti-Zr-Nb благодаря биосовместимости всех компонентов, низкому модулю Юнга, сверхупругому механическому поведению и относительно низкой магнитной восприимчивости рассматриваются как перспективный металлический биоматериал, предназначенный для изготовления ортопедических имплантатов. Преимущества этого класса материалов способствуют развитию прикладных исследований, направленных на получение полуфабрикатов и изделий с применением современных технологий термомеханической обработки (ТМО) и аддитивного производства. Ключевой металлургической задачей при разработке технологий получения и обработки этих сплавов является создание структурно-фазового состояния, обеспечивающего наиболее высокий комплекс механических и функциональных свойств в конечном изделии. Решению этой задачи посвящен цикл прикладных исследований, в которых управление структурно-фазовым состоянием сплава Ti-18Zr-15Nb (в ат.%) осуществляется методами ТМО с применением различных методов обработки металлов давлением и селективного лазерного плавления (СЛП) с последующей термической обработкой (ТО).

По результатам исследований установлено, что однофазная динамически полигонизованная субструктура с сильно вытянутыми в направлении прокатки зернами  $\beta$ -фазы и благоприятной кристаллографической текстурой с максимумом в  $\beta$  обеспечивает наиболее высокий комплекс механических и функциональных свойств длинномерных прутковых полуфабрикатов из сплава Ti-18Zr-15Nb: прочность  $\sigma_{\epsilon}=725$  МПа) и пластичность ( $\delta=15,2\%$ ), низкий модуль Юнга ( $E=45$  ГПа), сверхупругая обратимая деформация ( $\epsilon_r^{se\ max}=3,6\%$ ) и высокая функциональная усталостная долговечность. Формирование такой структуры обеспечено быстрой (менее 15 сек с нагрева до завершения деформации) высокотемпературной (при 700 °С) ТМО методом продольной прокатки в трехвалковом калибре с накопленной степенью деформации  $\epsilon=2$ .

Возможности для управления структурообразованием сплава при СЛП ограничены особенностями процесса и невозможностью применения ТМО. Однако, при корректировке химического состава слитка, учитывающей изменение содержания основных компонентов при получении порошка и СЛП, использовании оптимальных режимов СЛП и ТО можно обеспечить достаточно высокий комплекс свойств в готовом персонализируемом изделии: предел прочности ( $\sigma_{\epsilon}=725$  МПа), модуль Юнга  $E=53$  ГПа), относительное удлинение до разрушения ( $\delta=16,5\%$ ) и сверхупругая обратимая деформация ( $\epsilon_r^{se\ max}=2,6\%$ ).

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10299-II, <https://rscf.ru/project/22-79-10299-II/>.*

## БЫСТРОДЕЙСТВУЮЩИЙ МИКРОАКТУАТОР С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Орлов А.П.<sup>1</sup>, Лега П.В.<sup>1</sup>, Прокунин А.В.<sup>1</sup>, Коледов В.В.<sup>1</sup>, Карцев А.В.<sup>2</sup>,  
Каленов Д.С.<sup>1</sup>, Шеляков А.В.<sup>3</sup>, Бородако К.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>ИРЭ им.В.А.Котельникова РАН, Россия, Москва

<sup>2</sup>Российский Университет Дружбы Народов, Россия, Москва

<sup>3</sup>НИЯУ МИФИ, Россия, Москва

victor\_koledov@mail.ru

Создание и изучение быстродействующих микромеханических устройств с эффектом памяти формы (ЭПФ) имеет, как практическое, так и принципиальное значение. С одной стороны, представляет интерес достижимая частота производимых операций механическим устройством с ЭПФ, то есть производительность микромеханического инструмента, а с другой стороны, кинетика протекания термоупругого мартенситного перехода и изменение свойств материала с ЭПФ при повторении циклов обратимой деформации порядка  $10^8$  и более. В докладе сообщается о создании композитных биморфных аморфно-кристаллических микроактюаторов на основе быстрозакаленного сплава  $Ti_2NiCu$  с ЭПФ методом селективного ионного травления [1]. Для исследования быстродействия микроактюатора (см. рис. 1 а) разработана методика в СЭМ, основанная на регистрации тока пучка электронов, сфокусированного до субмикронных размеров в зазоре микроактюатора.

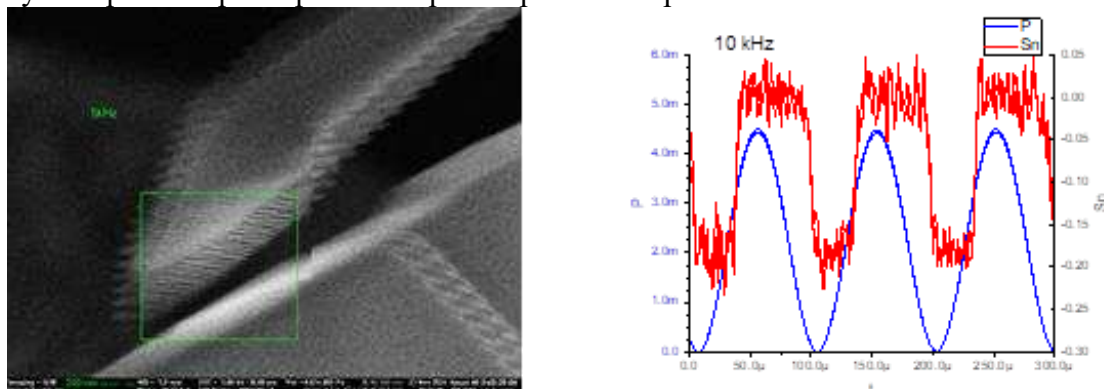


Рисунок 1 – Экспериментальное измерение быстродействия микроактюатора с ЭПФ. (а) СЭМ микрофотография зазора актюатора в процессе активации периодическим сигналом электрического тока. (б) графики временной зависимости мощности возбуждающего тока (синяя кривая) и тока электронного луча, перекрываемого актюатором, сфокусированного в его зазоре (красная кривая).

Результаты измерений достижимой частоты колебаний микроактюатора с ЭПФ при возбуждении периодическим электрическим сигналом показывают (см. Рис. 1 б) значения более 10 кГц и существенно превосходят лучшие достижения, описанные на сегодняшний день, в литературе [2].

[1] Lega, P., Koledov, V., Orlov, et al. Adv. Eng. Mater. (2017) 19(8), 1700154.

[2] Knick, C. R., Sharar, D. J., Wilson, et al. Journal of Micromechanics and Microengineering. (2019) 29(7), 075005.

*Работа выполнена при поддержке Госзадания ИРЭ им.В.А.Котельникова РАН.*

## **БИОСОВМЕСТИМЫЕ ПОРИСТО-МОНОЛИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА**

**Аникеев С.Г.**

*Томский государственный университет, Россия, Томск  
anikeev\_sergey@mail.ru*

Сплавы на основе никелида титана (TiNi) успешно используются для создания имплантируемых конструкций, которые нашли применение в самых различных областях медицинской практики. Класс пористо-монокристаллических материалов на основе TiNi предназначен для работы в условиях значительных механических нагрузок и деформаций. Монокристаллическая часть необходима для повышения деформационно-прочностных характеристик в условиях знакопеременных нагрузок, а пористая часть увеличивает параметры приживаемости имплантируемой конструкции за счет прорастания биологическими тканями различного типа (соединительная, хрящевая, костная). Эндопротезы нижней челюсти и дентальные имплантаты имеют массивные пористые части, напротив при создании имплантатов ребер пористая часть должна быть как можно тоньше, чтобы исключить снижения деформационного ресурса монокристаллической части.

В случае создания эндопротезов ребер пористая часть решает серьезную проблему прорезывания кожи, которая может проявиться в отдаленные периоды функционирования эндопротеза. Таким образом тематика работы является актуальной и требует детальной проработки. Цель настоящей работы - разработка нового биосовместимого порошкового пористо-монокристаллического материала на основе никелида титана, с помощью сочетания реакционно-диффузионного спекания и электронно-пучковой обработки.

Установлено, что фазовый состав порошкового сплава на основе TiNi представлен аустенитной фазой TiNi (B2) и частицами вторичных фаз, обогащенных никелем  $Ti_3Ni_4$  и титаном  $Ti_2Ni$ . В зависимости от температурного режима спекания и гранулометрического состава порошка TiNi возможно получение развитой шероховатой поверхности с коэффициентом шероховатости  $Ra = 64-87$  мкм в широком интервале значений. Анализ микроструктуры поверхности полученного материала указывает на существование нескольких видов террасовидного рельефа – гексагональные островки правильной формы размером 5–10 мкм и обширные террасовидные структуры размером до 30–40 мкм.

Выполнены эксперименты *in-vitro* с клеточными культурами по исследованию биосовместимости плоских образцов TiNi с развитой террасовидной поверхностью с целью выявления роли морфологии поверхности на процессы адгезии и пролиферации клеточных популяций. При тестировании по стандартной методике для биосовместимых материалов процента гемолиза эритроцитов показано, что образцы из никелида титана интактные  $(1,98 \pm 0,34)\%$  и модифицированные  $(1,65 \pm 0,31)\%$  не вызывают степени гемолиза более 2%, что согласуется со стандартами, выработанными в нашей стране для биосовместимых материалов, контактирующими с кровеносной системой.

**РАЗРАБОТКА И ИЗГОТОВЛЕНИЕ ПОРИСТЫХ СТРУКТУР ИЗ  
СВЕРХУПРУГИХ БЕТА-ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ Ti-Zr-Nb МЕТОДОМ СЛП**

**Лезин В.Д., Шереметьев В.А., Творогов А.И., Лукашевич К.Е., Чернышихин С.В.**

*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*

*vyacheslavlezin@gmail.com*

Развитие ортопедии и травматологии стимулирует разработку новых материалов и технологий для имплантатов с повышенными функциональными характеристиками. Селективное лазерное плавление (СЛП) позволяет изготавливать индивидуальные имплантаты с высокой точностью на основе пористых материалов. Перспективными являются биосовместимые безникелевые сверхупругие Ti-Zr-Nb с низким модулем упругости (40-60 ГПа) и сверхупругостью при температуре эксплуатации. Цель работы - разработка технологических основ получения и обработки пористых материалов из сверхупругих сплавов Ti-Zr-Nb для изготовления ортопедических имплантатов.

Для разработки режимов СЛП, опираясь на карты зависимости дефектной пористости от приведенных параметров, были изготовлены образцы сплошного материала и пористых структур типа додекаэдр с толщиной перемычек 250–340 мкм. Исследование микро- и макроструктуры проводили методами световой микроскопии и компьютерной томографии. С применением наиболее перспективного режима СЛП были изготовлены образцы пористого материала со структурами типа ромбический додекаэдр (Д), Вороной (В) и листовой гироид (Г) для проведения статистических и циклических усталостных испытаний в условиях сжатия.

Установлено, что диапазоны скорости сканирования ( $v=700-1000$  мм/с) и мощности лазера ( $P=45-60$  Вт) при малом шаге сканирования лазера ( $h=0,04$  мм), обеспечивают низкую дефектную пористость ( $\leq 0,75\%$ ), меньшую глубину ванны расплава ( $\leq 200$  мкм) и высокую точность изготовления пористых материалов с тонкими конструкционными элементами. Были сформулированы рекомендации по ТО пористых структур, полученных этим методом. Необходимо обеспечить отжиг при температуре 550-600 °С в течение 30 минут в инертной атмосфере или вакууме с последующим охлаждением со скоростью не менее 3 °С/сек.

По результатам исследования механического поведения пористых материалов установили, что все изготовленные пористые материалы с конструкционной пористостью 68-77% проявляют эффект «двойной текучести», характеризующийся фазовым (18-42 МПа) и дислокационным (38-76 МПа) пределами текучести, величины которых монотонно возрастают с увеличением пористости. Модуль Юнга полученных материалов (0,8-1,5 ГПа) соответствует уровню модуля Юнга трабекулярной костной ткани. Усталостная прочность ( $5 \cdot 10^6$  циклов) этих образцов составляет от 7-27 МПа, при этом пористый материал со структурой на основе листового гироида проявляет наибольшую стойкость к усталостным нагрузкам.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10299-П, <https://rscf.ru/project/22-79-10299-П/>.*

**СИЛОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ «МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МЫШЦ» НИКЕЛИДА  
ТИТАНА В УСЛОВИЯХ РЕАЛИЗАЦИИ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ**

**Волков Г.А.<sup>1</sup>, Вьюненко Ю.Н.<sup>2</sup>, Киселев А.Ю.<sup>3</sup>**

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

<sup>2</sup>*ООО «ОПТИМИКСТ ЛТД», Россия, Санкт-Петербург*

<sup>3</sup>*АО «Атомэнергопроект», Россия, Санкт-Петербург*

6840817@mail.ru

Изучены возможности генерации усилий в «металлических мышцах», представляющих собой кольцевые силовые пучковые элементы (КСПЭ), действующих в режиме развития обратимой памяти формы (ОПФ). Параметры формоизменения КСПЭ задавали специальной термомеханической обработкой (ТМО) [1]. Для изготовления «механических мышц» использовали проволоку диаметром 2,5 мм из сплава TiNi 55,15 вес.%. Начальная форма КСПЭ представляет овал с максимальным диаметром ~69 мм и минимальным 51 мм. Конструкция «металлических мышц» выполнена в виде бухты из 4 витков с цепным замыканием. Силовые возможности КСПЭ определяли на специальном динамометре ЛИНД [1]. Для проведения исследований изготовили два образца «металлических мышц», масса каждого из которых составила ~28,5 г.

В результате 80 циклов ТМО параметры формоизменения в условиях развития ОПФ были доведены до ~90% от величины, аналогичных характеристик, полученных в результате протекания в металле ЭПФ. Стабильность изменения геометрических параметров образцов зафиксирована в 40 термоциклах с переводом КСПЭ из мартенситного состояние в аустенитное и обратно. Генерация усилий парой «металлических мышц» при начальном нулевом контакте с контртелом достигала ~400 Н. При этом изменение характеристического параметра КСПЭ (большого диаметра овала) снижалась с 8,5 мм до 8 мм. Полученные результаты существенно превышают силовые возможности шестивитковых силовых элементов [1]. Показана возможность в специальных технических задачах достижения уровня генерации усилий ~710-730 Н. Таким образом сило-массовый коэффициент КСПЭ в этих условиях варьируется от 7 Н/г до 12 Н/г. Эти значения сравнимы с характеристиками КСПЭ, действующих в режиме ЭПФ. Полученные результаты говорят в пользу возможности проектирования механизмов, работающих при термоциклировании в непрерывном режиме, с реализацией явления ОПФ.

**Литература:**

- 1) Вьюненко Ю.Н., Волков Г.А., Киселев А.Ю., Метлов Л.С. Генерация усилий кольцевыми силовыми пучковыми элементами из никелида титана во время развития деформационных процессов обратимой памяти формы. В сб. «Актуальные проблемы прочности», Материалы LXVIII международной научной конференции (Витебск, 27-31 мая 2024г.) / под редакцией В.В. Рубаника). Минск, НВЦ Минфина, 2024, с 307-311.

## МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ УСТРОЙСТВА С ЭПФ ДЛЯ 3D МАНИПУЛИРОВАНИЯ МИКРО- И НАНООБЪЕКТАМИ

Иржак А.В.<sup>1</sup>, Колецов В.В.<sup>2</sup>, Лега В.П.<sup>2</sup>

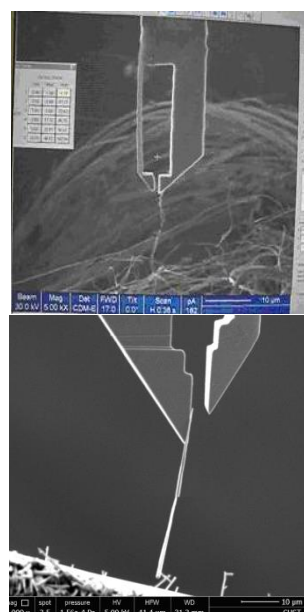
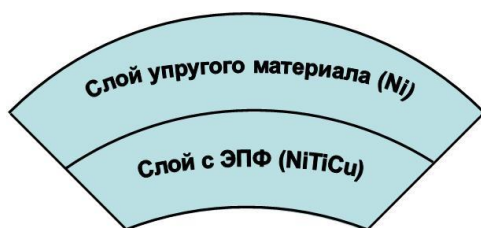
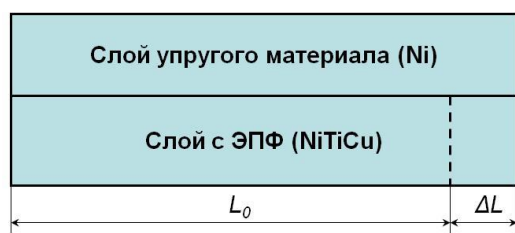
<sup>1</sup>ИПТМ РАН, Россия, Черноголовка

<sup>2</sup>ИРЭ им. ИРЭ им. В.А.Котельникова РАН  
airzhak@iptm.ru

Предложена схема двуслойного актюатора на основе сплава с ЭПФ и упругого металлического слоя (см. рисунок 1а, б). Показано, что микроактюаторы, изготовленные по такой схеме проявляют ЭПФ вплоть до 30 нм толщины слоя с ЭПФ. Блокировка ЭПФ на толщинах менее 30 нм обусловлена двумя факторами. Во-первых, это явление связано с технологическими особенностями создания актюаторов – аморфизацией функционального материала при обработке. Во-вторых, это блокировка мартенситного перехода, связанная с размерным эффектом.

Изучено быстродействие микроактюаторов. На микроактюаторах размером 10x1x0,5 мкм продемонстрирована рекордная частота срабатывания 10 кГц.

На основе микроактюаторов с ЭПФ созданы системы для трехмерного манипулирования микро- и нанообъектами. Проведены работы по сборке наноэлектронных приборов «снизу-вверх» на основе нановискеров различной природы (см. рисунок 1в, г).



а, б – схема композита при  $T < T_m$  и  $T > T_m$ , соответственно;

в, г – манипулирование вискером TaS<sub>3</sub> и ZnO, соответственно.

Рисунок 1 – Микроактюатор на основе двуслойного композита с ЭПФ.

Работы выполнены при поддержке проектов РНФ № 14-19-01644, 17-19-01748, 17-19-01748, 22-19-00783

## КОАКСИАЛЬНАЯ СИСТЕМА НАГРЕВА МИКРО И НАНОУСТРОЙСТВ ИЗ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Прокунин А.В.<sup>1</sup>, Коледов В.В.<sup>1</sup>, Орлов А.П.<sup>1</sup>, Лузанов В.А.<sup>1</sup>, Мусабилов И.И.<sup>2</sup>,  
Иржак А.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>ИРЭ им. В.А.Котельникова РАН, Россия, Москва

<sup>2</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Россия, Москва

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

*prokunin.av@phystech.edu*

Для создания микро и наноструктур методом механической сборки «снизу-вверх» предложены миниатюрные устройства на основе композитных материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ) – нанопинцеты [1]. Для манипулирования нано-объектами нанопинцет устанавливается в вакуумной камере сканирующего электронного микроскопа на кончике микроиглы. Микроигла позиционируется в трехмерном пространстве с помощью наноманипулятора.

Целью данной работы является создание коаксиальной системы, обеспечивающей локальный Джоулев нагрев кончика иглы до температуры выше перехода сплава с ЭПФ в аустенитное состояние – активации нанопинцета. Новая система включает вольфрамовую проволоку ( $\varnothing 0.5$  мм), которую электрохимически заостряют до образования кончика с микронным радиусом. На иглу наносят слой диэлектрика и затем проводника. К внешнему проводящему слою присоединяют электрический контакт. Кончик иглы срезают фокусированным ионным пучком (ФИП). В сечении открывается доступ к коаксиальной структуре: вольфрамовая игла (1), диэлектрик (2) и проводник (3), как показано на рис. 1а. Заготовку нанопинцета из предварительно растянутой пластинки  $Ti_2NiCu$  толщиной несколько микрон присоединяют к срезу, формируя электрический контакт с иглой и проводящим слоем (рис. 1б). Затем из заготовки ФИПом формируется нанопинцет (рис. 1в). Подробнее процесс изготовления нанопинцета описан в [1]. При пропускании тока происходит локальный Джоулев нагрев в месте контакта проводящего слоя и нанопинцета, что приводит к его активации. Новая коаксиальная система нацелена на обеспечение большего быстродействия нанопинцета, уменьшение теплового дрейфа системы и увеличение энергетической эффективности, по сравнению с имеющимися системами нагрева [2]. В докладе будут представлены результаты численного моделирования тепловых процессов в новой системе и сравнение с экспериментом.

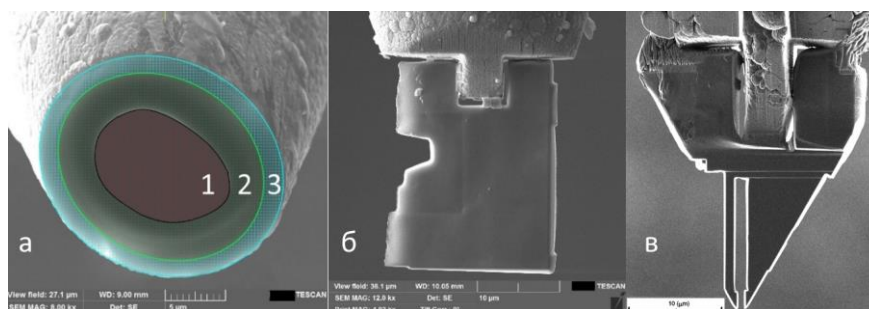


Рисунок 1 – а) Сечение коаксиальной иглы: 1) вольфрам; 2) диэлектрик; 3) проводник, б) заготовка нанопинцета на кончике коаксиальной иглы, в) нанопинцет.

1. Composite Materials Based on Shape-Memory  $Ti_2NiCu$  Alloy for Frontier Micro- and Nanomechanical Applications / P. Lega, V. Koledov, A. Orlov [et al.] // *Advanced Engineering Materials*. – 2017. – Vol. 19, No. 8. – P. 1700154. – DOI 10.1002/adem.201700154. – EDN UXNAWL.
2. Прокунин А.В. и др. Оптимизация системы управления наномеханическими устройствами с эффектом памяти формы // *Журнал радиоэлектроники*. 2022. №2. [https://doi.org/10.30898/1684\\_1719.2022.2.8](https://doi.org/10.30898/1684_1719.2022.2.8)

*Работы выполнены при поддержке гос. задания ИРЭ им. В.А.Котельникова РАН.*

**МАТЕМАТИЧЕСКИЙ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ  
ПРОДОЛЬНОЙ ПРОКАТКИ В ТРЁХВАЛКОВОМ КАЛИБРЕ НА  
СВЕРХУПРУГИЙ СПЛАВ Ti-Zr-Nb МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**  
Александровский Э.К., Лукашевич К.Е., Кошмин А.Н., Шереметьев В.А.  
*НИТУ МИСИС, Россия, Москва*  
*e.aleksandrovskii@misis.ru*

В данной работе методом конечных элементов (МЭК) в программе QForm моделировали процесс горячей трехвалковой продольной прокатки (ПП) в четырёх клетях ( $\Delta \rightarrow O \rightarrow \Delta \rightarrow O$ , см. рис. 1) прутковой заготовки из сплава с памятью формы Ti-Zr-Nb с последующей экспериментальной верификацией полученных данных. Проанализировали эволюцию полей напряжённо-деформированного состояния, трехосности (triaxiality), скорости деформации и температуры. МЭК показал, что доминируют сжимающие напряжения, треугольные калибры создают более высокие напряжения сжатия до 780 МПа, а растягивающие напряжения не превышают 100 МПа. Схема квазивсестороннего сжатия в очаге деформации благоприятно сказывается на triaxiality, который не превышает критического порога 1,5-2, что говорит о низкой вероятности образования дефектов. Эквивалентная деформация и скорость деформирования образуют шесть экстремумов на поверхности заготовки с гиперболическим снижением к центру, что подтверждается результатами измерения твёрдости и исследования микроструктуры, которая демонстрировала тенденцию к снижению анизотропии и среднего размера зерна с увеличением номера клетки. Причём, более выраженная неоднородность после клеток треугольного типа. Так, после третьей клетки в зависимости от зоны твёрдость варьировалась от 197 до 224 HV, а средний размер зерна от 8,5 мкм до 18,0 мкм. Высокая скорость и энергия деформирования приводят к значительному деформационному разогреву заготовки с исходных 700°C до 850°C. Полученное высокое сочетание механических и функциональных свойств ( $\sigma_B = 728$  МПа,  $\varepsilon_r^{se} \max = 3,6\%$ ,  $E = 57$  ГПа) подтверждает эффективность ПП для получения длинномерных прутковых полуфабрикатов из сверхупругого сплава.

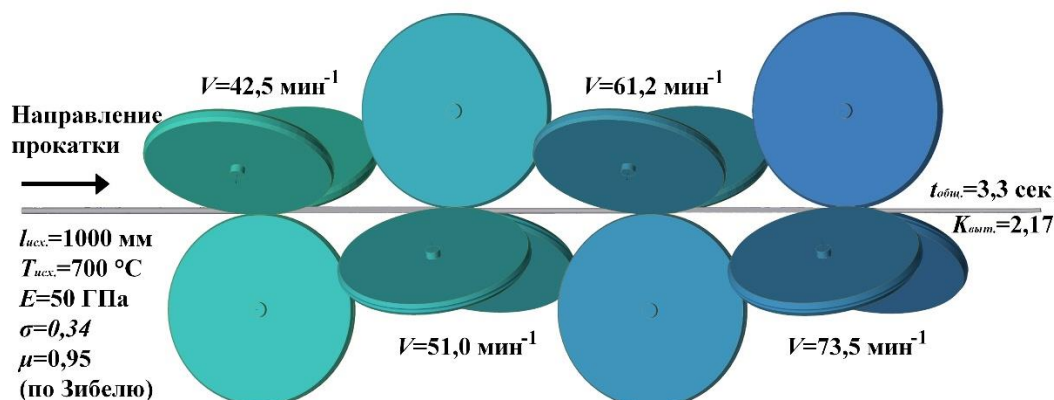


Рисунок 1 – Общий вид модели продольной прокатки и исходные данные

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

***СТЕНДОВЫЕ  
И  
ЗАОЧНЫЕ ДОКЛАДЫ***

VI Международная конференция «Сплавы с памятью формы»  
Москва 15-19 сентября 2025 г.

## СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ( $\alpha+\beta$ ) ЛАТУНЕЙ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Свирид А.Э.<sup>1,2</sup>

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

<sup>2</sup>Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н.

Ельцина, Россия, Екатеринбург

svirid@imp.uran.ru

Структурно-фазовые превращения и свойства метастабильных ( $\alpha+\beta$ ) сплавов с эффектом памяти формы Cu-(38, 39.5, 41 мас.%)Zn были изучены в зависимости от режимов криотермо- и механоциклирования. По температурным зависимостям электросопротивления определены температуры начала и конца прямого и обратного мартенситного превращения (рисунок 1 а, таблица 1). Механические свойства сплавов измерены в механоциклических испытаниях на растяжение в аустенитном и мартенситном состояниях, в том числе при охлаждении жидким азотом (ж/а) (см. рисунок 1 б, в). В структурных исследованиях использованы методы оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии и рентгенофазового анализа. Выявлено некоторое увеличение критических температур начала прямых и обратных термоупругих мартенситных превращений с ростом числа термоциклов «охлаждение-нагрев». Показано, что особенности твидового контраста на электронно-микроскопических изображениях и диффузных эффектов на микроэлектронограммах В2 аустенита зависят от количества криотермоциклов. Обнаружено увеличение плотности дислокаций вследствие фазового наклепа при термоциклировании. Установлен низкотемпературный эффект ферроупругости в сплаве.

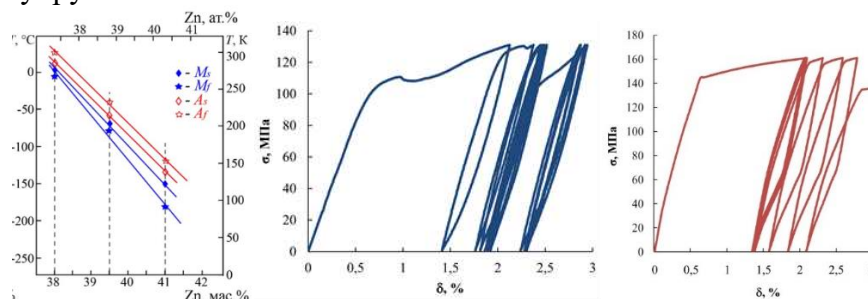


Рисунок 1 – Концентрационная зависимость критических температур термоупругих мартенситных превращений в сплавах Cu-Zn (а), диаграммы растяжения сплава Cu-39.5 мас. %Zn (б) и Cu-41 мас. %Zn (в) с промежуточными разгрузками (до  $\sigma_{0.2} \approx \sigma_m$ ) и последующими разгрузками при T<sub>ж/а</sub> (10 циклов).

Таблица 1. Критические температуры начала ( $M_s$ ,  $A_s$ ) и конца ( $M_f$ ,  $A_f$ ) прямого ( $M_s$ ,  $M_f$ ) и обратного ( $A_s$ ,  $A_f$ ) и величина температурного гистерезиса  $\Delta T$  термоупругих мартенситных превращений сплавов

Сплав, мас. %	Сплав, ат. %	$M_s, ^\circ\text{C}$	$M_f, ^\circ\text{C}$	$A_s, ^\circ\text{C}$	$A_f, ^\circ\text{C}$	$\Delta T$
Cu-38Zn	Cu <sub>62.7</sub> Zn <sub>37.3</sub>	<b>6</b>	<b>-5</b>	<b>12</b>	<b>27</b>	<b>19</b>
Cu-39.5Zn	Cu <sub>61.2</sub> Zn <sub>38.8</sub>	<b>-69</b>	<b>-80</b>	<b>-64</b>	<b>-43</b>	<b>21</b>
Cu-41Zn	Cu <sub>59.7</sub> Zn <sub>40.3</sub>	<b>-152</b>	<b>-171</b>	<b>-142</b>	<b>-111</b>	<b>35</b>

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СТАРЕНИЯ НА МОРФОЛОГИЮ  
R-МАРТЕНСИТА В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ Ti–50,9 ат.% Ni**

**Гирсова С.Л., Полетика Т.М., Битгер С.М.**

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, г.Томск  
poletm@ispms.ru, girs@ispms.ru*

Нанокристаллические стареющие (НК) сплавы TiNi благодаря высокой прочности и повышенным сопротивлением усталости находят широкое применение в качестве функциональных материалов в медицине и технике. До конца неясными остаются механизмы влияния системы выделяющихся в структуре НК стареющих сплавов TiNi когерентных частиц  $Ti_3Ni_4$  на R-мартенситные превращения. Целью работы является исследование особенностей влияния температуры старения на структуру старения в нанокристаллическом сплаве Ti-50.9 ат.% Ni с зеренно/субзеренной структурой. Для исследований использовали коммерческий нанокристаллический сплав Ti–50,9 ат.% Ni (Vascotube GmbH) со средним размером зерен/субзерен 90 нм. Использовали тонкостенные трубчатые образцы с толщиной стенок 0,23 мм и внешним диаметром 2,34 мм. Проводили изохронные отжиги (1 час) при различных температурах старения в интервале от 300°C до 500°C, что позволило сгенерировать когерентные частицы  $Ti_3Ni_4$  различных размеров и морфологии. Структуру сплава исследовали методом ПЭМ на микроскопе JEM 2100. Деформацию образцов одноосным растяжением в режиме нагружение-разгрузка проводили на испытательной машине LFM-125 при комнатной температуре и скорости  $4 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ .

Выявлена взаимосвязь между характером эволюции системы когерентных частиц  $Ti_3Ni_4$  в зеренно/субзеренной структуре с ростом температуры старения и изменением морфологии R-мартенсита, образующегося в процессе B2→R-превращений. Показано, что изменение пространственного распределения когерентных частиц  $Ti_3Ni_4$  от их расположения на дислокациях при низкотемпературном старении (300°C, 350°C) до выделения на дислокационных границах в условиях интенсивного старения (400°C, 450°C) сопровождается изменением морфологии R-фазы от нанодоменной до самоаккомодированной пластинчатой. Это может свидетельствовать о доминирующей роли внутренних напряжений, связанных преимущественно с частицами  $Ti_3Ni_4$ , в формировании структуры R-мартенсита. В свою очередь R-фаза и ее морфология влияют на характер деформационного поведения образцов сплава Ti–50,9 ат.% Ni.

Установлено, что нанодоменная структура R-фазы способствует однородной деформации сплава при нагружении/разгрузке и стабилизации эффекта сверхэластичности. В то же время при нагружении сплава с пластинчатой морфологией R фазы происходит формирование полос локализованной деформации путем переориентации пластин R-фазы по типу деформации Людерса и может приводить к локальному разупрочнению материала.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН,  
проект FWRW-2021-0004*

**СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ, МАРТЕНСИТНЫЕ  
ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА НА ОСНОВЕ  
НИКЕЛИДА ТИТАНА, СФОРМИРОВАННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-  
ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОВОЛОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА НА  
ПОДЛОЖКЕ  $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат.%)**

**Круковский К.В., Жапова Д.Ю., Мартынов С.А., Ким А.А.**

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, Томск  
kvk@ispms.ru*

В работе проведено исследование структурно-фазового состояния, последовательности и температур мартенситного превращения (МП), а также механических и неупругих свойств образцов сплава на основе никелида титана, сформированного проволокой  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ (ат.%) методом электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) на подложке  $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат.%). Диаметр проволоки  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ (ат.%) составлял 2,0 мм. Толщина пластины подложки  $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат.%) составляла 5 мм. Напечатанные образцы имели размеры:  $\sim 17 \times 29 \times 25$  мм<sup>3</sup>.

Показано, что в напечатанных образцах формируется неоднородная зеренная структура: крупные вытянутые зерна формируются вблизи подложки (1 мм) и в верхней части (15 мм от подложки) образца (размером от  $\sim 150$  до 500 мкм параллельно подложке и 500-2000 мкм в поперечном сечении). Крупные равноосные зерна (размером 500-2000 мкм) со следами вторичной рекристаллизации наблюдаются в средней части (7 мм от подложки) образца. Установлено, что независимо от расстояния от подложки все исследованные образцы при комнатной температуре находятся в состоянии В2 фазы. При охлаждении и нагреве в исследованных образцах наблюдается только МП  $B2 \leftrightarrow B19'$ , температуры МП приведены в таблице 1. При испытаниях на растяжение все исследованные образцы демонстрировали площадку псевдотекучести. Величина удлинения до разрушения в напечатанных образцах приведена в таблице 1. Показано, что при кручении крупнозернистых однородных образцов (вырезанных из средней части напечатанного образца), величина эффекта сверхэластичности составляет 9,0 % при накоплении пластической деформации 1,3 % (и 5,8 % при отсутствии пластической деформации).

Таблица 1 – Зависимость температур мартенситных превращений и удлинения до разрушения от расстояния до подложки в напечатанных методом ЭЛАП образцов сплава на основе никелида титана

Расстояние до подложки	$M_N, ^\circ C$	$M_K, ^\circ C$	$A_N, ^\circ C$	$A_K, ^\circ C$	Удлинение до разрушения, %
1 мм	-15	-71	-37	8	$\sim 26$
7 мм	-11	-81	-44	-5	$\sim 25$
15 мм	-10	-110	-55	1	$\sim 16$

где  $M_N, M_K$  – температуры начала и конца МП  $B2 \rightarrow B19'$ ,  $A_N$  и  $A_K$  – температуры начала и конца обратного МП  $B19' \rightarrow B2$ , соответственно.

*Работа выполнена при поддержке проекта РНФ №24-29-00598.*

**ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ, МАРТЕНСИТНЫЕ  
ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА  
ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА В ШИРОКОМ  
ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР**

**Пискунова П.А.<sup>1</sup>, Рыклина Е.П.<sup>1</sup>, Полякова К.А.<sup>1</sup>, Мурыгин С.Р.<sup>1</sup>, Комаров В.С.<sup>1,2</sup>,  
Конопацкий А.С.<sup>1,3</sup>, Теплякова Т.О.<sup>1,4</sup>, Андреев В.А.<sup>2</sup>, Полетика Т.М.<sup>5</sup>,  
Гирсова С.Л.<sup>5</sup>,**

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

<sup>2</sup>*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*

<sup>3</sup>*CRISMAT, CNRS, Normandie Université, ENSICAEN, UNICAEN, Caen, France*

<sup>4</sup>*Национальный исследовательский центр “Курчатовский институт,” Москва, Россия*

<sup>5</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021 Томск, Россия*

*piskunova@p-ol.ru*

Исследование проводили на проволочных образцах сплава Ti 50,8 ат. % Ni диаметром 0,6 мм, полученных горячим волочением в интервале температур 700 – 750 °С. Последеформационный отжиг проводили при температурах: 300, 430 и 500 °С в течение 10 ч. Структурные исследования проводили с использованием просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM-2100 и сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) «TESCAN VEGA LMN». Мартенситные превращения (МП) исследовали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на приборе «Mettler Toledo 3+». Испытания на растяжение выполняли на разрывной машине «ISTRON 5966» до разрушения со скоростью деформации 20 мм/мин в диапазоне температур  $-196 \leq T \leq 60$  °С. По диаграммам растяжения определяли функционально-механические характеристики в исходном состоянии и после старения: дислокационный предел текучести ( $\sigma_T$ ), предел прочности ( $\sigma_B$ ), фазовый предел текучести ( $\sigma_\Phi$ ), параметр  $\Delta\sigma = \sigma_T - \sigma_\Phi$ , (коррелирующий с ресурсом обратимой деформации материала), модуль Юнга (E), относительное удлинение, соответствующее дислокационному пределу текучести ( $\delta_T$ ) и полное удлинение при разрушении ( $\delta_B$ ). После старения при 300 °С частицы не определяются. При повышении температуры с 430 до 500 °С наблюдается увеличение диаметра частиц  $Ti_3Ni_4$  в 2,7 раза.

После горячей деформации в сплаве протекает прямое МП в две стадии: R→B2 и R→B19'; последующее старение сопровождается постепенным сближением пиков за счет повышения температуры R→B19' превращения. Интервал  $R_n - A_k$  сужается за счет повышения температур  $R_n$  и небольшого снижения температур  $A_k$ .

Температурная зависимость фазового предела текучести и модуля Юнга имеет выраженный V-образный характер с минимумом в точке  $M_n$ . Наиболее высокое значение  $\sigma_y$  и  $\Delta\sigma = 1100$  МПа определяется после старения при 430 °С при температуре  $M_n$ ; минимальное значение 200 МПа – в исходном деформированном состоянии. Полученные значения  $\Delta\sigma$  в 1,5–2 раза превышают уровень значений рекристаллизованного никелида титана и являются рекордными для СПФ. Повышение температуры старения сопровождается увеличением модуля Юнга при температурах выше  $M_n$ , при одновременном повышении пластичности за счет развития процессов разупрочнения. Старение при температуре 430 °С позволяет обеспечить оптимальное сочетание ресурса обратимой деформации  $\Delta\sigma$ , модуля Юнга E и пластичности  $\delta_T$  при температуре эксплуатации материала 37 °С, что позволяет рекомендовать этот режим для изготовления имплантов.

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

**ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ БОРОМ НА ПРОЯВЛЕНИЕ ТЕРМОУПРУГИХ  
МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МНОГОКОМПОНЕНТНОМ СПЛАВЕ**

**$\text{Co}_{35}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_5$**

**Астапов Д., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Астафурова Е.Г.**

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, Томск  
denis.0612@mail.ru*

Методами дифракции обратнорассеянных электронов (ДОРЭ), рентгеноструктурного анализа (РСА) и измерения электросопротивления  $\rho$  в интервале температур 77 – 575 К были изучены микроструктура, фазовый состав и температуры термоупругого  $\gamma$ - $\varepsilon$ - $\gamma$  мартенситного превращения (МП) в сплавах  $\text{Co}_{35}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_5$  и  $\text{Co}_{35}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{19,5}\text{Ni}_5\text{B}_{0,5}$ . Образцы сплавов были получены дуговой плавкой и гомогенизированы при  $T = 1473$  К (48 ч) с закалкой в воду комнатной температуры.

Для обоих сплавов на зависимостях  $\rho(T)$  наблюдается замкнутая петля гистерезиса, анализ зависимостей позволил определить характерные температуры МП: при легировании бором температуры прямого превращения  $M_s$  и  $M_f$  увеличиваются (соответственно 243 К и 152 К для базового сплава и 261 К и 248 К для сплава  $\text{Co}_{35}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{19,5}\text{Ni}_5\text{B}_{0,5}$ ), при этом температуры обратного перехода  $A_s$  и  $A_f$  уменьшаются (соответственно 426 К и 441 К для  $\text{Co}_{35}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_5$  и 375 К и 386 К для сплава с бором). Термический гистерезис  $\Delta T_h = A_f - M_s = 137$  К для сплава  $\text{Co}_{35}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{19,5}\text{Ni}_5\text{B}_{0,5}$  оказывается уже, чем для сплава  $\text{Co}_{35}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_5$  ( $\Delta T_h = A_f - M_s = 198$  К). Анализ зависимостей  $\rho(T)$  показал, что прямое  $\gamma$ - $\varepsilon$  МП в сплаве, легированном бором, характеризуется малым температурным интервалом  $\Delta M = M_s - M_f = 13$  К, но большим интервалом обратного перехода  $\Delta A = A_f - A_s = 23$  К. В сплаве  $\text{Co}_{35}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_5$  эти величины составляют  $\Delta M = 98$  К и  $\Delta A = 15$  К.

С помощью методов ДОРЭ и РСА установлено, что оба сплава при комнатной температуре находятся преимущественно в аустенитном состоянии и имеют разориентированную крупнозернистую структуру. Средний размер зерна  $\langle d \rangle$  в сплаве  $\text{Co}_{35}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_5$  составляет  $330 \pm 165$  мкм, а легирование бором неэквивалентного сплава препятствует росту зерна в процессе кристаллизации и отжига и способствует уменьшению  $\langle d \rangle$  до  $260 \pm 125$  мкм. Бориды в сплаве  $\text{Co}_{35}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{19,5}\text{Ni}_5\text{B}_{0,5}$  обнаружены не были. Независимо от состава сплава, в крупных аустенитных зернах выявляются пластины  $\varepsilon$ -фазы. Показано, что легирование бором изменяет морфологию мартенсита: у сплава  $\text{Co}_{35}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_5$  формируются неискаженные пластины  $\varepsilon$ -фазы, а в сплаве, легированном бором, пластины изогнуты и более дисперсные. Большинство зерен в образцах сплавов  $\text{Co}_{35}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_5$  и  $\text{Co}_{35}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{19,5}\text{Ni}_5\text{B}_{0,5}$  не содержали мартенситные пакеты.

Таким образом, легирование бором сплава  $\text{Co}_{35}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_5$  приводит к сужению интервала проявления мартенситного перехода и вызывает изменение морфологии мартенсита.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-19-00197 <https://rscf.ru/project/25-19-00197/>*

**ВЛИЯНИЕ МЕХАНОЦИКЛИРОВАНИЯ НА B2 ↔ B19' МАРТЕНСИТНОЕ  
ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВЕ Ti<sub>40.7</sub>Hf<sub>9.5</sub>Ni<sub>39.8</sub>Cu<sub>10</sub>**

**Трофимова М.Е.<sup>1</sup>, Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Беляев С.П.<sup>1</sup>, Базлов А.И.<sup>1,2</sup>**

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

<sup>2</sup>Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, Россия,  
Москва

*trofimovame852@gmail.com*

Целью работы явилось исследование влияния механоциклирования в режиме сверхупругости на температуры и стадийность B2 ↔ B19' мартенситного перехода в тонких лентах сплава Ti<sub>40.7</sub>Hf<sub>9.5</sub>Ni<sub>39.8</sub>Cu<sub>10</sub>. Ленты были получены методом быстрой закалки из расплава и в исходном состоянии их структура была аморфной. Образцы длиной 40 мм, шириной 1 мм и толщиной 20 мкм выдерживали при 485 °С 20 минут чтобы перевести аморфную структуру в кристаллическую. После кристаллизации средний размер зерен составлял 400 нм. При охлаждении и нагревании сплав испытывал термоупругое мартенситное превращение B2 ↔ B19' при температурах M<sub>н</sub> = -56 °С, M<sub>к</sub> = -62 °С, A<sub>н</sub> = -6 °С, A<sub>к</sub> = 9 °С. Образцы подвергали 1 – 10 механоциклам (нагрузка - разгрузка) до 2, 3, 4 и 6 % при температуре 40 °С в режиме растяжения. При нагрузке – разгрузке сплав демонстрировал совершенную псевдоупругость вне зависимости от величины деформации. После механоциклов, образцы вынимали из захватов испытательной машины, вырезали рабочую часть длиной 20 мм, которую подвергали одному циклу охлаждения – нагревание в интервале от 40 до -100 °С в дифференциальном сканирующем калориметре. Пики на калориметрических кривых интегрировали, чтобы получить зависимость доли мартенсита от температуры при охлаждении и нагревании. Исследовали влияние количества циклов и деформации, до которой растягивали образцы, на температуры и стадийность мартенситных переходов.

Полученные результаты показали, что даже один цикл в режиме сверхупругости влияет на температуры прямого перехода. Если деформация в цикле была менее 6 %, то при нагрузке лишь часть объема сплава переходила в мартенсит, и соответственно испытывала обратное превращение при разгрузке. После этого при охлаждении без нагрузки наблюдали расщепление калориметрического пика: помимо основного пика появлялся пик при более высоких температурах. Чем выше была деформация в цикле, тем больше была интенсивность данного пика. Если деформация в цикле составляла 6 %, то весь сплав переходил в мартенситное состояние при нагрузке и превращался обратно в аустенит при разгрузке. В этом случае при охлаждении наблюдали только пик при высоких температурах. На основании этого сделали заключение, что наведение мартенсита под нагрузкой увеличивает температуры прямого перехода при последующем охлаждении. Увеличение количества циклов увеличивало температуры высокотемпературного пика. Установлено, что механоциклирование в режиме сверхупругости не влияет на температуры обратного перехода, которые не зависят ни от максимальной деформации в цикле, ни от количества циклов.

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

## ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНАЯ ОБРАБОТКА НАНОСТРУКТУРНОГО СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Столяров В.В.

*Институт машиноведения РАН, Россия, Москва*

*vlstol@mail.ru*

Холодная пластическая деформация, особенно интенсивная, приводит к упрочнению, снижению деформационной способности материала. Этот факт относится к любым материалам, включая наноструктурные (НС) сплавы, полученным деформационными методами. Традиционным способом восстановления пластичности служит отжиг в печи. Одним из недостатков термического отжига является большая длительность выдержки. Альтернативой отжигу в печи является пропускание импульсного тока, часто применяемое для традиционных материалов и называемое электроимпульсной обработкой (ЭИО) [1, 2]. Для термически нестабильных НС материалов, полученных интенсивной пластической деформацией (ИПД), выбор условий ЭИО является важным для сохранения минимального размера зерен и высокой прочности. В [3] впервые получена наноструктура методом электропластической прокатки (ЭПП), в котором прокатка осуществлялась в сопровождении электрического тока. В данной работе исследуется возможность применения ЭИО для НС сплава TiNi с памятью формы, полученного интенсивной ЭПП.

Исследовано влияние режимов ЭИО на структуру, микротвердость и механические свойства при растяжении НС сплава с памятью формы Ti<sub>49.3</sub>Ni<sub>50.7</sub>, полученного ЭПП. Определены оптимальные плотность тока и время воздействия, при которых размер зерен в микроструктуре сплава сохраняется в нанометрической области, прочностные характеристики не уменьшаются, а относительное удлинение до разрушения возрастает. Показана возможность замены длительного печного отжига кратковременной электроимпульсной обработкой.

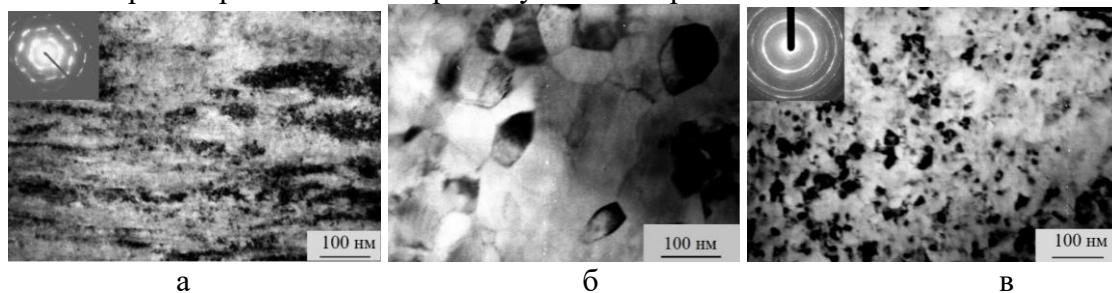


Рисунок 1 – Микроструктура НС сплава: а -до ЭИО; б- после ЭИО; в – после отжига

1. Lu B., Tang K., Wu M., Yang Y., Yang G. Mechanism of electropulsing treatment technology for flow stress of metal material: A Review // *Alloys*. 2024. 3. P. 96.
2. Баранов Ю.В. и др. Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы. М.: МГИУ, 2001. 844 с.
3. Столяров В.В., Угурчиев У.Х., Трубицына И.Б. и др. Интенсивная электропластическая деформация сплава TiNi // *Физика и техника высоких давлений*. 2006. № 4. 16. С. 48.

**ВОЗБУЖДЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ КОЛЕБАНИЙ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ  $Ti_2NiCu$  С ПОМОЩЬЮ СВЕТОВОГО ИМПУЛЬСА**

Русаков Е.Д.<sup>1</sup>, Коледов В.В.<sup>2</sup>, Романов С.Р.<sup>2</sup>, Карцев А.И.<sup>1</sup>, Прокунин А.В.<sup>2</sup>,  
Шеляков А.В.<sup>3</sup>, Бородако К.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Российский университет дружбы народов (РУДН), Россия, Москва.

<sup>2</sup>ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН, Россия, Москва.

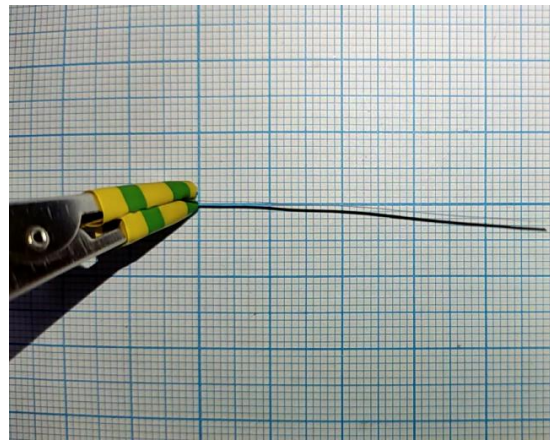
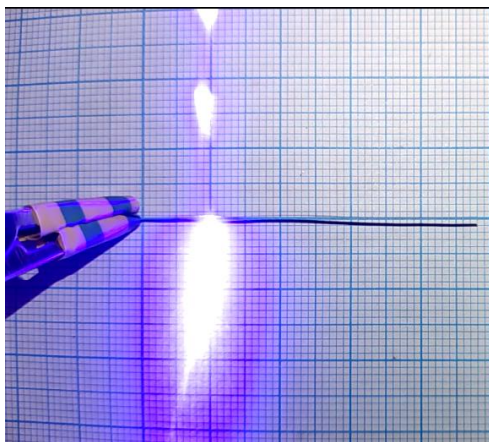
<sup>3</sup>НИЯУ МИФИ, Россия, Москва.

*rusakov-edm@yandex.ru*

Сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ) с успехом применяются в различных отраслях техники и медицины для осуществления механических воздействий. Однако, принято считать, что актюаторы с ЭПФ отличаются низким КПД и малым быстродействием. В настоящей работе ставится задача разработать способ получения при помощи актюатора с ЭПФ механических колебаний с высокой частотой.

В работе использован микроактюатор из аморфно-кристаллического композита на основе быстрозакалённой ленты с ЭПФ из сплава  $Ti_2NiCu$  [1]. Микроактюатор использован в схеме, источником световых импульсов в котором являлось лазерное устройство. Полученные результаты сравниваются с существующими данными, на основе чего происходит анализ эффективности КПД.

Ниже приведён результат возбуждения колебаний световым импульсом в момент начала его воздействия и при достижении максимальной амплитуды колебания.



Рисунки 1, 2 - Возбуждение световым импульсом собственных колебаний аморфно-кристаллической ленты  $Ti_2NiCu$ .

Литература:

1. A.V. Shelyakov, N.N. Sitnikov, A.P. Menushenkov, A.A. Korneev, R.N. Rizakhanov, N.A. Sokolova. Fabrication and characterization of amorphous-crystalline  $TiNiCu$  melt-spun ribbons. *Journal of Alloys and Compounds*, 577 (Supplement 1), S251-S254. 15 November, 2013. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.02.146>

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН.*

**ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА  
ЭФФЕКТЫ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ И ПАМЯТИ ФОРМЫ ДВОЙНОГО  
СПЛАВА  $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$  (ат.%)**

**Гусаренко А.А.<sup>1</sup>, Заводов И.Д.<sup>2</sup>, Лотков А.И.<sup>1</sup>**

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

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

Сплавы на основе TiNi демонстрируют уникальные функциональные свойства: эффекты сверхэластичности (СЭ) и памяти формы (ЭПФ). Благодаря сочетанию функциональных свойств с достаточно высокой прочностью, коррозионной стойкостью и биосовместимостью, они широко применяются в медицине и технике. Однако для использования в миниатюрных силовых и исполнительных устройствах требуется повышение прочностных характеристики сплавов на основе TiNi. При этом сплавы должны обладать приемлемой пластичностью и сохранять свои функциональные свойства. Измельчение среднего размера зёрен-субзёрен методами интенсивной пластической деформации (ИПД) является одним из эффективных методов повышения физико-механических свойств металлических материалов, в том числе и двойных сплавов на основе TiNi.

Целью данной работы: изучить влияние abc прессования при 573 К на неупругие свойства (эффекты сверхэластичности и памяти формы) образцов сплава  $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$  (ат. %).

Деформирование образцов сплава проводили при 573 К методом abc прессования. Данный метод заключается в последовательном сжатии образцов в трёх взаимно перпендикулярных направлениях. Исходные образцы сплава имели форму куба (с размерами 20x20x20 мм<sup>3</sup>) и были получены путём одного цикла abc прессования цилиндрических заготовок при 1073 К. Аbc прессование исходных образцов проводили на гидравлическом прессе ДГ 2432А (600 т) следующим образом. Образцы помещали в пресс-форму (предварительно нагретую вместе с печью до 573 К), выдерживали в печи при 573 К в течение 10 минут, затем пресс-форму с образцом помещали на гидравлический пресс и проводили их сжатие. Понижение температуры образцов не превышало 10 К. Образцам были заданы следующие истинные деформации  $\epsilon$ : 1,84, 3,60, 5,40, 7,43. Исследования накопления и возврата неупругой деформации проводили при кручении образцов в изотермических (295 К) циклах «нагружение-разгрузка» с последующим нагревом разгруженных образцов.

Установлено, что после abc прессования при 573 К, образцы сплава  $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$  сохраняют свои неупругие свойства. Показано, что после abc прессования (независимо от  $\epsilon$ ), образцам можно задать суммарную неупругую деформацию ( $\gamma_{снд}$ ) до 9 %, которая полностью вернётся в виде эффектов памяти формы (~7%) и сверхэластичности (~ 2%). При этом величина заданной образцам пластической деформации ( $\gamma_{пл}$ ) не превышает 0,1%. Обнаружено, что максимальные значения  $\gamma_{снд}$  достигают 16-18%, что превышает кристаллографический ресурс мартенситной деформации (КРМД) в двойных сплавах на основе TiNi. Установлено, что эти величины  $\gamma_{снд}$  достигаются в условиях задания образцам пластической деформации  $\gamma_{пл}$  ~ 16-22%. Превышение КРМД в образцах сплава может быть связано с активным образованием обратимых двойников в процессе пластической деформации.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW – 2021 – 0004.*

## ИССЛЕДОВАНИЕ МАГНИТНЫХ И МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ $\text{Fe}_2\text{ZnTi}$ И $\text{Fe}_2\text{NiRh}$

Гарипов Р.Р., Кириллов Д.Е., Матюнина М.В., Соколовский В.В.

Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия

ravil.garipov2209@gmail.com

Открытый в 1997 году гигантский магнитокалорический эффект (МКЭ) дал толчок для активного развития магнитокалорических технологий. Особый интерес представляют сплавы Гейслера — класс интерметаллических соединений, демонстрирующих разнообразие функциональных характеристик. Наиболее перспективными являются сплавы Гейслера  $\text{X}_2\text{YZ}$  на основе переходных металлов и элементов III–V групп. Однако из-за  $p$ - $d$  гибридизации эти сплавы являются достаточно хрупкими, что ограничивает их применение, несмотря на высокий магнитокалорический эффект [1].

В работе проведены первопринципные вычисления магнитных свойств прямой (№ 225) и инверсной (№216) кристаллических решеток сплавов  $\text{Fe}_2\text{ZnTi}$  и  $\text{Fe}_2\text{NiRh}$  в рамках теории функционала плотности, реализованной в программном пакете VASP [2]. Исследования выполнены с использованием обменно-корреляционного потенциала в рамках приближения обобщенного градиента с использованием подхода суперъячеек, состоящих из 16 атомов.

Результаты геометрической оптимизации показали, что энергетически выгодной является прямая решетка для двух сплавов. Расчет энергии систем в зависимости от степени тетрагонального искажения с сохранением объема показал, что в сплаве  $\text{Fe}_2\text{NiRh}$  наблюдаются два минимума, представленные на рисунке 1. Более выгодной является тетрагональная структура с меньшим значением магнитного момента.

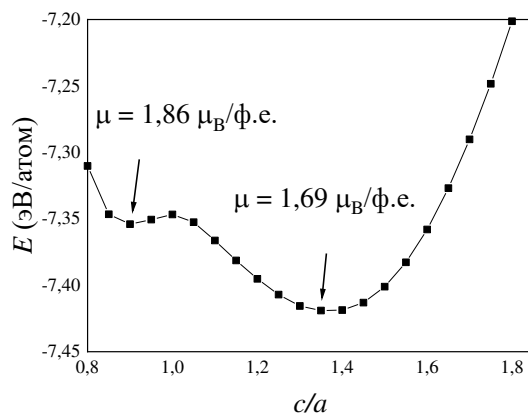


Рисунок 1 – Зависимость энергии от степени тетрагонального искажения прямой решётки для  $\text{Fe}_2\text{NiRh}$

Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда № 25-12-20024, <https://rscf.ru/project/25-12-20024/>.

[1] V.V. Sokolovskiy, et. al. Phys. Md. Metallogr. **125** (2024) 1867–1874.

[2] G. Kresse, J. Furthmüller. Phys. Rev. B. **54** (1996) 11169–11186.

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ СПЛАВОВ С ТУФП ДЛЯ САМОПОЗИЦИОНИРОВАНИЯ СОПРЯГАЕМЫХ ДЕТАЛЕЙ

Балаев Э.Ю.О.

ФГБОУ ВО «КубГТУ», Россия, Краснодар

*balaev1122@mail.ru*

На сегодняшний день известно использование эффекта памяти формы сплавов с термоупругими фазовыми превращениями (ТУФП) для обеспечения фиксирования деталей друг относительно друга, а также как элементы силовых механизмов, обеспечивающих исполнение требуемого движения. Однако возникающие усилия от возвратных напряжений при фазовом переходе из мартенситного в аустенитное состояние данных сплавов, имеют достаточную величину, обеспечивающую ориентирование деталей друг относительно друга за счет самопозиционирования. Точность позиционирования сопрягаемых изделий в узлах позволяет повысить характеристики механизма в том числе точность выполняемых действий исполнительных элементов, а также надежность, работоспособность, инерционность и уменьшение величины люфтов.

Автором проводился эксперимент [1] по определению точности позиционирования на примере штыревого элемента и стакана, который был изготовлен из сплава с ТУФП со специальным посадочным местом под штыревой элемент (рис. 1). При этом для возможности самопозиционирования выполнены ряд конструктивных особенностей:

- уход от резких переходов к более плавным;
- замена фасок и внешних углов на скругления или кривые с переменным радиусом;
- замена внутренних углов на галтели или на кривые с переменным радиусом;
- чистота поверхности и отсутствие заусенцев.

После нагрева стакана до температуры, превышающей температуру конца обратного мартенситного превращения, штыревой элемент, занимает требуемое положение в посадочном месте отверстия стакана. При измерении угловое отклонение осей было в диапазоне  $0,03-0,1^\circ$ , а максимальное значение несносности составило  $0,04$  мм, что соответствует высокой точности позиционирования.

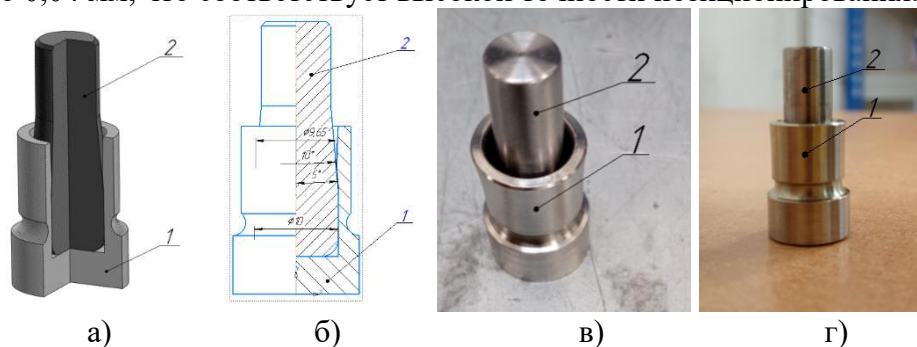


Рисунок 1 – Штыревой элемент 2, установленный в посадочном месте стакана 1:

а – 3D модель; б – сборочный чертеж; в – после впрессовывания штыревого элемента в посадочное место стакана перед нагревом; г – после нагрева

1. Балаев Э.Ю. Самопозиционирование и самофиксирование деталей из сплавов с эффектом памяти формы при монтаже сборочных узлов. *Advanced Engineering Research*. 2024;24(3): 238-245.

**ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И  
ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В СПЛАВАХ NiFeGa(Co, V)**

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

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск,  
Россия  
kurl.irina@yandex.ru*

Поликристаллы сплавов Гейслера NiFeGa(Co) являются перспективными эластокалорическими материалами. Сплавы NiFeGaCo, легированные Co, представляют особый интерес для изучения благодаря возможности наблюдения не только эластокалорического, но и магнетокалорического эффекта. Поэтому целью данной работы является исследование влияния Co на параметры мартенситных превращений (МП) и эластокалорический эффект (ЭКЭ) в сплавах NiFeGa(Co)V.

Поликристаллические заготовки исследуемых сплавов (Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub>)<sub>99,7</sub>V<sub>0,3</sub> и (Ni<sub>51</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>4</sub>)<sub>99,7</sub>V<sub>0,3</sub> (ат. %) получены методом дуговой плавки. Вдоль направления кристаллизации формируются длинные столбчатые зерна, имеющие преимущественную [001]<sub>A</sub>-ориентацию. В сплаве после плавки вне зависимости от наличия Co формируется двухфазная структура: высокотемпературная фаза, имеющая B2/L2<sub>1</sub>-структуру, и прослойка пластичной  $\gamma$ -фазы по границам зерен.

Исследования ЭКЭ показали, что в обоих сплавах максимальные значения величины адиабатического охлаждения  $\Delta T_{ad}$  близки: (9,3±0,5) К для (Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub>)<sub>99,7</sub>V<sub>0,3</sub> и (9,4±0,5) К для (Ni<sub>51</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>4</sub>)<sub>99,7</sub>V<sub>0,3</sub>. Впервые показано, что экспериментальные  $\Delta T_{ad}$  в исследуемых поликристаллах независимо от содержания Co достигают значений близких к наблюдаемым на [001]<sub>A</sub>-монокристаллах сплавов аналогичного состава (9–11 К). Высокие значения ЭКЭ достигаются в результате снижения несовместности деформации превращения между соседними зернами благодаря выделению пластичной  $\gamma$ -фазы и преимущественной высокопрочной [001]<sub>A</sub>-ориентации зерен, а также упрочнения границ зерен за счет микролегирования бором. Однако для сплава (Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub>)<sub>99,7</sub>V<sub>0,3</sub> кривые сверхэластичности при проявлении ЭКЭ в циклах нагрузка/разгрузка сопровождаются необратимой деформацией до 0,5 % в отличие от сплава (Ni<sub>51</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>4</sub>)<sub>99,7</sub>V<sub>0,3</sub>.

Таким образом, введение Co оказывает положительное влияние на свойства сплава. Во-первых, оно способствует снижению температур прямого и обратного МП ближе к комнатным ( $M_s$  снижается на 20 К). Это связано с уменьшением электронной концентрации  $e/a$  при легировании сплава Co. Во-вторых, за счёт большего содержания  $\gamma$ -фазы по границам зерен в сплаве (Ni<sub>51</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>4</sub>)<sub>99,7</sub>V<sub>0,3</sub> по сравнению с (Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub>)<sub>99,7</sub>V<sub>0,3</sub> при исследовании ЭКЭ необратимая деформация не наблюдается за счёт релаксации внутренних напряжений путём упругой и пластической деформации  $\gamma$ -фазы.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00150, <https://rscf.ru/project/23-19-00150/>.*

**ЗАДАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВАМ С ЭПФ  
МЕТОДАМИ PVD**

**Багрец Д.А., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл.**

*ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», Беларусь, Витебск  
bagurets@gmail.com*

Сверхупругое поведение сплавов с эффектом памяти формы (ЭПФ) на основе TiNi обеспечивает исключительную их биофункциональность, что находит подтверждение в различных областях медицины: стоматологии, ортопедии, челюстно-лицевой, сердечно-сосудистой, нейрохирургии и др. Вступая в реакцию с физиологической средой, металлические имплантаты подвергаются коррозии, что приводит к высвобождению ионов металлов. Для сплавов TiNi это является серьезным сдерживающим фактором, поскольку данный материал содержит никель, потенциально токсичный и аллергенный металл [1]. Для снижения либо полного предотвращения диффузии металлических ионов в биосреду применяют различные технологии модификации поверхности медицинских материалов, среди которых наибольшее распространение получили методы физического осаждения покрытий из паровой фазы (PVD).

PVD и, в частности, вакуумно-дуговое осаждение, относят к высокоэнергетическим процессам: как правило, они сопровождаются значительным температурным воздействием на материал основы (> 300 °C). Поскольку параметры ЭПФ, определяющие функциональные свойства сплавов TiNi, являются термочувствительными, такое воздействие, естественно, приводит к изменению структурно-фазового состояния материала в процессе осаждения, что открывает перспективы для управления параметрами мартенситных превращений и, как следствие, функциональными свойствами изделий, изготавливаемых из этих сплавов.

Авторами данной работы предложен механизм задания формы в сплавах TiNi при вакуумно-дуговом осаждении, заключающийся в преобразовании энергии осаждаемого ионного потока в тепловую энергию и разогреве подложки до температур, достаточных для закрепления наведенной деформации. Этот механизм лег в основу способа изготовления изделий медицинского назначения из материала с ЭПФ на основе никелида титана, включающий операции задания формы изделию и нанесения на его поверхность биоинертного TiN-покрытия в едином технологическом цикле [2]. Наряду с заданием формы температурный эффект PVD может быть использован и для задания сплавам TiNi требуемых функциональных характеристик. На основе полученных зависимостей изменения параметров мартенситных превращений и упруго-силовых характеристик от режимов осаждения TiN-покрытия показана принципиальная возможность задания оптимального с точки зрения медицинского применения комплекса функциональных свойств изделиям из TiNi. Полученные результаты могут найти применение в технологических процессах изготовления изделий медицинского назначения: стентов, имплантатов и т.п.

1. Nickel: Human Health and Environmental Toxicology / G. Genchi [et al.] // Int. J. Environ. Res. Public Health. – 2020. – Vol.17. – 679.

2. Пат. № 19507 Рэсп. Беларусь // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. – 2015. – №5. – С.43.

## ГИСТЕРЕЗИС РЕАКТИВНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Гусева А.В.<sup>1</sup>, Плотников В.А.<sup>1</sup>, Грязнов А.С.<sup>2</sup>

*Алтайский государственный университет, Россия, Барнаул*

*Алтайский государственный медицинский университет, Россия, Барнаул*  
*schannavac@mail.ru*

В работе исследованы гистерезисные эффекты реактивных напряжений при жесткой фиксации образца на примере сплава  $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$  и  $Ti_{50}Ni_{49,9}Mo_{0,1}$ .

На основании проведенных термомеханических циклов были получены зависимости реактивных напряжений от температуры для сплавов и построены петли гистерезиса, отражающие изменения реактивных напряжений в зависимости от температуры в каждом цикле. Рисунок 1 иллюстрирует изменение формы петель гистерезиса реактивных напряжений исследуемых сплавов при фиксированном внешнем напряжении 67 МПа.

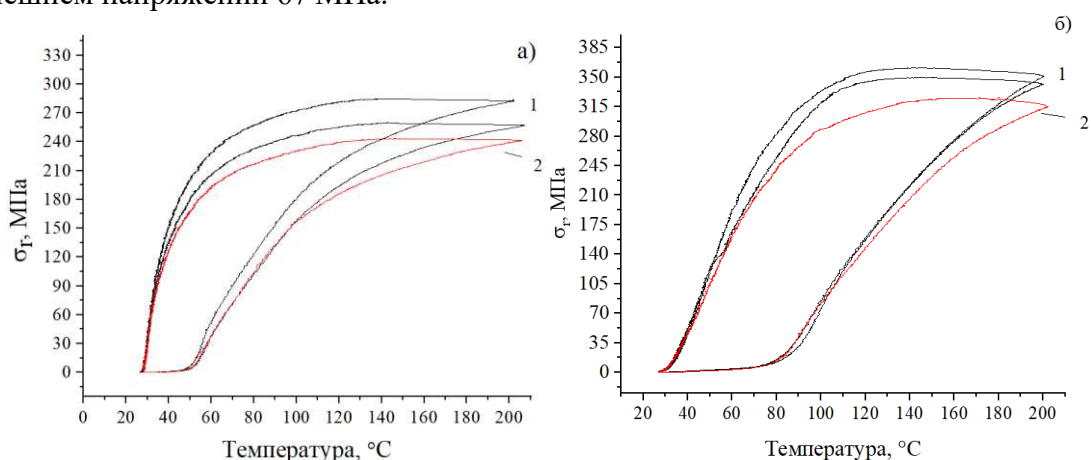


Рисунок 1 – Петли гистерезиса реактивных напряжений при циклировании при внешнем напряжении 67 МПа; 1 – первый и второй циклы; 2 – последний цикл  
а)  $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$  б)  $Ti_{50}Ni_{49,9}Mo_{0,1}$

Как видно из рисунка 1, поведение петель гистерезиса реактивных напряжений при термоциклировании существенно различается для обоих сплавов. У сплава  $Ti_{50}Ni_{49,9}Mo_{0,1}$  петля гистерезиса более широкая, с выраженным сдвигом температур превращений под действием высоких напряжений. Это свидетельствует о более выраженном влиянии термомеханической нагрузки на эволюцию фазового состояния материала. В то время как  $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$  демонстрирует более узкую петлю гистерезиса, сохраняющую форму при повторных циклах, что говорит о высокой стабильности фазовых превращений при данной нагрузке.

Установлено, что при жесткой фиксации вся энергия системы преобразуется в реактивные напряжения. Вычислены площади петель гистерезиса, что позволило оценить энергетические потери в системе. Наблюдаемые гистерезисные эффекты подчёркивают важность учёта диссипации энергии, связанной с фазовыми переходами, при анализе механического поведения таких сплавов.

**ОСОБЕННОСТИ СИНТЕЗА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В  
МАТРИЧНЫХ НАНОКОМПОЗИТАХ ОДНОРОДНОГО СОСТАВА ИЗ  
НАНОЧАСТИЦ «Ti-ЯДРО@Ni-ОБОЛОЧКА»**

**Иордан В.И., Шмаков И.А.**

*ФГБОУ ВО «Алтайский государственный университет», Россия, Барнаул  
jordan@phys.asu.ru*

Сплавы на основе никелида титана (TiNi), получаемые различными методами, в т.ч. методом «самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС)», используются в области медицины (создание костных и сердечно-сосудистых имплантатов, биосовместимых с жидкостями и тканями живых организмов), для создания, например, втулок, бесшовных трубных заготовок и наноструктурированных композитных материалов. Используя для моделирования СВС программный пакет LAMMPS и для визуализации результатов пакет OVITO, проводились вычислительные эксперименты СВ-синтеза интерметаллидов в матричных нанокompозитах однородного состава с простой кубической упаковкой в них сферических наночастиц с композитной структурой «Ti-ядро@Ni-оболочка» (Ti@Ni). Отношение числа атомов Ni к числу атомов Ti в наночастицах равно 12:1, начальная температура прогрева равна 800 К, а температура зажигания СВС равна 1400 К. Сферическая форма контактирующих между собой наночастиц в процессе СВС изменила свою форму (рис. 1).

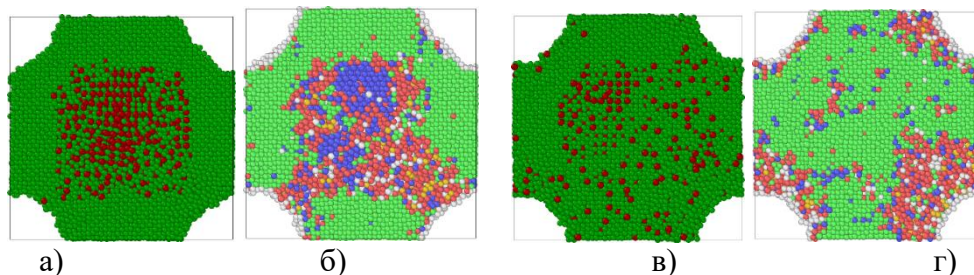


Рисунок 1 – Распределения атомов – (а) и (в): Ti – красный, Ni – зеленый; распределения атомов по принадлежности к типам структур – (б) и (г): ГПУ – красный, ГЦК – зеленый, ОЦК – синий, «икосаэдр» – желтый, «нераспознанный тип» – белый.

В ядре наночастиц рост размеров нанозерен TiNi (ОЦК-зерна синего цвета на рис. 1-б) происходил с ростом температуры до значения 1580 К (до точки плавления TiNi) и по времени до 1,5 нс. На рис. 1-а в ядре ОЦК-решетка атомов соответствует TiNi-зерну. Одновременно в ядре (вблизи границы раздела «ядро-оболочка») зарождались нанозерна фазы TiNi<sub>3</sub> (ГПУ-зерна красного цвета), диктуемой стехиометрией компонентов (12:1). С учетом температуры плавления 1580 К в интервале от 1,5 до 4 нс происходил распад TiNi, при этом температура понижалась до 1555 К и к моменту времени 10,7 нс стабилизировалась на уровне 1560-1565 К. Как видно из рис. 1-г, к моменту 10,7 нс остались лишь включения нанокластеров TiNi и TiNi<sub>3</sub>-нанозерна на периферии наночастицы. Однако в ядре уже доминируют ГЦК-структуры (рис. 1-г), не представляющие собой ГЦК-фазу Ni (рис. 1-в), а являются результатом структурного фазового перехода фазы TiNi<sub>3</sub> (переход ГПУ→ГЦК).

## ПОЛУЧЕНИЕ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НИКЕЛИДА ТИТАНА

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>,  
Романцев Б.А.<sup>1,2</sup>, Скрипаленко М.М.<sup>1,2</sup>, Юсупов В.С.<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup> Университет науки и технологий МИСИС, Россия, Москва  
vandreev@imet.ac.ru

Трубные заготовки из сплавов с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана получили широкое практическое применение в различных областях промышленности и в медицине. При этом на сегодняшний день в России задача получения бесшовных труб из никелида титана остается нерешённой. В данной работе представлены результаты исследования возможности получения труб из СПФ Ti-Ni эквиаомного и заэквиаомного по никелю составов по новой технологической схеме. Гильзы из никелида титана для проведения раскатки были получены на высокоточном оборудовании методом электроэрозионной резки. Вырезка гильз осуществлялись в одном технологическом цикле, что позволило сократить время изготовления гильз при высокой точности геометрических размеров. Опытную винтовую прокатку гильз с внешним диаметром 40 мм и толщиной стенки 10 мм проводили на трехвалковом стане винтовой прокатки СВП 70. В результате проведения прокатки были получены бездефектные трубные заготовки с минимальным внешним диаметром 27,5 мм и толщиной стенки 4 мм из заэквиаомного по никелю сплава и диаметром 25,5 и толщиной стенки 3,3 из эквиаомного сплава. Далее были всесторонне исследованы и проанализированы сформированное структурно-фазовое состояние и свойства полученной заготовки на различных стадиях винтовой раскатки. Анализ структуры и фазового состава образцов, а также характеристических температур прямого и обратного мартенситных превращений показали, что винтовая раскатка при высоких температурах не сопровождается значительным изменением структурного состояния и характеристических температур мартенситных превращений для двух исследуемых сплавов. Последеформационный отжиг образцов заэквиаомного по никелю СПФ Ti-Ni после раскатки приводит к росту внутренних напряжений, за счет выделения частиц фазы  $Ti_3Ni_4$  и образованию некоторого количества R-фазы, что видно исходя из увеличения ширины рентгеновских линий у всех исследуемых образцов. К наиболее перспективным режимам раскатки трубной заготовки СПФ Ti-Ni эквиаомного и заэквиаомного по никелю составов, следует отнести проведение умеренной деформации с относительным обжатием за проход 10-30% при температурах деформации 850-1000 °С. Повышение температуры деформации до 1000 °С значительно снижает нагрузку на оборудование, а также минимизирует риск разрушения заготовки в процессе раскатки из-за ее захолаживания. В целом в результате выполнения данной работы удалось достигнуть значимого результата – получить качественные трубные заготовки из никелида титана с памятью формы со стабильным уровнем свойств.

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

**ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛЕЙ ПРИ РАДИАЛЬНОМ СЖАТИИ  
ПОРИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ**

**Клопотов А.А.<sup>1</sup>, Марченко Е.С.<sup>2</sup>, Устинов А.М.<sup>1</sup>, Гарин А.С.<sup>2</sup>,  
Байгонакова Г.А.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия,  
Томск <sup>1</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет,  
Россия, Томск  
stik-020@mail.ru. Россия.

Пористые сплавы на основе TiNi сплава, обладающие эффектами памяти формы (ЭПФ) активно используются в качестве имплантатов в медицине. Пористая структура снижает общую жёсткость и увеличивает концентрацию локальных деформаций. Все это приводит к особенностям при деформации пористых сплавов на основе TiNi с ЭПФ. Во-первых, обратимая деформация памяти формы уменьшается из-за локальных пластических деформаций в стенках пор. Во-вторых, наблюдается увеличение диссипация энергии при циклической деформации. В-третьих, пористость способствует развитию микротрещин, влияющих на долговечность. Пористые сплавы основе TiNi относятся к материалам с межпоровыми стенками, состоящими из двух фаз: аустенитной с B2 структурой и мартенситной со структурой B19', обладающих разными модулями упругости и пределами прочности. При деформационном воздействии на такого класс материала проявляется сложная упруго-пластическая реакция, дополнительно осложнённая стохастическим распределением мартенситной и аустенитной фаз по объёму и протекающим не одновременно мартенситными превращениями B2→B19'.

Цель данной работы исследовать особенности эволюции деформационных полей в пористом сплаве на основе никелида при деформации методом «бразильского теста» с использованием корреляции цифровых изображений.

Пористый сплав никелида титана получали методом СВС. Испытание образцов размерами  $2R=37.8$  мм,  $h = 10$  мм ( $R$  и  $h$  – радиус и толщина диска соответственно) на диаметрально сжатие проводили на испытательной машине Instron-3386 фиксацией диаграмм нагружения «нагрузка – перемещение» по рабочим полям при помощи виртуальных экстензометров. Картины эволюций распределений деформационных полей на поверхности образцов определяли с использованием оптической системы Vic-3D.

Деформация методом «бразильского теста» круглых дисков приводит к сложному распределению деформационных полей: в областях контактов диска с жёстким штампом концентрируются сжимающие напряжения; растягивающие напряжения образуются в осевой плоскости диска, которые и вызывает разрушение. Использование формул из стандарта ASTM D3967–95a позволило вычислить радиальное ( $\sigma_r$ ) и тангенциальное ( $\sigma_\theta$ ) напряжения в центре диска перед разрушением:  $\sigma_r=17.6$  МПа,  $\sigma_\theta=52.9$  МПа. Установлено, что предел прочности при деформации сжатием пористых из TiNi образцов в форме прямоугольных параллелепипедов ( $33\times 20\times 5$ ) мм зависят от расположения оси деформации относительно длины ребер:  $\sigma_B=55$  МПа ось деформации вдоль высоты образца 33 мм:  $\sigma_B=72$  МПа – ось деформации вдоль ширины 20 мм.

*Работа выполнена в рамках проекта Госзадания Минобрнауки России проект № № FSWM-2025-0009.*

## ДИНАМИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ БОКОВОГО РОСТА КРИСТАЛЛОВ МАРТЕНСИТА

Кащенко Н.М.<sup>1,2</sup>, Кащенко М.П.<sup>1,3</sup>, Чащина В.Г.<sup>1,3</sup>

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

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

<sup>3</sup>Уральский государственный лесотехнический университет, Россия, Екатеринбург  
nad.kashenko@yandex.ru

Динамическая теория мартенситных превращений (МП) с высокой степенью полноты описывает особенности протекания  $\gamma$ - $\alpha$  МП в сплавах на основе железа, обладающих ярко выраженными признаками фазовых переходов I рода. В сплавах с эффектом памяти формы (СПФ) признаки фазового перехода I рода выражены менее ярко. Для МП в СПФ характерно боковое подрастание кристаллов, тогда как для  $\gamma$ - $\alpha$  МП типично не боковое подрастание, а появление новых кристаллов мартенсита. В данной работе дается краткий обзор публикаций [1 – 4], посвященных описанию бокового роста кристаллов с позиций динамической теории МП. Напомним, что кооперативный механизм управления ростом кристалла обусловлен распространением управляющего волнового процесса (УВП). УВП порождается колебательным процессом в области начального возбужденного состояния (НВС). НВС имеет форму вытянутого прямоугольного параллелепипеда, локализуемого в упругом поле дислокационного центра зарождения (ДЦЗ) в месте, благоприятном для старта МП.

Показано, что боковой рост можно интерпретировать как послойное подрастание кристалла, стартующее в упругом поле дислокационной петли, обрамляющей габитусную плоскость первоначально возникшего кристалла (ДЦЗ\*), причем вектор Бюргерса  $\mathbf{b}^*$  для модифицированного ДЦЗ\* коллинеарен направлению макросдвига.

Различия между процессами бокового роста кристаллов мартенсита диктуются различием величин пороговых и конечных деформаций для МП разного типа.

1. Kashchenko, N. M. Dynamic growth mechanism of martensite crystal faces with {110} habits / N. M. Kashchenko, M. P. Kashchenko, V. G. Chashchina // Letters on Materials. – 2025. – Vol. 15, No. 2(58). – P. 84-90. – DOI 10.48612/letters/2025-2-84-90.
2. Кащенко, Н. М. Динамический механизм бокового роста тонкопластинчатых кристаллов мартенсита в железоникелевых сплавах в условиях внешнего растягивающего напряжения / Н. М. Кащенко, М. П. Кащенко, В. Г. Чащина // Физика металлов и металловедение. – 2025. – Т. 126, № 2. – С. 203-209. – DOI 10.31857/S0015323025020099.
3. Кащенко, Н. М. Динамическая теория формирования граней кристалла при мартенситных превращениях, включая поперечный рост кристаллов / Н. М. Кащенко, М. П. Кащенко, В. Г. Чащина // Актуальные проблемы прочности. – Минск: Информационно-вычислительный центр Минфина Республики Беларусь, 2024. – С. 418-430.
4. Kashchenko, N. M. Dynamic Theory of Surface Martensite Formation, Allowing also a General Scenario of Lateral Growth / N. M. Kashchenko, M. P. Kashchenko // Procedia Structural Integrity. – 2025. – V. 69. – P. 89-96. – DOI 10.1016/j.prostr.2025.07.013.

**ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ВАРИАНТОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ  
ОБРАБОТКИ, ВКЛЮЧАЮЩЕЙ ВОЛОЧЕНИЕ, НА СТРУКТУРУ И  
СВОЙСТВА СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb МЕДИЦИНСКОГО  
НАЗНАЧЕНИЯ**

**Мурадян А.А.<sup>1</sup>, Шереметьев В.А.<sup>1</sup>, Лукашевич К.Е.<sup>1</sup>, Деркач М.А.<sup>1</sup>,  
Андреев В.А.<sup>2</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>1</sup>**

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

<sup>2</sup>*Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН,  
Москва, Россия  
kudryashova@misis.ru*

В настоящее время существует потребность в тонкой проволоке с повышенным комплексом функциональных свойств, обеспечивающими высокую биологическую и биомеханическую совместимость с костной тканью для изготовления изделий медицинского назначения. Волочение – самый эффективный способ получения полуфабрикатов мелкого круглого сечения (проволоки). При значительной деформации происходит упрочнение металла за счет накопления дислокаций (наклепа), что приводит к снижению пластичности и к сложностям при последующей обработке. С целью снижения наклепа применяется промежуточный отжиг. Благодаря холодному волочению с промежуточным отжигом возможно получение требуемого диаметра проволоки, высокого качества поверхности, а также высокой прочности. Теплое/горячее волочение позволяет получить проволоку с более высокой деформацией за один проход, что сокращает общее количество операций и повышает производительность.

Для данного исследования слиток сплава Ti-18Zr-15Nb (в ат. %) был выплавлен методом вакуумно-индукционной плавки, затем была проведена ТМО по различным вариантам:

1. Низкотемпературная ТМО: сочетание холодной ротационнойковки (ХРК) при  $T=25\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $\epsilon=1,5$ ), промежуточного отжига при  $T=600\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение 5 и 120 минут, холодного волочения (ХВ) со степенями деформации ( $\epsilon=0,5/1,1/1,9/3,3$ ) и ПДО при  $T=500-600\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение 5-30 минут в защитной атмосфере аргона с последующим охлаждением в воде.

2. Комбинация горячей ротационнойковки (ГРК) и низкотемпературной ТМО: ГРК при  $T=700\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $\epsilon=1,4$ ) и ХВ ( $\epsilon=0,5/1,1/1,9/3,3$ ) и ПДО при  $T=500-600\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение 5-30 минут в защитной атмосфере аргона с последующим охлаждением в воде.

3. Высокотемпературная ТМО: сочетание ГРК при  $T=700\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $\epsilon=1,4$ ) и теплового волочения при  $T=550\text{ }^{\circ}\text{C}/600\text{ }^{\circ}\text{C}$ / горячего волочения при  $T=700\text{ }^{\circ}\text{C}$  со степенями деформации ( $\epsilon=0,5/1,1/1,9/3,3$ ) и различных режимов ПДО.

Исследование влияния комбинированной термомеханической обработки, включающей холодное/теплое/горячее волочение и последеформационный отжиг в разных сочетаниях позволит получить новые данные о структурообразовании, установить взаимосвязь между обработкой, структурой и свойствами, а также достичь высокого уровня механических и функциональных свойств получаемой проволоки.

**ТОРСИОННЫЙ АКТЮАТОР С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ**  
**Неженцев А.В.<sup>1</sup>, Коледов В.В.<sup>1</sup>, Прокунин А.В.<sup>1</sup>, Калашников В.С.<sup>1</sup>,**  
**Андреев В.А.<sup>2</sup>, Несолонов А.В.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>ИРЭ им. В.А.Котельникова РАН, Россия, Москва

<sup>2</sup>Промышленный Центр Матэк-СПФ, ООО, Россия, Москва  
*anton.nezhencev@gmail.com*

Создание микроактюаторов на основе эффекта памяти формы (ЭПФ) представляет перспективное направление в области МЭМС. Вращательный (торсионный) актюатор -обязательный элемент системы трехмерного манипулирования объектами. Особенное значение имеет создание миниатюрных торсионных актюаторов для применения в системах манипулирования нанобъектами в вакуумной камере электронного микроскопа [1]. В литературе известны микро и нанопинцеты на основе изгибной деформации биметаллического композита с ЭПФ, которые успешно захватывают, переносят и обрабатывают реальные нанобъекты, такие как УНТ, нанопроволоки, бионанообъекты [1]. Проблема при создании вращательных микроактюаторов на основе ЭПФ заключается в трудности преобразования линейного усилия, генерируемого посредством нагрева пружины из сплава с ЭПФ, во вращательное движение в ограниченном объеме.

Цель настоящей работы – разработка масштабных прототипов актюаторов на основе пружин из проволоки NiTi и винтовой пары для преобразования линейного перемещения в торсионное. На рис. 1 показаны макеты торсионных актюаторов длиной 140 мм (рис. 1а) и 20 мм (рис. 1б) и результаты испытаний первого макета.

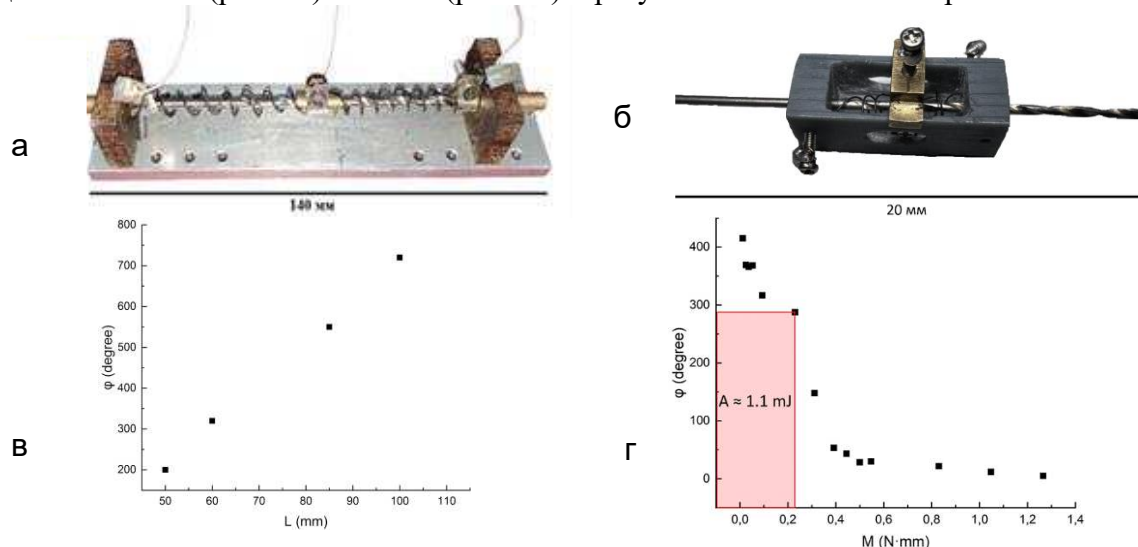


Рисунок 1 – Внешний вид торсионных актюаторов (а) длиной 140 мм, (б) длиной 20 мм; (в) график зависимости угла поворота от длины спирали с ЭПФ; (г) график зависимости угла поворота актюатора от крутящего момента; максимальная механическая работа актюатора  $A = 1.1$  мДж.

[1] Von Gratoski S, et al. Advanced system for nanofabrication and nanomanipulation based on shape memory alloy. In Frontiers in Materials Processing, Applications, Research and Technology: Select Proceedings of FiMPART 2015 2017 Nov 14 (pp. 135-154).

**ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ  
И СВОЙСТВ СПЛАВА TiNiHf С ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ ЭФФЕКТОМ  
ПАМЯТИ ФОРМЫ**

**Карелин Р.Д.<sup>1,2</sup>, Комаров В.С.<sup>1,2</sup>, Черкасов В.В.<sup>1,2</sup>, Осокин А.А.<sup>1,2</sup>, Юсупов В.С.<sup>1</sup>,  
Андреев В.А.<sup>1</sup>**

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

<sup>2</sup>*Университет науки и технологий МИСИС, Россия, Москва  
rdkarelin@gmail.com*

Тройные сплавы на основе никелида титана для высокотемпературного применения системы TiNiHf являются одними из наиболее перспективных с точки зрения возможности практического применения за счет возможности обеспечения требуемых функциональных характеристик при сохранении высоких механических свойств, циклической стабильности и относительно низкой стоимостью по сравнению с использованием сплавов систем TiNiPt или TiNiPd. На сегодняшний день существует потребность в получении сплава, обладающего температурным интервалом восстановления формы в диапазоне 120-200 °С и достаточной для обработки давлением технологической пластичностью. Также актуальными являются вопросы развития технологии получения полуфабрикатов различного сортамента из СПФ TiNiHf, связанные как с разработкой режимов выплавки объемных слитков, так и с разработкой режимов их термомеханической обработки (ТМО). В продолжении исследования и развития методов получения полуфабрикатов СПФ TiNiHf с пониженной концентрацией Hf и Ni в данной работе представлены результаты серии экспериментов по получению листов и прутков из сплавов TiNiHf с 5 и 10 ат. % Hf и 50,0 ат.% Ni методами горячей и холодной деформации. Установлено, что сплав TiNiHf с 10 ат.% Hf обладает недостаточной технологической пластичностью, что не позволяет производить его обработку с помощью рассматриваемых в работе методов деформации. В результате применения горячей и холодной прокатки (ГП и ХП), сортовой прокатки и ротационной ковки (РК) из сплава TiNiHf с 5 ат.% Hf были получены качественные полуфабрикаты в виде полос различной толщины и прутков различного диаметра. Проведение деформации приводит к смещению интервалов прямого и обратного превращения в сторону более низких температур. При этом температура конца обратного мартенситного превращения после всех исследуемых режимов деформации находится выше 100 °С. Проведение горячей деформации приводит к росту значений твердости по сравнению с литым состоянием с 232 ед. HV до 242 ед. HV после ГП и ГРК и до 264 ед. HV после ГСП. Проведение холодной деформации приводит к ещё более значительному росту значений твердости до 362 ед. HV при толщине полосы 1 мм и до 394 ед. HV после прокатки до максимальной степени деформации. Полученные результаты говорят о перспективности использования ТМО методом ГП, ХП и РК для получения полуфабрикатов СПФ TiNiHf с 5 ат.% Hf и повышения функциональных и механических свойств сплава после выплавки.

*Исследование выполнено в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-00319-25-00.*

## СОДЕРЖАНИЕ

<b>ПРОГРАММА</b>	<b>5</b>
<b>СБОРНИК ТЕЗИСОВ</b>	<b>21</b>
<b>СЕКЦИЯ Новые, композитные, многокомпонентные и высокоэнтропийные материалы с памятью формы</b>	<b>23</b>
<b>ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ БОРА НА СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ И ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ FeNiCoAlTa</b> Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Куксгаузен Д.А., Петраков В.А., Куксгаузен И.В., Победенная З.В., Жаникаева Т.М., Урунбаев Т.Д.	<b>25</b>
<b>РАЗРАБОТКА СПЛАВОВ NiFeGaCo С ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬЮ</b> Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Жердева М.В., Чумляков Ю.И.	<b>26</b>
<b>КОНФИГУРАЦИОННАЯ ЭНТРОПИЯ КАК ФАКТОР, УПРАВЛЯЮЩИЙ ФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ</b> Беляев С.П., Реснина Н.Н., Базлов А.И., Сибирев А.В., Поникарова И.В., Иванов А.М., Бикбаев Р.М.	<b>27</b>
<b>ВЛИЯНИЕ ИОННО-ПУЧКОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА TiNiCuZr</b> Остапенко М.Г., Южакова С.И., Дьяченко Ф.А., Семин В.О.	<b>28</b>
<b>ИЗМЕНЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ ЛИТЫХ СПЛАВОВ <math>Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{49.8-x}Cu_x</math> ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ В РАЗНЫХ РЕЖИМАХ</b> Поникарова И.В., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Трофимова М.Е., Базлов А.И.	<b>29</b>
<b>СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА НА ОСНОВЕ Ni-Co-Mn-Ti</b> Ерагер К.Р., Соколовский В.В., Бучельников В.Д.	<b>30</b>
<b>ВЛИЯНИЕ Nb НА РАЗВИТИЕ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НИЗКОНИКЕЛЕВЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛАХ NiTiHf</b> Тагильцев А.И., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.	<b>31</b>
<b>ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co</b> Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Базлов А.И.	<b>32</b>
<b>ИЗГОТОВЛЕНИЕ ОБРАЗЦОВ ВИСКЕРОВ КВАЗИОДНОМЕРНЫХ ПРОВОДНИКОВ TaS<sub>3</sub> ПРИ ПОМОЩИ МИКРОПИНЦЕТА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ И ИЗМЕРЕНИЕ ИХ ЭЛЕКТРОТРАНСПОРТНЫХ СВОЙСТВ</b> Романов С.Р., Коледов В.В., Никитин М.В., Орлов А.П., Покровский В.Я., Шеляков А.В., Хачатрян Д.А., Клевцов А.В., Погорелов А.К.	<b>33</b>
<b>ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ti-Zr-Nb-Sn</b> Гундерова С.Д., Шереметьев В.А., Деркач М.А.	<b>34</b>

<b>ПОРИСТОСТЬ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЕЧЕННОГО Ti-Ni</b> Маркова Г.В., Пермякова Д.В., Гусев А.Д.	<b>35</b>
<b>АНАЛИЗ ОСТАТОЧНЫХ УПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ В СПЛАВЕ TiNiCuZr ПОСЛЕ ИОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НИОБИЕМ</b> Южакова С.И., Остапенко М.Г.	<b>36</b>
<b>ФОРМИРОВАНИЕ ГЕТЕРОГЕННЫХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ h-BN НА ПОВЕРХНОСТИ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ</b> Сухова Т.А., Теплякова Т.О., Конопацкий А.С.	<b>37</b>
<b>ФУНКЦИОНАЛЬНАЯ УСТАЛОСТЬ СПЛАВА Ni<sub>56.2</sub>Mn<sub>18.8</sub>Ga<sub>23.2</sub>Si<sub>1.8</sub> В КРУПНОЗЕРНИСТОМ И КОВАННОМ СОСТОЯНИИ</b> Несоленов А., Калашников В.С., Кирилук К.К., Мусабилов И.И.	<b>38</b>
<b>СЕКЦИЯ Фундаментальные аспекты мартенситных превращений и методы прогнозирования свойств сплавов с памятью формы</b>	<b>39</b>
<b>ПРИРОДА ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ НЕСТАБИЛЬНОСТИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi</b> Реснина Н.Н., Беляев С.П., Базлов А.И., Сибирев А.В., Поникарова И.В., Иванов А.М., Бикбаев Р.М.	<b>41</b>
<b>ВЛИЯНИЕ ЭФФЕКТА СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА НАПРЯЖЕНИЙ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА (Ni<sub>51</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>4</sub>)<sub>99.7</sub>В<sub>0.3</sub></b> Панченко Е.Ю., Тохметова А.Б., Курлевская И.Д., Суриков Н.Ю., Янушоните Э.И.	<b>42</b>
<b>ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ВЫХОДА В ИНТЕРВАЛ СТАРЕНИЯ НА ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ω-ФАЗЫ И ФУНКЦИОНАЛЬНОЕ ПОВЕДЕНИЕ В МЕТАСТАБИЛЬНОМ СПЛАВЕ Ti-22Nb-6Zr С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ</b> Баранова А.П., Страхов О.В., Дубинский С.М., Чеверикин В.В., Омельчук Т.А., Елисеева О.-Л.В., Прокошкин С.Д.	<b>43</b>
<b>АКТУАЛЬНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ РАЗРАБОТКИ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ МЕДИЦИНСКИХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Fe-Mn-Si</b> Жукова Ю.С., Кадиров П.О., Прокошкин С.Д.	<b>44</b>
<b>ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Fe-16Mn-10Cr-8Ni-4Si ПРИ ОБРАТИМОМ ГЦК↔ГПУ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ</b> Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Куксгаузен И.В., Сараева А.А., Федорова А.В., Победенная З.В., Куксгаузен Д.А.	<b>45</b>
<b>МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭФФЕКТА СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА НА ТЕМПЕРАТУРЫ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ФОРМЫ ПОСЛЕ РАСТЯЖЕНИЯ ИЛИ ИЗГИБА ЭЛЕМЕНТА ПРИВОДА ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА</b> Волков А.Е., Вуколов Е.А., Волкова Н.А., Беляев Ф.С., Ребров Т.В.	<b>46</b>
<b>МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ВИБРОЗАЩИТНОГО УСТРОЙСТВА С ЭЛЕМЕНТАМИ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ</b> Стародубова М.С., Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е.	<b>47</b>

<b>ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ, ПРОТЕКАЮЩИХ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ СПЛАВА Ti-26Nb (ат. %)</b> Коренев А.А., Демаков С.Л., Илларионов А.Г.	<b>48</b>
<b>СТРУКТУРНЫЕ, МАГНИТНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ПОРЯДОК-БЕСПОРЯДОК</b> Метлов Л.С.	<b>49</b>
<b>ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ДВУСТОРОННЕГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ Co<sub>35</sub>Ni<sub>35</sub>Al<sub>28</sub>Fe<sub>2</sub> ПОСЛЕ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА</b> Ефтифеева А.С., Янушоните Э.И., Курлевская И.Д., Аникеев С.Г., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.	<b>50</b>
<b>МЕТОДЫ ПОДБОРА МАТЕРИАЛЬНЫХ ПОСТОЯННЫХ ДЛЯ МОДЕЛИ, ОПИСЫВАЮЩЕЙ ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА</b> Ребров Т.В., Волков А.Е., Вуколов Е.А., Ф.С. Беляев	<b>51</b>
<b>КИНЕТИКА ОБРАЗОВАНИЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ω-ФАЗЫ В ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННЫХ СПЛАВАХ Ti-22Nb-6Zr С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ</b> Страхов О.В., Баранова А.П., Дубинский С.М., Чеверикин В.В., Елисеева О. Л.В., Омельчук Т.А., Прокошкин С.Д.	<b>52</b>
<b>ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СТУПЕНЧАТОГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ТЕМПЕРАТУРЫ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ СПЛАВА Ti-55,6 масс. % Ni</b> Алсаева О.С., Снегирёв А.О.	<b>53</b>
<b>СЕКЦИЯ Взаимосвязь между обработкой, структурой и физико-механическими свойствами сплавов с памятью формы</b>	<b>55</b>
<b>ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ □ ДОСТИЖЕНИЯ И ПЕРСПЕКТИВЫ</b> Лотков А.И.	<b>57</b>
<b>НАСЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ В ПРОЦЕССЕ СТАРЕНИЯ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ФУНКЦИОНАЛЬНО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НИКЕЛИДА ТИТАНА</b> Рыклина Е.П., Полякова К.А., Мурыгин С.Р., Комаров В.С., Конопацкий А.С., Теплякова Т.О., Андреев В.А., Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Пискунова П.А.	<b>58</b>
<b>ИЗМЕНЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПОРОВОГО ПРОСТРАНСТВА В ПРОЦЕССЕ СПЕКАНИЯ ПОРОШКА Ti-18Zr-15Nb</b> Маркова Г.В., Пермякова Д.В., Гусев А.Д., Новиков Р.А.	<b>59</b>
<b>ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕМПЕРАТУР ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ МНОГОКРАТНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВЕ TiNi С РАЗЛИЧНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА</b> Чуракова А.А., Воробьёв Е.В., Исхакова Э.И.	<b>60</b>
<b>ВЛИЯНИЕ МУЛЬТИОСЕВОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПО СХЕМЕ АВСПРЕССОВАНИЯ И КОВКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА 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>61</b>

<b>ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-38Zr-9Nb (ат. %) ДЛЯ МЕДИЦИНСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ</b> Севостьянов М.А., Сергиенко К.В., Конушкин С.В., Колмаков А.Г.	<b>62</b>
<b>ВЛИЯНИЕ МУЛЬТИОСЕВОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО СПЛАВА Fe-30Mn-5Si</b> Кадиров П.О., Жукова Ю.С., Шереметьев В.А., Антипина М.А., Садыкова Ю.А., Чеверикин В.В., Прокошкин С.Д.	<b>63</b>
<b>РАВНОКАНАЛЬНОЕ УГЛОВОЕ ПРЕССОВАНИЕ В ОБОЛОЧКЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ</b> Карелин Р.Д., Комаров В.С., Черкасов В.В., Хмелевская И.Ю., Осокин А.А., Юсупов В.С., Андреев В.А., Прокошкин С.Д.	<b>64</b>
<b>ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА БЫСТРОЗАКАЛЕННОГО СПЛАВА TiNiCu, МОДИФИЦИРОВАННОГО ВНЕШНИМИ ЭКСТРЕМАЛЬНЫМИ ВОЗДЕЙСТВИЯМИ</b> Бородако К.А., Шеляков А.В.	<b>65</b>
<b>ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА TiNi В РАЗНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ</b> Воробьёв Е.В., Чуракова А.А.	<b>66</b>
<b>ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО СТАТИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ И МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ НА ФОРМИРОВАНИЕ КОМПЛЕКСА СВОЙСТВ ЗАЭКВИВАТОМНОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ</b> Черкасов В.В., Комаров В.С. <sup>2</sup> , Карелин Р.Д., Хмелевская И.Ю., Осокин А.А., Неймантайте П.Г., Прокошкин С.Д.	<b>67</b>
<b>РЕОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА Fe-30Mn-5Si И ИХ ВЛИЯНИЕ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ</b> Антипина М.А., Кадиров П.О., Жукова Ю.С., Шереметьев В.А., Пустов Ю.А., Коротичкий А.В., Чеверикин В.В., Прокошкин С.Д.	<b>68</b>
<b>ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМООБРАБОТКИ НА КОРРОЗИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ БИОСОВМЕСТИМОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ TiNi</b> Большевич Е.А., Аникеев С. Г., Артюхова Н. В., Пахолкина С.А.	<b>69</b>
<b>ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА КОРРОЗИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА TiNi В УСЛОВИЯХ ДЛИТЕЛЬНОГО КОНТАКТА С БИОЛОГИЧЕСКИМИ СРЕДАМИ</b> Исхакова Э.И., Чуракова А.А.	<b>70</b>
<b>ПРОЦЕСС КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНОЙ ФАЗЫ ПРИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКЕ БЫСТРОЗАКАЛЁННЫХ ЛЕНТ СПЛАВА Ti<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Cu<sub>25</sub></b> Ситников Н.Н., Грешнякова С.В., Залетова И.А., Шеляков А.В.	<b>71</b>

<b>МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ БИОСОВМЕСТИМЫХ СПЛАВОВ Ti-Zr-Nb ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИХ АНТИБАКТЕРИАЛЬНЫХ СВОЙСТВ</b> Конопацкий А.С., Теплякова Т.О., Сухова Т.А., Опейеми А.	<b>72</b>
<b>ДИНАМИКА НЕОБРАТИМОГО ОБРАТНОГО МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В СПЛАВЕ Ni<sub>47</sub>Mn<sub>40</sub>Sn<sub>12</sub>Cu<sub>1</sub> В ЦИКЛИЧЕСКИХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ</b> Гамзатов А.Г.	<b>73</b>
<b>СЕКЦИЯ Технология производства и термомеханическая обработка сплавов с памятью формы. Применение и перспективы использования сплавов с памятью формы</b>	<b>75</b>
<b>УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОРТОПЕДИЧЕСКИХ ИМПЛАНТАТОВ</b> Шереметьев В.А., Мурадян А.А., Лукашевич К.Е., Деркач М.А., Лезин В.Д., Александровский Э.К., Прокошкин С.Д., Браиловский В.	<b>77</b>
<b>БЫСТРОДЕЙСТВУЮЩИЙ МИКРОАКТЮАТОР С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ</b> Орлов А.П., Лега П.В., Прокунин А.В., Коледов В.В., Карцев А.В., Каленов Д.С., Шеляков А.В., Бородако К.В.	<b>78</b>
<b>БИОСОВМЕСТИМЫЕ ПОРИСТО-МОНОЛИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА</b> Аникеев С.Г.	<b>79</b>
<b>РАЗРАБОТКА И ИЗГОТОВЛЕНИЕ ПОРИСТЫХ СТРУКТУР ИЗ СВЕРХУПРУГИХ БЕТА-ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ Ti-Zr-Nb МЕТОДОМ СЛП</b> Лезин В.Д., Шереметьев В.А., Творогов А.И., Лукашевич К.Е., Чернышихин С.В.	<b>80</b>
<b>СИЛОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ «МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МЫШЦ» НИКЕЛИДА ТИТАНА В УСЛОВИЯХ РЕАЛИЗАЦИИ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ</b> Волков Г.А., Вьюненко Ю.Н., Киселев А.Ю.	<b>81</b>
<b>МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ УСТРОЙСТВА С ЭПФ ДЛЯ 3D МАНИПУЛИРОВАНИЯ МИКРО- И НАНООБЪЕКТАМИ</b> Иржак А.В., Коледов В.В., Лега В.П.	<b>82</b>
<b>КОАКСИАЛЬНАЯ СИСТЕМА НАГРЕВА МИКРО И НАНОУСТРОЙСТВ ИЗ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ</b> Прокунин А.В., Коледов В.В., Орлов А.П., Мусабилов И.И., Лузанов В.А., Иржак А.В.	<b>83</b>
<b>МАТЕМАТИЧЕСКИЙ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ПРОДОЛЬНОЙ ПРОКАТКИ В ТРЁХВАЛКОВОМ КАЛИБРЕ НА СВЕРХУПРУГИЙ СПЛАВ Ti-Zr-Nb МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ</b> Александровский Э.К., Лукашевич К.Е., Кошмин А.Н., Шереметьев В.А.	<b>84</b>
<b>СТЕНДОВЫЕ И ЗАОЧНЫЕ</b>	<b>85</b>
<b>СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАСТАБИЛЬНЫХ (<math>\alpha+\beta</math>) ЛАТУНЕЙ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ</b> Свирид А.Э.	<b>87</b>

<b>ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СТАРЕНИЯ НА МОРФОЛОГИЮ R-МАРТЕНСИТА В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ Ti-50,9 ат.% Ni</b> Гирсова С.Л., Полетика Т.М., Биттер С.М.	<b>88</b>
<b>СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ, МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА, СФОРМИРОВАННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОВОЛОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА НА ПОДЛОЖКЕ Ti<sub>49,8</sub>Ni<sub>50,2</sub>(ат.%)</b> Круковский К.В., Жапова Д.Ю., Мартынов С.А., Ким А.А.	<b>89</b>
<b>ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ, МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР</b> Пискунова П.А., Рыклина Е.П., Полякова К.А., Мурыгин С.Р., Комаров В.С., Конопацкий А.С., Теплякова Т.О., Андреев В.А., Полетика Т.М., Гирсова С.Л.	<b>90</b>
<b>ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ БОРОМ НА ПРОЯВЛЕНИЕ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МНОГОКОМПОНЕНТНОМ СПЛАВЕ Co<sub>35</sub>Cr<sub>20</sub>Fe<sub>20</sub>Mn<sub>20</sub>Ni<sub>5</sub></b> Астапов Д., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Астафурова Е.Г.	<b>91</b>
<b>ВЛИЯНИЕ МЕХАНОЦИКЛИРОВАНИЯ НА B2-B19' МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВЕ Ti<sub>40,7</sub>Hf<sub>9,5</sub>Ni<sub>39,8</sub>Cu<sub>10</sub></b> Трофимова М.Е., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Базлов А.И.	<b>92</b>
<b>ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНАЯ ОБРАБОТКА НАНОСТРУКТУРНОГО СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ</b> Столяров В.В.	<b>93</b>
<b>ВОЗБУЖДЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ КОЛЕБАНИЙ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ Ti<sub>2</sub>NiCu С ПОМОЩЬЮ СВЕТОВОГО ИМПУЛЬСА</b> Русаков Е.Д., Коледов В.В., Романов С.Р., Карцев А.И., Прокунин А.В., Шеляков А.В., Бородако К.В.	<b>94</b>
<b>ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭФФЕКТЫ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ И ПАМЯТИ ФОРМЫ ДВОЙНОГО СПЛАВА Ti<sub>49,8</sub>Ni<sub>50,2</sub> (ат.%)</b> Гусаренко А.А., Заводов И.Д., Лотков А.И.	<b>95</b>
<b>ИССЛЕДОВАНИЕ МАГНИТНЫХ И МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ Fe<sub>2</sub>ZnTi И Fe<sub>2</sub>NiH</b> Гарипов Р.Р., Кириллов Д.Е., Матюнина М.В., Соколовский В.В.	<b>96</b>
<b>ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ СПЛАВОВ С ТУФП ДЛЯ САМОПОЗИЦИОНИРОВАНИЯ СОПРЯГАЕМЫХ ДЕТАЛЕЙ</b> Балаев Э.Ю.О.	<b>97</b>
<b>ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В СПЛАВАХ NiFeGa(Co, V)</b> Курлевская И.Д., Тохметова А.Б., Суриков Н.Ю., Панченко Е.Ю.	<b>98</b>
<b>ЗАДАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВАМ С ЭПФ МЕТОДАМИ PVD</b> Багрец Д.А., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл.	<b>99</b>

<b>ГИСТЕРЕЗИС РЕАКТИВНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ</b> Гусева А.В., Плотников В.А., Грязнов А.С.	<b>100</b>
<b>ОСОБЕННОСТИ СИНТЕЗА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В МАТРИЧНЫХ НАНОКОМПОЗИТАХ ОДНОРОДНОГО СОСТАВА ИЗ НАНОЧАСТИЦ «Ti-ЯДРО@Ni-ОБОЛОЧКА</b> Иордан В.И., Шмаков И.А.	<b>101</b>
<b>ПОЛУЧЕНИЕ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НИКЕЛАДА ТИТАНА</b> Андреев В.А., Карелин Р.Д., Комаров В.С., Черкасов В.В., Романцев Б.А., Скрипаленко М.М., Юсупов В.С.	<b>102</b>
<b>ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛЕЙ ПРИ РАДИАЛЬНОМ СЖАТИИ ПОРИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ</b> Клопотов А.А., Марченко Е.С., Устинов А.М., Гарин А.С., Байгонакова Г.А.	<b>103</b>
<b>ДИНАМИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ БОКОВОГО РОСТА КРИСТАЛЛОВ МАРТЕНСИТА</b> Кащенко Н. М., Кащенко М. П., Чащина В.Г.	<b>104</b>
<b>ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ВАРИАНТОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ВКЛЮЧАЮЩЕЙ ВОЛОЧЕНИЕ, НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ</b> Мурадян А.А., Шереметьев В.А., Лукашевич К.Е., Деркач М.А., Андреев В.А., Прокошкин С.Д.	<b>105</b>
<b>ТОРСИОННЫЙ АКТИУАТОР С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ</b> Неженцев А.В., Коледов В.В., Прокунин А.В., Калашников В.С., Андреев В.А., Несоленов А.В.	<b>106</b>
<b>ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВА TiNiHf С ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ</b> Карелин Р.Д., Комаров В.С., Черкасов В.В., Осокин А.А., Юсупов В.С., Андреев В.А.	<b>107</b>



VI Международная конференция «Сплавы с памятью формы»  
Москва 15-19 сентября 2025 г.

Отпечатано в типографии  
Издательского Дома НИТУ МИСИС  
119049, Москва, Ленинский пр-т, 4 стр.1  
Тел. 8 (495) 638-44-16, 8 (495) 638-44-43



Москва  
2025 г.