

Межгосударственный координационный совет по физике прочности и
пластичности материалов
Санкт-Петербургский государственный университет
ООО «Альфа Технологии»

**Материалы
V Международной конференции
«Сплавы с памятью формы» (СПФ-2023)**

**27 сентября – 1 октября 2023
Зеленогорск, Санкт-Петербург, Россия**

Санкт-Петербург 2023

СПФ В МИСиС: ИСТОРИЯ ДАЛЕКАЯ И БЛИЗКАЯ

Прокошкин С.Д., Хмелевская И.Ю., Рыклина Е.П.

НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

e-mail: prokoshkin@tmo.misis.ru

В докладе освещены этапы становления и развития научного направления «Сплавы с памятью формы» (СПФ) в НИТУ «МИСиС». Научно-исследовательская группа СПФ была создана в 1977 г. в составе межкафедральной Лаборатории термомеханической обработки, возглавляемой проф. М.Л. Бернштейном, первым научным руководителем группы стал проф. В.А. Займовский. Основная исследовательская деятельность группы СПФ сосредоточена на управлении структурно-фазовыми состояниями СПФ методами термомеханической обработки, включая интенсивную пластическую деформацию, и других интенсивных внешних воздействий с целью повышения комплекса функциональных свойств и эффективности применения СПФ. Прослежены этапы развития фундаментальных, поисковых и прикладных исследований, перечислены основные разработки для медицинского и общетехнического применения. Материалами исследований служат сплавы на основе систем Ti-Ni, Ti-Zr-Nb, Fe-Mn-Si и др. К настоящему времени сформированы следующие регулярные направления исследований, возглавляемые докторами и опытными кандидатами наук:

- Исследование и развитие схем интенсивной пластической деформации СПФ.
- Развитие научных принципов прецизионного управления функционально-механическими характеристиками стареющих СПФ Ti-Ni.
- Управление структурой и свойствами сплавов СПФ Ti-Zr-Nb методами термомеханической обработки. Управление структурой и свойствами персонализируемых имплантатов из сплошных и пористых СПФ методами селективного лазерного плавления и термической обработки.
- Исследование особенностей кристаллической решетки, особых физических свойств, фазовых и структурных превращений в сплавах с памятью формы на основе титана и никелида титана.
- Методы исследований и испытаний, кристаллическая структура и функциональное поведение СПФ.
- Физико-химические, коррозионные исследования СПФ. Разработка и исследование биорезорбируемых СПФ на основе системы Fe-Mn-Si.
- Разработка новых композиций безникелевых СПФ медицинского назначения. Формирование и модификация поверхности СПФ медицинского назначения.

Все исследования группы СПФ развиваются в тесном сотрудничестве с коллегами как из НИТУ «МИСиС», так и из отечественных и зарубежных научно-исследовательских центров. По тематике СПФ в группе защищены 25 кандидатских и одна докторская диссертация.

В настоящее время в составе группы активно работают 2 доктора и 12 кандидатов наук, 10 аспирантов и магистрантов. Все кандидаты наук – воспитанники группы СПФ со студенческой скамьи. За последние 5 лет сотрудниками группы СПФ были опубликованы 2 учебных пособия по термомеханической обработке СПФ и более 70 статей в международных и отечественных журналах, успешно защищены 1 докторская и 6 кандидатских диссертаций.

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

**ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ СПЕКАНИЯ
НА ПОРИСТОСТЬ ПОРОШКОВОГО СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb**

**Маркова Г.В., Алимов И.А., Пермякова Д.В.,
Семин П.А., Новиков Р.А., Алешин Н.С.**

ТулГУ, Тула, Россия

e-mail: darya.per@gmail.com

В настоящее время сплавы системы Ti-Zr-Nb рассматривают в качестве перспективного материала для остеосинтеза благодаря комплексу свойств, превосходящих традиционно используемые композиции. Как показывают литературные данные, результаты имплантации протеза в костную ткань существенно улучшаются при использовании пористых материалов. При этом степень интеграции имплантата зависит от общей пористости, размера пор, их формы. Методы порошковой металлургии позволяют получать изделия с регулируемым уровнем пористости.

Объектом исследования являлся порошковый сплав Ti-18Zr-15Nb, полученный методом гидридно-кальциевого восстановления оксидов основных элементов. Полученный порошок со структурой β -твердого раствора подвергали прессованию при 150 МПа и последующему спеканию при температурах 900, 1200, 1300 и 1400 °C в течение 15, 45, 60 или 180 минут. Средний размер пор определяли методом секущих. Фактор формы пор измеряли металлографическим методом с помощью оптического микроскопа «AxioObserver. D1m» фирмы CarlZeiss. Объем выборки составлял около 200 измерений. По полученным данным строили гистограммы распределения пор по размеру и по форм-фактору.

Распределение пор по размерам для большинства исследуемых образцов подчиняется логнормальному закону распределения. Среднее значение размера пор изменяется неоднозначно. При температурах спекания 900 и 1400 °C средний размер пор закономерно снижается при увеличении времени выдержки. При температуре спекания 1200 °C средний размер пор также снижается с 10,8 до 5,7 мкм при выдержках с 15 до 60 минут, но затем возрастает до 8,9 мкм. В образце, спеченном при 1300 °C, с увеличением времени выдержки наблюдается постоянный рост пор от 5,5 до 11,2 мкм. Предположительной причиной подобных явлений может служить смена преобладающих процессов, происходящих при спекании – «залечивания» пор и коалесценции пор. Видимо, при спекании 900 и 1400 °C превалируют процессы «залечивания» пор, что приводит к снижению их среднего размера. При температуре 1300 °C более активно протекает процесс коалесценции, способствующий увеличению среднего размера пор в образце. При температуре же спекания 1200 °C возможна активация обоих механизмов при разных временах выдержки, что приводит вначале к снижению, а затем к росту среднего размера пор.

Распределение пор по форм-фактору имеет бимодальный характер. При низких температурах спекания преобладает мода, соответствующая низким значениям форм-фактора ($FF \sim 0,4$). При высоких температурах спекания и длительных выдержках основной становится мода с высокими значениями форм-фактора. В целом, увеличение температуры и времени выдержки при спекании ведет к росту фактора формы с 0,36 до 0,78, т.е. поры принимают более округлую форму.

На основе анализа экспериментальных данных получено уравнение, описывающее влияние технологических параметров спекания на размер пор в спеченном порошковом сплаве Ti-18Zr-15Nb.

Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (грант № 22-23-20124, <https://rscf.ru/project/22-23-20124/>) и Комитета Тульской области по науке и инноватике.

**ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ И
СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО
СПЛАВА (TiZrHf)₅₀Ni₂₅Co₁₀Cu₁₅**

**Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Победенная З.В., Яковлева Л.П., Куксгаузен И.В.,
Куксгаузен Д.А., Кириллов В.А.**

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск,
Россия*

e-mail: chum@phys.tsu.ru

Разработана методика роста методом Бриджмена и впервые получены монокристаллы высокоэнтропийного сплава (TiZrHf)₅₀Ni₂₅Co₁₀Cu₁₅ (ат. %) с термоупругим B2-B19' мартенситным превращением. Эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичность (СЭ) в монокристаллах (TiZrHf)₅₀Ni₂₅Co₁₀Cu₁₅ исследованы вдоль [001]-, [011]- и [-111]- направлений при сжатии после роста.

Показано, что после роста исследуемые сплавы являются сплавами с высокотемпературным ЭПФ и высокотемпературной СЭ. Температуры M_s , M_f – начала и конца прямого B2-B19' превращения и A_s , A_f – для начала и конца обратного B19'-B2 превращения, определенные по температурной зависимости электросопротивления, равны: $M_s=404$ К, $M_f=242$ К, $A_s=278$ К и $A_f=433$ К. B2-B19' мартенситное превращение в полученных монокристаллах относится к переходам второго типа, для которых $M_s > A_s$ и запасенная упругая энергия ΔG_{el} превышает удвоенную рассеянную энергию ΔG_{dis} , $\Delta G_{el} > 2\Delta G_{dis}$. Обнаружена ориентационная зависимость деформации превращения ϵ_{tr} при сжатии в изотермических экспериментах (СЭ при различных постоянных температурах испытания, $\epsilon_{СЭ}$) и изобарических экспериментах (ЭПФ при охлаждении/нагреве под постоянной нагрузкой, $\epsilon_{ЭПФ}$). В [001]-кристаллах $\epsilon_{ЭПФ}=3.2$ %, $\epsilon_{СЭ}=4.4$ %; в [011]-ориентации $\epsilon_{ЭПФ}=\epsilon_{СЭ}=4.0$ %; а в [-111]-кристаллах $\epsilon_{ЭПФ}=1.9$ %, $\epsilon_{СЭ}=2.1$ %. Во всех исследуемых ориентациях СЭ наблюдается в интервале температур от $M_s=404$ К до $T=523$ К, тогда как в других сплавах с термоупругими переходами СЭ обычно имеет место при $T > A_f$. Монокристаллы (TiZrHf)₅₀Ni₂₅Co₁₀Cu₁₅ с высокотемпературными ЭПФ и СЭ характеризуются высокими прочностными свойствами в B2-фазе, в которых $\sigma_{кр}(B2) = 1-1.28$ ГПа при $T=650$ К.

Установлено, что в изобарических и изотермических условиях при развитии B2-B19' мартенситного превращения генерируется высокий уровень упругой энергии Гиббса ΔG_{el} , значительно превышающий энергию диссипации ΔG_{dis} , $\Delta G_{el}/\Delta G_{dis} \geq 3-7$. Это в свою очередь приводит к высоким значениям коэффициента трансформационного упрочнения $\Theta=d\sigma/d\epsilon=13-47$ ГПа и к развитию СЭ в интервале температур от M_s до A_f .

Установлено, что напряжения для начала мартенситного превращения под нагрузкой зависят от способа генерации мартенсита - при изобарических и изотермических условиях в температурном интервале вблизи температуры начала мартенситного превращения в свободном состоянии. При изобарических испытаниях напряжения начала мартенситного превращения оказываются меньше, чем при изотермических экспериментах. Такое различие в напряжениях связано с различной морфологией мартенсита: ориентированного мартенсита и смеси самоаккомодированного мартенсита с ориентированным мартенситом, соответственно, при изотермических и изобарических условиях.

Предполагается, что эти особенности развития B2-B19' мартенситного превращения в высокоэнтропийных кристаллах определяются тонкой структурой высокотемпературной B2-фазы, ближним порядком и кластерами. Это в свою очередь облегчает процессы зарождения мартенсита, но подавляет его рост. В результате образуется нанодоменная структура с высоким уровнем ΔG_{el} .

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 22-19-00017.

**ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗРАБОТКИ ОТЕЧЕСТВЕННОЙ ТЕХНОЛОГИИ
ПРОИЗВОДСТВА ТРУБ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА**

Андреев В.А., Карелин Р.Д., Комаров В.С., Куприков М.П.,

Скрипаленко М.М., Романцев Б.А., Черкасов В.В., Шустер Е.В.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

e-mail: andreev.icmateks@gmail.com

Полуфабрикаты в виде бесшовных трубных заготовок из сплавов с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана получили широкое практическое применение в различных отраслях промышленности, а также в медицине. Они используются для производства медицинских стентов, соединительных втулок, а также специальных элементов различных конструкций.

В настоящее время достоверная информация о производстве трубной продукции из никелида титана на территории Российской Федерации отсутствует. В связи с этим отечественные компании вынуждены использовать импортную продукцию. Задача получения бесшовных труб из никелида титана в России остается нерешённой в связи с отсутствием систематических знаний о структурообразовании и формировании свойств в зависимости от режима деформации.

За рубежом трубы различного диаметра из никелида титана производят методом волочения исходной полой заготовки (гильзы). Гильзу для последующей обработки получают в основном с помощью операций глубокого сверления. Данные о получении гильзы из никелида титана методом прошивки на станах винтовой прокатки отсутствуют. Выбранная технологическая схема, используемые температурно-деформационные режимы обработки, напрямую влияют на конечный уровень эксплуатационных характеристик трубы. При этом в большинстве работ, посвященных исследованию труб из никелида титана, в качестве основного инструмента, позволяющего влиять на комплекс свойств, рассматривают только процесс последеформационной термической обработки. Технологические операции получения трубы и их влияния на структуру и свойства не учитываются. Имеющиеся данные о технологических схемах раскатки трубных заготовок на производстве позволяют заключить, что данные операции осуществляются исходя из необходимости максимального повышения производительности процесса, обеспечивающей получения требуемой геометрии готовой трубы и минимальных требуемых свойств. Возможности применения специальных режимов термомеханической обработки для обеспечения дополнительного воздействия на структурное состояние готовой трубы и увеличения комплекса свойств не используются. При этом хорошо известно, что применение специальных режимов термомеханической обработки, позволяет добиться формирования в СПФ TiNi благоприятной динамически полигонизованной структуры и заметно повысить механические и функциональные характеристики.

В данном докладе будут приведены основные технологические проблемы получения трубных заготовок из никелида титана в условиях отечественного производства и проанализированы перспективы его развития. Переход к производству отечественных труб из СПФ TiNi высокого качества позволит удовлетворить имеющийся внутренний спрос и повысить надежность и долговечность существующих изделий технического и медицинского назначения, производимых из трубных заготовок, снизить их металлоемкость и себестоимость.

Работы выполнены в рамках проекта РНФ № 23-19-00729.

РАЗРАБОТКА И СОЗДАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СЕРДЕЧНО-СОСУДИСТЫХ ИМПЛАНТАТОВ С МОДИФИЦИРОВАННЫМ ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ ИЗ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА

Лотков А.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

e-mail: lotkov@ispms.ru

Представлены результаты исследований модификации поверхностных слоёв сплавов на основе никелида титана методами электронно-ионно-плазменных технологий с целью повышения коррозионной стойкости и биосовместимости с жидкостями и тканями живых организмов. В качестве химических элементов для модификации поверхностных слоёв этих сплавов использованы титан, молибден, тантал, кремний и другие элементы. Выполненный комплекс фундаментальных исследований по изучению взаимодействия образцов с модифицированными поверхностями указанными элементами с мезенхимальными стволовыми и эндотелиальными клетками показал высокую способность живых клеток высаживаться на этих поверхностях и эффективно размножаться. Наиболее высокую толерантность живые клетки проявили к поверхности, которая была модифицирована ионами кремния. Полученные результаты легли в основу последующих исследований и разработки технологии создания сердечно-сосудистых имплантатов: окклюдера для перекрытия ушка левого предсердия у больных с некоторыми формами аритмии предсердий и стентов для периферических сосудов у больных атеросклеротическим сужением артериальных сосудов. Разработаны дизайн и технология изготовления методом лазерной вырезки заготовок окклюдеров и стентов из капиллярных трубок (диаметр от 2,2-1,8мм) из двойных сплавов на основе никелида титана с содержанием атомов никеля от 51,6 до 51,9 ат. %, включая технологии и термомеханические обработки для задания необходимой формы изделиям на оправках. Выполнен комплекс предклинических испытаний на животных, клинических испытаний и получены разрешения Росздравнадзора для применения изделий в клинической практике. На площадях завода ООО «Ангиолайн» организовано производство отечественных окклюдеров со средством доставки к месту установки имплантата (катетером) и поставки их в кардиологические центры России. Разработки защищены патентами РФ, были представлены на ряде выставок и отмечены высокими наградами. Совместно с ООО «Ангиолайн» выполнен комплекс фундаментальных исследований закономерностей и особенностей формирования выделений фазы Ti_3Ni_4 в нанокристаллических двойных сплавах на основе никелида титана, обогащённых атомами Ni относительно эквиатомного состава. Установлено, что частицы второй фазы формируются преимущественно на дислокациях и малоугловых границах субзёрен и не наблюдаются в объёме этих нанозёрен в отличие от образцов с крупнозернистой структурой. Сформулированы рекомендации по совершенствованию режимов термомеханической обработки имплантатов в процессе их изготовления.

Работа выполнена по проекту государственного задания ИФПМ СО РАН (FWRW-2021-0004) и нескольких проектов ФЦП «Исследования и разработки в интересах развития научно-технологического комплекса России».

НАСЛЕДОВАНИЕ ТЕКСТУРЫ ПРИ ПОСЛЕДЕФОРМАЦИОННОМ ОТЖИГЕ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА

Рыклина Е.П.¹, Полякова К.А.¹, Мурыгин С.Р.¹, Исаенкова М.Г.², Зарипова М.М.²,
Фесенко В.А.², Комаров В.С.¹, Андреев Н.В.¹, Реснина Н.Н.³, Андреев В.А.⁴

¹НИТУ «МИСиС», Москва,

²Московский инженерно-физический институт «МИФИ», Москва, Россия,

³СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия

⁴ИМЕТ РАН, Москва, Россия

e-mail: ryklina@tmo.misis.ru

Проведены сравнительные исследования микроструктуры, мартенситных превращений (МП), кристаллографической текстуры, и функционально-механических свойств стареющего никелида титана Ti–50,8 ат.% Ni с использованием проволочных и ленточных образцов, полученных волочением и прокаткой с накопленной деформацией 0,6. Последеформационный отжиг (ПДО) выполняли в диапазоне температур 430–800°C для получения разных структурных состояний. Структурные исследования проводили с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEM-2100. Калориметрические кривые были получены с использованием калориметра "Mettler Toledo 822^{en}". Рентгеновский фазовый анализ, а также анализ кристаллографической текстуры выполняли с использованием дифрактометра ДРОН-3М. Растяжение проволочных и ленточных образцов длиной 100 мм выполняли на универсальной растяжной машине «INSTRON 5966» в диапазоне температур $-50 \leq T_{\text{деф}} \leq +50^\circ\text{C}$.

В результате применения разных схем напряженно-деформированного состояния при термомеханической обработке выявлены различия в объеме аморфной составляющей в микроструктуре деформированных образцов, а в результате последующего ПДО при 430°C, 10 ч – в размере зерна/субзерна и характере их распределения в проволочных и ленточных образцах.

Аксиальная текстура $\langle 111 \rangle$ сформированная при волочении, сохраняется при последующем отжиге в диапазоне 430–800°C. В текстуре ленточных образцов преобладает компонента $\{001\}\langle 110 \rangle$. При ПДО 430°C, 10 ч формируется текстура рекристаллизации $\{111\}\langle 112 \rangle$ при сохраняющейся компоненте $\{001\}\langle 110 \rangle$. После ПДО при 800°C присутствуют обе компоненты, но отмечается некоторое их рассеивание. Выявлено влияние текстуры на особенности МП в наноструктурном и мелкозернистом материале (ПДО 430–600°C); в крупнозернистом (ПДО 800°C) эти различия стираются.

Влияние текстуры на функционально-механические характеристики неоднозначно и зависит от микроструктуры:

- в наноструктурном материале (ПДО 430°C, 10 ч) выявлена максимальная разница в прочностных характеристиках разных типов образцов, при этом разница их пластичности пренебрежимо мала;
- в мелкозернистом материале (ПДО 600°C, 1 ч) предел прочности при растяжении проволочных образцов значительно выше, чем ленточных во всем диапазоне температур испытаний; пластичность проволоки выше, чем ленты во всем диапазоне температур испытаний;
- в крупнозернистом материале (ПДО 800°C, 1 ч) предел прочности не зависит от типа образцов; пластичность проволоки значительно выше, чем ленты в диапазоне температур испытаний 25–50°C; остальные исследуемые характеристики сопоставимы.

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В
ДВУХФАЗНЫХ (B2+ γ)-СПЛАВАХ NiFeGa**

**Панченко Е.Ю., Курлевская И.Д., Тохметова А.Б., Ефтифеева А.С., Суриков Н.Ю.,
Янушоните Э. И., Тагильцев А.И., Тимофеева Е.Е., Чумляков Ю.И.**

*Национальный исследовательский Томский государственный университета, Томск,
Россия*

e-mail: panchenko@mail.tsu.ru

В настоящее время особое внимание уделяется разработке и исследованию материалов для твердотельных охлаждающих систем, работающих на основе эластокалорического эффекта (ЭКЭ), которые способствуют уменьшению техногенного воздействия на окружающую среду и имеют огромный потенциал для широкого практического применения.

Ферромагнитные сплавы с памятью формы на основе NiFeGa, испытывающие B2(L2₁)-10M/14M-L1₀ мартенситные превращения, являются одними из перспективных материалов для создания твердотельных холодильников. Монокристаллы сплава Ni₅₄Fe₁₉Ga₂₇, ориентированные вдоль [001]-направления, демонстрируют ЭКЭ с величиной адиабатического охлаждения 9-12 К в широком интервале температур до 270 К и высокую циклическую стабильность ЭКЭ (10⁵ рабочих циклов без деградации эксплуатационных свойств при комнатной температуре испытания). Главной проблемой для использования более дешевых и простых в изготовлении поликристаллов данных сплавов является зернограничное растрескивание вследствие высокой анизотропии упругих свойств и сильной ориентационной зависимости деформации превращения. Получить достаточную пластичность данных сплавов возможно за счет выделения частиц пластичной γ -фазы с ГЦК структурой по границам зерен. Поэтому целью работы является изучение закономерностей формирования микроструктуры, проявления мартенситных превращений и ЭКЭ в двухфазных (B2+ γ)-сплавах Ni₅₄Fe₁₉Ga₂₇.

Поликристаллы получены методом дуговой плавки в атмосфере аргона, средний размер зерна составляет 130-160 мкм. Термообработки проводили в течение 0,5 ч при температурах 1173 К, 1273 К, 1423 К и 1448 К в среде гелия.

Экспериментально показано, что более низкие температуры отжига 1173-1273 К способствуют формированию тонкой сплошной прослойки γ -фазы по границам зерен толщиной 2-3 мкм и выделению мелкодисперсных частиц γ -фазы в объеме зерен. Высокие температуры отжига 1423-1448 К приводят к толстым прослойкам γ -фазы 6-8 мкм, наблюдаются разрывы между частицами γ -фазы вдоль границ зерен. После отжига при 1448 К частицы γ -фазы образуются только в теле крупных зерен размером более 100 мкм, объем зерен размером менее 100 мкм свободен от выделений. Укрупнение частиц приводит к размытию прямого и обратного мартенситного превращения.

Установлено, что все исследованные (B2+ γ)-сплавы при температурах испытания 323-373 К проявляют сверхэластичность, которая характеризуется необратимой деформацией до 0,5-0,9 % в первом цикле нагрузка/разгрузка. Следующие 3 цикла реализуются практически без дальнейшей деградации и демонстрируют ЭКЭ с величиной адиабатического охлаждения $\Delta T_{ad}=3,3-3,5$ К. Выделение γ -фазы позволяет повысить стойкость к разрушению по границам зёрен по сравнению с исходным однофазным состоянием. Наилучшие функциональные свойства и отсутствие микротрещин по границам зерен после циклических нагрузок демонстрирует (B2+ γ)-сплав после отжига при 1273 К. Хорошая аккомодация мартенситной деформации соседних зерен реализуется за счет: 1) упругой и пластической деформации тонкой сплошной прослойки γ -фазы по границам зерен; 2) измельчения двойниковой структуры мартенсита при развитии мартенситного превращения в объеме зерен, содержащих дисперсные частицы γ -фаз.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 23-19-00150.

ОСОБЕННОСТИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ РАЗЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Гундеров Д.В.^{1,2}, Асфандияров Р.Н.^{1,2}, Шарафутдинов А.В.², Чуракова А.А.^{1,2}

¹*Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, г. Уфа, Россия.*

²*Уфимский Университет Науки и Технологий, г. Уфа, Россия.*

e-mail: dimagun@mail.ru

Ранее в [N. Adachi, et al Mater. Sci. Eng. 2015] была предложена простая методика совместного ИПДК двух половинок диска, позволяющая установить проскальзывание/ фактическую степень деформации сдвигом, достигаемую при интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК). В указанной работе было показано, что при ИПДК относительно твердых аморфных сплавов – объемных металлических стекол (ОМС) реально достигаемая деформация ИПДК значительно меньше ожидаемой из-за проскальзывания при ИПДК. Однако, не смотря на проскальзывание, структура ОМС в результате ИПДК заметно трансформировалась. Авторы представленного доклада применили методику совместного ИПДК двух половинок диска к ряду кристаллических мееталических материалов. Показано, что при ИПДК выбранных металлов и сплавов (Ti, Ni, сплавы ZrNb, TiNi, Ti18Zr15Nb, сталь -0,1 % С и др) проскальзывание фиксируется уже на начальных стадиях ИПДК [Gunderov, D.; et al Materials 2023]. После ИПДК с некоторым n ($n > 10$), при дальнейшем увеличении n ожидаемая деформация сдвигом не реализовывалась из-за проскальзывания даже на относительно мягкой Cu. В то же время после ИПДК в выбранных металлах и сплавах формируется наноструктура, подобная наблюдаемой другими авторами в данных материалах. Видимо, при ИПДК, не смотря на проскальзывание, деформация осуществляется какими-то другими модами. В недавней работе [Y. Beygelzimer, Y. Estrin, et al Materials. 2023] были предложены некоторые объяснения наблюдаемого проскальзывания при ИПДК. Авторы доклада так же предложили новый метод аккумулирующей интенсивной пластической деформации кручением (АК ИПДК) [D.V. Gunderov, A.A. Churakova, H. Hahn, et al: Mater. Lett. 2020]. При АК ИПДК образец подвергается нескольким циклам деформации по схеме: «ИПДК $n=1$ (или 2) оборот наковален → резка образца на части → осадка сложенных в стопку частей на бойках и последующее ИПДК с $n=1$ » (либо другим n). Такие циклы могут повторяться несколько раз, и на последнем цикле образец консолидируется ИПДК с $n \geq 3$. Исследования показали, что при АК ИПДК в материалах формируется более мелкая наноструктура, чем после обычного ИПДК.

Работы выполнены при поддержке РФФ 22-19-00347.

ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК СВОЙСТВ СПЛАВОВ СИСТЕМ TiNiPd и TiNiHf С ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Н.Н. Попов, Д.В. Пресняков, А.А. Костылева

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики» (ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ»), г. Саров, Россия

e-mail: NNPopov@vniief.ru

С целью создания устройств безопасности применительно к объектам атомной энергетики мы планомерно исследуем сплавы с высокотемпературной памятью формы разных составов, в частности систем TiNiPd и TiNiHf.

Для сплава $Ti_{50}Pd_{30}Ni_{20}$ выявлено, что после предварительно наведенной деформации растяжением при температуре $T_d = (235 \div 230)^\circ C$ со скоростью деформации $\dot{\epsilon} \approx 2,8 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ максимальные значения величины термически обратимой деформации $\epsilon_{\text{ЭПФ}} = 4,3 \%$ и степени восстановления формы $\eta_{\text{ЭПФ}} = 67 \%$ получены после отжига сплава при $600^\circ C$; при этом температуры обратного мартенситного превращения, характеризующие основное формовосстановление, составляют $A_s \text{ ЭПФ} = 220^\circ C$, $A_f \text{ ЭПФ} = 250^\circ C$.

Для сплава $Ti_{50}Pd_{40}Ni_{10}$ получены средние значения характеристик памяти формы $\epsilon_{\text{ЭПФ}} = 4,3 \%$ и $\eta_{\text{ЭПФ}} = 57 \%$ и значения температур начала и окончания основного формовосстановления $A_s \text{ ЭПФ} = 420^\circ C$, $A_f \text{ ЭПФ} = 435^\circ C$, соответственно.

Для сплава $Ti_{50}Pd_{50}$ получены следующие значения термомеханических характеристик: $\epsilon_{\text{ЭПФ}} = 2,5 \%$, $\eta_{\text{ЭПФ}} = 29 \%$, $A_s \text{ ЭПФ} = 570^\circ C$, $A_f \text{ ЭПФ} = 580^\circ C$. Установлено, что при легировании никелида титана палладием в интервале от 30 до 50 ат.% температуры аустенитных превращений практически линейно увеличиваются, а величины эффекта памяти формы и степени его восстановления, наоборот, уменьшаются. Получены уравнения линий регрессии.

Для сплава $Ni_{49,5}Ti_{48}Hf_{2,5}$ установлено, что наилучшие средние значения характеристик памяти формы $\epsilon_{\text{ЭПФ}} = 4,4 \%$ и $\eta_{\text{ЭПФ}} = 53 \%$ получены для образцов при предварительно наведенной общей деформации $\epsilon_0 = 11 \%$ в интервале температур $T_d = (-5 \div 23)^\circ C$ и скорости деформации $\dot{\epsilon} \approx 2,8 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. При этом средние значения температур начала и окончания основного формовосстановления, соответственно, составляют $A_s \text{ ЭПФ} = 135^\circ C$, $A_f \text{ ЭПФ} = 150^\circ C$.

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В СПЛАВАХ С МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ

Столяров В.В.

Институт машиноведения РАН, Москва, Россия

vlstol@mail.ru

Известно, что пластическая деформация проводящих материалов в комбинации с электрическим током приводит к различным проявлениям, одним из которых является электропластический эффект (ЭПЭ) – снижение напряжений течения и повышение деформируемости. На практике это явление используется в процессах обработки давлением хрупких и труднодеформируемых металлов, а в научном плане представляет интерес его механизм. В отсутствии фазовых превращений объяснение ЭПЭ сводится к различным относительным вкладам теплового эффекта тока и взаимодействию электронов проводимости с подвижными или закрепленными дислокациями. Напротив, возникновение фазовых переходов, стимулированных деформацией, усложняет картину и трактовку возможных механизмов ЭПЭ.

Мартенситное превращение аустенита $A \rightarrow M$, вызванное пластической деформацией или термическим воздействием, является важным механизмом регулирования структуры и свойств сплавов. В сплавах системы Ti - Ni, близких к эквиаtomному составу, в результате прямого и обратного мартенситного превращения наблюдаются эффекты памяти формы и сверхупругости, а в метастабильных аустенитных сталях при деформации реализуется ТРИП эффект, следствием которого является упрочнение и пластификация, одновременно. Оба эффекта подробно изучены и используются на практике в температурном интервале, характерном для каждого материала. Одной из важных отличительных особенностей мартенситного превращения в каждом из материалов, является его обратимость в сплаве TiNi и отсутствие таковой в сталях. Особый интерес представляет исследование мартенситных превращений в данных материалах под действием одновременно деформации и тока.

Цель работы заключалась в сравнении деформационного поведения при растяжении материалов с обратимым и необратимым мартенситным превращением при введении электрического тока различных мод и режимов.

Материалами исследования были метастабильная аустенитно (53%) - мартенситная сталь (47%) 23X15H5AM3-Ш и закаленный сплав $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ в крупнозернистом аустенитном состоянии в форме полос. Образцы испытывали на растяжение со скоростью $\approx 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ в условиях: без тока; с постоянным током; импульсным током разной плотности, длительности и скажности.

Введение в ТРИП сталь одиночных импульсов тока с плотностью 350 А/мм^2 не повлияло на вид кривой, но привело к исчезновению зуба текучести и появлению скачков напряжения в упругой и упруго-пластической зонах вниз амплитудой 50-140 МПа. Одиночные импульсы тока в сплаве TiNi приводят к слабому тепловому эффекту ($A_s < 24^\circ\text{C} < A_F$) и появлению заметных скачков напряжения вверх (связанные с МП), амплитуда которых уменьшается от 150 до 12 МПа с увеличением деформации, при этом скачки напряжения вниз, отсутствуют. Вследствие высокой частоты при многоимпульсном токе скачки не наблюдаются, однако напряжение в области плато повышается на 30 МПа. Постоянный ток вызывает типичное для аустенита деформационное поведение, сопровождаемое резким повышением напряжения обратного превращения.

Разнонаправленные скачки напряжения от введения импульсов тока свидетельствуют о разной природе возникающих эффектов в ТРИП стали и сплаве с памятью формы. Показано, что величина и направление появляющихся скачков напряжения в метастабильных материалах связаны либо с ЭПЭ, либо с эффектом памяти формы и зависят от возможности проявления прямых и обратных мартенситных превращений.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОПОРИСТОЙ ПОВЕРХНОСТИ СТЕНОК ПОР ПОСЛЕ ХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СВС-МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

**Аникеев С.Г.¹, Кафтаранова М.И.¹, Артюхова Н.В.¹, Ходоренко В.Н.¹,
Шабалина А.В.¹, Волочаев М.Н.², Пахолкина С.А.¹, Гюнтер В.Э.¹**

¹*Томский государственный университет, Томск, Россия*

²*Институт физики им. Л.В. Киренского ФИЦ КНЦ СО РАН, Красноярск, Россия*

e-mail: anikeev_sergey@mail.ru

Метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) позволяет создавать биосовместимые пористые материалы с пористо-проницаемой трехмерной макроструктурой за счет формирования взаимосвязанных пор в процессе реакции синтеза [1]. В газовой среде происходит активное окисление титана с образованием наряду с фазами Ti_2Ni соединений с углеродом, азотом, кислородом $Ti_4Ni_2(O, N, C)$, наличие которых отмечается на поверхности стенок пор. При использовании пористого сплава никелида титана в качестве имплантационного материала важным параметром является топография стенок пор, оказывающая значительное влияние на приживаемость клеток на поверхности имплантационной конструкции. За счет вытравливания частиц Ti_2Ni и $Ti_4Ni_2(O, N, C)$ с поверхности стенок пор возможно формировать микропористую структуру. Создание большей удельной поверхности в пористом материале будет способствовать повышению его адгезивных свойств.

В силу технических ограничений, из-за невозможности обработки поверхности стенок пор материала другими методами, используемыми для усовершенствования поверхности монолитных сплавов (методы лазерного, ионного и электронного легирования путем нанесения различных защитных покрытий), в случае с пористыми материалами оптимальным способом создания микропористой поверхности является химическое травление. Цель работы состоит в исследовании влияния химической обработки порового объема пористого материала на основе никелида титана, полученного методом СВС.

В данной работе исследованы пористые сплавы $TiNi$, полученные методом СВС, с использованием порошков титана ПТОМ и никеля ПНК-ОТ4. Экспериментальные образцы получали в среде аргона при начальной температуре синтеза $450^{\circ}C$. Металлографические образцы вырезали с помощью электроэрозионной резки. Полученный пористый сплав обрабатывали методом химического травления растворами азотной и плавиковой кислот. Время погружения подбирали опытным путем для каждого травителя в отдельности. Образцы тщательно промывали и погружали в воду до 12 ч. Металлографические исследования проводили с использованием оптического микроскопа Axiovert-40MAT. Особенности микроструктуры и химический состав сплавов изучали на растровом электронном микроскопе SEM 515 с использованием микроанализатора EDAX ECON IV. Пористость, средний размер пор и их распределение по размерам определяли методом взвешивания, а также методом секущих.

В ходе проведенного исследования показана высокая эффективность предлагаемого метода модификации поверхности. Установлено, что химическим травлением можно создавать микропоры, размер которых соответствует размеру вытравливаемых частиц с поверхности пор. Проведенный качественный и количественный анализ макро и микроструктурных характеристик после использования серии травителей показал, что наиболее оптимальным составом по соотношению полученной пористости и наличию микропор является смесь азотной, плавиковой кислот и воды в соотношении (1:1:31), время травления составило 900 с. При данном режиме формируется большее число микропор, средний размер которых равен 0,7 мкм.

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

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПОЛУЧЕНИЯ СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВОВ Ti-Zr-Nb МЕТОДАМИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОСТНЫХ ИМПЛАНТАТОВ

Шереметьев В.А.¹, Кудряшова А.А.¹, Лукашевич К.Е.¹, Деркач М.А.¹, Лезин В.Д.¹, Козик М.А.¹, Андреев В.А.², Галкин С.П.¹, Прокошкин С.Д.¹, Браиловский В.³

¹НИТУ МИСИС, Москва, Россия

²ИМЕТ РАН, Москва, Россия

³ETS, Монреаль, Канада

e-mail: sheremetyev@misis.ru

Современные исследования новых титановых безникелевых сверхупругих сплавов, в частности на основе Ti-Zr-Nb, вызывают потребность в разработке сквозных (от слитка до изделия) технологий получения и обработки сплошных и пористых материалов и полуфабрикатов для изготовления ортопедических имплантатов, в том числе персонализируемых, обладающих высокой биомеханической и биохимической совместимостью с костной тканью человека. В основе решения этой прикладной научной проблемы лежит установление взаимосвязи между технологическими, термомеханическими условиями получения и обработки (выплавка, высокотемпературная ковка, радиально-сдвиговая прокатка (РСП), ротационная ковка (РК), продольная прокатка (ПП), волочение, селективное лазерное плавление (СЛП), термическая обработка (ТО)), структурно-фазовым состоянием, кристаллографической текстурой, комплексом механических и функциональных свойств, а также свойств поверхности, сплавов системы Ti-Zr-Nb.

В последнее десятилетие усилиями научной группы из НИТУ «МИСиС» в сотрудничестве с коллегами из других организаций, направленными на решение описанной проблемы, достигнуто множество результатов. В докладе будет представлено их обобщение и текущее развитие работ. Наиболее важные из полученных результатов представлены ниже.

Разработаны технологические основы получения слитков сплавов Ti-Zr-Nb большого развеса (10-25 кг), их обработки методом многоосевой высокотемпературнойковки с целью формирования высококачественных кованных полуфабрикатов. Изучены особенности формирования структуры, кристаллографической текстуры и фазового состава сверхупругих сплавов Ti-Zr-Nb в ходе комбинированной низкотемпературной и высокотемпературной ТМО, включающей РСП, РК, ПП и последеформационный отжиг. Установлены закономерности изменения структуры, кристаллографической текстуры, механических и функциональных свойств, и их взаимосвязь. Разработаны технологические основы комбинированной ТМО с применением методов РСП и РК для получения длинномерных прутковых полуфабрикатов из сверхупругих сплавов Ti-Zr-Nb для изготовления костных имплантатов.

Установлены закономерности формирования структуры, фазового состава и кристаллографической текстуры монолитных и пористых материалов из сверхупругих сплавов Ti-Zr-Nb, полученных сочетанием СЛП, ТО и термоциклической обработки, а также выявлена взаимосвязь с полученным комплексом механических и функциональных свойств.

На основании полученных результатов и при поддержке ООО «КОНМЕТ» (компания-производитель титановых имплантатов) разработаны, изготовлены и испытываются прототипы изделий для ортопедии и спинальной хирургии из монолитных, пористых и персонализируемых сверхупругих сплавов Ti-Zr-Nb.

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

ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$, МИКРОЛЕГИРОВАННОГО БОРОМ

Тохметова А.Б., Курлевская И.Д., Дмитриенко М.С., Панченко Е.Ю.,

Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск,
Россия*

e-mail: aida-tx@mail.ru

Актуальной задачей в последние годы является разработка и исследование материалов для твердотельных охлаждающих систем, которые способствуют уменьшению техногенного воздействия на окружающую среду.

Известно, что сплавы NiFeGa обладают эластокалорическим эффектом (ЭКЭ), необходимым для систем твердотельного охлаждения. В основе ЭКЭ лежит изменение температуры материала в условиях сверхэластичности (СЭ) при развитии термоупругих мартенситных превращений (МП) в циклах нагрузка/разгрузка в адиабатических условиях. К настоящему времени исследования ЭКЭ проведены на монокристаллических образцах сплава NiFeGa , где величина адиабатического охлаждения достигает до 12 К. Однако по причине затратного и трудоемкого получения монокристаллов эффективно практическое использование поликристаллов. Одним из известных способов уменьшения размера зерен и предотвращения растрескивания по границам зерен поликристаллов является микролегирование бором. Таким образом, цель работы заключается в исследовании влияния микролегирования бором на развитие МП и величину ЭКЭ в поликристаллах NiFeGa(B) .

Для исследования выбраны поликристаллы сплавов $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ и $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{B}_{0,3}$, полученные методом дуговой плавки в атмосфере аргона. Методом оптической микроскопии показано, что поликристаллы $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ имеют однофазную $L2_1$ -структуру, тогда как в поликристаллах $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{B}_{0,3}$ формируется двухфазная структура, где наблюдается выделение частиц по границам и внутри зерен. Методом дифференциальной сканирующей калориметрии определены характеристические температуры МП для сплава $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ ($M_s = 284$ К, $M_f = 275$ К, $A_s = 289$ К, $A_f = 295$ К) и $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{B}_{0,3}$ ($M_s = 245$ К, $M_f = 238$ К, $A_s = 251$ К, $A_f = 259$ К).

На поликристаллах сплавов $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ и $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{B}_{0,3}$ проведено исследование ЭКЭ в циклах нагрузка/разгрузка. Экспериментально показано, что в поликристаллах $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ первый цикл СЭ при температуре испытания $T = A_f + 28$ К = 323 К сопровождается необратимой деформацией с величиной до $\approx 0,4$ % и критическими напряжениями образования мартенсита $\sigma_{кр}$ порядка 150 МПа. Тогда как поликристаллы $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{B}_{0,3}$ при температуре $T = A_f + 39$ К = 298 К характеризуются необратимостью до $\approx 0,2$ %, $\sigma_{кр}$ равными 200 МПа. При этом величина адиабатического охлаждения ΔT_{ad} при исследовании ЭКЭ в обоих сплавах достигает $\Delta T_{ad} \approx 4,3$ К. Последующее увеличение числа циклов до 100 приводят к снижению в обоих кристаллах критических напряжений $\sigma_{кр}$ на ≈ 20 –25 МПа и наблюдению стабильных параметров СЭ и ЭКЭ. Однако методом оптической микроскопии показано, что после циклических испытаний поликристаллы сплава $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ растрескиваются по границам зерен, в то время как в поликристаллах сплава $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{B}_{0,3}$ за счет микролегирования бором зернограницного растрескивания не наблюдается.

Таким образом, экспериментально показано, что микролегирование бором в сплавах $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{B}_{0,3}$ позволяет повысить пластичность сплава, что является необходимым условием для практического применения поликристаллов.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 23-19-00150.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТАРЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПРУТКОВ ИЗ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb, ПОЛУЧЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

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

НИТУ «МИСиС», Россия, Москва

e-mail: lukash@edu.misis.ru

В последнее десятилетие повышенное внимание привлекли безникелевые β -титановые сплавы с памятью формы (СПФ) на основе Ti-Zr-Nb с низким модулем Юнга (<50 ГПа) и высоким теоретическим ресурсом обратимой деформации ($\sim 6\%$). Для улучшения механических и функциональных свойств СПФ на основе Ti-Zr-Nb, проводят термомеханическую обработку (ТМО), которая позволяет регулировать структурно-фазовое состояние текстуру материала. Изотермическая ω -фаза (ω_{iso}), образующаяся при низкотемпературном старении в СПФ на основе Ti-Nb и Ti-Zr эффективна для повышения предела прочности материала, с другой стороны, фаза ω_{iso} обычно рассматривается как вредная фаза, поскольку она приводит к охрупчиванию β -титановых сплавов. Для некоторых СПФ в разных структурных состояниях наблюдается разная скорость образования изотермической ω_{iso} фазы, поэтому целью данной работы являлось изучение влияния старения на механические и функциональные свойства, как следствие изменения структурно-фазового состояния прутков из сверхупругого сплава Ti-Zr-Nb, полученных различными методами ТМО.

В данной работе слиток сплава Ti-18Zr-15Nb (в ат. %) был подвергнут комбинированной ТМО, включающую в себя: мультиосевую ковку при 1000°C , холодную ротационную ковку (ХРК) ($\epsilon=0,3$) и последеформационный отжиг (ПДО). Для создания в прутке смешанной статически полигонизованной и рекристаллизованной структуры β -фазы со средним размером зерна 5 мкм ПДО приводили при 525°C , 30 мин. Полностью рекристаллизованную структуру (средний размер зерна 30 мкм) в прутке получали путем ПДО при 750°C , 30 мин. Для формирования динамически полигонизованной субструктуры β -фазы со средним размером зерна 15 мкм в третьем прутке проводили горячую ротационную ковку ($\epsilon = 3$) при 700°C . Старение проводили при температурах $200\text{--}350^\circ\text{C}$ в течение 10–1200 минут.

Качественный рентгеноструктурный анализ показал, что во всех случаях основной фазой является β -фаза, а при старении в течение 60 мин выделение ω_{iso} -фазы заметно начиная с 250°C . Увеличение твёрдости при температурах выше 250°C и выдержке более 30 минут подтверждает выделение ω_{iso} -фазы. Стоит отметить, что при длительных (более 60 мин) выдержках увеличение твёрдости заметно выше для мелкозёрненного состояния после ХРК+ПДО525, что коррелирует с результатами статических механических испытаний, которые показали более интенсивное повышение предела прочности сплава в ходе старения в этом состоянии. Также, в результате статических испытаний было выявлено линейное уменьшение удлинения до разрыва, однако при выдержках до 600 минут сплав сохраняет удовлетворительную пластичность ($\delta \geq 10\%$). Оптимальное соотношение предельной прочности и пластичности сплав проявлял после старения при 250°C в течение 60 минут в мелкозёрненном состоянии (995 ± 15 МПа и $13,9 \pm 1,5\%$ соответственно). Результаты функциональных циклических испытаний показали значительное уменьшение обратимой сверхупругой деформации уже при 200°C и выдержках более 30 минут до $1 \pm 0,2\%$ для всех состояний сплава, что свидетельствует о формировании частиц ω_{iso} -фазы, которые вероятно препятствуют протеканию обратимого $\beta \leftrightarrow \alpha''$ мартенситного превращения. При этом полная обратимая деформация изменяется незначительно из-за увеличения вклада упругой деформации.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНОГО ПОКРЫТИЯ НА ПОДЛОЖКЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Шишелова А.А., Марченко Е.С., Байгонакова Г.А., Дубовиков К.М.

Национальный исследовательский Томский государственный университет

e-mail: arina.sh9906@gmail.com

Сплавы на основе TiNi широко используются в различных медицинских областях благодаря наличию эффекта памяти формы и сверхэластичности. Высокая коррозионная стойкость и инертность TiNi сплавов обеспечивается защитной оксидной пленкой, которая самопроизвольно образуется в хлорсодержащей среде организма. Однако недостаточно высокая биоактивность поверхности приводит к неравномерному росту тканей и длительной интеграцией в среду организма. Покрытие на основе фосфата-кальция может существенно улучшить биоактивность TiNi имплантатов благодаря сходству с минеральными соединениями человеческих костей и зубов.

На поверхность подложки сплавов никелида титана напыляли покрытие методом плазменно-ассистированного ВЧ-распыления порошковых мишеней с применением мишени СаР диаметром 200 мм без магнитной системы, разработанным в ЛПЭЭ ИСЭ СО РАН. Для интенсификации процесса распыления порошка фосфатов кальция был использован генератор газовой плазмы «ПИНК». С его помощью в рабочей вакуумной камере создавалась объёмная аргоновая плазма. Вакуумную камеру откачивали до давления $5 \cdot 10^{-3}$ Па, аргон подавали до получения давления 0,1 – 0,4 Па. Первый этап нанесения покрытия заключался в активации поверхности аргоновой плазмой. На втором этапе инициировали процесс распыления СаР мишени. Формирование покрытия на поверхности подложки происходило в результате подачи на нее напряжения смещения. Для определения оптимальной толщины покрытия были проведены процессы напыления с длительностью от 1 до 3 часов для получения толщины покрытия от 0,5 до 2 мкм. Скорость нанесения покрытия составляла 0,5 мкм/ч.

Методом рентгеноструктурного анализа (РСА) установлено, что покрытие преимущественно состоит из кристаллической фазы тетракальций фосфата и гидроксиапатита моноклинной сингонии. Количественный ЭДС-анализ показал уменьшение содержания Ti и Ni и увеличение содержания Са, Р и О со временем осаждения от 1 до 3 часов. Эти данные согласуются с результатами РСА, согласно которым количество и интенсивность дифракционных рефлексов тетракальций фосфата и гидроксиапатита увеличивается со временем осаждения.

Шероховатость покрытий уменьшается с 4,018 до 1,850 нм при увеличении толщины поверхностного слоя. При этом с ростом толщины покрытия увеличивается его однородность. Для образцов TiNi с покрытием 0,5 и 1 мкм на поверхности обнаружены включения на основе Ti, Ni, О, а для образца с толщиной покрытия 2 мкм данных включений обнаружено не было.

Скретч тест, проведенный с помощью алмазного индентора с линейно возрастающей нагрузкой от 0,01 до 30 Н, показал, что покрытие разрушается по когезионному механизму. При этом при нагрузке в 30 Н индентор не достиг подложки для образцов с толщиной покрытия 1 – 2 мкм. Следовательно, полученное кальций-фосфатное покрытие имеет хорошую адгезионную связь с подложкой TiNi.

Из исследования цитосовместимости с мезенхимальными клеточными культурами на поверхности покрытий *in vitro* следует, что увеличение толщины покрытия приводит к росту цитосовместимости поверхности. Образец с толщиной покрытия 2 мкм имеет наибольшее количество прикрепившихся клеток, которые после 72 часов сохранили свою жизнеспособность. Таким образом цитосовместимость в большей степени зависит от однородности и толщины покрытия, чем от шероховатости.

Исследование выполнено за счет гранта РФФИ, № 19-72-10105, <https://rscf.ru/project/19-72-10105/>.

О СТРУКТУРНОЙ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ МОДУЛЯ ЮНГА СТАРЕЮЩЕГО НИКЕЛИДА ТИТАНА

**Рыклина Е.П.¹, Мурыгин С.Р.¹, Комаров В.С.¹, Полякова К.А.¹,
Реснина Н.Н.², Андреев В.А.³**

¹НИТУ «МИСиС Москва, Россия

²СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия

³ИМЕТ РАН, Москва, Россия

e-mail: sem.myrg@mail.ru

Стареющие сплавы на основе никелида титана остаются наиболее востребованными, поскольку именно старение позволяет варьировать их структуру и характеристики формовосстановления в широком диапазоне; эта уникальная особенность делает их незаменимыми при разработке и создании интеллектуальных конструкций медицинского назначения. Одна из наиболее важных характеристик - модуль упругости сплава близок к модулю упругости костной ткани человека, делая его незаменимым в качестве материала имплантов с минимальной резорбцией костной ткани. В работе проведены исследования взаимосвязи исходной структуры сплава Ti–50,8 ат.% Ni и микроструктуры, сформированной в результате старения, на эволюцию модуля Юнга материала в широком температурном диапазоне.

Исследования проводили на материале с разной исходной структурой: (1) развитая дислокационная полосчатая структура, полученная в результате многопроходного холодного волочения накопленной деформацией $\epsilon = 0,6$; (2) смешанная наноструктура с преобладанием доли рекристаллизованного объема; (3) ультрамелкозернистая, (4) мелкозернистая и (5) крупнозернистая рекристаллизованная структура с размером зерна 0,13, 3 и 9 мкм соответственно. Часть образцов была подвергнута старению при 430°C в течение 10 ч. Испытания на растяжение проводили с использованием образцов диаметром 0.6 мм длиной 100 мм на универсальной разрывной машине «INSTRON 5966» до разрушения со скоростью деформации 20 мм/мин в диапазоне температур $-196 \leq T \leq 100^\circ\text{C}$.

Варьирование исходной структуры при использовании одинакового режима старения позволяет контролировать кинетику, последовательность и стадийность мартенситных превращений никелида титана. Размер зерна/субзерна B2-аустенита в совокупности с микроструктурой, формирующейся в результате старения, выраженно влияют на значения модуля Юнга. Это влияние неоднозначно для материала с размером зерна 0,13–3 мкм и зависит от температурного диапазона испытаний. Наиболее высокие значения $E = 32\text{--}55$ ГПа во всем температурном диапазоне реализуются в структуре с размером зерна 9 мкм.

Особенности эволюции модуля Юнга в результате термообработки позволяют заключить, что при одновременном протекании конкурирующих процессов разупрочнения и старения модуль упругости в большей степени чувствителен к старению. При этом интенсивность снижения E в результате отжига зависит от исходной структуры: в наибольшей степени он проявляется в сплаве с относительно крупным зерном 9 мкм, приводя к снижению E в 3,8 раза при температуре 37°C. Идентичность значений E после старения сплава с разной исходной структурой свидетельствует о малой чувствительности значений E к размеру частиц фазы Ti_3Ni_4 и характеру их распределения. Значения $E = 10\text{--}30$ ГПа близкие к костной ткани при температуре эксплуатации имплантов 37°C, реализуются в результате старения рекристаллизованного материала. В ультрамелкозернистом материале такие же значения E реализуются ниже комнатной температуры.

**КИНЕТИКА ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВОГО СИНТЕЗА ПОРОШКА
СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb**

**Алимов И.А.¹, Пермякова Д.В.¹, Юдин С.Н.³, Володько С.С.², Маркова Г.В.¹,
Гурьянов А.М.¹**

¹*«Тульский государственный университет», Тула, Россия*

²*НИТУ «МИСиС», Москва, Россия*

³*Московский политехнический университет, Москва, Россия*

e-mail: alimov.iwann@mail.ru

Сплав Ti-18Zr-15Nb (% ат.) является перспективным медицинским материалом, который может быть получен методами порошковой металлургии, позволяющей создать материал с регулируемым уровнем пористости.

В настоящей работе порошок сплава Ti-18Zr-15Nb был получен гидридно-кальциевым методом из шихты, состоящей из смеси оксидов TiO₂, ZrO₂, Nb₂O₅ и гидрида кальция. Для изучения кинетики сплавообразования сплава Ti-18Zr-15Nb была составлена матрица планирования эксперимента. Температуру синтеза варьировали от 900 до 1200 °С, время выдержки от 0 (без выдержки) до 6 ч. В качестве выходного параметра принимали количество β-фазы в готовых порошках. Содержание β-фазы в синтезированных порошках определяли с помощью рентгенофазового анализа.

Результаты рентгенофазового анализа показали, что при 900 °С восстановленные металлы (α-Ti, α-Zr и Nb) появляются только после двухчасовой выдержки. Однако взаимодействия между ними с образованием β-фазы на основе Ti из-за столь низкой температуры не происходит, даже спустя 6 часов выдержки. Отметим, что при нагреве без выдержки соотношение компонентов в порошках оксидов соответствует стехиометрическому, т.е. их восстановление при нагреве до 900 °С не происходит. Повышение температуры до 1000 °С резко ускоряет реакции восстановления – оксиды металлов сохраняются только в режиме без выдержки. Более того, этой температуры становится достаточно, чтобы началась реакция образования раствора на основе Ti уже после 2 часов выдержки. Однако, всё равно после синтеза при 1000 °С основными продуктами являются просто восстановленные металлы (α-Ti, α-Zr и Nb).

При 1100 °С в режиме без выдержки основной фазой уже является α-Ti с небольшими количествами (10 – 15 % об.) α-Zr, Nb и β-Ti. При выдержке всего 0,5 ч доля β-Ti резко увеличивается почти в 10 раз, и эта фаза становится основной (~ 55 % об.) в структуре порошка сплава вследствие активного растворения Zr и Nb в Ti. При увеличении выдержки более 2 часов количество фазы β-Ti изменяется мало и стабилизируется на уровне 65 – 70 % об, остальное – α-Ti.

При температуре синтеза 1200 °С основной фазой сразу становится β-Ti (55 – 65 % об.). С ростом продолжительности гидридно-кальциевого синтеза количество β-фазы монотонно растёт и достигает 95 % после 12-часовой выдержки.

Таким образом, показано, что в условиях гидридно-кальциевого восстановления смеси оксидов TiO₂, ZrO₂ и Nb₂O₅ формирование порошка сплава Ti-18Zr-15Nb со структурой гомогенной β-фазы возможно только при температуре не ниже 1200 °С и времени выдержки не менее 12 ч.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-23-20124, <https://rscf.ru/project/22-23-20124/> и региона (Комитет Тульской области по науке и инноватике).

ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССОВ ДИНАМИЧЕСКОГО И СТАТИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И КОМПЛЕКСА СВОЙСТВ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Черкасов В.В.¹, Комаров В.С.^{1,2}, Карелин Р.Д.^{1,2}, Юсупов В.С.², Хмелевская И.Ю.¹, Прокошкин С.Д.¹

¹*Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия*

²*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*
e-mail: v.basenchikov@yandex.ru

Заэкваториальные по никелю сплавы с эффектом памяти формы (СПФ) на основе никелида титана (TiNi) широко используются в различных областях медицины благодаря уникальному сочетанию высокого комплекса функциональных свойств с биохимической и биомеханической совместимостью с тканями организма человека.

Структурообразование экваториального никелида титана детально изучено в широком температурном интервале проведения деформации. Установлено, что в околоэкваториальных сплавах TiNi деформация сжатием в диапазоне 300 – 500 °С способствует формированию полигонизованной структуры. В заэкваториальных по никелю стареющих СПФ, при этих же температурах протекают процессы динамического (ДС) и статического старения (СС), в которых разупрочнение конкурирует с упрочнением за счет выделения фазы старения.

В рамках данной работы был исследован сплав Ti_{49,2}Ni_{50,8} (ат.%) после деформации сжатием со степенью истинной деформации $\epsilon = 0.5, 0.9$ и 1.3 в интервале температур 300 – 500 °С. Цель исследования заключалась в установлении закономерностей формирования структурно-фазового состояния при ДС и СС и влиянии его на свойства никелида титана.

Анализ результатов экспериментов показал, что наибольший вклад в формирование структуры оказывает температура деформации ($T_{\text{деф}}$). Так, с увеличением степени деформации значение твердости по Виккерсу практически не изменяется, в то время как с ростом $T_{\text{деф}}$ наблюдается тренд снижения твердости, с резким падением при температуре 430-500 °С (с 314 до 284 HV). Это объясняется смещением температуры мартенситного превращения от -80 °С до комнатной температуры вследствие протекания интенсивного процесса старения и изменения фазового состава за счет обеднения матрицы никелем. СС в течение 1 часа приводит к увеличению твердости на 40 ед. HV по сравнению с деформированным состоянием (~315 HV). Увеличение времени СС до 10 часов не оказывает влияния на значения твердости.

По данным рентгенофазового анализа при комнатной температуре, материал находится в B2-аустенитном состоянии. Измеренная ширина пика линии B2₁₁₀ на полувысоте плавно снижается с ростом $T_{\text{деф}}$. Разупрочнение превалирует над дисперсионным твердением.

СС в течение 1 часа, приводит к уширению пиков линий образцов деформированных при 430-500 °С, что свидетельствует о повышении дефектности субструктуры при выделении частиц фазы Ti₃Ni₄. В результате проведения просвечивающей электронной микроскопии установлено, что после деформации сжатием при 430-500 °С видимых частиц фазы Ti₃Ni₄ не обнаружено, вероятнее всего их размер не превышает 5 нм. СС в течение 1 часа приводит к росту частиц до 30-50 нм, характеризующих интенсивное протекание процессов статического старения.

Таким образом, было показано, что деформация сжатием в интервале температур 430 – 500 °С сопровождается деформационным старением, приводит к формированию благоприятной субструктуры для протекания статического старения.

Данное научное исследование выполнено при финансовой поддержке государственного задания НИТУ МИСИС, шифр проекта FSME-2023-0006.

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ОБРАЗЦОВ В ПСЕВДОУПРУГОМ
СОСТОЯНИИ ПРИ ВЫДЕРЖКЕ В УСЛОВИЯХ ПОСТОЯННОЙ
ТЕМПЕРАТУРЫ ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЫ**

Вуколов Е.А., Волков А.Е., Евард М.Е.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

e-mail: e.a.vukolov@yandex.ru

Выполнено моделирование растяжения и изгиба пластины из никелида титана с учетом эффектов теплообмена с окружающей средой, процессов теплопроводности внутри тела и влияния скрытой теплоты превращения. Определяющие соотношения материала и кинетика мартенситных превращений задаются микроструктурной моделью. Термомеханическая краевая задача формулируется в полностью связной постановке. Пластина находится в тепловом контакте с окружающей средой через верхнюю и нижнюю поверхности и нагружается при постоянной температуре окружающей среды. Рассмотрены два варианта краевой задачи: продольное растяжение пластины силой и цилиндрический изгиб пластины под действием момента сил. Процесс нагрузки происходит достаточно быстро, вследствие чего возникает неоднородное поле температуры по толщине пластины, затем максимальная нагрузка фиксируется и происходит выдержка. В процессе теплопередачи возникает накопление деформации во времени, вызванное фазовыми превращениями внутри материала. В случае изгиба пластины происходит накопление прогиба. Благодаря неоднородному полю температуры различные слои пластины испытывают фазовые превращения неравномерно по толщине сечения. Материал пластины при этом находится в двухфазном состоянии, эволюция которого обусловлена охлаждением в результате процессов теплопроводности в присутствии механических напряжений. После разгрузки образца наблюдается остаточная деформация. Рассмотрена также краевая задача с жестким закреплением образца, когда фиксируется максимальное относительное удлинение пластины в случае продольного растяжения или максимальный прогиб в случае цилиндрического изгиба. При этом наблюдается релаксация напряжений во времени из-за мартенситных превращений, связанных с процессами теплопередачи. Данный эффект следует учитывать при проектировании функциональных устройств с рабочим телом из сплава с памятью формы.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 23-29-01006.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Fe-Mn-Si И ОЦЕНКА ЕЕ ВЛИЯНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА

Нечаев Д.В.¹, Кур А.А.²

¹*СПбПУ Петра Великого, Научно-технологический комплекс "Новые технологии и материалы", Санкт-Петербург, Россия*

²*СПбПУ Петра Великого, Высшая Школа Физики и Технологии Материалов, Санкт-Петербург, Россия*

e-mail: nechaev_dv@spbstu.ru

В настоящее время во все больших узлах различного оборудования широкое распространения находят применение смарт-материалы с особыми функциональными свойствами, в частности сплавы с эффектом памяти формы. Стальные сплавы на основе тройной системы Fe-Mn-Si из-за относительно небольшой стоимости и достаточно высокой технологичности могут быть широко применены в разных областях. Кроме того, данные сплавы обладают односторонним ЭПФ, то есть после снятия внешнего воздействия не происходит повторного мартенситного превращения и данные сплавы не возвращаются в состояние предварительной деформации. С одной стороны это ограничивает ряд применений для них, но с другой стороны это позволяет гарантировать сохранение формы изделия после восстановления.

Настоящая работа посвящена разработке технологии получения сплавов с эффектом памяти формы на основе тройной системы Fe-Mn-Si. Разработаны критерии выбора сплавов, учитывающие температурный режим плавки с минимальным угаром марганца и удовлетворительным перегревом над температурой ликвидуса, а также учитывающие влияние химического состава на температуру старта мартенситного превращения. Определено, что оптимальной технологией выплавки данных сплавов является технология выплавки в открытой индукционной печи с применением защитных шлаков. Установлено, что для получения дисперсной и однородной литой микроструктуры необходимы высокие скорости кристаллизации. Также высокие скорости кристаллизации необходимы для уменьшения ликвационных процессов в рассматриваемых сплавах и для снижения объемной доли нежелательной ферритной структурной составляющей. С применением гантелевидных проб, в которых созданы условия, тормозящие усадку затвердевающего слитка и провоцирующие растрескивание изучена стойкость данных сплавов к горячим трещинам. Разработана методика для определения фазового состава стальных сплавов с ЭПФ. Доказано, что для получения бездефектной заготовки методами обработки металла давлением необходим предварительный длительный высокотемпературный гомогенизирующий отжиг для выравнивания химического состава и избавления от дендритной структуры сплава. Помимо этого, необходимы низкие скорости горячей деформации. При этом температура заготовки при ОМД должна превышать 900°C для снижения вероятности разупрочнения материала из-за прерывистой динамической рекристаллизации. Подобраны режимы термической обработки, позволяющие получить удовлетворительные для дальнейшего изготовления изделий механические и эксплуатационные свойства.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МАКРОСДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА

Комаров В.С.^{1,2}, Карелин Р.Д.^{1,2}, Черкасов В.В.¹, Хмелевская И.Ю.¹,
Юсупов В.С.², Прокошкин С.Д.¹

¹Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия

²Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия
e-mail: komarov@misis.ru

Поиск новых схем деформации металлических материалов, позволяющих значительно измельчать структуру и добиваться высоких значений свойств является актуальной задачей современного материаловедения. Ранее метод мегапластической деформации кручением был использован для создания ультрамелкозернистой структуры в объемных прутках из углеродистой стали, алюминиевых и магниевых сплавов.

В данной работе впервые к сплавам с памятью формы (СПФ) на основе TiNi успешно применена мегапластическая деформация кручением на комплексе физического моделирования термомеханических процессов MDS-830 BÄHR и осуществлён подбор оптимальных параметров работы установки. Деформацию кручением проводили при температурах 300-600 °С до разрушения или фиксированного количества оборотов. При температурах деформации 350-600 °С удалось провести 14 оборотов без разрушения образцов СПФ TiNi.

В результате проведения эксперимента установлен критический температурный режим, при котором происходит хрупкое разрушение образца СПФ TiNi при малых степенях деформации ($\epsilon = 0,23$) – 300 °С. Максимальное напряжение сопротивления деформации при понижении температуры с 600 до 300 °С возрастает более чем в три раза (380 до 1174 МПа). Анализ диаграмм деформации, позволяет сделать выводы о возможности накопления больших степени деформации ($\epsilon > 4,3$) при деформации кручением при температуре 350-600 °С и скорости деформации 0,1 с⁻¹. Проведение деформации кручением в интервале температур 350-600 °С приводит к формированию установившейся стадии деформации, а следовательно, возможности получения благоприятной динамически полигонизованной субструктуры при степенях деформации $\epsilon = 0,6$ и более.

Методами рентгенофазового анализа установлено, что деформация кручением при 350-600 °С приводит к образованию некоторого количества ромбоэдрической R-фазы и В2-аустенита и формированию наиболее дефектной структуры после деформации при 350 °С по сравнению с другими режимами обработки. Показано, что уменьшение температуры деформации кручением с 600 до 350 °С приводит к увеличению твердости с 184 до 242 HV.

Методами просвечивающей электронной микроскопии показано, что деформация при температуре 500 °С за 30 оборотов приводит к формированию структуры со средним размер структурных элементов около 500 нм. Деформация при 350 °С за 14 оборотов способствует получению более мелкодисперсной структуры со средним размером зёрен/субзёрен 250 нм. Максимальная полностью обратимая деформация образцов после деформации кручением была значительно выше по сравнению с контрольной обработкой: 5.8-7.9% и 2%, соответственно.

Результаты исследований подтверждают перспективность использования деформации кручением для измельчения структуры и повышения функциональных свойств никелида титана.

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

**ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ДВУСТОРОННЕГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ
ФОРМЫ В ПОЛИКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $\text{Ni}_{50.3}\text{Ti}_{32.2}\text{Hf}_{17.5}$ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК**

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

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск,
Россия*

e-mail: antontgl@gmail.com

В настоящей работе проведено исследование циклической стабильности двустороннего эффекта памяти формы (ДЭПФ), полученного посредством тренировок в циклах охлаждения/нагрев под нагрузкой и выдержки в мартенситном состоянии под нагрузкой при 428 К, 12 часов, в состаренных при 773 К, 3 часа поликристаллах сплава $\text{Ni}_{50.3}\text{Ti}_{32.2}\text{Hf}_{17.5}$ (ат. %).

Исследование проводилось на образцах для растяжения с размерами рабочей части $12.5 \times 3 \times 1.5 \text{ мм}^3$. Поликристаллы были выплавлены методом индукционной плавки с использованием компонентов высокой чистоты (99.99%), а химический состав после плавки контролировался посредством энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Особенностью работы является использование поликристаллов с крупным размером зерна – 36 мкм, при этом размер зёрен не изменяется после проведения дополнительных термомеханических испытаний.

В текущей работе для создания ДЭПФ в материале использовались 2 разных подхода: первый – тренировки (10 циклов термоциклирования через температурный интервал развития МП под действием приложенных напряжений 300 МПа); второй – выдержка в мартенситном состоянии под действующей нагрузкой 300 МПа при 428 К, 12 часов. Необходимо отметить, что общее время обеих термомеханических обработок было примерно равным, однако время нахождения материала в мартенситном состоянии значительно отличалось в зависимости от используемого подхода.

Тренировки приводят к появлению ДЭПФ, при этом его величина зависит от количества проведённых тренировочных циклов и увеличивается от 0.9% (1 цикл) до 2.2% (10 цикл). Сама кривая «деформация-температура» сдвигается в область более высоких температур. После проведённой выдержки в мартенситном состоянии под нагрузкой, в свою очередь, наблюдается ДЭПФ с величиной 1.5%.

Для выяснения циклической стабильности были проведены 100 циклов ДЭПФ. В обоих состояниях при циклировании ДЭПФ наблюдается деградация, заключающаяся в уменьшении величины ДЭПФ и изменении кривой «деформация-температура».

Циклирование после тренировок приводит к уменьшению общей величины обратимой деформации на ~30% (до 1.6%), тогда как после выдержки в мартенситном состоянии под нагрузкой наблюдается уменьшение величины ДЭПФ на 20% (до 1.3%). Сами кривые «деформация-температура» при этом изменяются: после выдержки наблюдается смещение в область высоких температур с уменьшением температурного гистерезиса с 35К до 28К, тогда как после тренировок смещения кривых не происходит. Подобное поведение говорит о том, что в материале задействованы различные механизмы деградации, для определения которых необходимы дополнительные электронно-микроскопические исследования.

Исследование вязкоупругих свойств показало, что в обоих состояниях после тренировок и старения в мартенсите наблюдается увеличение модулей упругости и внутреннего трения по отношению к исходному состаренному состоянию. Последующее циклирование ДЭПФ в состоянии после выдержки приводит к дополнительному увеличению модулей упругости и возвращению величины внутреннего трения к исходному значению.

**ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ СПЛАВЫ
Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ**

**Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Поникарова И.В.¹, Сибирев А.В.¹, Базлов А.И.^{1,2},
Иванов А.М.¹, Бикбаев Р.М.¹**

¹*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*

²*Национальный исследовательский технологический университет "МИСИС, Москва,
Россия*

e-mail: resnat@mail.ru

С расширением применений сплавов с памятью формы в условиях высоких температур исследователи активно стали разрабатывать материалы, в которых мартенситные превращения и эффекты памяти формы реализуются при температурах выше 200 °С. Такие материалы выделили в отдельный класс, который называется высокотемпературные сплавы с эффектом памяти формы. Бинарные сплавы TiNi не относят к данному классу, поскольку в них температуры обратного перехода не превышают 200 °С. Легирование этих сплавов гафнием или цирконием, которые замещают титан, позволяет повысить температуры мартенситных переходов, однако и в этом случае они не превосходят 400 °С. Одновременное легирование и гафнием и цирконием не улучшает ситуации. Получить ультравысокотемпературные сплавы можно за счет легирования сплава TiNi палладием, который замещает никель, что позволяет повысить температуры переходов до 700 °С. Однако, палладий очень дорогой материал и его использование в массовой продукции затруднительно.

Целью настоящего проекта явилась разработка высокотемпературных сплавов с памятью формы на основы высокоэнтропийного сплава Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co, который не содержит дорогостоящий палладий. Известно, что в эквиатомном высокоэнтропийном сплаве TiHfZrNiCuCo мартенситные превращения не реализуются при охлаждении даже при температуре жидкого азота. Было предположено, что поскольку в тройных сплавах Ti-Hf-Ni увеличение концентрации гафния свыше 8 ат.% повышает температуры мартенситных переходов, то и в высокоэнтропийном сплаве увеличение концентрации гафния относительно титана и циркония также приведет к повышению температур превращений.

В работе было выплавлено 4 новых сплава, в трех из которых содержание никеля, меди и кобальта было примерно равное, а их суммарная концентрация составляла 47-48 ат%. Содержание гафния увеличивалось от 23 до 38 ат% за счет уменьшения концентрации титана и циркония. В четвертом сплаве концентрация гафния составляла 38 %, а никеля – 30 ат%. Сплавы получали методом электродуговой плавки с пятикратными переплавами. В полученных образцах исследовали структуру, химический состав, мартенситные превращения и изменение обратимой деформации при охлаждении и нагревании в режиме кручения. Полученные результаты показали, что все сплавы, помимо основной фазы, претерпевающей мартенситные переходы, содержат частицы фаз типа Hf₂Ni и Ti₂Ni. Частицы выпадают по границам зерен, однако имеют различную морфологию. Установлено, что, как и в тройных сплавах Ti-Hf/Zr-Ni, увеличение концентрации гафния при неизменной концентрации титановой группы (Ti+Hf+Zr) повышает температуры переходов до 560 °С. Обнаружено, что в сплаве с избытком гафния и никеля относительно других элементов наблюдается мартенситное превращения при ультравысоких температурах ($M_n = 400$ °С, $A_k = 560$ °С), которое характеризуется широким гистерезисом и большими температурными интервалами.

Показано, что все сплавы демонстрируют обратимое изменение деформации при охлаждении и нагревании под напряжением и величина обратимой деформации составляет 3 %.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (№ 22-19-00169, <https://rscf.ru/project/22-19-00169/>).

**ОРИЕНТАЦИОННАЯ И КОНЦЕНТРАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭФФЕКТА
ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ CrFeMnCoNi
ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С ГЦК-ГПУ МАРТЕНСИТНЫМ
ПРЕВРАЩЕНИЕМ**

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

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск,
Россия*

e-mail: kireeva@spti.tsu.ru

Впервые получены монокристаллы новых неэквивалентных высокоэнтропийных сплавов $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Co}_{40-x}\text{Ni}_x$ ($x=3, 5, 7$) (ат.%), которые испытывают мартенситное превращение (МП) из ГЦК- фазы (ГЦК- гранецентрированная кубическая решетка) в ГПУ-мартенсит (ГПУ- гексагональная плотноупакованная решетка) и исследован эффект памяти формы (ЭПФ) в зависимости от ориентации кристалла и соотношения концентраций Co/Ni при деформации растяжением. Установлено, что ГЦК-ГПУ МП развивается при охлаждении/нагреве в свободном состоянии и под нагрузкой и характеризуется широким температурным гистерезисом 150-170K. Температура начала ГЦК-ГПУ МП с увеличением концентрации никеля уменьшается от 300K до 120K при увеличении концентрации никеля от 3 до 7 ат. %.

Установлено, что температурная зависимость предела текучести $\sigma_{0.1}(T)$ имеет вид, характерный для сплавов, испытывающих МП под нагрузкой и состоит из трех стадий. Первая стадия при $T < M_s$ (M_s – температура начала прямого МП при охлаждении) связана с термически-активируемым движением межфазных границ и введением термически индуцированного ГПУ-мартенсита под нагрузкой. Вторая стадия в температурном интервале $M_s < T < M_d$ (M_d – температура, при которой напряжения для начала образования мартенсита под нагрузкой равны напряжениям для начала пластической деформации исходной ГЦК-фазы), на которой наблюдается линейный рост напряжений $\sigma_{0.1}$ с ростом температуры, связана с развитием ГЦК-ГПУ МП под нагрузкой и описывается соотношением Клапейрона-Клаузиуса:

$$\frac{d\sigma_{0.1}}{dT} = -\frac{\Delta S}{\varepsilon_0} = -\frac{\Delta H}{T_0 \varepsilon_0} \quad (1)$$

Здесь ΔS , ΔH – соответственно, изменение энтропии и энтальпии при МП, ε_0 – деформация решетки при ГЦК-ГПУ МП, T_0 – температура химического равновесия фаз. Эта стадия наблюдается в узком температурном интервале 60-105K и $\alpha = d\sigma_{0.1}/dT$ на этой стадии зависит от ориентации кристалла. Ориентационная зависимость $\alpha = d\sigma_{0.1}/dT$ описывается ориентационной зависимостью теоретической величины ε_0 для ГЦК-ГПУ перехода. Третья стадия, связанная с деформацией ГЦК-фазы, имеет место при температуре выше M_d .

Показано, что величина ЭПФ при ГЦК-ГПУ МП зависит от ориентации кристалла, соотношения концентраций Co/Ni и уровня внешних напряжений. Максимальный ЭПФ реализуется при изобарической и изотермической деформации, когда концентрация никеля составляет 5–5.5%. Максимальный ЭПФ 15.7% обнаружен в $[\bar{1}44]$ -кристаллах, ориентированных для развития ГПУ-мартенсита в одной системе, а минимальный 1.6% в $[001]$ -кристаллах, ориентированных для развития ГПУ-мартенсита с начала деформации в нескольких системах.

Выявлены физические факторы, которые способствуют обратимому движению частичных дислокаций Шокли $a/6\langle 112 \rangle$ «точно назад» при снятии нагрузки и достижению больших значений ЭПФ: высокий уровень напряжений исходной ГЦК-фазы, ближний порядок, подавление деформации скольжением и развитие ГПУ-мартенсита в одной системе.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 22-19-00016.

**ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ СВОЙСТВ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ
СПЛАВОВ TiNiCu, ПОДВЕРГНУТЫХ КРИОГЕННУМУ
ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЮ**

Шеляков А.В.¹, Ситников Н.Н.^{1,2}, Залетова И.А.², Бородако К.А.¹

¹ *НИЯУ МИФИ, Москва, Россия*

² *АО ГНЦ «Центр Келдыша», Москва, Россия*

e-mail: alex-shel@mail.ru

Сплавы квазибинарной системы TiNi-TiCu, полученные быстрой закалкой расплава в виде тонких лент толщиной 30-50 мкм, зарекомендовали себя как перспективный материал для создания микромеханических устройств. При высоких скоростях охлаждения (около 10^6 К/с) этот метод позволяет получать сплавы с высоким содержанием меди (более 20 ат.%) в аморфном состоянии, которые после кристаллизации обладают наилучшими характеристиками эффекта памяти формы (ЭПФ). В последнее время многими исследованиями показано, что фазовый состав, морфология и средний размер зерна кристаллизованных из аморфного состояния высоколегированных сплавов системы TiNi-TiCu сильно зависит как от условий кристаллизации, так и от структуры исходного аморфного состояния как прекурсора для формирования кристаллических фаз. Недавно показано, что процедура омоложения в металлических стеклах приводит к уменьшению плотности и изменению локальной структуры, а также механическому размягчению. Омоложение представляет собой структурное возбуждение аморфных тел, сопровождающееся увеличением энтальпии и свободного объема и, следовательно, является обратным старению. Установлено, что криогенное термоциклирование, заключающееся в кратковременном нагреве и последующем охлаждении до низких температур, позволяет получать более «расслабленные» состояния с более высокой энергией.

В настоящей работе омолаживающее воздействие на быстрозакаленные сплавы системы TiNi-TiCu с содержанием меди 25 и 30 ат.% оказывали двумя способами: 1) 2 мин в жидком азоте при температуре -196°C , затем 1 мин в кипящей воде при 100°C , всего 10 циклов; 2) 10 минут при фиксированной температуре 300°C , после чего 1 мин в жидком азоте. С помощью этих способов были получены экспериментальные образцы сплавов с термически активированным аморфным состоянием.

Исследования поперечного сечения лент в сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) не выявили присутствия каких-либо структурных элементов, в том числе кристаллитов, ни на поверхности, ни в объеме ленты как в исходном состоянии после закалки, так и после криогенной обработки. Полностью аморфная структура подтверждается также результатами рентгеноструктурного анализа. Кристаллизация аморфных сплавов проводилась с помощью электроимпульсной обработки за счет пропуска через образец импульса электрического тока длительностью 10 мс. Установлено, что во всех образцах формируется кристаллическая фаза B2, которая при охлаждении превращается в мартенситную фазу B19. При этом СЭМ-изображения поперечного сечения образцов выявили неоднородную микроструктуру сплавов, состоящую из столбчатых кристаллов вблизи поверхностей ленты и микроразмерных кристаллов с субзеренной внутренней структурой. Показано, что криогенное термоциклирование практически не влияет на размеры кристаллов и в основном приводит к измельчению субзеренной структуры, что, по всей видимости, вызывает смещение температурных интервалов мартенситного превращения в сплавах, наблюдаемое на полученных ДСК-кривых.

Работа выполнена за счет гранта РФФИ (проект №23-29-00779).

ФОРМИРОВАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНО ОРИЕНТИРОВАННЫХ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫХ КОМПОЗИТОВ

Русинов П.О., Бледнова Ж.М., Курапов Г.В., Семадени М.Д.

Кубанский государственный технологический университет, Краснодар, Россия

e-mail: ruspiter5@mail.ru

В связи с расширением технологических возможностей производства, в последние годы в качестве нового резерва повышения функциональной надежности изделий все чаще рассматриваются многокомпонентные и многослойные структуры, в т.ч. слоистые композитные материалы, включающие слои из высокоэнтропийных материалов с эффектом памяти формы и комбинированные слои из функциональной керамики. Известно, что широким спектром функциональных возможностей обладают интеллектуальные высокоэнтропийные материалы с эффектом памяти формы.

Целью работы является формирование многофункциональных композитов AISI 321H - ZrCuNiCoTi - cBNNiAlSiCCoY с использованием высокоэнтропийных сплавов (ВЭСов) с термоупругими мартенситными превращениями (МП) и комбинированные слои из функциональной керамики для повышения надежности и ресурса изделий применяемых в нефтегазовой промышленности.

В качестве оборудования для формирования композитов использовался многофункциональный технологический комплекс (патент № 2718785), включающий HVOF в среде аргона с последующей термомеханической и термической обработкой.

Проведенный анализ структуры образцов, композитного материала ZrCuNiCoTi-cBNNiAlSiCCoY показал, что комплексная обработка композитного материала (включающая BMO+HVOF+TMO) приводит к существенному улучшению структуры слоев, уменьшению пористости (с 2 до 0,1 %) и увеличению адгезии на 60-70 %. Микротвердость слоев композита составила: ZrCuNiCoTi - 3,6-4,3 ГПа, cBNNiAlSiCCoY - 17,2-17,4 ГПа. Макро- и микроанализ поверхностных слоев сплава ZrCuNiCoTi, показал, что структура слоя достаточно плотная, с размером зерна от 80 до 120 нм. Размер зерна в жаропрочном, износостойком слое cBNNiAlSiCCoY составил 100-200 нм.

Основные структурные составляющие функционального слоя ZrCuNiCoTi – аустенитная B2-фаза с кубической решеткой, мартенситные фазы B19' с моноклинной решеткой, а также наблюдается небольшое количество оксида титана (TiO) менее 1%. Основные структурные составляющие упрочняющего слоя cBNNiAlSiCCoY – Ni₃Al с кубической решеткой, BN с кубической решеткой, Co с кубической решеткой, AlNiY с гексагональной решеткой, Al₃NiY с орторомбической решеткой, SiC с гексагональной решеткой.

Данные о фазовом и химическом составе композиционных слоев ZrCuNiCoTi - cBNNiAlSiCCoY, характере распределения микротвердости позволяют предположить, что такие слои в составе композита, обеспечивают повышенные функционально-механические свойства. Для сплава ZrCuNiCoTi наибольшая величина обратимой деформации, достигается при температуре отжига 1073K и составляет 0,7%.

Выполнены механические испытания композита AISI 321H – ZrCuNiCoTi – cBNNiAlSiCCoY ($\sigma_a = 435$ МПа, $N = 1,15 \cdot 10^7$ циклов) на многоцикловую усталость при изгибе с вращением, показавшие, что использование слоев ZrCuNiCoTi – cBNNiAlSiCCoY в составе композитного материала, приводит к повышению предела выносливости материала на 36%. Предел выносливости AISI 321H, без поверхностного слоистого композита, составлял $\sigma_a = 278$ МПа.

Работа выполнена в рамках Российского Научного Фонда, проект 23-23-00074.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ИЗГИБА ДВУХСЛОЙНОЙ ПЛАСТИНЫ СО СЛОЕМ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Волков А.Е., Вуколов Е.А.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

e-mail: a.volkov@spbu.ru

Для получения возвратно-поступательного перемещения при циклическом изменении температуры в технических устройствах перспективным является использование активных элементов в форме биметаллических пластин, работающих в режиме изгиба. Композиционная пластина, которая содержит слой из сплава с памятью формы (СПФ), отличается тем, что демонстрирует нелинейную зависимость прогиба от температуры. Это обстоятельство связано с изменением деформации слоя из СПФ, происходящего в относительно узком температурном интервале за счет прямого мартенситного превращения при охлаждении под нагрузкой и за счет обратного превращения при нагреве в свободном состоянии или даже при наличии противодействующей нагрузки. Изменение прогиба биметаллической пластины зависит от соотношения толщины слоя из СПФ к толщине пластины и функционально-механических свойств слоев: упругих постоянных и коэффициентов термического расширения, а для слоя из СПФ – также характеристик мартенситного превращения, величины напряжения, действующего в процессе превращения и остаточной деформации этого слоя в мартенситном состоянии.

В данной работе выполнен расчет изменения прогиба биметаллической пластины, одним из слоев которой является функциональный слой из СПФ TiNi, а другой слой изготовлен либо из упругого (сталь), либо из псевдоупругого материала. Для задания способной к возврату фазовой деформации моделировали охлаждение пластины до температуры, соответствующей мартенситному или двухфазному состоянию СПФ, изгиб ее моментом силы и разгрузку. На втором этапе численного эксперимента задавали повышение температуры окружающей среды в условиях теплообмена с нижней и с верхней поверхностями пластины. На третьем этапе моделировали термоцикл охлаждения и нагрева пластины в свободном состоянии, что приводило к возвратно-поступательному изменению прогиба. Соответствующую одномерную краевую задачу механического равновесия и теплопроводности решали в связанной постановке с учетом зависимости температур превращения от напряжений и выделения (поглощения) скрытой теплоты превращения. Для расчета механического отклика СПФ на изменение напряжения и температуры использовали микроструктурную модель, хорошо зарекомендовавшую себя при решении нуль-мерных задач – расчете деформации в однородных полях температуры и напряжения. В результате моделирования получены зависимости прогиба пластины от изгибающего момента и температуры, а также распределения температур, деформаций и напряжений по толщине пластины. Определены оптимальные с точки зрения получения максимального прогиба значения толщин упругого (псевдоупругого) и функционального слоев.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ 23-29-01006.

ОСОБЕННОСТИ ПАРАМЕТРОВ МИКРОСТРУКТУРЫ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ СТАРЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$

Тимофеева Е.Е., Тохметова А.Б., Ефтифеева А.С., Суриков Н.Ю.,
Тагильцев А.И., Жердева М.В., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

Томский государственный университет, Томск, Россия

e-mail: timofeeva_katie@mail.ru

В работе [Nat. Mater. 19 (2020) 712] показано, что увеличение содержания кобальта до $x=10$ ат. % в сплавах $\text{Ni}_{54-x}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_x$ (ат. %) приводит к выделению частиц ω -фазы, хотя все исследования, проведенные на сплавах $\text{Ni}_{54-x}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_x$ при $x=0-6$ ат.% обнаруживают только частиц $\gamma(\gamma')$ -фазы. Следовательно, актуальными являются исследования, направленные на выяснение влияния температуры старения на размер и кристаллическую структуру вторичной фазы, на параметры микроструктуры и на температуры МП в монокристаллах $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$ (ат. %).

Монокристаллы выращены методом Бриджмена. В качестве исходного выбрано состояние после высокотемпературного отжига при 1448 К, 1 ч с закалкой в воду. Старение проводилось в интервале от 523 до 1073 К с последующей закалкой. На каждую температуру приходилась отдельная партия образцов, в которых были исследованы температуры МП методом ДСК и микроструктура методом ПЭМ.

Можно выделить несколько температурных интервалов, в которых изменяются параметры микроструктуры – кристаллическая решетка и размер выделяемой вторичной фазы и нанодоменная структура аустенитной высокотемпературной фазы.

При старении до 600 К микроструктура исходных закаленных монокристаллов не изменяется, частицы не выделяются. Высокотемпературная фаза представляет собой смесь нанодомов L_{21} - и $B2$ -структур с объемной долей L_{21} -структуры 40 % и величиной доменов 20-50 нм.

При старении в интервале от 600 до 800 К происходит выделение частиц ω -фазы, изменение нанодоменной структуры и увеличение температур МП. Увеличение температуры старения приводит к увеличению размера ω -фазы от 5-10 нм (при старении 623 К, 16 ч) до 70-100 нм (при старении 773 К, 1 ч). Старение при 673 К, 16 ч не изменяет нанодоменную структуру, но старение при более высокой температуре 773 К, 1 ч приводит к увеличению объемной доли L_{21} -структуры до 60-65 % и размера нанодомов до 100-200 нм. Старение при 673-773 К в течение 1 ч приводит к увеличению температур МП. После старения при 773 К, 1 ч наблюдается максимальная температура $M_s = 250$ К, что на 80 К выше, чем в исходных закаленных кристаллах. Это связано с уменьшением содержания кобальта в матрице и уменьшением сопротивления матрицы к появлению мартенсита вблизи границ частиц.

При температуре 930 К, как следует из ДСК исследований, наблюдается переход L_{21} - $B2$. При старении в интервале от 930 К до 1100 К происходит выделение частиц $\gamma(\gamma')$ -фазы размером 300-500 нм. Частиц ω -фазы не наблюдается. Поскольку старение проведено при температуре выше, чем температура перехода порядок-беспорядок, то размер нанодомов L_{21} -структуры становится менее 10 нм, они расположены в больших областях $B2$ -структуры. Объемная доля L_{21} -фазы уменьшается до 8-10 %, что в 6-8 раз меньше, чем после старения при 773 К и в 4-5 раз меньше, чем в исходных кристаллах.

При старении в интервале от 1100 К до 1400 К происходит растворение частиц $\gamma(\gamma')$ -фазы. Нанодоменная структура близка к структуре после старения в интервале от 930 К до 1100 К. В данном состоянии температуры МП становятся равны температурам МП в исходных закаленных монокристаллах, поскольку микроструктуры данных состояний наиболее близки.

Работа была поддержана Российским научным фондом (грант № 21-19-00287).

**ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ АКТИВАЦИИ
РЕАКЦИОННОЙ СМЕСИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ
СПЛАВА Ni-Ti, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СВС**

**Рубаник В.В.¹ мл., Рубаник В.В.¹, Ломач М.С.¹, Шилин А.Д.¹,
Maashaa D.², Agvaantseren T.²**

¹*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*

²*Mongolian University of Life Science, Ulaanbaatar, Mongolia*

e-mail: ita@vitebsk.by

Пористые сплавы никелида титана, обладающие эффектом памяти формы или сверхупругости, являются перспективными материалами, как для медицины, так и технических применений. Эти материалы получают, в том числе и методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), который является одним из самых дешевых и простых. Предварительная ультразвуковая механоактивация реакционной смеси позволяет целенаправленно влиять на структуру порошков и параметры СВС, однако такие работы в области получения сплавов с памятью формы методом СВС отсутствуют. Таким образом, представляет интерес исследование влияния предварительной ультразвуковой активации реакционной смеси на свойства пористого сплава Ni-Ti, полученного методом СВС, возможность регулирования его структуры и фазового состава.

В качестве исходных порошков использовали порошки титана и никеля. Смесь готовили в соотношении Ti-50.0ат. %Ni. Высушенные порошки, соединенные в данной пропорции, перемешивали в течение 8 часов. Далее смесь порошков подвергали ультразвуковой активации в течении 15 – 120 мин при разных амплитудах ультразвуковых колебаний (УЗК). После этого инициировали реакцию СВС по стандартной методике при температуре 350 °С. Из центральной части полученной СВС-заготовки на электроэрозионном станке вырезали образцы для микроструктурных и калориметрических исследований.

После предварительной ультразвуковой активации реакционной смеси порошков титана и никеля методом СВС получены пористые образцы никелида титана, претерпевающие термоупругие мартенситные превращения. Методом дифференциальной сканирующей калориметрии установлено, что во всех полученных СВС пористых образцах наблюдаются два калориметрических пика при охлаждении и два пика при нагревании. Высокотемпературные пики относятся к превращению B2→B19' в богатом титаном NiTi, а низкотемпературные пики вызваны превращением в богатом никелем NiTi. Предварительная ультразвуковая активация реакционной смеси повышает интенсивность высокотемпературных пиков, и чем больше продолжительность и амплитуда УЗК, тем больше интенсивность пиков, что объясняется увеличением объемной доли богатой титаном фазы NiTi.

Установлено, что предварительная ультразвуковая активация порошковой композиции титана и никеля способствует образованию более изотропной пористой структуры в процессе СВС, за счет изменения режима распространения волны горения с импульсного на стационарный. Полученные образцы пористого сплава Ti-Ni имеют неоднородную микроструктуру, типичную для СВС-процесса. Общая пористость при варьировании времени и амплитуды ультразвуковой обработки изменяется незначительно.

Предварительная ультразвуковая активация смеси порошков титана и никеля может быть успешно использованы для управления пористой структурой материалов на основе никелида титана, обладающих эффектом памяти формы и сверхупругости.

Работа выполнена в рамках совместного гранта Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований и Монгольского фонда науки и технологии (T21Mn-004 и ShuKhtB-2021/02) и задания ГПНИ «Материаловедение, новые материалы и технологии».

НЕТИПИЧНОЕ ВНУТРЕННЕЕ ЭЛИНВАРНОЕ ПОВЕДЕНИЕ В БЕТА-СПЛАВЕ Ti-Nb-Zr С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Дубинский С.М.¹, Баранова А.П.¹, Маркова Г.В.², Прокошкин С.Д.¹,
Зеленина А.И.^{3,4}, Колотова Л.Н.⁵, Стариков С.В.⁶, Коротицкий А.В.¹, Базлов А.И.¹,
Браиловский В.⁷

¹Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, Москва, Россия

²Тульский государственный университет, Тула, Россия

³Московский физико-технический институт, Долгопрудный, Россия

⁴Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия

⁵Национальный исследовательский университет "Высшая школа экономики", Москва, Россия

⁶Междисциплинарный центр моделирования перспективных материалов, Рурский университет, Бохум, Германия

⁷Высшая технологическая школа, Монреаль, Канада
e-mail: dubinskiy.sm@misis.ru

Метастабильные титановые β -сплавы с памятью формы создаются преимущественно для биомедицинского применения, однако ранее было обнаружено повторяемое элинварное поведение в сплаве Ti-22Nb-6Zr (ат.%) с памятью формы при охлаждении в интервале температур от 550 до 150 °C. На момент начала исследований было известно пять механизмов элинварного поведения: (1) взаимодействие магнитных доменов; (2) фазовые превращения; (3) предпереходные явления; (4) высокая плотность дислокаций; (5) анизотропия упругих модулей низкосимметричной кристаллической решетки. Как было показано в ходе исследований, сплав Ti-22Nb-6Zr является парамагнетиком, элинварное поведение проявляется в области существования чистой ОЦК β -фазы с низкой плотностью дислокаций, а существующие предпереходные явления наблюдаются при более низких температурах. Таким образом, обнаруженное элинварное поведение при охлаждении является внутренним свойством кристаллической решетки β -фазы в сплаве Ti-22Nb-6Zr. Это было подтверждено в рамках классического атомистического моделирования кристаллической решетки β -фазы в сплаве Ti-22Nb-6Zr, где было показано, что упругие константы c_{11} , c_{12} и c_{44} имеют низкую температурную чувствительность. Такая низкая температурная чувствительность приводит к элинварному поведению модуля упругости в приближении Войта в исследуемом интервале температур, которое наиболее близко к реальному поведению титановых β -сплавов. В тоже время, отсутствие элинварного поведения при нагреве связано с выделением и растворением изотермической ω_{iso} -фазы.

Было показано, что при увеличении скорости нагрева-охлаждения с 2,5 до 8 °C/мин происходит подавление образования изотермической ω_{iso} -фазы и элинварное поведение проявляется как при охлаждении, так и при нагреве в интервале температур от 150 до 550 °C. Такое двустороннее элинварное поведение стабильно при циклировании. Кроме того такое поведение проявляется не только в рамках физических экспериментов, но и может быть получено в рамках механических испытаний, что делает возможным будущее практическое применение такого эффекта.

Похожее элинварное поведение было обнаружено и в стабильных β -сплавах, таких как Ti-50Nb (ат.%), но в более узких температурных интервалах, разделенных интервалом с близкой к нормальной температурной зависимостью упругого модуля. Метастабильные B2 Ti-50.0Ni и β Ti-18Zr-14Nb (ат.%) сплавы с памятью формы не проявляют такого элинварного поведения.

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СПЛАВОВ TiNi С РАЗЛИЧНОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ В БИОЛОГИЧЕСКИХ СРЕДАХ

Чуракова А.А.^{1,2}, Исхакова Э.И.², Каюмова Э.М.³

¹ИФМК УФИЦ РАН, Уфа, Россия

²УУНУТ, Уфа, Россия

³УГНТУ, Уфа, Россия

e-mail: churakovaa_a@mail.ru

Сплавы с эффектами памяти формы широко используются в качестве функциональных материалов в различных отраслях. Но практически отсутствуют данные по коррозионным и электрохимическим свойствам сплавов TiNi, особенный интерес представляет исследование механического поведения в коррозионных средах, и анализ коррозионной усталости сплавов TiNi с различной микроструктурой, в том числе и биологических средах. Параметры электрохимической коррозии определяли с использованием универсального потенциостата-гальваностата Р-2Х «Элинс» в режиме линейной развертки потенциала от -500 до 600 мВ со скоростью 100 мВ/с в рабочих растворах: растворы Рингера, Хэнкса и раствор 0.9% NaCl. Исследование качественного элементного состава продуктов коррозии на поверхности образцов были получены с рентгеновского фотоэлектронного спектрометра JPS-9010MX (Jeol Ltd., Japan), оснащенного монохроматическим источником рентгеновского излучения Mg K α ($h\nu = 1253,6$ эВ) с ускоряющим напряжением до 10 кВ и током до 10 мА. Сплав Ti_{49,0}Ni_{51,0} исследовался в трех структурных состояниях: закаленном (крупнозернистом), после РКУП (ультрамелкозернистое состояние 1 – УМЗ 1), состаренное с последующим РКУП (ультрамелкозернистое состояние 2 – УМЗ 2). С измельчением структуры наблюдается снижение плотности тока коррозии, наименьшая плотность тока коррозии - в растворах Рингера и Хэнкса. Для крупнозернистого состояния характерны более высокие значения потенциала коррозии по сравнению с ультрамелкозернистыми состояниями. В целом же значения уровня потенциала коррозии соответствуют питтинговой коррозии, что и подтверждается исследованием поверхности образцов после испытаний. Формирование ультрамелкозернистой структуры снижает скорость коррозии данного сплава, однако предварительное старение и выделение частиц старения повышают скорость коррозии по сравнению с состоянием без старения. Испытания показали, что данный сплав более коррозионностойкий в растворах Хэнкса и Рингера в ультрамелкозернистом состоянии. Для более точного исследования продуктов коррозии исследуемые образцы подверглись травлению. Для травления использовалась ионная пушка типа Кауфмана, установленная в шлюзовой камере прибора, так, что образцы между этапами травления и съёмки не находились на воздухе. Травление осуществлялось ионами аргона, при ускоряющем напряжении 600 В и токе эмиссии 12.3 мА. Время травления для каждого образца составляло 20 секунд. Скорость травления на данном режиме составляет 40 нм/мин. Суммарная толщина стравленного материала, таким образом, оценивается в 10 нм. На поверхности закаленного образца в виде продуктов коррозии присутствует кальций. Так же на поверхности наблюдается наличие кислорода в соединении CaCO₃, углерода, титана и никеля. Так как программное обеспечение не позволило более точно расшифровать спектр титана, то воспользовались Handbook of X-ray Photoelectron Spectroscopy, прилагаемой в комплекте к РФЭС. Спектр титана находится на значении 458.3 эВ, что соответствует соединению TiO₂ rutile (458.5 эВ). Натрий на поверхности отсутствует. Возросла интенсивность всех пиков, по сравнению закаленным образцов испытанным в растворе Рингера, что говорит о большем количестве веществ на поверхности. Аналогичные спектры наблюдаются и в ультрамелкозернистых состояниях в исследуемом сплаве.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (грант № 22-73-00289, <https://rscf.ru/project/22-73-00289/>).

ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ШЕРОХОВАТОСТИ И СМАЧИВАЕМОСТИ СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО- ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Артюхова Н.В., Аникеев С.Г., Кафтаранова М.И.
Томский Государственный Университет, Томск, Россия
e-mail: Artyukhova_nad@mail.ru

В настоящей работе показано исследование влияния электронно-пучковой обработки на топографию поверхности и параметры смачиваемости сплава на основе никелида титана с оксидным слоем и после обработки раствором кислот. Данное исследование необходимо для выявления оптимальной модификации поверхности пластин сплава на основе никелида титана для дальнейшего использования их в качестве составляющего композиционного материала при создании реберных эндопротезов.

Для исследования использовались монолитные пластины сечения 2×15 мм, полученные методом продольной прокатки. Из прокатанных образцов были подготовлены образцы двух серий: с оксидным слоем $Pt(ox)$ и без него $Pt(et)$. Для удаления оксидного слоя методом травления использовали водный раствор кислот ($HNO_3:H_2O$) в соотношении (2:1:30). Удаления следов травления с поверхности осуществляли дополнительной шлифовкой. Для электронно-пучковой обработки образцов $Pt(ox)$ и $Pt(et)$ использовали низкоэнергетический высокопоточный электронный пучок (НСЭП) в режиме с энергией электронов 20 и 30 кэВ, 15 импульсов, длительность импульса – 2.5 мкс при частоте 0,2 Гц. на установке РИТМ–СП. Исследование параметров шероховатости проводили с помощью интерференционного микроскопа профилометра «МНП-1». Для оценки смачиваемости поверхности образцов использовался анализатор формы капли (Easy Drop DSA 20, Krüss, Гамбург, Германия).

Высокие параметры шероховатости для образца $Pt(ox)$ определяются процессами деформационного воздействия, которые оказываются на поверхность образца в процессе прокатки. После обработки НСЭП в режиме энергии электронов 20 кэВ и 30 кэВ наблюдается снижение значений параметров шероховатости, что связано с нарастающей долей расплава, который появляется при высокоэнергетическом воздействии. Для образца $Pt(et)$ в результате удаления оксидного слоя морфология образца приобретает развитый рельеф. Воздействие электронного пучка приводит к сглаживанию основной площади поверхности пластины несмотря на возникновение микрократеров, появление которых вносит коррективы в параметр среднего арифметического отклонения профиля, повышая его. При увеличении энергии до 30 кэВ числа микрократеров и их глубина снижается.

Таким образом, электронно-пучковая обработка, как для образца $Pt(ox)$, так и для $Pt(et)$ приводит к снижению шероховатости и образованию гладкой поверхности в процессе воздействия. Это влияет на изменение характеристик гидрофобности/гидрофильности при смачивании поверхности сплава $TiNi$. Сглаживание поверхности образца $Pt(ox)$ в процессе обработки и смене ее режима от 20 до 30 кэВ переводит гидрофильную поверхность в разряд гидрофобных. Для образца $Pt(et)$ не смотря на общее сглаживание и тенденцию уменьшения краевого угла смачивания, обработка электронным пучком сохраняет гидрофильность поверхности при повышении энергией электронов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-79-10045.

**СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ФУНКЦИОНАЛЬНОЕ
УСТАЛОСТНОЕ ПОВЕДЕНИЕ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb,
ПОДВЕРГНУТОГО РКУП ПО РАЗНЫМ ТЕМПЕРАТУРНО-
ДЕФОРМАЦИОННЫМ РЕЖИМАМ**

**Деркач М.А.¹, Шереметьев В.А.¹, Чуракова А.А.², Гундеров Д.В.², Рааб Г.И.²,
Прокошкин С.Д.¹**

¹НИТУ «МИСиС», Россия, Москва

²«УГАТУ», Россия, Уфа

e-mail: miha-dir@mail.com

В последнее время все больший интерес привлекают безникелевые сплавы с памятью формы (СПФ) на основе системы Ti-Zr-Nb. Благодаря уникальному сочетанию биохимической и биомеханической совместимости эти сплавы являются наиболее перспективными среди металлических биоматериалов для постоянных костных имплантатов. При этом весьма актуально решение задачи дополнительного повышения механических и функциональных характеристик сплавов Ti-Zr-Nb методами интенсивной пластической деформации, что способствует повышению усталостной долговечности создаваемых из них имплантатов. Этого можно достигнуть путем формирования в СПФ Ti-Zr-Nb наноструктурного состояния методом равноканального углового прессования (РКУП). Ранее показано, что применение низкотемпературного (при 200 °С) РКУП и последеформационного отжига (ПДО) эффективно для повышения функциональных свойств сплава Ti-18Zr-15Nb (здесь и далее в ат.%), в частности повышения сверхупругой обратимой деформации до $\varepsilon_r^{se} \approx 3,4\%$. Однако, низкотемпературное РКУП не является технологичным, т.к. в результате 3 проходов на заготовке формируются трещины, а увеличение количества проходов приводит к разрушению образца. Целью данной работы было исследование влияния высокотемпературного РКУП при 500 °С на структуру и свойства сплава Ti-18Zr-15Nb. Кроме того, в данной работе проведено сравнительное исследование функционального усталостного поведения сплава после наиболее перспективных температурно-деформационных режимов РКУП.

Слиток сплава Ti-18Zr-15Nb выплавлен методом вакуумного дугового переплава. Для устранения литой структуры слиток был подвергнут высокотемпературной ковке при температуре 900-1000 °С. Перед РКУП образцы длиной 100 мм и диаметром 20 мм отжигали в течении 30 мин при температуре 700 °С с последующей закалкой в воду для достижения в материале рекристаллизованной структуры β -фазы. РКУП проводили непрерывно при температуре 500 °С ($n = 4$ и $n = 8$ проходов) с быстрым охлаждением в воде после заключительного прохода.

В результате РКУП при 500 °С формируется динамически полигонизованная субструктура β - фазы с присутствием α' - фазы. Средний размер субзерен, разделенных малоугловыми границами, увеличивается с 500 нм до 1000 нм при увеличении проходов с $n = 4$ до $n = 8$. Сплав находится в наиболее упрочненном состоянии ($UTS = 897$ МПа) после $n = 8$ проходов РКУП, но имеет низкую пластичность ($\delta \approx 6\%$) и не проявляет сверхупругости. После РКУП $n = 4$ достигается наилучший комплекс свойств ($UTS = 670$ МПа; $\delta \approx 13\%$, $\varepsilon_r^{se} \approx 3,1\%$). По результатам сравнительных функциональных усталостных испытаний установлено, что сплав Ti-18Zr-15Nb проявляет высокую функциональную усталостную долговечность как после низкотемпературного РКУП+ПДО, так и после высокотемпературного РКУП: 9492 ± 2895 и 11335 ± 110 циклов до разрушения соответственно.

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ № 20-63-47063

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ АУСТЕНИТА И МАРТЕНСИТА ПРИ СЖАТИИ В ЗАКАЛЕННЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ $Ti_{49,6}Ni_{50,4}$

Фаткуллин И.Д., Ефтифеева А.С., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск,
Россия*

e-mail: fatkullin_92@mail.ru

Функциональные свойства, величина обратимой деформации при развитии мартенситного превращения, циклическая стабильность сверхэластичности во многом определяется сопротивлением дислокационного скольжения аустенита и мартенсита. Поэтому актуальным является исследование ориентационной зависимости предела текучести В19'-мартенсита и В2-аустенита в монокристаллах $Ti_{49,6}Ni_{50,4}$ при сжатии. Монокристаллические образцы имели ось деформации $[001]_{B2}$ и $[\bar{1}11]_{B2}$. Образцы отжигали при 1253 К, 1 ч в атмосфере гелия с последующей закалкой в воду. Характеристические температуры В2-В19' МП при охлаждении/нагреве закаленных монокристаллов, определенные методом дифференциальной сканирующей калориметрии, равны $M_s=286$ К, $M_f=272$ К, $A_s=299$ К, $A_f=316$ К.

В области температур $T > M_d$ (M_d – температура, выше которой наблюдается пластическое течение аустенита) деформационное поведение монокристаллов связано с пластической деформацией высокотемпературной В2-фазы и характеризуется пределом текучести В2-аустенита σ_{cr}^A . Например, при $T=548$ К предел текучести В2-фазы σ_{cr}^A для высокопрочной $[001]_{B2}$ ориентации в 1,5 раза выше, чем для $[\bar{1}11]_{B2}$ -ориентации. Высокопрочная «жесткая» $[001]_{B2}$ -ориентация имеет высокие значения предела текучести высокотемпературной фазы $\sim G/100$ (G – модуль сдвига аустенита), для которой развитие пластической деформации затруднено из-за равных нулю факторов Шмида для действующих систем скольжения $\langle 100 \rangle \{110\}_{B2}$, в отличие от $[\bar{1}11]_{B2}$ -ориентации. В $[001]_{B2}$ -кристаллах деформация выше предела текучести σ_{cr}^A сопровождалась срывами напряжений и звуковыми эффектами, что является характерным для механизма деформации двойникованием.

Деформационное поведение В19'-мартенсита было исследовано в области развития МП под нагрузкой при $T < M_f$, когда в исходном состоянии до нагрузки структура образца представляет самоаккомодирующую структуру В19'-мартенсита. Кривые «напряжения-деформация» при $T < M_f$ характеризуются фазовыми и дислокационными пределами текучести мартенсита σ_{cr} и σ_{cr}^M , соответственно. Фазовый предел текучести σ_{cr} соответствует критическим напряжениям необходимым для движения двойниковых границ и роста ориентированного варианта мартенсита под нагрузкой. Этот ориентированный вариант имеет максимальный фактор Шмида по отношению к направлению приложенной нагрузки.

При дальнейшем увеличении нагрузки достигается дислокационный предел текучести мартенсита σ_{cr}^M , который характеризует напряжения для начала пластической деформацией мартенсита и стабилизации ориентированного варианта мартенсита. Напряжения σ_{cr}^M в 4,5 раза выше, чем σ_{cr} для обеих ориентаций. При снятии нагрузки при уровне напряжений $\sigma_{cr} < \sigma < \sigma_{cr}^M$ и последующим нагревом образца, его форма и размеры восстановятся в ходе обратного МП. При деформации выше σ_{cr}^M размеры образца не восстанавливаются. Впервые экспериментально было показано, что предел текучести В19'-мартенсита σ_{cr}^M для $[\bar{1}11]_{B2}$ -ориентации в 1,2 раза выше, чем для $[001]_{B2}$ -ориентации, которая характеризуется более высоким пределом текучести В2-фазы. В работе обсуждаются механизмы деформации в В19'-мартенсите, определяющие ориентационную зависимость предела текучести мартенсита.

Исследование проведено при поддержке гранта в соответствии с Постановлением Правительства Российской Федерации № 220 от 09 апреля 2010 года (Соглашение № 075-15-2021-612 от 04 июня 2021 года).

СОЗДАНИЕ ИЕРАРХИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ НА СПЛАВЕ NiTi

Дубовиков К.М., Марченко Е.С., Байгонакова Г.А.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск,
Россия*

e-mail: kirill_dubovikov@mail.ru

Благодаря свойствам NiTi, такими как сверхэластичность, эффект памяти формы и высокая биосовместимость, этот сплав получил широкое распространение в медицине. При этом под воздействием агрессивного воздействия среды организма и знакопеременных нагрузок сплав подвергается коррозии и в результате разрушается, высвобождая ионы никеля, которые вызывают различные воспалительные реакции, что негативно сказывается на общем состоянии пациента. Для защиты сплава NiTi от коррозии наносят различные покрытия, чаще всего керамические, а спектр применяемых методов крайне широк. Но следует учитывать толщину наносимого покрытия, так как слишком толстая пленка будет подавлять проявляемые NiTi эффект памяти формы и сверхэластичность. Поэтому нами был выбран нитрид титана в качестве коррозионностойкого слоя толщиной до 500 нм из-за своей крайне высокой стойкости к агрессивным средам. Но при этом данная фаза обладает не самыми лучшими биоактивными свойствами, что затрудняет пролиферацию клеток на поверхности. Из-за этого методом плазменно-ассистированного ВЧ распыления был нанесен еще один слой, состоящий из кальций фосфатов, которые стимулируют остеинтеграцию, ускоряя регенерацию костной ткани.

Для того чтобы получить наибольшую кристалличность кальций фосфатного покрытия были выбраны следующие: рабочее давление аргона в камере – 0,9 Па, ток разряда плазмогенератора – 0 А и напряжение смещения – 0 В. В качестве метода исследования сформированного покрытия использовали рентгеноструктурный дифрактометр, растровую электронную и просвечивающую микроскопии и энергодисперсионный анализ.

Было установлено, что покрытие состоит из двух частей: сферических образований размером до 4 мкм, которые равномерно распределены по всей поверхности и являющихся оксидами фосфора, и гладких межсферических областей, обогащенных кальцием. Вторая часть покрытия является трикальций фосфатом. Также было изучено поперечное сечение границы раздела подложка/нитрид титана/кальций фосфат. Установлено, что между подложкой и кальций фосфатным покрытием сформировались два слоя каждый толщиной 500 нм. Нижний слой состоит преимущественно из азота, кислорода, титана и никеля, а верхний включает в себя кислород, кальций, фосфор и небольшое количество титана и никеля, но не более 2 ат.%. То есть можно сделать вывод, что помимо исходного промежуточного нитридного слоя после напыления кальций фосфатов сформировался еще один слой толщиной 500 нм, образовав тем самым диффузионную зону. Также было установлено, что оба эти слоя состоят из кристаллов размером около 5 нм, но по мере приближения к кальций фосфатному покрытию, размер кристаллов увеличивался до 100 нм. На поперечном сечении обнаружено, что само покрытие имеет плотную и бездефектную структуру.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-72-10105.

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ ПАРАМЕТРОВ
ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВОГО СИНТЕЗА
НА МОРФОЛОГИЮ ПОРОШКА СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb**
Пермякова Д.В.¹, Алимов И.А.¹, Маркова Г.В.¹, Володько С.С.², Юдин С.Н.³

¹ТулГУ, Тула, Россия

²НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

³Московский политехнический университет, Москва, Россия

e-mail: darya.per@gmail.com

Большинство основных характеристик порошков, таких как текучесть, плотность, прессуемость, насыпная плотность, сильно зависят от морфологии и гранулометрического состава частиц. Они же определяют поведение порошков при прессовании и спекании. Морфология порошков, получаемых гидридно-кальциевым синтезом, зависит от растворимости основных компонентов сплава в жидком кальции. Если металлы, образующие сплав, практически не растворяются в расплавленном кальции, как например, титан, цирконий, ниобий, то синтезированные частицы порошка должны иметь губчатое строение. Вместе с тем морфологические характеристики порошков зависят от условий их образования – от температуры и времени синтеза.

Исследованы порошки сплава Ti-18Zr-15Nb, полученные гидридно-кальциевым синтезом при температурах 900, 1000, 1100 и 1200 °C и временах выдержки от 0 до 6 часов. Гранулометрический состав порошков исследовали на лазерном анализаторе частиц ANALYSETTE 22 MicroTec фирмы Fritsch. Определение форм-фактора металлографическим методом проводили с помощью оптического микроскопа «AxioObserver. D1m» фирмы Carl Zeiss с использованием функции «Aspectratio».

При температуре синтеза 900 °C без выдержки порошок состоит из частиц исходных оксидов неправильной формы с развитой поверхностью (TiO₂, ZrO₂) и частиц правильной геометрической формы (Nb₂O₅). После выдержки 6 часов появляются первые мелкие губчатые агломераты, состоящие из дисперсных спеченных частиц оксидов. Однако большое количество частиц оксидов сохраняют индивидуальность. Средний размер частиц почти не меняется. После восстановления при 1000 °C без выдержки порошок сплава сохраняет морфологию исходных оксидов. Медианный размер частиц такой же, как после синтеза при 900°C. Кривая распределения частиц по размерам становится более скошенной в сторону больших значений, т.к. начинают формироваться агломераты. После 6-ти часовой выдержки порошок по большей части состоит из разноразмерных агломератов губчатой морфологии. Порошки сплава, полученные при 1100 °C как без выдержки, так и после 6-ти часовой выдержки, имеют идентичную губчатую морфологию, но увеличивается количество крупных агломератов, в результате чего функция распределения частиц по размерам становится асимметричной. После синтеза при 1200 °C независимо от времени выдержки в порошках сплава формируются крупные губчатые агломераты, мелких отдельных частиц практически не наблюдается.

По результатам определения гранулометрического состава установлено, что увеличение времени выдержки и температуры синтеза приводит к росту медианного размера частиц и ширины распределения. Вид функции распределения частиц по размеру изменяется от симметричного в полулогарифмических координатах на асимметричный, смещенный в сторону больших значений, что связано с формированием агломератов и увеличением их размеров. Температурно-временные условия синтеза не влияют на величину форм-фактора частиц, несмотря на видимое изменение морфологии.

Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (грант № 22-23-20124, <https://rscf.ru/project/22-23-20124/>) и Комитета Тульской области по науке и инноватике.

**ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ НА СТРУКТУРУ И
УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ ПОРИСТОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ
НИКЕЛИДА ТИТАНА**

Гарин А.С., Марченко Е.С., Байгонакова Г.А.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск,
Россия*

e-mail: stik-020@mail.ru

Пористый сплав никелида титана (TiNi), полученный методами порошковой металлургии, представляет собой перспективный материал в сфере биомедицины и авиастроения. Особый интерес вызывают его уникальные функциональные свойства, включая усталостную прочность и способность к мартенситному превращению. Настоящее исследование демонстрирует, что методы порошковой металлургии оказывают значительное влияние на эти свойства, в частности, на структуру сплава и его усталостную прочность. Анализ показал, что присутствие мелкодисперсных частиц фазы Ti_3Ni_4 способствует дисперсному упрочнению материнской фазы, повышая ее устойчивость к деформациям. Однако, несмотря на увеличение содержания Ti_3Ni_4 , спеченные образцы обладают меньшей циклической устойчивостью по сравнению с образцами, полученными методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Результаты рентгеноструктурного анализа подтверждают высокое содержание интерметаллических соединений Ti_2Ni и Ti_3Ni_4 , которые формируют вторичные фазы в образцах. На основе данных атомного объема, построена концентрационная зависимость в соединении TiNi со структурой B2 в области эквивалентного состава. Вследствие неоднородного химического состава в разных зернах в исследуемых сплавах экспериментальные точки на кривой зависимости от концентрации располагаются по обе стороны от максимума. Это дополнительно подтверждается результатами качественного рентгеноструктурного анализа и расположением двухфазных областей (TiNi)+ $TiNi_3$ и (TiNi)+ Ti_2Ni на диаграмме состояния. С использованием дифференциальной сканирующей микроскопии (ДСК) показано, что в пористых спеченных материалах области фазового перехода размыты. Это связано с повышенной и неоднородной концентрацией вторичных фаз Ti_3Ni_4 и Ti_2Ni , формирующихся при процессе диффузионного спекания. Данные ДСК коррелируют с результатами рентгеноструктурного анализа и анализа фрактограмм поверхности разрушения перемычек пористого TiNi. Повышенное содержание фазы Ti_3Ni_4 приводит к снижению необходимого напряжения начала фазового перехода аустенита в мартенсит, что влияет на общую усталостную прочность сплава. Таким образом, методы получения пористого сплава, такие как СВС и спекание, влияют на структуру и усталостную прочность пористого сплава никелида титана. Особенно важным является влияние вторичных фаз на неоднородное химическое состояние зерен в основной фазе со структурой B2. Важно также учесть влияние концентрации фазы Ti_3Ni_4 и распределение вторичных фаз в объеме пористых материалов. В дальнейшем, изучение и оптимизация процессов получения пористого сплава никелида титана с помощью методов порошковой металлургии является перспективным направлением для улучшения его функциональных свойств и широкого применения в различных областях техники и медицины.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-72-10037.

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА РАЗВИТИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$

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

Томский государственный университет, Томск, Россия

e-mail: zhmv98@mail.ru

Исследование циклической стабильности материалов является важным шагом в процессе разработки и эксплуатации сплавов с памятью формы. Полученные данные позволяют оптимизировать рабочие параметры, улучшить надежность и долговечность устройств, а также минимизировать риски преждевременного разрушения материалов и повреждения устройств в процессе эксплуатации. Целью настоящей работы было исследование влияния старения на циклическую стабильность сверхэластичности (СЭ) в [001]-монокристаллах $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$ (ат.%) при деформации сжатием (10^5 циклов нагрузка/разгрузка).

После роста монокристаллы подвергались высокотемпературному отжигу при 1448 К – 1 час (зак-1448). Далее проводили старение для получения гетерофазной структуры при 773 К – 1 ч (стар-773). Циклическую стабильность СЭ изучали на ElectroPuls E3000 при $T=295$ К в циклах нагрузка/разгрузка до уровня напряжений 300 МПа – 10^5 циклов.

В закаленных монокристаллах наблюдается две стадии развития деградации кривых СЭ. I стадия – начальная деградация, включает в себя $2 \cdot 10^3$ первых циклов и характеризуется уменьшением критических напряжений σ_{cr} на 4 % (с 183 МПа до 174 МПа) и механического гистерезиса $\Delta\sigma$ на 57 % (с 52 МПа до 20 МПа). Форма кривой $\sigma(\epsilon)$ почти не меняется, плато напряжений уменьшается. II стадия – циклической стабильности, наблюдается с $2 \cdot 10^3$ до 10^5 циклов. Критические напряжения σ_{cr} , механический гистерезис $\Delta\sigma$ и эффективный модуль упругости E_A практически не изменяются.

В состаренных монокристаллах I стадия включает в себя 50 циклов, что в 10 раз меньше, чем в закаленных. На I стадии происходит резкое уменьшение σ_{cr} : с 105 МПа до 86 МПа (на 20 %), в 5 раз больше, чем в зак-1448. II стадия в состаренных монокристаллах включает в себя с 50 до 2×10^4 циклов, что в 5 раз меньше, чем в монокристаллах зак-1448. На II стадии происходит сильное изменение вида кривой $\sigma(\epsilon)$ – уменьшается эффективный модуль упругости E_A (на 25 %) и на кривой появляются дополнительные участки с различными значениями коэффициента деформационного упрочнения $\theta=d\sigma/d\epsilon$. В отличие от закаленных кристаллов, в состаренных монокристаллах обнаружена III стадия – стадия циклической усталости, на которой параметры кривой СЭ вновь претерпевают сильные изменения. Наблюдается III стадия после $2 \cdot 10^4$ циклов и до 10^5 циклов и является самой продолжительной в состаренных кристаллах. На III стадии σ_{cr} изменяются слабо в пределах 85 – 87 МПа, но $\Delta\sigma$, относительно II стадии, сильно сокращается с 34 до 23 МПа (на 35 %). Вид кривой $\sigma(\epsilon)$ продолжает изменяться: эффективный модуль упругости E_A уменьшается с 53,7 до 48,8 МПа (на 11 %), плато напряжений уменьшается.

В закаленных монокристаллах ключевым механизмом деградации является образование дислокаций с их однородным распределением. В то время как в состаренных монокристаллах происходит образование дислокаций не только в матрице, но и наблюдаются скопления дислокаций вокруг частиц, и также происходит формировании остаточного мартенсита.

Работа была поддержана Российским научным фондом (грант № 21-19-00287).

РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОСТНЫХ ИМПЛАНТАТОВ

Лезин В.Д.¹, Молчанов С.А.², Лукашевич К.Е.¹, Шереметьев В.А.¹

¹НИТУ МИСИС, Москва, Россия

²ООО «КОНМЕТ», Москва Россия

e-mail: vyacheslavlezin@gmail.com

Стремительное развитие аддитивных технологий в последнее десятилетие значительно расширило возможности для создания персонализированных костных имплантатов, в том числе и благодаря применению пористых структур, имеющих высокую биомеханическую совместимость с костной тканью. Метод селективного лазерного плавления (СЛП) за счет высокой точности и универсальности является наиболее эффективным для изготовления пористых металлических материалов. Модуль Юнга таких материалов, изготовленных из медицинских титановых сплавов, адаптируется путем изменения их пористости для соответствия плотной и губчатой костной ткани в диапазоне 1-30 ГПа, а оптимизация внутренней геометрии позволяет улучшить условия для остеоинтеграции и обеспечения надежной механической связи между имплантатом и костью. Применение сплавов Ti-Zr-Nb с памятью формы, проявляющих сверхупругое поведение и более низкий модуль Юнга в сравнении с медицинскими титановыми сплавами, в качестве основы пористых структур повышает потенциал материала в части усталостной долговечности.

Применение нового материала требует разработки и оптимизации режима СЛП. Это необходимо для минимизации дефектов, достижения заданной геометрии изделия и, как следствие, достижения необходимых механических свойств. Для создания пористых структур с тонкими элементами конструкции (200-300 мкм) необходима дополнительная оптимизация режима СЛП. Для исследования были выбраны структуры типа вороной (В), ромбический додекаэдр (Д) и гироид (Г). Материалы на основе ячейки типа Д отличаются однородностью макроструктуры и высокими прочностными свойствами во всех направлениях. Структура на основе листового гироида обладает наиболее высокой площадью внутренней поверхности, что способствует остеоинтеграции, а также стабильным размером пор, которые образуются сквозными каналами одного диаметра. Структура В отличается меньшей однородностью, но по морфологии схожа с реальной костной тканью. Геометрические характеристики пористых структур выбирали исходя из анализа литературы и опираясь на требования к пористым структурам для обеспечения остеоинтеграции, а также на технологические возможности их изготовления методом СЛП.

Изготовление монолитных образцов из сплава Ti-Zr-Nb производили используя режимы СЛП с шагом штриховки лазера в 0,06 мм и 0,11 мм, выбранные на основе более ранних исследований. При разработке режимов СЛП для пористых структур был применен универсальный подход, показавший свою эффективность при изготовлении пористых структур из сплава Ti-6Al-4V, заключающийся в уменьшении шага лазера до 0,04 мм и соответствующей компенсацией всех остальных параметров для соблюдения оптимального баланса между плотностью энергии лазера и скоростью построения. Таким образом было подобрано 8 режимов СЛП по которым были изготовлены кубические образцы структур типа додекаэдр с толщиной перемычки 0,25 мм. По результатам исследования дефектной пористости и точности геометрии были предложены новые режимы СЛП для изготовления высокопористых материалов из сплава Ti-Zr-Nb с тонкими внутренними элементами конструкции.

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

**ПОВЫШЕНИЕ РЕСУРСОЭФФЕКТИВНОСТИ ТОПОЛОГИЧЕСКИ
ОПТИМИЗИРОВАННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИИ ПРИВОДА МАШИН
ТЯЖЕЛОГО КЛАССА ФОРМИРОВАНИЕМ ФУНКЦИОНАЛЬНО
ОРИЕНТИРОВАННЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ КОМПОЗИЦИЙ
ИЗ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**

Бледнова Ж.М., Каплюхин Р.Э.

Кубанский государственный технологический университет, г. Краснодар, Россия

e-mail: kaplyuhin@gmail.com

Проблема повышение надежности системы приводов машин тяжелого класса в настоящее время не решена. Новым поколением приводных систем машин тяжелого класса являются сменные гусеничные модули (СГМ), имеющие ряд преимуществ. Нами запатентована концепция СГМ, позволяющего минимизировать динамические нагрузки на систему (Пат. РФ № 2773146). Повышение прочностной надежности достигается топологической оптимизацией изделий и сопровождается снижением массогабаритных характеристик и, повышением энергетической и экономической эффективности. Функциональная надежность достигается формированием на поверхности топологически оптимизированных элементов конструкции многослойных функционально-ориентированных слоев с разделением их на адгезионные, барьерные, релаксационные, функциональные, упрочняющие и защитные, обеспечивающих повышенную демпфируемость и обратимость деформации при циклическом нагружении, замедление или блокирование распространения трещин, обеспечивая увеличение жизненного цикла изделий и повышение ресурсной эффективности.

Целью работы является разработка и исследование структурно-фазового состояния и деформационного поведения функционально-организованных поверхностных композиций из сплавов с памятью формы, наносимых на топологически оптимизированные элементы конструкции приводов машин тяжелого класса для обеспечения адаптационной способности к внешним воздействиям, увеличение ресурса и снижения риска внезапного разрушения, в сочетании с высокими значениями прочности, твердости, вязкости разрушения и стойкости к коррозионно-эрозионным воздействиям. Появившиеся в последнее время новые относительно недорогие сплавы с памятью формы на основе железа и разрабатываемые технологии композиционного конструирования обосновывают экономическую эффективность их использования.

В качестве материала основы топологически оптимизированных высоконагруженных исполнительных элементов конструкции гусеничного движителя рекомендованы марганцовистые стали (30ХГСА), а для наиболее нагруженных поверхностных слоев, сформированных композиционным конструированием, высокоэнтропийные сплавы с памятью формы (FeNiCoAl(Ta,Ti,Nb,B) (Патент РФ. № 2753636), FeMnCoNi, FeMnAlNi, FeMnNiAlTi, FeMnAlSi), обеспечивающие адаптацию к внешним воздействиям, минимизацию риска внезапного разрушения и повышение ресурсной эффективности. Формирование поверхностной композиции из сплавов с памятью формы производилась методом HVOF по ранее разработанной технологии (патент РФ № 2760316) с учетом структурно-фазового состояния слоев. Повышение прочностной надежности осуществляется учетом напряженно-деформированного состояния элемента конструкции на финишном этапе термомеханической обработки, сопровождаемой электроимпульсной или электромеханической обработкой (пат. № 2625508) по направлению действия главных напряжений, определяемых конечно-элементным моделированием. Испытания образцов с поверхностным слоем $\text{Fe}_{41}\text{Ni}_{28}\text{Co}_{17}\text{Al}_{11,5}\text{Ta}_{2,5}$ при изгибе с вращением показали повышение предела выносливости на базе 10^6 циклов на 28-37%.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Соглашение № 19-19-00331).

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Кафтаранова М.И., Аникеев С.Г., Артюхова Н.В., Ходоренко В.Н.

Томский государственный университет, Томск, Россия

e-mail: kaftaranovami@gmail.com

Пористо-монокристаллические имплантаты, полученные путем спекания порошка никелида титана и монокристаллической пластины TiNi, перспективны для создания эндопротезов, используемых при замещении фрагментов ребер. Монокристаллическая часть ответственна за деформационно-прочностные характеристики эндопротеза, пористая часть обеспечивает его надежную фиксацию в тканях организма. Проблема создания качественной поверхности монокристаллической части эндопротеза для прочного припекания порошка решается путем электронно-пучковой обработки, которая позволяет формировать более однородную структуру поверхности. При взаимодействии металлической поверхности с высокоэнергетическим электронным пучком изменяется макроструктура, химический и структурно-фазовый состав тонкого поверхностного слоя, что неизбежно ведет к смене механических свойств обработанной поверхности. В связи с этим, анализ влияния электронно-пучковой обработки на микротвердость поверхности металлических материалов TiNi является актуальной задачей.

Монокристаллические слитки с химическим составом 49,0–49,5 ат. % Ni, полученные путем индукционной плавки губчатого Ti и электролитического Ni, были прокатаны на двухвалковом прокатном стане до толщины 1,5–2 мм. В эксперименте участвовали 2 серии образцов. I серия: образцы в исходном состоянии с оксидным слоем без обработки – Pl(ox), после обработки электронным пучком Pl(ox)-20, Pl(ox)-30. II серия: образцы после травления раствором кислот – Pl(et), после обработки электронным пучком Pl(et)-20, Pl(et)-30. Химическое травление образцов проводили в растворе кислот ($3\text{H}_2\text{O} + 2\text{HNO}_3 + 1\text{HF}$). Обработка электронным пучком выполнена при энергии электронов 20 и 30 кэВ, плотности энергии $E_s \approx 6 \text{ Дж/см}^2$, количество импульсов – 15. Механические свойства поверхности определяли методом Оливера-Фарра с использованием прибора CSM Instruments TTX-NHT2. Скорость нагрузки и разгрузки индентора составляла 0.02 Н/мин. Время выдержки под максимальной нагрузкой (0.1 Н) – 15 сек. Методика позволяет определять инструментальную твердость - НТ, твердость по Виккерсу – НV.

Для образцов I серии отмечено увеличение НТ и НV при обработке в режиме 20 кэВ. Это связано со сменой макроструктурных особенностей поверхности. Поверхность образца Pl(ox) состоит из оксидного слоя, имеющего дискретную грануловидную структуру. Сформированная, в процессе модификации, поверхность образца Pl(ox)-20 представляет собой сплошной слой. Формирование сплошной поверхности повышает величину микротвердости. Кроме того, обработка НСЭП материала приводит к возникновению внутренних напряжений, которые локализуются в приповерхностных объемах и также могут повлиять на рост значений микротвердости. При воздействии электронного пучка в режиме 30 кэВ обнаружено дальнейшее снижение параметров твердости на 20 %. Это связано с уменьшением оксидного слоя и соответственно преобладанием фазы TiNi(B2) твердость которой существенно ниже. В рамках II серии после травления наблюдается снижение НТ и НV модифицированной в режиме 20 кэВ. Это связано с формированием в ходе мартенситного перехода в его поверхностной структуре мартенситной фазы TiNi(B19') под влиянием электронного пучка. Фаза мартенсита имеет меньшую твердость в сравнении с аустенитной фазой TiNi(B2). Повышение энергии электронов до 30 кэВ не приводит значительному изменению параметров твердости.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ЭФФЕКТ ПСЕВДОУПРУГОСТИ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОМ СПЛАВЕ

$\text{Ti}_{15}\text{Hf}_{17}\text{Zr}_{17}\text{Ni}_{17}\text{Co}_{17}\text{Cu}_{17}$

Иванов А.М.¹, Стародубова М.С.¹, Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Андреев В.А.²

¹Санкт-Петербургский Государственный Университет, Россия, Санкт-Петербург

²Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, Москва

e-mail: a.ivanov@spbu.ru

В 2015 году впервые было показано, что высокоэнтропийные сплавы с памятью формы могут испытывать термоупругие мартенситные превращения и демонстрировать эффекты памяти формы. Известно, что высокоэнтропийные сплавы обладают высокой прочностью и высоким пределом текучести. Предполагается, что высокий предел текучести таких материалов с памятью формы может существенно увеличить интервал температур, при котором наблюдается эффект псевдоупругости. Таким образом, целью данной работы стало исследование влияния температуры деформирования на эффект псевдоупругости в высокоэнтропийном сплаве $\text{Ti}_{15}\text{Hf}_{17}\text{Zr}_{17}\text{Ni}_{17}\text{Co}_{17}\text{Cu}_{17}$.

Слитки сплава $\text{Ti}_{15}\text{Hf}_{17}\text{Zr}_{17}\text{Ni}_{17}\text{Co}_{17}\text{Cu}_{17}$ были получены методом электролучевой плавки, с 15 переплавками для получения гомогенной структуры сплава. Полученные слитки разрезали на пластины толщиной 0,8 мм, из которых вырезали образцы с лопатками, ширина и длина рабочей части которых составляли 1 и 7 мм. Полученные образцы изотермически деформировали до разрыва с промежуточными разгрузками. Деформирование осуществляли при температурах 100, 20, 0, -25, -50, -75 и -100 °С.

Исследование изменения электросопротивления при охлаждении и нагревании, а также дифференциальная сканирующая калориметрия показали, что данный сплав не испытывает мартенситных превращений при охлаждении вплоть до температуры -180 °С. Таким образом, при любой температуре деформирования материал находился в аустенитном состоянии, что было подтверждено данными рентгеноструктурного анализа. Обнаружено, что при температурах деформирования 20 и 100 °С материал деформируется упруго вплоть до разрушения при 850 МПа. При температуре 0 °С или менее, материал проявляет псевдоупругое поведение при разгрузке. Это означает, что в материале наводится мартенсит при активном деформировании. При выбранных температурах деформирования мартенсит термодинамически неустойчив, поэтому при разгрузке он превращается в аустенит, что приводит к возврату деформации. При температуре деформирования 0 °С мартенсит появляется при напряжении 800 МПа, что близко к пределу текучести, поэтому после разгрузки наблюдается недовозврат, который составил 0,15 %. Если деформирование осуществлять при температурах ниже 0 °С, то при разгрузке сплав полностью восстанавливает деформацию. Вне зависимости от температуры деформирования, разрушение наблюдали при деформации близкой к 2 %.

Зависимость фазового предела текучести от температуры деформирования является линейной, что согласуется с соотношением типа Клаузиуса-Клапейрона. Коэффициент $d\sigma/dT$ равен 2,7 МПа/°С, что в 2,5 раза меньше, чем для бинарного сплава $\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{51}$. Это позволило сплаву $\text{Ti}_{15}\text{Hf}_{17}\text{Zr}_{17}\text{Ni}_{17}\text{Co}_{17}\text{Cu}_{17}$ проявлять эффект псевдоупругости в интервале от -100 °С до 0 °С. Следовательно, ширина окна псевдоупругости для исследуемого высокоэнтропийного сплава составила 100 °С.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 22-19-00169).

РАСЧЕТ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СЛОИСТЫХ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОГРАММНОГО КОМПЛЕКСА ANSYS

Бикбаев Р.М., Реснина Н.Н., Беляев С.П.

Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия

e-mail: BikbaevRM@yandex.ru

Ранее были проведены экспериментальные исследования функциональных свойств пятислойных образцов сплава TiNi, полученных методом послойной электродуговой наплавки. Полученные результаты показали, что в образцах, в рабочую часть которых входили слои с избытком Ti (2 слой) и Ni (3-4 слои) восстановление деформации происходит в несколько различных стадий. Если в рабочую часть входил слой с избытком Ti, то эффект псевдоупругости был подавлен, а если были слои только с избытком Ni, то наблюдалась совершенная псевдоупругость. Было предположено, что это связано с различием химического состава фазы TiNi в различных слоях. Второй слой включает в себя фазу TiNi эквиатомного состава, которая характеризуется низким пределом текучести. Это приводит к тому, что деформация осуществляется за счет дислокационного скольжения во втором слое, тогда как 3 и 4 слои испытывают только упругую деформацию. Чтобы проверить данное предположение необходимо было провести расчеты деформационного поведения слоистого образца. Поэтому, целью настоящей работы явилось расчет функциональных свойств слоистых образцов сплава TiNi, полученных методом послойной электродуговой наплавки, с использованием программного комплекса ANSYS.

Выполнены расчеты функционального поведения многослойных образцов сплава TiNi, состоящих из двух и трех слоев в рабочей части. В трехслойном образце, в рабочую часть входил второй слой, содержащий эквиатомную фазу TiNi, кроме этого, входили третий и четвертый слои, содержащие фазу TiNi с избытком никеля. В двухслойном образце в рабочую область входили только третий и четвертый слои. Расчеты одноосного растяжения слоистых образцов проводили методом конечных элементов в программном комплексе ANSYS Mechanical. Начальные и граничные условия задачи поставлены исходя из реальных условий проведения экспериментов. В начальный момент расчета образец находился в ненапряженном состоянии. Нижняя грань образца была закреплена, а к верхней прикладывали растягивающее усилие вдоль оси z.

Полученные результаты показали, что при температуре 130 °C второй слой деформируется пластически при меньших напряжениях, чем напряжение наведения мартенсита в третьем и четвертом слоях. Поэтому, в трехслойном образце, в рабочую часть которого входит второй слой, псевдоупругое поведение не реализуется, так как происходит пластическая деформация второго слоя, что хорошо согласуется с экспериментальными данными. Расчетные данные показали, что исключение второго слоя из рабочей части, позволяет наблюдать совершенную псевдоупругость. Моделирование эффекта памяти формы после предварительной деформации в мартенсите показало, что стадийность изменения деформации связана с тем, что мартенситные превращения в разных слоях происходят при разной температуре. Это хорошо согласуется с экспериментальными данными. Таким образом, показано, что использование метода конечных элементов в пакете ANSYS, позволяет описать особенности функционального поведения многослойных материалов с эффектом памяти формы, полученных аддитивными технологиями.

Работа выполнена в рамках совместного проекта РФФИ (№ 19-49-02014)-DST (№ DST/INT/RUS/RSF/P-36).

**РЕАЛЬНЫЙ (УСЛОВНЫЙ) ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ В СПЛАВЕ С
ТЕРМОУПРУГИМИ МАРТЕНСИТНЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ
МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

Жапова Д.Ю., Лотков А.И., Гришков В.Н., Гусаренко А.А., Бармина Е.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

e-mail: dorzh@ispms.tsc.ru

В работе представлены результаты исследований развития неупругих (сверхэластичность, СЭ, эффект памяти формы, ЭПФ) и пластической деформаций при кручении образцов сплава $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ (ат. %). Актуальность работы обусловлена тем, что в ряде работ предложено принимать за предел текучести сплавов на основе никелида титана напряжения в конце стадии III на линейной зависимости « σ - ϵ » при отклонении заданной деформации на 0.2% (при растяжении образцов) от этой зависимости, а линейность этой стадии связывать с упругой деформацией мартенситной фазы.

Однако в настоящей работе показано, что при разгрузке образцов в конце стадии III наблюдается величина пластической деформации, превышающая 0.2% при растяжении и 0.3% при кручении образцов. Поэтому для достижения ясности в том, как же определять реальный (условный) предел текучести в сплавах на основе никелида титана, и других сплавах с термоупругим МП, необходимы дальнейшие исследования.

Образцы исследуемого сплава при комнатной температуре находились в состоянии высокотемпературной B2-фазы. По данным оптической металлографии образцы сплава $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ (ат. %) имели средний размер зерен (33 ± 3) мкм (в исходном состоянии) и (1.5 ± 0.2) мкм после прокатки в ручьевых вальцах при 723K. Как в исходном, так и в деформированном прокаткой состоянии, образцы испытывали МП $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ при охлаждении и $B19' \rightarrow B2$ при нагреве. В исходном состоянии образцов температура превращения в R-фазу составляла $T_R = 305$ K, температуры $M_H = 268$ K, $M_K = 228$ K, $A_H = 289$ K и $A_K = 295$ K. После прокатки в ручьевых вальцах температуры МП повышаются на ~ 20 градусов вследствие высокотемпературного старения.

В работе приведены зависимости « τ - γ » образцов сплава $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ (ат. %) при 299 K, полученные при увеличении заданной деформации на одном и том же образце. Эти зависимости имеют характерный для сплавов на основе TiNi вид: развитие упругой деформации (стадия I), площадка псевдотекучести (стадия II), линейная стадия изменения γ (стадия III), переходящая в параболическую стадию интенсивного пластического течения до разрушения образцов (IV). Кроме того, в работе исследованы зависимости величин СЭ, ЭПФ и пластической деформации после разгрузки образцов на разных стадиях деформирования.

На примере образцов двойного сплава $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ (ат. %) показано, что предел текучести $\tau_{0.3}$ при кручении образцов локализован на зависимости « τ - γ » в конце стадии II (площадка псевдотекучести на зависимости « τ - γ ») или в начале стадии III (последующий линейный участок развития деформации при нагружении). Полученные результаты показывают, что корректное определение предела текучести в сплавах с термоупругими мартенситными превращениями возможно только при совместном анализе зависимостей «напряжение-заданная деформация» и «пластическая деформация-заданная деформация». С нашей точки зрения этот вывод справедлив для всех сплавов с термоупругими мартенситными превращениями, но не исключено, что при дальнейших исследованиях могут быть обнаружены сплавы, в которых значения $\tau_{0.3}$ и $\tau_{0.3}(IV)$ могут быть достаточно близкими.

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

**ПРОБЛЕМЫ И ПЕРСПЕКТИВЫ ПОВЫШЕНИЯ СТАБИЛЬНОСТИ
ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА
ОСНОВЕ TiNi**

Беляев С.П., Реснина Н.Н.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

e-mail: spbelyaev@mail.ru

Сплавы с эффектом памяти формы на основе TiNi являются самыми востребованными для применений как в технике, так и в медицине. Все применения можно условно разделить на два типа: однократного и многократного действия. В первом случае элемент из сплава с памятью формы срабатывает однократно, как например в термомеханических соединениях или в приводах однократного действия. Во втором случае, элемент из сплава с памятью формы подвергается многократным термо- или механоциклам, при которых многократно реализуются мартенситные превращения. Для таких применений очень важной является стабильность проявления функциональных свойств (величины обратимой деформации, реактивного напряжения, температур переходов) поскольку это напрямую влияет на работу устройств. Однако сплавы с памятью формы на основе TiNi демонстрируют низкую стабильность свойств. С циклами температуры мартенситных переходов уменьшаются, реактивные напряжения падают, а обратимая деформация может как увеличиваться, так и уменьшаться в зависимости от условий и режимов циклирования. Поэтому очень важным является решение проблемы повышения стабильности функциональных свойства сплавов на основе TiNi.

Поскольку предполагают, что основной причиной изменения свойств с циклами является пластическая деформация, то в настоящее время все усилия направлены на повышения предела дислокационного течения. Для этого уменьшают размер зерна, упрочняют сплавы за счет тренировки или предварительного термоциклирования, формируют в сплавах наноразмерные частицы, подбирают режимы термоциклирования. Вместе с тем экспериментальные данные показывают, что не всегда причиной изменения свойств при термоциклировании является только пластическая деформация.

В настоящей работе предложен новый подход улучшения стабильности за счет твердорастворного упрочнения и создания специфической структуры сплава. В качестве примера изучали четырехкомпонентный сплав Ti-Hf-Ni-Cu, в котором частично титан был замещен гафнием, а никель – медью. Для создания особой структуры, первоначально сплав был аморфизован за счет быстрой закалки из расплава. В полученных аморфных лентах, при последующей кристаллизации получали кристаллические зерна со средним размером, не превышающим 1 мкм. Кристаллизованный сплав имеет аустенитную B2 решетку и не содержит частиц. Поскольку гафний и медь растворены в B2 решетке, то это привело к твердорастворному упрочнению. При охлаждении и нагревании сплав испытывает B2 $\leftrightarrow$ B19' превращение, параметры которого не меняются при термоциклировании даже после 50 циклов. Исследование мартенситной структуры показало, что в мартенситном состоянии в зернах преимущественно реализуется только одна система мартенситных пластин, что и может быть причиной стабильности свойств данных сплавов. Термоциклирование данного сплава под постоянной нагрузкой также показало, что как температуры, так и величина обратимой деформации остаются стабильными.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного фонда (№ 23-19-00280, <https://rscf.ru/project/23-19-00280/>).

О МЕТОДАХ ДОСТИЖЕНИЯ ВЫСОКОГО КОМПЛЕКСА ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ СПФ Fe-Mn-Si

**Жукова Ю.С., Кадиров П.О., Караваева М.А., Дубинский С.М., Комаров В.С.,
Шереметьев В.А., Прокошкин С.Д.**

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва,
Россия*

e-mail: Zhukova@misis.ru

Разработка материалов для биodeградируемых (биорезорбируемых) металлических имплантатов, способных разлагаться в физиологической среде организма человека по истечении определенного времени, является актуальным направлением современной регенеративной хирургии.

В контексте применения биodeградируемых сплавов для изготовления костных имплантатов необходимо отметить, что на протяжении всего срока службы изделия из них должны отвечать требованиям биомеханической и биохимической совместимости с костной тканью, а именно сохранять высокие механические свойства, низкий модуль Юнга, и сбалансированную скорость биodeградации, обладать высокой функциональной долговечностью. Также, помимо биосовместимого химического состава сплавов, должны отсутствовать токсичные продукты коррозионной деградации.

Среди основных потенциальных биорезорбируемых металлических материалов (Mg-, Zn-, Fe- сплавы) наиболее привлекательными являются сплавы на основе железа, а именно сплавы системы Fe-Mn-Si, относящиеся к классу сплавов с памятью формы (СПФ) и обладающие наиболее высоким механическим свойствам и подходящей скоростью биodeградации. При этом стоит отметить, что собственно эффект памяти формы не является ключевым функциональным свойством для рассматриваемого применения, и большую роль играет наличие обратимого мартенситного превращения $\gamma \leftrightarrow \epsilon$ и связанного с ним размягчения кристаллической решетки, приводящей к понижению модуля Юнга.

Известно, что функциональными свойствами СПФ можно эффективно управлять при помощи изменения структуры, что, в свою очередь, может быть эффективно реализовано за счет применения различных методов термомеханической обработки (ТМО).

При выборе подходящих методов ТМО следует руководствоваться следующими соображениями:

1) Используемые методы должны способствовать получению ультрамелкозернистой и/или наноразмерной структуры сплавов, что с наибольшей вероятностью обеспечит повышенный комплекс механических свойств и скорости биodeградации.

2) Наиболее перспективными в плане практического применения являются методы, реализуемые в промышленном масштабе и позволяющие получать заготовки и полуфабрикаты для серийного производства изделий.

В этой связи применительно проводятся работы в направлении отработки методов ТМО сплава Fe-30Mn-(5-6)Si (масс.%) для получения длинномерных полуфабрикатов: а) мультисековая ковка и/или радиально-сдвиговая прокатка с последующей продольной прокаткой, б) мультисековая ковка и/или радиально-сдвиговая прокатка в сочетании с ротационной ковкой, в) равноканальное угловое прессование с последующей ротационной ковкой. Важным направлением работ также является изучение закономерностей наноструктурирования сплава в ходе интенсивной пластической деформации кручением.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Cu-Al-Ni-B С ТЕРМОУПРУГИМ
МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ**

Свирид А.Э., Пушин В.Г.

Институт физики металлов им. М.Н. Михеева ИФМ УрО РАН, Россия, Екатеринбург
e-mail: svirid2491@rambler.ru

Впервые исследованы поликристаллические $\alpha+\beta$ -сплавы Cu-Al-Ni-B эвтектидных составов с различными концентрациями Cu, Al (10-11 мас.%), Ni (3-4 мас.%) и B (0.2 – 0.3 масс.%), подвергнутые многоступенчатой высокотемпературной термомеханической обработке (ВТМО), включающую ковку и прокатку. Используя оптическую (ОМ), растровую (РЭМ) и просвечивающую электронную микроскопию (ПЭМ), рентгенофазовый анализ в комплексе с механическими испытаниями на растяжение, изучены особенности микроструктуры и фазового состава, а также механические характеристики этих сплавов. Сплавы были получены в мелкозернистом (МЗ) состоянии, что обеспечило повышение функциональных прочностных и пластических характеристик. Предложена схема ВТМО объемных сплавов Cu-Al-Ni-(B).

Известно, что легирование никелем в количестве 3–4 мас. % снижает диффузионную подвижность атомов меди и алюминия, сдерживая тем самым эвтектидный распад высокотемпературной β -фазы при закалке, тогда как повышение концентрации алюминия приводит к снижению критических температур термоупругого мартенситного превращения (ТМП) M_s , M_f , A_s , A_f .

В работе использовались цилиндрические заготовки сплавов с исходными размерами высотой $h_0=15$ мм и диаметром $D_0=10$ мм, подвергнутые горячей ковке с предварительной выдержкой 20 минут при 1173 К с закалкой в воде. При этом в процессе охлаждения или термической обработки при температурах выше M_s , наряду с распадом может происходило атомное упорядочение $A2(\beta) \rightarrow B2(\beta_2) \rightarrow D0_3(\beta_1)$. Второй этап ВТМО включал в себя повторный нагрев сплавов при температуре 1250 К. Данные температуры нагрева были выбраны для деформации в однофазной β -области. Затем, выполняли горячую прокатку в несколько проходов до утонения заготовок до 1 мм ($\epsilon \approx 80\%$). Деформированные полосы сплавов длиной 120 мм и шириной 15 мм нагревали в течение 60 сек для последующей закалки в воде. Все полученные сплавы после ВТМО подвергали релаксационному отжигу при 423 К, 20 мин.

Важно, что в полученных сплавах в зависимости от концентрации алюминия происходило ТМП по схемам: $\beta_1(D0_3) \rightarrow \beta'_1(18R)$ или $\beta_1(D0_3) \rightarrow \beta'_1(18R) + \gamma'_1(2H)$. Более того, ВТМО обеспечила прохождение в сплавах в аустенитном состоянии процессов рекристаллизации смешанного типа: динамической, непосредственно во времяковки или прокатки через валки, и статической, проходящей во время нагрева сплавов между проходами. Например, в сплаве Cu-11Al-4Ni-0.2B после ВТМО, по данным РЭМ, сформировалась МЗ-структура с α -зернами до 10 мкм. Анализ кривых растяжения и фрактографии позволил установить, что добавка бора оказывает положительное влияние на механические свойства, такие как предел прочности σ_b и относительное равномерное удлинение δ . Наилучшие свойства по пластичности продемонстрировали двухфазные ($\alpha+\beta$) сплавы Cu-11Al-4Ni-0.2B и Cu-10Al-3Ni-0.3B, легированные бором. Деформация осуществлялась при повышенных значениях σ_b (до 750 МПа), что на 150 МПа больше, чем в сплавах-прототипах без бора после ВТМО и значительной для данных сплавов пластической деформации до 20%.

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ № 22-72-00056.

ХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ НАНОЧАСТИЦ ЗОЛОТА ДЛЯ ОБЕСПЕЧЕНИЯ АНТИБАКТЕРИАЛЬНЫХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb

Теплякова Т.О.^{1,2}, Конопацкий А.С.^{1,2}, Прокошкин С.Д.¹

¹НИТУ "МИСИС", Россия, Москва

²Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова, Россия, Москва

e-mail: teplyakova.to@mail.ru

Новые сплавы на основе Ti-Zr-Nb обладают высокой биосовместимостью, функциональными характеристиками, коррозионной стойкостью и способны проявлять сверхупругое поведение при комнатной температуре. Данный ряд свойств выделяет их среди медицинских сплавов на основе титана и делает перспективной их разработку. Тем не менее, важной остается проблема возникновения бактериальных инфекций на границе кости и металлического имплантата, которые могут привести к распространению глобальных воспалений. Наночастицы золота (AuNPs) являются достаточно изученными наноматериалами для уничтожения бактерий и пленок, однако их собственный антибактериальный эффект не всегда имеет достаточно выраженный характер. Поэтому интерес привлекают методы формирования на поверхности имплантата AuNPs, соединенных с лекарственными веществами.

В данной работе AuNPs были сформированы на поверхности сплава Ti-18Zr-15Nb методом химического восстановления $\text{HAuCl}_4 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ с использованием NaBH_4 в качестве восстановителя. Образцы были полностью погружены в 32 мл H_2O , затем 1,5 мг $\text{HAuCl}_4 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ и 0,25 мл NaBH_4 (1,5 мг/мл) было добавлено в среду синтеза. Часть образцов были предварительно функционализированы в растворе NaBH_4 (1,5 мг/мл) в течение 3 мин с воздействием ультразвукового излучения, а далее погружены в среду без дополнительного добавления восстановителя. Синтез был проведен в течение 20 минут при постоянном перемешивании. После образцы были выдержаны в водном растворе цистеина ($\text{C}_3\text{H}_7\text{NO}_2\text{S}$, концентрация 1 мг/мл) в течение 24 часов. Затем N-гидроксисукцинимид (1,6 мг/мл) и EDC (2,4 мг/мл) были растворены в воде и образцы были погружены в данный раствор на 15 минут. Далее образцы были промыты и погружены в 1 мл раствора гентамицина (40 мг/мл) с добавлением буферного раствора ($\text{pH} = 7,4$). Результаты сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) показали, что наночастицы золота равномерно формируются по всей поверхности подложки при каждом из режимов синтеза, однако формирование AuNPs с предварительной функционализацией поверхности приводит к образованию более крупных наночастиц, полностью заполняющих поверхность. По результатам рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) образцов до и после выдержки в водном растворе $\text{C}_3\text{H}_7\text{NO}_2\text{S}$ установлено, что золото в каждом случае находится в металлическом состоянии. Наличие связи между цистеином и золотом установлено по наличию пика, соответствующего Au-S на спектре серы. Также установлено, что обработка поверхности в растворе $\text{C}_3\text{H}_7\text{NO}_2\text{S}$ не оказывает влияния на химическое состояние поверхности сплава. РФЭС-спектры N1s исследуемых образцов позволили установить наличие связи цистеин-гентамицин. После привязки гентамицина наблюдается увеличение содержания азота. Образцы после антибактериальной модификации показали устойчивый антибактериальный эффект против клеток *E. Coli*, который обусловлен действием гентамицина. Следует отметить, что в случае образца без предварительной функционализации этот результат достигается при значительно более низкой концентрации наночастиц золота, что подчеркивает повышенную эффективность AuNPs.

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

**ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ЖЕЛЕЗОМ НА РАЗВИТИЕ B2-L1₀
МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ Co₃₅Ni₃₅Al₃₀(Fe)
Ефтифеева А.С., Янушоните Э.И., Фаткуллин И.Д., Курлевская И.Д.,
Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.**

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,
Томск*

e-mail: anna_eftifeeva@rambler.ru

На [001]-монокристаллах сплавов Co₃₅Ni₃₅Al_{30-x}Fe_x (ат. %) (X=0; 2 ат. %) исследовано влияние легирования железом на развитие термоупругого B2-L1₀ мартенситного превращения (МП) и сверхэластичности (СЭ) при деформации сжатием.

В соответствии с классификацией многокомпонентных материалов, исследуемые монокристаллы сплавов Co₃₅Ni₃₅Al₃₀ и Co₃₅Ni₃₅Al₂₈Fe₂ относятся к среднеэнтропийным сплавам ($R < \Delta S_{\text{конф}} < 1,5R$, где $R = 8,314$ Дж/(моль*К) – газовая постоянная). Легирование Fe X=2 ат. % повышает конфигурационную энтропию (энтропию смешения) $\Delta S_{\text{конф}}$ от 9,11 до 9,72 Дж/моль*К. Это должно способствовать повышению стабильности микроструктуры и, соответственно, функциональных свойств в широком интервале температур.

Монокристаллы были подвергнуты гомогенизационному отжигу при 1623-1643 К с последующей закалкой в воду. Закаленные кристаллы имели двухфазную структуру: B2-аустенитная матрица с равномерно распределенной в ней пластичной γ -фазой с ГЦК структурой.

Экспериментально показано, что легирование железом X=2 ат. % монокристаллов сплава CoNiAl приводит к повышению на 21-31 К температур прямого и обратного B2-L1₀ МП и расширению на 6-10 К интервалов прямого Δ_1 и обратного Δ_2 МП, которые близки друг к другу. Для монокристаллов Co₃₅Ni₃₅Al₂₈Fe₂ температуры МП равны $M_s = 300$ К и $A_f = 318$ К, интервалы МП – $\Delta_1 \approx \Delta_2 = 40-42$ К, а для монокристаллов Co₃₅Ni₃₅Al₃₀ – $M_s = 271$ К, $A_f = 287$ К, $\Delta_1 \approx \Delta_2 = 48-50$ К. Термический гистерезис для исследуемых монокристаллов с железом и без железа составляет $\Delta T = 17$ К.

Наблюдается повышение критических напряжений для начала развития МП под нагрузкой σ_{cr} в монокристаллах Co₃₅Ni₃₅Al₂₈Fe₂ по сравнению с Co₃₅Ni₃₅Al₃₀ в температурном интервале развития СЭ. С увеличением температуры испытания разница между критическими напряжениями σ_{cr} кристаллов с железом и без железа возрастает от 3 до 4 раз.

Установлено расширение температурного интервала высокотемпературной СЭ в 2 раза $\Delta T_{\text{СЭ}} = 200$ К, который охватывает область температур от 300 К до 500 К в монокристаллах Co₃₅Ni₃₅Al₂₈Fe₂. В то время как для монокристаллов без железа СЭ наблюдается в интервале температур от 373 К до 473 К ($\Delta T_{\text{СЭ}} = 100$ К). Механический гистерезис слабо зависит от температуры испытания в интервале развития СЭ для исследуемых монокристаллов. В монокристаллах, легированных Fe, механический гистерезис $\Delta \sigma = 94$ МПа в 2 раза шире, чем в кристаллах без железа – $\Delta \sigma = 41$ МПа при одной температуре испытания $T = 373$ К.

В монокристаллах Co₃₅Ni₃₅Al₃₀ наблюдается деградация СЭ при циклических испытаниях в первых десяти циклах нагрузка/разгрузка при комнатной температуре, а механические испытания при $T > 473$ К сопровождаются процессом дисперсионного твердения и, соответственно, изменением функциональных свойств. Легирование Fe способствует улучшению термомеханической и циклической стабильности функциональных свойств системы CoNiAl. В кристаллах Co₃₅Ni₃₅Al₂₈Fe₂ параметры СЭ слабо меняются в первых десяти циклах нагрузка/разгрузка и высокотемпературные испытания не приводят к изменению микроструктуры и функциональных свойств.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 23-79-10093.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-50,7 АТ.%Ni, ПОДВЕРГНУТОГО РАДИАЛЬНОЙ-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКЕ

Полякова К.А., Суркова Г.А.
НИТУ «МИСис», Москва, Россия
e-mail: vachiyar@yandex.ru

Никелид титана остается востребованным и перспективным сплавом с памятью формы. Известно, что термомеханическая обработка позволяет регулировать структурное состояние, фазовые превращения и соответственно функциональные и механические свойства. Температура восстановления формы (ТВФ) является ключевым параметром, позволяющим применять сплав в различных областях медицины и техники. Регулировать ТВФ возможно за счет термической, а также термоциклической обработки. Интересно изучить влияние термической и термоциклической обработки, а также их сочетание в сплаве Ti-50,7 ат.%Ni, подвергнутом радиально-сдвиговой прокатке на мартенситные превращения, функциональные и механические свойства.

Материалом служил пруток сплава Ti-50,7 ат.%Ni. Термическую обработку проводили в интервале температур 450-650°C, 1-5 ч; термоциклическую обработку (ТЦ) по схеме -196°C / + 100°C не менее 100 циклов. Температуры мартенситных превращений определяли методом ДСК; механические свойства методом растяжения, функциональные свойства – по схеме изгиба.

В результате проведенных исследований показано, что термоциклирование приводит к понижению температуры начала мартенситного превращения M_n . Наиболее узкий температурный интервал $A_n-A_k \sim 10^\circ\text{C}$ реализуется после старения при 450°C, 1-5 ч и последующего ТЦ; а также сочетания рекристаллизационного отжига 650°C, 1 ч + старения 450°C, 5 ч + ТЦ. Наиболее широкий температурный интервал $A_n-A_k \sim 60^\circ\text{C}$ наблюдается после рекристаллизационного отжига 650°C, 1 ч + старения 450°C, 5 ч + ТЦ.

Увеличение времени старения (1 – 5 ч) в исходном материале приводит к увеличению удлинения и снижению фазового предела текучести. Старение после рекристаллизационного отжига 650°C, 1 ч приводит к снижению удлинения и фазового предела текучести. Термоциклирование влияет неоднозначно: после старения при 450 °C, 1 ч в исходном материале механические свойства не меняются; после рекристаллизационного отжига 650, 1 ч и старения 450 °C, 1 ч фазовый предел текучести увеличивается, дислокационный предел текучести и предел прочности снижается.

При испытаниях на изгиб увеличение наводимой деформации с 5 до 10% приводит к увеличению температуры конца восстановления формы A_k по всем режимам термической и термоциклической обработки. Сравнение температур мартенситных превращений по ДСК и после изгиба при различных значениях наводимой деформации показало, что наводимая деформация приводит к увеличению температур начала и окончания восстановления формы. При этом наблюдается различный характер в зависимости от режима термической и термоциклической обработки. Увеличение наводимой деформации приводит к увеличению температурного интервала восстановления формы A_n-A_k .

Полученные результаты могут быть использованы при проведении фундаментальных исследований, а также при разработке и производстве функциональных устройств на основе никелида титана.

Работа выполнена при поддержке Гранта Президента № МК-3457.2022.4. Работа выполнена в рамках государственного задания НИТУ МИСИС, шифр проекта FSME-2023-0006.

**ВЫСОКОСКОРОСТНОЕ ВОССТАНОВЛЕНИЕ ФОРМЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ
Cu–Al–Ni ПОСЛЕ СЖАТИЯ, ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ И НАГРУЗКИ НА
ПРОИЗВОДИМУЮ ИМ РАБОТУ**

Николаев В.И., Пульнев С.А., Якушев П.Н., Тимашов Р.Б.

ФТИ им. А.Ф.Иоффе, Россия, Санкт-Петербург, Россия

e-mail: nkvlad@inbox.ru

В ряде монокристаллов сплавов с эффектом памяти формы была обнаружена способность к высокоскоростному (мгновенному) восстановлению формы после их предварительной деформации сжатием при достижении температуры обратного мартенситного превращения. Отмечена локализация превращения в предельно узком температурном интервале. Кристаллы сплавов Ni-Fe-Ga-Co и Cu-Al-Ni оказались способными производить полезную работу в режиме удара, что представляет, в том числе, и практический интерес. Исследования этой способности кристаллов в данной работе выявило ряд проблем на пути разработки устройств на их основе. В кристаллах Ni-Fe-Ga-Co выявилась невысокая прочность при циклических испытаниях, в режиме полной деформации памяти формы, которая составляет 5.5 % при сжатии в направлении $\langle 110 \rangle$. Максимальное число циклов деформация – восстановление оказалась не более 20 раз. Все испытанные образцы разрушались хрупко. Максимальный импульс, который передает кристалл этого сплава массой 1 г в момент обратного мартенситного превращения, составил $\sim 0,022$ кг* м/с, что вызывает перемещение тел с существенной начальной скоростью, в наших экспериментах до 20 м/с. Несколько более высокие, энергетические показатели продемонстрировали кристаллы сплавов Cu-Al-Ni с различными составами и соответственно с разными температурами мартенситных превращений, так кристалл Cu 82.5 wt.% Al 13.5 wt.% Ni 4.0 wt.% ($M_s=333$ K) весом 1 г. обеспечивал максимальный импульс 0,028 кг* м/с, при полной деформации памяти формы ~ 9 %. Максимальное число циклов деформация - восстановление оказалось более 100 раз. Ни один из образцов не разрушился хрупко. В ряде образцов наблюдалась постепенная деградация значения импульса от цикла к циклу. Однако, это можно было исправить повторной термообработкой образца. Воспроизводимость «срабатывания» кристаллов проявлялась при соблюдении режима предварительной термообработки, которая играла ключевую роль для сплавов на основе меди. Кроме того, было установлено, что при предварительном нагружении (сжатии) образца, необходимо достичь не только полной деформации памяти формы в кристалле, но и довести нагрузку, до некоторого порогового значения > 200 МПа. Интересно, что дальнейшее нагружение вплоть до разрушения не оказывало заметного влияния на кинетику восстановления деформации. К деградации высокоскоростного эффекта приводило превышение температуры кристалла более чем на 5-10 С выше температуры обратного мартенситного превращения в деформированном кристалле.

В результате проведенный экспериментальный подбор технологических параметров и термомеханических режимов позволил более четко обозначить возможности кристаллов в конструкциях высокоскоростных приводах.

**ВЛИЯНИЕ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ,
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И
ФУНКЦИОНАЛЬНУЮ КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ**

СПЛАВА Fe-30Mn-5Si

**Кадилов П.О.¹, Караваева М.А.¹, Жукова Ю.С.¹, Шереметьев В.А.¹,
Чеверикин В.В.², Пустов Ю.А.¹, Прокошкин С.Д.¹**

¹НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

²МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия

e-mail: Pulat_1993-2009@mail.ru

Изучены структурно-фазовое состояние, характеристические температуры мартенситного превращения γ (ГЦК) $\leftrightarrow\epsilon$ (ГПУ), скорость коррозии, механические и функциональные коррозионно-усталостные свойства биорезорбируемого сплава Fe-30Mn-5Si (масс. %) после термомеханической обработки (ТМО), включающей радиально-сдвиговую прокатку (РСП), последующую горячую продольную прокатку (ГП) и заключительное охлаждение в воде. Использовали методы световой и электронной (EBSD) микроскопии, рентгеноструктурного анализа, дифференциальной сканирующей калориметрии, хронопотенциометрии и потенциодинамической вольтамперометрии, испытаний на растяжения до разрушения и механических циклических испытаний на изгиб в модельном биологическом растворе Хэнкса.

РСП при 900 °С приводит к уменьшению размера зерна γ -аустенита до 10-20 мкм по сравнению с 350-500 мкм после контрольной обработки (гомогенизационного отжига при 900 °С (60 мин.) с последующим охлаждением в воде) – вследствие протекания процесса статической рекристаллизации при промежуточных подогревах в процессе РСП. Последующая ГП при 700 °С с истинной степенью деформации $\epsilon=0.3$ приводит к формированию смешанной полигонизованной субструктуры и частично рекристаллизованной структуры, с размером зерна последней от 1-5 мкм.

Данные рентгеноструктурного анализа указывают на наличие двух фаз – γ -аустенита (ГЦК) и ϵ -мартенсита (ГПУ) - после контрольной обработки и только одного γ -аустенита после ТМО по режимам РСП и РСП+ГП. Расчет ширины рентгеновских линий (на половине высоты пика) после ТМО по режимам РСП и РСП+ГП показал существенное их уширение по сравнению с режимом РСП, что связано с формированием развитой дислокационной субструктуры в результате ТМО.

По диаграммам деформации растяжением определены модуль Юнга, условный предел текучести ($\sigma_{0.2}$), предел прочности (σ_b) и относительное удлинение до разрушения (δ). ТМО приводит к повышению $\sigma_{0.2}$ до 300 и 490 МПа, σ_b до 770 и 935 МПа и δ до 28 и 19 % после РСП и РСП+ГП, соответственно, по сравнению с контрольной обработкой ($\sigma_{0.2}=210$ МПа, $\sigma_b=460$ МПа, $\delta=11$ %).

По результатам расчета скорости коррозии и исследования функциональной усталостной долговечности в модельном биологическом растворе Хэнкса установлено, что ТМО сплава Fe-30Mn-5Si, включающая РСП и РСП+ГП, приводит к уменьшению скорости коррозии по сравнению с контрольной обработкой, что может быть связано с отсутствием более электрохимически активной фазы – ϵ -мартенсита (ГПУ). Показано увеличение функциональной усталостной долговечности сплава Fe-30Mn-5Si после ТМО по сравнению с контрольной обработкой, что связано со значительно более мелким размером зерна и более высокими пределом текучести и запасом пластичности.

**ФОРМОИЗМЕНЕНИЕ И ГЕНЕРАЦИЯ УСИЛИЙ В РЕЗУЛЬТАТЕ
РАЗВИТИЯ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ
В КОЛЬЦЕВЫХ СИЛОВЫХ ПУЧКОВЫХ ЭЛЕМЕНТАХ**

Киселев А.Ю.¹, Метлов Л.С.², Волков Г.А.³, Вьюненко Ю.Н.⁴

¹*АО «Атомэнергoproject», Санкт-Петербург, Россия*

²*Донецкий национальный технический университет, Донецк, Россия*

³*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*

⁴*ООО «ОПТИМИКСТ ЛТД», Санкт-Петербург, Россия*

e-mail: aleyukiselev@gmail.com

Для поиска вариантов расширения технического применения кольцевых силовых пучковых элементов (КСПЭ) проведены исследования их формоизменения в режиме обратимой памяти формы (ОПФ) при термоциклировании с переводом материала из мартенситного состояния в аустенитное и обратно. Силовые элементы были изготовлены из проволоки сплава Ti-Ni 55,16 вес%, диаметром 2 мм. Их конструкция представляет собой шестивитковую бухту круглой формы, с внутренним диаметром – 60 мм. На специальном динамометре ЛИНД была проведена особая термомеханическая обработка (ТМО) конструкции, повышающая параметры её формоизменения в условиях реализации ОПФ. При этом изучалась роль силового фактора в процессе деформирования КСПЭ при охлаждении через интервал температур прямого мартенситного превращения. Для этого были проведены две серии термоциклирования силовых элементов с начальными величинами воздействия в – 200 Н и 400 Н, в ходе которых измерялся основной параметр формоизменения конструкции (изменение максимального расстояния между точками контура бухты) в режиме развития ЭПФ и ОПФ. На начальном этапе ТМО, до 10 термоциклов, было отмечено преимущество силового воздействия в 400 Н. На этой стадии у КСПЭ характеристики формоизменения конструкции за счёт ЭПФ были выше, чем при воздействии усилий в 200 Н. Также наблюдалось, что изменение геометрических параметров конструкции за счёт ОПФ значительно меньше аналогичных величин, обусловленных ЭПФ. В процессе дальнейшего термоциклирования было получено, что разница в формоизменении КСПЭ при воздействии указанных выше нагрузок постепенно исчезает. При этом изменение геометрии за счёт ОПФ повышается и устанавливается на уровне 70-80% от величины обусловленной ЭПФ.

ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ω -ФАЗЫ В ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОМ МЕТАСТАБИЛЬНОМ СПЛАВЕ Ti-22Nb-6Zr С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Баранова А.П.¹, Дубинский С.М.¹, Конопацкий А.С.¹, Табачкова Н.Ю.¹,
Прокошкин С.Д.¹, Браиловский В.³

¹Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, Москва, Россия

²Институт общей физики им. А. М. Прохорова Российской академии наук, Москва, Россия

³Высшая технологическая школа, Монреаль, Канада

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» ω -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 ω_{iso} -фазы.

Были изучены кинетика формирования ω_{iso} -фазы в том числе и в зависимости от режима выхода в температурный интервал старения, циклическая стабильность выделения частиц, а также морфология и химический состав в зоне формирования ее частиц в сплаве Ti-22Nb-6Zr (ат. %), подвергнутом холодной прокатке с истинной деформацией $\epsilon=0,3$ и последующему отжигу при 600°C, 30 мин для получения полигонизованной дислокационной субструктуры β -фазы, с помощью рентгеновской дифрактометрии, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии методом дифракции отраженных электронов. Выход в температурный интервал формирования ω_{iso} -фазы осуществляли по четырем схемам: быстрый нагрев после быстрого (в воде) и медленного (2,5 град./мин) охлаждения, медленный нагрев после медленного охлаждения и медленное охлаждение в температурный интервал старения. Старение осуществляли при температурах от 250 до 375 °C с выдержкой в течение 1 и 3 ч.

Образование ω_{iso} -фазы протекает наиболее интенсивно после быстрого охлаждения в воде и быстрого нагрева в интервал старения. Такая схема соответствует формированию наибольших внутренних напряжений, способствующих образованию ω_{iso} -фазы, тогда как медленное охлаждение и/или нагрев не приводят к генерации внутренних превращений и/или вызывают релаксацию уже существующих, и количество ω_{iso} -фазы в таких случаях крайне мало. В сплаве Ti-22Nb-6Zr $\beta \rightarrow \omega_{iso}$ превращение имеет выраженную С-образную кинетику с максимумом при 300 °C в интервале температур 250...375 °C и практически не идет при температурах старения ниже 250 и выше 375 °C. В ходе старения после отжига при температурах 250, 300 и 375 °C, 3 ч формируются частицы эллипсоидной формы. Перераспределение химических элементов в области выделения частиц носит локальный характер и не оказывает значительного влияния на остальную матрицу. Контролирующий механизм образования ω_{iso} -фазы на начальной стадии в основном сдвиговой, а диффузионное перераспределение элементов подключается на более поздней стадии.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА РЕАЛИЗАЦИЮ ПРЯМОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ПОД НАГРУЗКОЙ

Остропико Е.С.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

e-mail: es-ostropiko@mail.ru

Сплавы с памятью формы – это особые материалы, которые обладают способностью восстанавливать предварительную деформацию при нагревании. Этот механизм обусловлен термоупругим мартенситным превращением, которое может быть активировано не только нагревом/охлаждением, но и нагрузкой/разгрузкой.

Известно, что свойства и поведение материалов зависят от режима и скорости нагружения. В данной работе показана чувствительность прямого мартенситного превращения, инициированного внешней нагрузкой, к скорости нагружения, а также сопутствующие эффекты.

Образцы из эквиатомного сплава TiNi были изготовлены на токарном станке из горячекатаных прутков. После отжига в течение 1 часа при температуре 500 °С и охлаждения с печью, сплав имел следующие характеристические температуры: $M_n = 78$ °С, $M_s = 55$ °С, $A_n = 89$ °С, $A_s = 110$ °С. Предварительное деформирование проводилось при различных температурах: 130, 87, 63 °С. Температуры испытаний достигались охлаждением из высокотемпературного состояния, от 140 °С. Такой выбор температур позволил проследить за процессом наведения мартенсита под нагрузкой, на более широкой выборке: при 130 °С материал находился в аустенитном состоянии, при 87 °С в «предмартенситном» состоянии и при 63 °С в смешанном фазовом состоянии. Высокоскоростное деформирование проводилось методом Кольского со скоростями порядка 500, 1000, 1500 сек⁻¹. Остаточная деформация варьировалась в зависимости от скорости нагружения и составила порядка 5, 10, 16 % соответственно. Квазистатические испытания аналогичных образцов до соответствующих остаточных деформаций при соответствующих температурах проводились с использованием универсальной испытательной машины. После деформирования образцы были термоциклированы в термомеханическом анализаторе через интервалы температур мартенситных превращений, где были получены кривые формовосстановления, что позволило зафиксировать различия в поведении материала, в зависимости от температуры и скорости предварительного нагружения, измерить величины эффектов однократной и обратимой памяти формы и температуры превращений.

В работе показаны зависимости формы кривых формовосстановления от температуры и скорости предварительного деформирования. Поведение материала при термоциклировании показывает, что прямое мартенситное превращение является не просто термоупругим, но и зависит от скорости нагружения: с ростом скорости мартенситное превращение реализуется хуже, а деформация накапливается за счет пластической деформации аустенитной фазы. Эта чувствительность к скорости нагружения влечет ряд особенностей в функциональном поведении материала: к деградации эффекта однократной памяти формы, к улучшению обратимой памяти формы, к формированию циклически стабильной реверсивной памяти формы. Обнаружено влияние скорости деформирования на эффект стабилизации мартенсита. Увеличение скорости нагружения в предмартенситном и смешанном фазовом состоянии уменьшает температуру начала обратного превращения в отличие от квазистатического случая.

Исследования проведены с использованием оборудования ресурсного центра «Термогравиметрические и калориметрические методы исследования» Научного парка СПбГУ. Исследования выполнены за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-00068.

ПРОВЕДЕНИЕ РКУП В КВАЗИНЕПРЕРЫВНОМ РЕЖИМЕ СТАРЕЮЩЕГО НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ И СХЕМАХ ДЕФОРМАЦИИ

Карелин Р.Д.^{1,2}, Комаров В.С.^{1,2}, Хмелевская И.Ю.¹, Черкасов В.В.¹, Андреев В.А.², Юсупов В.С.², Прокошкин С.Д.¹

¹*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия*

²*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*

e-mail: RDKarelin@gmail.com

В данной работе представлены результаты исследования возможности применения равноканального углового прессования (РКУП) в квазинепрерывном (КН) режиме в том числе с использованием специальной оболочки, при различных температурах деформации для стареющих заэкваторных по никелю сплавов с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана.

КН РКУП прутков диаметром 20 мм проводили с углом пересечения каналов 110° при температуре 450 °С. Время выдержки образцов перед проведением РКУП варьировали от 1 до 5 ч. В результате проведения серии экспериментов, было установлено, что прессование при 450 °С обеспечивает возможность накопления 3-х проходов КН РКУП без разрушения заготовки вне зависимости от времени выдержки перед прессованием. Прутки диаметром 8 мм подвергали КН РКУП с использованием специальной оболочки из технически чистого железа. РКУП в оболочке проводили при температурах 450, 350, 250 и 200 °С. Процесс осуществляли до накопления максимально возможного количества проходов. В результате проведения серии экспериментов установлено, что проведении РКУП в оболочке при температурах 200 и 250 °С за 1 и 3 прихода, соответственно, приводит к разрушению заготовки из никелида титана внутри оболочки. Увеличение температуры деформации до 350 и 450 °С позволяет увеличить количество проходов до 3-х, обеспечивая при этом сохранение целостности заготовки. Дальнейшее увеличение количества проходов не проводили из-за значительного увеличения усилия прессования и вероятного разрушения заготовки СПФ TiNi на следующем проходе, а также для сравнения полученных результатов с КН РКУП без использования оболочки.

Анализ результатов механических испытаний на растяжение после проведения КН РКУП показал, что максимальные прочностные характеристики были получены после КН РКУП прутка диаметром 20 мм при выдержке перед прессованием 5 ч: дислокационный предел текучести (σ_T) = 1355 МПа, предел прочности (σ_B) = 1453 МПа. При этом относительное удлинение (δ) составило 41 %. Уменьшение времени выдержки перед КН РКУП приводит к уменьшению прочностных характеристик σ_T = 1170 МПа, σ_B = 1250 МПа, при сохранении высокой пластичности δ = 45 %. Последеформационный отжиг (ПДО) при 430 °С в течение 1 ч приводит к дополнительному росту прочности и некоторому снижению пластичности за счет выделения фазы Ti_3Ni_4 в результате протекания процесса старения: σ_T = 1410 МПа, σ_B = 1562 МПа, δ = 33 % после выдержки перед КН РКУП 5 ч и σ_T = 1225 МПа, σ_B = 1320 МПа, δ = 30 % – после 1 ч. Механические свойства образцов диаметром 8 мм, подвергнутых КН РКУП в оболочке при той же температуре за одинаковое количество проходов и времени выдержки перед прессованием 0,5 ч, составили: σ_T = 1050 МПа, σ_B = 1278 МПа, δ = 24 %. Данные свойства оказались максимальными по сравнению со свойствами образцов СПФ TiNi, подвергнутых КН РКУП в оболочке при более низких температурах деформации. Проведение ПДО при 430 °С в течение 1 ч после КН РКУП в оболочке так же приводит к росту прочности и снижению пластичности: σ_T = 1165 МПа, σ_B = 1394 МПа, δ = 21 %. Полученные результаты говорят о перспективности применения КН РКУП для улучшения механических свойств заэкваторных по никелю СПФ TiNi.

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

**ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ ПЛОТНОСТИ
ДЕФЕКТОВ В МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВАХ Ti-Hf-Zr-Ni-Co-Cu**
**Поникарова И.В.¹, Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Сибирев А.В.¹, Андреев В.А.²,
Ребров Т.В.¹, Кальницкая М.В.¹, Березовская С.В.¹, Стародубова М.С.¹**

¹Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург

²Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, Москва

e-mail: ivp2001@yandex.ru

Исследование микротвердости показало, что в шестикомпонентных сплавах Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co, где атомы Hf и Zr замещают атомы Ti, а атомы Co и Cu – атомы Ni, наблюдается твердорастворное упрочнение. Можно предположить, что в этих сплавах дислокационный предел текучести увеличится по сравнению с бинарным сплавом TiNi, что улучшит термоциклическую стабильность этих сплавов. Целью настоящей работы было исследование изменения плотности дефектов и параметров мартенситных переходов при термоциклировании сплавов Ti-Hf-Zr-Ni-Co-Cu с различным химическим составом.

Сплавы $Ti_{49-2x}Hf_xZr_xNi_{51-2x}Co_xCu_x$ ($X=1, 5, 10, 17$ ат. %) были получены методом электролучевой плавки. Слитки массой 20 г на электроэрозионном станке разрезали на пластины толщиной от 0,3 до 1 мм, из которых были вырезаны образцы для калориметрических исследований, измерения электросопротивления и рентгеноструктурного анализа. Образцы для рентгеноструктурных исследований предварительно подвергали электрополировке в 10 % растворе $HClO_4$ + 90 % растворе C_2H_5OH при температуре $-20^\circ C$. Для изучения стабильности температур мартенситных переходов образцы термоциклировали в интервале температур от $150^\circ C$ до $-193^\circ C$. В 1, 10, 20, 30, 40, 50, 75 и 100 циклах изучали мартенситные превращения методом дифференциальной сканирующей калориметрии и измерением электросопротивления. Структуру образцов исследовали после указанных циклов методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре Rigaku MiniFlex-II.

Полученные результаты показали, что все сплавы при комнатной температуре находятся в аустенитной B2 фазе, при этом кроме основных рефлексов на рентгенограммах присутствовали сверхструктурные рефлексы (100), (111) и (210). Как и в бинарном сплаве, самым интенсивным рефлексом оказался рефлекс (110), поэтому для оценки изменения плотности дефектов при термоциклировании анализировали полуширину этого пика.

Установлено, что при $X=1$ ат. % термоциклирование приводит к увеличению полуширины рентгеновского пика (110) в первых 10 циклах, а далее все изменения находятся в пределах ошибки измерения. Это хорошо согласуется с изменением температур $B2 \leftrightarrow B19'$ превращения, которые за первые 10 циклов уменьшаются на $8-14^\circ C$. В следующих 40 циклах температуры переходов уменьшаются еще на 10 градусов. Начиная с 50 цикла, температуры переходов стабилизируются. Таким образом, можно заключить, что в первых 10 циклах уменьшение температур связано с увеличением плотности дефектов. При $X = 5$ ат. %, плотность дефектов также возрастает в первых 10 циклах. Вместе с тем измерить температуры превращений не представилось возможным, поскольку этот сплав испытывает переходы ниже $-110^\circ C$. Измерение электросопротивления показало, что первые 10 термоциклов приводят к увеличению электросопротивления, что свидетельствует об увеличении плотности дефектов. При дальнейшем термоциклировании ни полуширина пиков, ни электросопротивление не меняются. В сплавах при $X=10$ и 17 ат. % ни полуширина пиков, ни электросопротивления не меняются при термоциклировании.

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

**ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЕ В НЕПОЛНОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ
ПРЕВРАЩЕНИЯ, КАК СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ СТАБИЛЬНОСТИ
ПАРАМЕТРОВ ПРИВОДОВ НА ОСНОВЕ СЭПФ**

Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н.

*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
e-mail: alekspb@list.ru*

Одним из главных применений сплавов с эффектом памяти формы (СЭПФ) является использование их в качестве материала рабочего тела приводов, двигателей и других устройств многократного действия, преобразующих тепловую энергию в механическую. Однако, при увеличении числа циклов в СЭПФ происходят изменения величин эффектов памяти формы, температур их проявления, и наблюдается накопление необратимой деформации. Такие изменения нежелательны, так как приводят к изменению геометрических и силовых характеристик рабочего тела привода и, следовательно, снижают его эксплуатационный ресурс. Для того чтобы продлить ресурс привода необходимо выбирать оптимальные параметры его эксплуатации: температурные режимы и деформационно-силовые параметры. Целью данной работы было исследование влияния температурного интервала эксплуатации привода (его доли и положения по отношению к полному интервалу мартенситных превращений) на величины эффекта памяти формы, реактивных напряжений и совершенной работы при многократном срабатывании привода на основе СЭПФ NiTi.

Объектом исследования выбраны цилиндрические образцы из эвiateмного сплава NiTi, которые испытывали в режиме кручения. Для инициирования эффекта памяти формы образцы сплава NiTi предварительно деформировали до 3, 5 или 7 % при комнатной температуре в мартенситном состоянии и затем разгружали. После разгрузки образец подвергли 15 термоциклам в интервале температур $180 \div 30$ °C (полный цикл). Затем вычислили 0.9, 0.75, 0.5 и 0.25 доли совершаемой работы в первом цикле и определили температурные интервалы, термоциклирование в которых обеспечило бы желаемую совершаемую работы в цикле. Следующие образцы подвергли термоциклированию в этих интервалах. Для 0.5 доли также меняли положение интервала термоциклирования по отношению к температурному интервалу превращений.

Установлено, что термоциклирование в неполном температурном интервале превращений приводит к улучшению термоциклической стабильности свойств сплава (величина реактивных напряжений, обратимой деформации, производство работы в цикле). Уменьшение доли реализуемой работоспособности приводит к повышению стабильности параметров привода. При исходно равной величине работоспособности в первом цикле сдвиг температурного диапазона термоциклирования в сторону более высоких температур дальше от температуры M_k снижает накопление пластической деформации и повышает стабильность привода на основе NiTi за счет исключения последней четверти прямого превращения при термоциклировании. Нагрев выше температуры A_k увеличивает накопление пластической деформации из-за разупрочнения сплава, что ухудшает стабильность параметров привода.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-20021 (<https://rscf.ru/project/22-29-20021/>) и гранта Санкт-Петербургского научного фонда в соответствии с соглашением № 40/2022 от «14» апреля 2022 г.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В ПОРИСТОМ СПЛАВЕ НА
ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ИХ ИСПЫТАНИЯХ МЕТОДОМ
«БРАЗИЛЬСКОГО ТЕСТА». МЕТОД КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ
ИЗОБРАЖЕНИЙ**

**Марченко Е.С.¹, Клопотов А.А.^{1,2}, Мамазакиров О.¹, Устинов А.М.²,
Ясенчук Ю.Ф.¹, Байгонакова Г.А.¹**

¹*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск,
Россия*

²*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
e-mail: klopotovaa@tsuab.ru*

Пористые сплавы на основе никелида титана достаточно интенсивно используют в качестве имплантационных материалов. Такое активное применение пористых сплавов на основе TiNi обусловлено уникальными вязкоупругими свойствами при внешних нагрузках, которые подобны поведению биологических тканей. В живом биологическом организме пористые имплантаты испытывают сложные виды деформационных воздействий: сжатие, растяжение и сдвиг. Сплавы на основе TiNi относятся к классу материалов, в котором при деформации проходит широкий спектр различных процессов, обусловленных как термоупругими мартенситными превращениями, так и локальных разрушений тонких межпоровых перемычек. В результате это может приводить к не прогнозируемым разрушениям имплантатов при внешних механических воздействиях. Поэтому представляется актуальными исследования механических свойств пористых сплавов на основе TiNi при помощи разных методов. Одним из таких методов является испытание материалов по схеме «бразильского теста» (сжатие диска в диаметральной плоскости).

Целью настоящей работы является исследование локализации деформационных полей и механических свойств при испытаниях дисковых образцов по схеме «бразильского теста».

Методом СВС были получены цилиндрические слитки из пористого сплава на основе TiNi. Для механических испытаний были приготовлены диски диаметром $D=20$ мм и толщиной $L=10$ мм. Диаметрально сжатие проводили на испытательной машине Instron-3386 фиксацией диаграмм нагружения «нагрузка – перемещение» по рабочим полям при помощи виртуального экстензометра. В результате получены деформационные кривые вдоль оси деформации ε_x и перпендикулярно оси деформации ε_y , полученные при сжатии дисковых образцов в диаметральной плоскости по схеме «бразильского теста». Установлено, что деформация, при которой происходит разрушение образца вдоль оси сжатия почти в 5 раз превышает деформацию разрушения перпендикулярной оси сжатия.

Эволюцию деформационных полей на поверхности образцов определяли с использованием оптической системы Vis-3D. Этим методом, на полученных картинах распределений горизонтальных относительных деформаций в центральной области диска в поверхностных точках на стадии предшествующей разрушению в центральной области установлено, что происходит образование зоны с максимальной растягивающей деформацией ε_{xx} , которая достигает в этой зоне порядка 7,6 %. Характер изменения диаграммы σ - ε отражает процессы схлapyвания межпорового пространства в пористом сплаве на основе никелида титана.

Установлен ступенчатый излом в диаметральной плоскости образца. На конечной стадии разрушения выявлено медленное разделение одной половины образца от другой. Такое разделение образца на две половинки отражает пластический характер разрушения.

Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 22-72-10037.

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ,
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ
БИОДЕГРАДИРУЕМОГО СПЛАВА Fe-30Mn-5Si**

**Караваяева М.А.¹, Кадиров П.О.¹, Жукова Ю.С.¹, Шереметьев В.А.¹, Пустов Ю.А.¹,
Коротичкий А.В.¹, Прокошкин С.Д.¹**

¹НИТУ «МИСЦ», Москва, Россия

e-mail: karavaeva.ma@yandex.ru

С помощью испытаний на сжатие в диапазоне температур деформации от 250 до 1050 °С при скоростях деформации 0,1, 1 и 10 с⁻¹ было изучено реологическое поведение сплава Fe-30Mn-5Si. Методами световой и электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, измерения твердости, хронопотенциометрии и потенциодинамической вольтамперометрии были изучены структура, фазовый состав и коррозионно-электрохимическое поведение биорезорбируемого сплава Fe-30Mn-5Si (масс.%,) после реологических исследований.

По диаграммам деформации установлено, что до температуры 700 °С деформационное поведение сплава в большей степени зависит от температуры и практически не зависит от скорости. При температуре выше 800 °С наблюдаются установившаяся стадия течения напряжения и разные значения максимального напряжения ($\sigma_{\max}$) в зависимости от скорости деформации. Значения $\sigma_{\max}$, условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$) и максимальной деформации ($\epsilon_{\max}$), достигаемой при $\sigma_{\max}$, были рассчитаны при каждой исследованной температуре и скорости деформации. Полученные значения уменьшаются с ростом температуры деформации и практически не зависят от ее скорости.

По данным световой и электронной микроскопии сплав Fe-30Mn-5Si проявляет высокую стойкость к процессу динамической рекристаллизации вплоть до 1050 °С, при которых наблюдается реализация процесса частичной динамической рекристаллизации. Все три зоны исследованных образцов демонстрируют одинаковое изменение формы зерен, что свидетельствует о равномерном распределении деформации при механических реологических испытаниях.

По данным рентгеноструктурного анализа при комнатной температуре установлено, что исследуемый сплав Fe-30Mn-5Si при температурах деформации от 250 до 800 °С находится в однофазном состоянии γ -аустенита (ГЦК). После повышения температуры деформации до 900 °С обнаружено незначительное содержание ϵ -мартенситной фазы (ГПУ). Ширина рентгеновских линий уменьшается с ростом температуры деформации, что свидетельствует о снижении количества дефектов кристаллической решетки, формировании и росте субзерен в ходе разупрочняющих процессов динамического возврата и полигонизации в дислокационной субструктуре, что подтверждается также уменьшением твердости с повышением температуры деформации.

Определены стационарные потенциалы и скорости коррозии сплава Fe-30Mn-5Si после реологических испытаний со скоростью деформации 1 с⁻¹ при температурах от 350 до 900 °С. В образцах, прошедших ТМО с повышением температуры деформации с 350 до 900 °С потенциал коррозии сплава смещается в область положительных значений, что указывает на снижение электрохимической активности сплава. Анализ поляризационных диаграмм показал, что наличие двух фаз γ -аустенита и ϵ -мартенсита (900 °С) приводит к более высокой скорости коррозии (0,42 мм/год) по сравнению с однофазной γ -аустенитной структурой (350, 500 и 700 °С – 0,32, 0,25, 0,14 мм/год соответственно). Установлено, что понижение скорости коррозии с повышением температуры деформации (350–700 °С) связано с понижением концентрации дефектов кристаллической решетки за счет протекания процессов динамического возврата и динамической полигонизации.

**ЛОКАЛЬНЫЙ КОНТРОЛЬ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ НИКЕЛИДА
ТИТАНА ПРИ СЕЛЕКТИВНОМ ЛАЗЕРНОМ ПЛАВЛЕНИИ ВЫСОКОГО
РАЗРЕШЕНИЯ**

Чернышихин С.В.¹, Закиров А.В.², Шишковский И.В.¹

¹*Сколковский Институт Науки и Технологий (Сколтех), Москва, Россия*

²*Kintech Lab, Москва, Россия*

e-mail: stanislav.chernyshikhin@skoltech.ru

Среди сплавов с памятью формы никелид титана является наиболее распространенным и востребованным благодаря высокому значению свободной энергии превращения, биосовместимости и коррозионной стойкости. Однако, несмотря на многие преимущества материала, плохая обрабатываемость интерметаллида, вызванная высокой пластичностью и ярко-выраженным эффектом деформационного упрочнения, применения нитинола в передовых технических задачах ограничено. В связи с этим предпринято множество попыток разработать новые технологии для производства. Так, последнее десятилетие повышенное внимание в научном сообществе уделяется технологии Селективного Лазерного Плавления (СЛП). Много усилий было приложено для достижения приемлемых механических и функциональных свойств у NiTi деталей полученных с помощью СЛП. В свою очередь, в нескольких исследованиях продемонстрировано сильное влияние параметров процесса СЛП на такие свойства материала как температуры мартенситного фазового превращения, обратимую/необратимую деформацию при сверхупругом цикле нагружения, фазовый состав, химический состав и т. д. Однако на данный момент, механизмы изменения функциональных свойств при синтезе методом СЛП остаются неизученными.

Чтобы выявить влияние условий синтеза СЛП, были изготовлены образцы тонких стенок из порошка NiTi в широком окне параметров. Образцы были охарактеризованы различными методами, такими как дифференциальная сканирующая калориметрия, рентгеновская дифракция, и механические испытания сверхупругих свойств. Для исследования зависимости свойств материала от условий процесса было проведено численное моделирование процесса формирования ванны расплава. Моделирование выполнялось в среде KiSSAM, в основе которой лежит решетчатый метод Больцмана. Гидродинамический решатель не имеет калибровочных или эмпирических параметров; было учтено большинство физических эффектов, наблюдаемых в ходе СЛП. Для валидации модели использовались собственные экспериментальные данные по одиночным дорожкам и тонким стенкам, полученных в предыдущих работах. Результаты данного исследования являются фундаментом для создания методики контроля функциональных свойств путем локального управления параметрами процесса СЛП, что считается новой концепцией 4D-печати.

**СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ И ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В
ПОЛИКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$**

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

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск,
Россия*

e-mail: kurl.irina@yandex.ru

Активное изучение материалов с эластокалорическими свойствами связано с повышенным вниманием к проблемам экологии и разработкой твердотельных систем охлаждения. Монокристаллы сплавов NiFeGa с термоупругими $\text{L}_{21}(\text{B}2)\text{-}10\text{M}/14\text{M-L}_{10}$ мартенситными превращениями (МП) характеризуются значительным эластокалорическим эффектом (ЭКЭ) величиной 6–12 К в широком температурном интервале ~270 К с высокой циклической стабильностью. Для широкого практического применения необходимо исследование ЭКЭ в условиях сверхэластичности (СЭ) на более простых в изготовлении поликристаллических материалах. Поэтому целью работы является исследование параметров СЭ и ЭКЭ на поликристаллах $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ с различным размером зерна.

Для исследования были выбраны поликристаллы сплава $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$, полученные методом дуговой плавки с размером зёрен 120–170 мкм, и олигокристаллы $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$, полученные методом направленной кристаллизации. Олигокристаллические образцы на сжатие вырезаны так, что вдоль направления приложения нагрузки отсутствуют границы зёрен. Характеристические температуры МП для поликристаллов составляют $M_s = 284$ К, $A_f = 296$ К и для олигокристаллов – $M_s = 261$ К, $A_f = 275$ К. Поэтому исследования СЭ и ЭКЭ на поликристаллах проводились при температуре 323 К, тогда как олигокристаллы исследовали при $T = 298$ К. Поликристаллы в первом цикле нагрузка/разгрузка характеризуются критическими напряжениями образования мартенсита $\sigma_{\text{кр}} = 145$ МПа и необратимой деформацией 0,5 %. Последующие 3 цикла являются практически полностью обратимыми и стабильными с величиной адиабатического охлаждения $\Delta T_{\text{ад}} = 4,3$ К при проявлении ЭКЭ. На олигокристаллах при $T = 298$ К первый цикл характеризуется $\sigma_{\text{кр}} = 104$ МПа с необратимостью 0,3 %, что ниже, чем в поликристаллах. В следующих трёх циклах, которые полностью обратимы, наблюдается снижение критических напряжений до 88 МПа и величина ЭКЭ составляет $\Delta T_{\text{ад}} = 6,3$ К.

Циклическая стабильность параметров СЭ и ЭКЭ исследовалась в течение 100 циклов нагрузка/разгрузка. В поликристаллах $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ в первых 20 циклах происходит падение критических напряжений до величины ~124 МПа, которая затем остаётся постоянной. На олигокристаллах уже начиная с 11 цикла стабилизируется $\sigma_{\text{кр}} = 82$ МПа. Величина ЭКЭ ($\Delta T_{\text{ад}} = 4,4$ К и $\Delta T_{\text{ад}} = 6,3$ К для поли- и олигокристаллов соответственно) демонстрирует высокую циклическую стабильность в течение всех 100 циклов. В результате проведённых циклических нагрузок поликристаллы испытывают множественное растрескивание по границам зёрен, что связано с концентрацией напряжений в силу несовместности деформаций соседних зёрен при МП. Тогда как на олигокристаллах трещина образовалась лишь вдоль одной из границ.

Таким образом показано, что поликристаллы и олигокристаллы сплава $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ в циклах/нагрузка обладают высокой циклической стабильностью параметров СЭ и ЭКЭ. Олигокристаллы по сравнению с поликристаллами демонстрируют меньшее растрескивание, характеризуются меньшими критическими напряжениями (82 МПа) и большей величиной ЭКЭ ($\Delta T_{\text{ад}} = 6,3$ К), что делает олигокристаллы более перспективными для использования в твердотельном охлаждении.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 23-19-00150.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТА ПОВЫШЕНИЯ ТЕМПЕРАТУР ОБРАТНОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ ОБРАЗЦА В МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ

Беляев Ф.С., Волков А.Е., Вуколов Е.А., Ребров Т.В.

Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия

e-mail: st063189@student.spbu.ru

Мартенсит может сохранять свою структуру при нагревании до температур, превышающих температуру A_s начала обратного превращения в аустенит в недеформированном материале. Это явление называется эффектом стабилизации мартенсита (ЭСМ). Размер этого эффекта определяется способом задания и величиной предварительной деформации. ЭСМ проявляется после деформации образца в мартенситном состоянии, после охлаждения под нагрузкой из аустенита и при наведении мартенсита напряжением. Однако ЭСМ проявляется по-разному для упомянутых способов задания деформации, поэтому нельзя вывести однозначную зависимость температуры обратного превращения от предварительной деформации сплава. В данной работе для описания роста и возврата деформации в сплавах с памятью формы (СПФ) использована модифицированная микроструктурная модель, которая хорошо себя зарекомендовала при моделировании всех основных деформационных эффектов в СПФ. В модель были введены дополнительные переменные, основной из которых является ζ – «поврежденность мартенситных границ». Такое название связано с тем, что в последних работах С.П. Беляева с соавторами, посвященных исследованию ЭСМ, была высказана гипотеза, по которой основным механизмом возрастания температур обратного превращения считается повреждение мартенситных границ, которое происходит в процессе роста и переориентации мартенсита. Эта гипотеза легла в основу модификации модели. Простейшие уравнения, описывающие эволюцию переменной ζ , имеют вид:

$$d\zeta = k_1 \frac{\Phi_M}{\zeta} |d\tilde{r}| \quad (1), \quad d\zeta = k_2 r d\Phi_M H(d\Phi_M) \quad (2), \quad d\zeta = k_3 \zeta \frac{d\Phi_M H(-d\Phi_M)}{\Phi_M} \quad (3),$$

где k_1, k_2, k_3 — константы материала, N — количество вариантов мартенсита, Φ_M — объёмная доля мартенсита, $(1/N)\Phi_n$ — объёмная доля n -ого варианта мартенсита H — функция Хевисайда, переменная $r = \frac{1}{N} \sum_{n=1}^N |\Phi_n - \Phi_M|$ характеризует суммарное превышение относительных объёмных долей вариантов мартенсита над средним значением, $\tilde{r} = \frac{r}{\Phi_M}$ показывает степень ориентированности мартенсита. Формулы (1) и (2) описывают рост поврежденности границ соответственно при переориентации мартенсита и при прямом превращении, формула (3) предполагает, что поврежденность границ при обратном превращении убывает. Переменная поврежденности в модифицированной микроструктурной модели используется при подсчёте так называемой «силы трения», влияющей на температурную кинетику мартенситных превращений и, в частности, на их характеристические температуры. В данной работе предпринята попытка моделирования кинетики возврата деформации, заданной образцу в мартенситном состоянии, с учетом ЭСМ.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ 23-29-01006.

ПЛОСКИЙ ИЗГИБ ГИБКОГО СТЕРЖНЯ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ НАГРЕВЕ ПОД НАГРУЗКОЙ

Богданов Н.П.¹, Демина М.Ю.²

¹Ухтинский государственный технический университет, Ухта, РФ,

²Высшая школа технологии и энергетики СПбГУПТД, Санкт-Петербург, РФ

e-mail: mdemina59@mail.ru

В данной работе применили расчетно-экспериментальный метод для определения радиуса кривизны и деформации при нагреве под постоянной нагрузкой гибкого тонкого стержня прямоугольного сечения, выполненного из никелида титана.

Стержень представлял собой прямоугольную пластину толщиной $h = 0,60 \pm 0,05$ мм, шириной $b = 18,31 \pm 0,08$ мм и длиной $l = 77,16 \pm 0,08$ мм, выполненную из эквиатомного никелида титана с температурами фазовых переходов $M_n = 62^\circ\text{C}$, $M_k = 30^\circ\text{C}$, $A_n = 44^\circ\text{C}$, $A_k = 72^\circ\text{C}$. Платину зажимали жестко по одной из коротких сторон, нагревали до температуры 90°C , нагружали постоянной сосредоточенной силой, приложенной к противоположному незакрепленному концу, и охлаждали под нагрузкой до температуры $\sim 24^\circ\text{C}$, затем нагревали до 90°C . Нагрев выполняли при помощи инфракрасной лампы ИКЗК электрической мощностью 200 Вт. Скорость нагрева составляла 2 градуса в минуту. В процессе охлаждения пластина претерпевала плоский изгиб со значительным смещением незакрепленной стороны как в направлении действующей нагрузки (по вертикали), так и в горизонтальном направлении, при нагревании форма пластины восстанавливалась.

Процесс деформирования пластины на фоне координатной сетки размером 1×1 мм фиксировали на видео с одновременной регистрацией температуры пластины термпарой. При воспроизведении видео с интервалом 5°C делали стоп-кадр и скрин стоп-кадра загружали в ПО-утилиту для Windows «Grafula», которая позволяет перевести в числовую форму данные, представленные в виде нарисованного или отсканированного графика. Для поперечных сечений пластины с шагом 10 мм определяли координаты горизонтального и вертикального смещений, которые в приложении «Grafula» автоматически записывали в таблицу, а далее обрабатывали в Microsoft Excel.

По результатам измерений численно (методом наименьших квадратов) находили уравнение упругой линии, аппроксимируя линию полиномом 3 степени, коэффициент достоверности аппроксимации составлял 1. Кривизну плоской линии в точке находили согласно уравнению

$$\Xi = \frac{1}{\rho} = \frac{\frac{d^2 y}{dz^2}}{\left(1 + \left(\frac{dy}{dz}\right)^2\right)^{3/2}}.$$

По значению кривизны вычисляли максимальную продольную деформацию поверхности гибкого стержня при различных температурах и положениях сечения согласно формуле

$$\epsilon_{\max} = \frac{h}{2\rho}.$$

Результаты вычислений показали, продольная деформация гибкого стержня из никелида титана при нагреве через интервал мартенситного превращения под нагрузкой $P = 0,1$ Н не превышала 1 %, при этом максимальное обратимое смещение сечения, к которому прикладывали нагрузку, по горизонтали составило 17 %, по вертикали 100 %.

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРЭЛАСТИЧНОСТЬ В ЗАКАЛЕННЫХ И СОСТАРЕННЫХ [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$
Дмитриенко М.С., Жердева М.В., Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.
Томский государственный университет, Томск, Россия
e-mail: max06.2002@mail.ru

Данная работа посвящена исследованию влиянию старения на закономерности развития мартенситных превращений (МП), эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ) в монокристаллах $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$ при деформации сжатием.

Монокристаллы выращены методом Бриджмена и имели форму параллелепипедов с размерами $(6 \times 3 \times 3)$ мм³. Исследовались монокристаллы в двух состояниях после высокотемпературного отжига при 1448 К – 1 ч с закалкой в воду (закаленное) и после старения при 773 К – 1 ч с закалкой в воду (состаренное). Сжимающую нагрузку прикладывали вдоль [001]-направления.

Экспериментально установлено что, старение приводит к увеличению температур МП в циклах охлаждение/нагрев в свободном состоянии на $\Delta M_s = 50$ К. Данное изменение объясняется выделением частиц ω -фазы размером 70-100 нм, что влечет за собой изменение химического состава и уменьшение сопротивления матрицы к образованию мартенсита.

Старение приводит к изменению параметров ЭПФ в циклах охлаждение/нагрев под нагрузкой: уменьшению обратимой деформации, увеличению температурного интервала прямого МП и термического гистерезиса. В состаренных монокристаллах установлено увеличение температурных интервалов в 2 раза, по сравнению с закаленными кристаллами. Максимальные значения деформации определяются состоянием и составляют $\varepsilon_{\max} = 4,7\%$ и $\varepsilon_{\max} = 3,9\%$ для закаленных и состаренных монокристаллов при внешних напряжениях $\sigma = 50$ МПа и $\sigma = 100$ МПа, соответственно. Уменьшение деформации после старения связано с уменьшением объемной доли матрицы, способной к МП, за счет выделения частиц ω -фазы, не испытывающих МП. Термический гистерезис после старения увеличивается в $1,2 \div 2,1$ раза во всем интервале приложенных напряжений. Это свидетельствует о большем рассеянии энергии при движении межфазной границы в материале с дисперсными частицами.

В циклах нагрузка/разгрузка в закаленных монокристаллах наблюдается МП под нагрузкой вплоть до температуры 563 К, когда достигается предел текучести В2-фазы $\sim 0,9$ ГПа. Низкая температура A_f и высокие прочностные свойства приводят к широкому интервалу СЭ $\Delta T_{\text{СЭ}} = 280$ К (от 218 К до 498 К) в закаленных кристаллах. Старение приводит к уменьшению интервала развития СЭ до $\Delta T_{\text{СЭ}} = 225$ К и сдвигает в сторону высоких температур (от 273 К до 498 К). В закаленных монокристаллах можно выделить три стадии на зависимости механического гистерезиса. На первых двух стадиях гистерезис слабо зависит от температуры и составляет 23 МПа и 46 МПа, соответственно. На второй стадии значения гистерезиса в состаренных и закаленных кристаллах близки. Такая стадийность зависимости $\Delta\sigma(T)$ наблюдалась в монокристаллах NiFeGa и может быть связана с изменением структуры мартенсита (с 14М на L10), который возникает под нагрузкой, что требует дополнительных исследований. Третья стадия резкого увеличения гистерезиса в закаленных кристаллах связана с приближением к пределу текучести аустенита, что сопровождается резким увеличением дефектообразования. Такая стадия в состаренных кристаллах не обнаружена, что связано с дисперсным упрочнением монокристаллов частицами и сдвигом температур МП в сторону более высоких.

Исследование выполнено при поддержке гранта РНФ (№ 21-19-00287).

**ВЛИЯНИЕ ВНУТРЕННИХ ИСТОЧНИКОВ ТЕПЛА НА ПОВЕДЕНИЕ
ЭЛЕМЕНТА ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ
ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СКОРОСТЯХ ДЕФОРМИРОВАНИЯ**

Евард М.Е., Беляев Ф.С., Волков А.Е., Кудрина К.В.

СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия

e-mail: m.evard@spbu.ru

Температура является основным управляющим параметром, определяющим функционально-механическое поведение элементов из сплавов с памятью формы (СПФ). Отличие от предполагаемой температуры эксплуатации в большую сторону может привести к непреднамеренному срабатыванию механизма, в меньшую — к недовозврату деформаций. При этом мартенситные превращения, являющиеся основными деформационными механизмами в СПФ, сопровождаются выделением тепла (при охлаждении) или его поглощением (при нагреве). Если элемент из сплава с памятью формы имеет незначительные размеры, а условия теплообмена с окружающей средой позволяют быстро компенсировать выделяющееся или поглощаемое при мартенситных переходах тепло, то влияние такой скрытой теплоты превращения пренебрежимо мало. Однако, поскольку элементы из сплавов с памятью формы могут использоваться в устройствах, предполагающих высокие скорости деформирования, а также испытывающих циклические нагрузки, в том числе высокочастотные, необходимо понимать, какое влияние оказывают внутренние источники тепла при таких условиях эксплуатации.

В настоящей работе выполнено микроструктурное моделирование деформирования цилиндрического образца из сплава типа TiNi при тех температурах, когда в нем реализуется эффект псевдоупругости. Предполагали, что распределение температуры в объеме однородно, а ее изменение обусловлено изменением температуры окружающей среды с учетом коэффициента теплообмена между средами, а также наличием внутренних источников тепла (скрытой теплоты превращения). Скорость деформации и коэффициент теплообмена варьировали.

Показано, что величина коэффициента теплообмена влияет на вид диаграмм деформирования, определяя наклон псевдоупругого «флажка». При нагружении большей скорости деформации соответствует больший разогрев образца за счет выделения скрытой теплоты превращения. При разгрузке такой прямой связи скорости деформации и охлаждения не наблюдается. При высокой скорости деформирования образец не успевает охладиться намного сильнее исходной температуры; при очень низкой скорости деформирования образец сильно не охлаждается за счет замедления теплообмена с окружающей средой, а при средних скоростях деформирования успевает охладиться. Полученные результаты соответствуют имеющимся экспериментальным данным.

Работа выполнена при поддержке РНФ (проект 23-21-00167).

**ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ФОРМЫ
ПРИ ИЗГИБЕ ПРОДОЛЬНОЙ СИЛОЙ СВЕРХУПРУГОГО
СИЛОВОГО ЭЛЕМЕНТА ИЗ МОНОКРИСТАЛЛА Cu-Al-Ni**

Хлопков Е.А., Пульнева К.С., Тестин А.А., Аверкин А.И., Чикиряка А.В.

Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе Российской академии наук,

Санкт-Петербург, Россия

e-mail: hlopkov@elisey@mail.ru

Сплавы с эффектом памяти формы обладают рядом уникальных физико-механических свойств, среди которых выделяется способность к преобразованию тепловой энергии в механическую работу. Это качество материалов с эффектом памяти формы применяется в силовых элементах в широком ряде технических приводов и медицинских устройств. Проявление функциональных свойств силовых элементов осуществляется после их формоизменения различными способами – растяжением, сжатием, кручением или изгибом.

При конструировании устройств в первую очередь уделяется внимание двум основным техническим характеристикам силовых элементов – рабочему ходу и силе, развиваемой в процессе фазовых превращений. Изгибные элементы при равных размерах позволяют создавать устройства со значительно большими перемещениями в сравнении с элементами, работающими на растяжение или сжатие.

Определяющим фактором при расчётах характеристик изгибных силовых элементов является распределение напряжений и деформаций по их длине и сечению. Ранее в модели изгибного силового элемента постулировалось, что его форма соответствует дуге окружности, а распределение напряжений и деформаций одинаково по его длине.

Опытные наблюдения за формоизменением в процессе изгиба сверхупругих образцов из монокристаллов Cu-Al-Ni выявили противоречие с модельными представлениями. При обработке экспериментальных результатов использовался графоаналитический метод на основе гипотезы плоских сечений Бернулли. В процессе изгиба при постоянной температуре на универсальной машине Instron проводили фотофиксацию формы образца. После чего путем графических построений в заданных точках по длине силового элемента диаметром d определялся радиус кривизны R и вычислялась деформация ε по формуле $\varepsilon = d/2R$.

Применение данной методики при исследовании напряженно-деформированного состояния материалов с эффектом памяти формы в термоцикле требует больших затрат ручного труда и времени. Для детального исследования эволюции формы при работе изгибного силового элемента необходимо разработать высокопроизводительную методику, которая позволит определять деформацию с применением алгоритмов машинного зрения. Данная методика заключается в видеофиксации формы образца с нанесенными маркерами. Полученные координаты центров маркеров в процессе изгиба преобразуются в реальные физические координаты и аппроксимируются степенной функцией. Благодаря этому, аналитическим методом вычисляется радиус силового элемента и его деформация. С помощью созданного программного комплекса будет получено распределение деформаций по длине образца. Используя зависимость напряжений и деформаций для используемого материала, определяется распределение напряжений по длине и сечению силового элемента.

Предложенная методика значительно повысит скорость обработки большого массива экспериментальных данных. Получаемое распределение напряжений и деформаций по длине силового элемента позволит создавать более совершенные инженерные методы расчета технических характеристик приводов.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ СПЛАВА TiNiHf С
ПОНИЖЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ГАФНИЯ И НИКЕЛЯ
МЕТОДОМ ПРОДОЛЬНОЙ ПРОКАТКИ**

**Андреев В.А.¹, Куприков М.П.¹, Карелин Р.Д.^{1,2}, Комаров В.С.^{1,2},
Лайшева Н.В.¹, Бондарева С.А.² Юсупов В.С.¹**

¹*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*

²*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва,
Россия*

e-mail: michaelinc@mail.ru

Сплавы с памятью формы (СПФ) системы TiNiHf являются наиболее перспективными высокотемпературными СПФ с точки зрения практического применения благодаря высоким механическим и функциональным характеристикам. Наиболее широко исследуемым сплавом этой системы является сплав Ti_{30,7}Ni_{50,3}Hf₂₀. Данный сплав характеризуется высокими функциональными характеристиками, достаточной технологической пластичностью и обеспечивает достижение температурного интервала восстановления формы в диапазоне 200-350 °С и выше в зависимости от режима применяемой термомеханической обработки. Считается, что понижение содержания никеля до 49,5 ат.% и ниже приводит к заметному снижению возможности деформационной обработки сплава, а повышение концентрации Ni, в свою очередь, приводит к снижению температурного интервала восстановления формы. Из-за этого для получения высокотемпературного эффекта памяти формы (ЭПФ) требуется значительное увеличение концентрации Hf. Данная ситуация приводит к заметному удорожанию сплава и значительно усложняет перспективу получения полуфабрикатов СПФ TiNiHf, обладающих высокотемпературным ЭПФ в интервале 100-200 °С, который в настоящее время востребован рядом предприятий. Поэтому в данной работе было проведено исследование возможности получения листов СПФ TiNiHf с пониженным содержанием гафния и никеля, обладающих ЭПФ в температурном интервале 100-200 °С. Для проведения исследований был выбран сплав Ti_{45,0}Ni_{50,0}Hf_{5,0}. Слиток массой 95 г и размерами 10x25x36 мм был получен методом вакуумной электродуговой плавки с 6-кратным переплавом. Гомогенизирующий отжиг слитков не проводили с целью оптимизации технологической схемы получения листов. Нагрев слитка перед прокаткой осуществляли в камерной печи в атмосфере аргона в течение 30 минут. Горячую прокатку слитка проводили на лабораторном стане ДУО300 при температуре 850 °С с относительной деформацией за проход 5-10 %. В результате горячей прокатки была получена качественная листовая заготовка без видимых макро- и микродефектов толщиной 2,1 мм. Методом дифференциальной сканирующей калориметрии было установлено, что температурный интервал обратного мартенситного превращения для сплава TiNiHf в горячекатаном состоянии сужается по сравнению с литым состоянием (90-140 °С) и составляет 107-144 °С, что косвенно может свидетельствовать о повышении однородности образца. Дальнейшую холодную прокатку слитка проводили на лабораторном прокатном стане Кварто-110/300 с относительной степенью деформации за проход не более 10 %. В результате прокатки было установлено, что максимальная накопленная степень деформации до разрушения при холодной прокатке для данного сплава не превышает 20 %. Следовательно, для получения тонких листов методом холодной прокатки необходимо использование промежуточных отжигов. В результате продольной прокатки и промежуточных отжигов при температуре 850 °С в течение 15-20 мин в атмосфере аргона с последующей закалкой в воду была получена качественная листовая заготовка толщиной 1,0 мм. Полученные результаты говорят о перспективности использования данного состава сплава и режимов термомеханической обработки для получения листов высококомпетурного СПФ TiNiHf с пониженным содержанием никеля и гафния и температурами обратного мартенситного превращения в интервале 100-200 °С.

Работы выполнены в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-01176-23-00.

ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ЯВЛЕНИЯ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ TiNi

Петрова-Буркина О.А., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл.

Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь

e-mail: ita@vitebsk.by

Классические термоэлектрические явления на границе раздела между различными металлами являются объектом пристального внимания в течение длительного времени. Это связано с тем, что они находят широкое практическое применение в различных областях техники. Наряду с классическими термоэлектрическими явлениями, такими как эффекты Пельтье, Зеебека, Томсона, возможны и термоэлектрические явления, наблюдаемые в однородных металлических образцах в результате фазовых и структурных превращений.

Установлено явление возникновения термокинетической ЭДС в сплавах Ti – 50 ат. % Ni при перемещении локального участка нагрева вдоль проволоочного образца с инверсией знака при изменении направления движения зоны нагрева. Оно обусловлено протеканием термоупругих фазовых превращений в зоне нагрева и возникновением контактной разности потенциалов между участками TiNi материала в разных фазовых состояниях. Величина такой термокинетической ЭДС изменяется в зависимости от температуры в зоне нагрева, количества теплосмен, толщины оксидного слоя и степени деформации сплава.

Исследования электросопротивления при нестационарном нагреве образца Ti – 50 ат. % Ni показали, что характер поведения электросопротивления при нестационарном нагреве схож с поведением термокинетической ЭДС. Его величина так же изменяется в зависимости от температуры в зоне нагрева, количества теплосмен и степени деформации. Однако термоциклирование за счет нестационарного нагрева приводит к изменению значений электросопротивления как в высокотемпературной B2, так и в мартенситной B19'-фазе, что характерно для данных сплавов.

Экспериментально установлена возможность наведения ЭДС Бенедикса в однородных проволоочных образцах Ti – 50 ат. % Ni, за счет асимметричного распределения температур вдоль образца. Термоциклирование, как и в случае с термокинетической ЭДС, приводит к уменьшению значения термоЭДС.

Явление возникновения устойчивой во времени термоЭДС наблюдается так же и в деформированном в мартенситном состоянии проволоочном образце Ti – 50 ат. % Ni при нагреве его вблизи области деформации. Причем знак термоЭДС меняется в зависимости от расположения нагреваемого участка по отношению к месту деформации. Наибольшее значение ЭДС наблюдалось при приближении зоны нагрева к границе деформированного участка образца.

Установлена возможность генерации термокинетической ЭДС при переходе ленты Ti – 25 ат. % Ni – 25 ат. % Cu из аморфно-кристаллического в кристаллическое состояние. Нагрев ленты выше температуры обратного фазового перехода приводит к возникновению термоЭДС на границе раздела кристаллической и аморфной фаз. Полярность термоЭДС при этом зависит от направления перехода из аморфного в кристаллическое состояние, а величина – от температуры нагрева. Данная термоЭДС связана с существованием областей с различными химическими потенциалами и подобна термоЭДС, возникающей в термопаре.

Описанные термоэлектрические явления в сплавах с памятью формы на основе TiNi использованы для разработки новых способов неразрушающего контроля однородности физико-механических свойств протяженных TiNi изделий, устройства преобразования термомеханической энергии в электрическую и способа целенаправленного задания локальным участкам протяженного TiNi образца термокинетической ЭДС.

**РАЗВИТИЕ МОДЕЛИ ИЗГИБНОГО СИЛОВОГО ЭЛЕМЕНТА
ЛИНЕЙНОГО ПРИВОДА НА БАЗЕ МАТЕРИАЛОВ
С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ**

Прядко А.И., Пульнев С.А., Хлопков Е.А.

*Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе Российской академии наук,
Санкт-Петербург, Россия
e-mail: pulnev@mail.ru*

Необходимым этапом процесса создания и совершенствования компактных силовых приводов на основе функциональных материалов с эффектом памяти формы является разработка моделей силовых элементов, которые позволят рассчитать их технические характеристики и установить взаимосвязь с функциональными свойствами материала – деформацией памяти формы и генерируемым напряжением. Такие приводы востребованы во многих областях техники и медицины. Особое место среди приводов с эффектом памяти формы занимают приводы с изгибным силовым элементом, функционирующим в условиях нагружения продольной силой, так как они развивают достаточно большую силу при большом ходе штока.

Разработанная ранее нами математическая модель изгибного элемента, работающего по схеме силового нагружения продольной силой с шарнирным опиранием обоих концов элемента, базировалась на следующих положениях:

- изгибный элемент представляет собой цилиндрический пруток диаметром d ;
- пруток изогнут по дуге окружности и сохраняет форму дуги в любом положении от максимально изогнутого до прямого в процессе работы привода;
- деформация распределена по поперечному сечению прутка линейно в соответствии с гипотезой плоских сечений;
- нормальные напряжения распределяются в поперечном сечении цилиндрического прутка согласно схеме "пластического шарнира";
- длина силового элемента L такова, что в начальном положении его форма представляет собой половину окружности с диаметром D_0 , причем в этом положении деформация прутка равна максимально возможной деформации эффекта памяти формы $\varepsilon_{\max}$ материала прутка:

$$D_0 = \frac{d}{\varepsilon_{\max}}; L = \frac{\pi}{2} D_0.$$

На базе этих положений получены соотношения в безразмерном виде, описывающие зависимость развиваемой силы от хода штока, на котором шарнирно установлен подвижный конец силового элемента. Эти зависимости могут применяться для описания поведения силового элемента в виде прутка произвольного диаметра из любого материала с эффектом памяти формы. Результаты расчетов по данной модели хорошо согласуются с экспериментальными данными при перемещении подвижного конца элемента до 70 % от его полного хода. Далее различия между измеренной силой и расчетной интенсивно нарастают при стремлении последней к бесконечности. Отмеченное обстоятельство потребовало уточнение модели, а именно, учёт распределения напряжений в сечении силового элемента в зависимости от величины его изгибной деформации. В результате получено лучшее соответствие расчетов и экспериментов, причем значение силы при полном распрямлении силового элемента стремится к конечной величине.

**ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА
СТРУКТУРУ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ
БИОДЕГРАДИРУЕМОГО Fe-Mn-Si СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**
**Рыбальченко О.В.¹, Анисимова Н.Ю.¹⁻³, Мартыненко Н.С.¹, Рыбальченко Г.В.⁴,
Беляков А.Н.⁵, Щетинин И.В.³, Лукьянова Е.А.¹, Токарь А.А.^{1,3}, Рааб А.Г.⁶,
Киселевский М.В.^{2,3}, Добаткин С.В.¹**

¹ *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), Москва, Россия*

² *«Национальный медицинский исследовательский центр онкологии имени Н.Н. Блохина» Минздрава России, Москва, Россия*

³ *Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва, Россия*

⁴ *Физический институт имени П.Н. Лебедева Российской академии наук, Москва, Россия*

⁵ *Белгородский государственный университет, Белгород, Россия*

⁶ *Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия*

rybalch@mail.ru

Среди материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ) присутствуют биосовместимые сплавы на основе Fe, востребованные в медицине в качестве биорезорбируемых имплантатов. Fe – Mn – Si сплавы входят в эту группу и заметно выделяются среди других. Они могут стать многообещающей альтернативой Ti – Ni сплавам с памятью формы. Основным их достоинством является биodeградация, которая поможет избежать повторного хирургического вмешательства для удаления имплантата, снизив риск побочных эффектов вследствие длительного использования. В настоящее время идут интенсивные исследования процессов биodeградации, направленные на повышение скорости коррозии сплавов на основе железа. В данной работе предпринята попытка повысить скорость деградации сплава Fe – Mn – 5Si путем измельчения структуры методами интенсивной пластической деформации. В исходном состоянии сплав после отжига при температуре 1100 °С в течении 12 часов с последующей закалкой в воду деформировали методом равноканального углового прессования (РКУП) в 4 прохода при температуре 400 °С. В ходе РКУП крупнозернистая аустенитная структура измельчается до ультрамелкозернистого состояния. В полосах сдвига толщиной 301 ± 31 нм формируются двойники размером 11 ± 1 нм. РКУП приводит к изменению как механических, так и функциональных характеристик сплава. Предел прочности повышается в два раза до 1419 МПа по сравнению с состоянием после отжига, а предел текучести до 1352 МПа, в 4 раза, превышая предел текучести образцов в исходном состоянии. Относительное удлинение после РКУП снижается в 3 раза с 33 % до 10,7 %, оставаясь на приемлемом уровне. Испытания на динамическое вдавливание выявили понижение модуля Юнга сплава после РКУП более чем в 2,6 раза и повышение упругого восстановления в 2,5 раза по сравнению с измеренными величинами в исходном состоянии. РКУП понижает потенциал коррозии сплава, при этом скорость коррозии повышает незначительно. В работе сделан сравнительный анализ скорости коррозии, полученной различными методами. По результатам исследования гемолиза и цитотоксичности сплав Fe – Mn – 5Si с ЭПФ признан гемосовместимым. Исследования его биосовместимости и биodeградации *in vitro* дополнены исследованиями *in vivo*.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Грант №23-23-00096).

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА TiNiCu С ЭФФЕКТОМ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Шеляков А.В.¹, Ситников Н.Н.^{1,2}, Залетова И.А.²

¹Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ, Москва, Россия

²АО ГНЦ «Центр Келдыша», г. Москва, Россия

e-mail: sitnikov_nikolay@mail.ru

Одной из интересных техник получения эффекта обратимой памяти формы (ЭОПФ) с деформацией изгибом в сплавах, обладающих эффектом памяти формы, является формирование биморфных структур методом сверхбыстрой закалки расплава на быстровращающемся диске – метод планарного литья. В этом методе на поверхности закалочного диска сначала формируется лужица расплава, из которой в процессе вращения закалочного диска вытягивается лента. При недостаточной скорости охлаждения расплава на закалочном диске для полной аморфизации вытягиваемой ленты в ней может формироваться слоистая аморфно-кристаллическая структура. Применительно к сплаву TiNi-TiCu при формировании тонкой ленты методом планарного литья при скоростях охлаждения расплава выше 10^6 К/с весь объем формируемой ленты находится в аморфном состоянии, а при скоростях охлаждения расплава ниже 10^6 К/с в ленте на неконтактной (свободной) по отношению к закалочному диску поверхности образуется поверхностный кристаллический слой толщиной от 1 до 12 мкм. Такой биморфный слоистый аморфно-кристаллический материал в виде лент толщиной 30-60 мкм способен проявлять ЭОПФ с деформацией изгибом при нагреве выше температуры начала аустенитного превращения и возврату к исходной (прямолинейной форме) при остывании ниже температуры мартенситного превращения без каких-либо дополнительных термообработок. Например, для образца слоистой аморфно-кристаллической ленты из сплава Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ (ат.%) с толщинами кристаллического и аморфного слоев 10 и 30 мкм, соответственно, минимальный диаметр кольца из ленты при реализации изгибного ЭОПФ составляет около 16 мм.

Были проведены следующие эксперименты и исследования: оптическая, просвечивающая и сканирующая электронная микроскопия с энергодисперсионным рентгеновским микроанализом; рентгеноструктурный анализ; in situ исследования; измерение микротвёрдости; дифференциальная сканирующая калориметрия; измерения температурной зависимости формоизменения при реализации ЭОПФ; оценено быстроедействие и количество циклов реализации ЭОПФ и др.

На основе полученных экспериментальных данных предложена качественная структурная модель материала, которая корректно описывает механическое поведение быстрозакалённого аморфно-кристаллического ленточного композита.

Проведённые эксперименты позволили исследовать структуру и ЭОПФ в быстрозакалённых слоистых аморфно-кристаллических лентах сплава TiNi-TiCu. Граница, разделяющая аморфный и кристаллический слои, характеризуется однородностью и прочным соединением слоёв. При многократном термоциклировании быстрозакалённой слоистой аморфно-кристаллической ленты расслаивания слоёв и деградации ЭОПФ не наблюдалось. Стойкость к термоциклированию позволяет использовать слоистые аморфно-кристаллические ленты в качестве термоприводов. Преимуществом этого нового уникального материала, обладающего ЭОПФ, является простота и технологичность получения данного эффекта в подобных сплавах по сравнению с известными методами обработки, которые зачастую не могут быть применимы для тонкомерных материалов.

Работа выполнена за счет гранта РФФИ (проект № 23-29-00779).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ВКЛЮЧАЮЩЕЙ ВОЛОЧЕНИЕ С РАЗЛИЧНЫМИ СТЕПЕНЯМИ ДЕФОРМАЦИИ, НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb

Кудряшова А.А.¹, Шереметьев В.А.¹, Лукашевич К.Е.¹, Деркач М.А.¹, Андреев В.А.², Прокошкин С.Д.¹

¹*Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Россия, Москва*

²*Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Россия, Москва*
e-mail: kudryashova@misis.ru

Безникелевые сплавы с памятью формы на основе системы Ti-Zr-Nb являются перспективными материалами медицинского назначения благодаря их биосовместимости и высокому уровню механических и функциональных свойств. Одним из наиболее перспективных направлений медицинского металловедения является миниатюризация имплантатов, которая требует прутковых полуфабрикатов малых диаметров: 0,3–3,0 мм. Волочение – один из наиболее распространенных методов обработки металлов давлением эффективно для изготовления полуфабрикатов малого сечения (проволоки). Включение этого метода в схему термомеханической обработки (ТМО) сплавов Ti-Zr-Nb является перспективным подходом для управления структурно-фазовым состоянием и повышения комплекса свойств, который ранее не применялся.

Целью данной работы было изучить влияние ТМО, включающей холодное волочение (ХВ) и последеформационный отжиг (ПДО) с различными степенями деформации, на структуру, фазовое состояние и текстуру, а также механические и функциональные свойства проволоки из сверхупругого сплава Ti-Zr-Nb.

Из слитка сплава Ti-18Zr-15Nb (ат.%) методами многоосевойковки, многопроходной радиально-сдвиговой прокатки и ротационнойковки были получены полуфабрикаты для ХВ. К полученным пруткам была применена ТМО, включающая горячую ротационнуюковку при $T=700\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($\epsilon=1,4$), ХВ с умеренными ($\epsilon=0,5/1,1$) и интенсивными ($\epsilon=1,9/3,3$) степенями деформации и ПДО при $T=500-600\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 5-30 минут (500-600, 5-30) в защитной атмосфере аргона с последующим охлаждением в воде.

Установлено, что сочетание ХВ ($\epsilon=0,5$) и ПДО (550, 5) формирует полигонизованную, частично рекристаллизованную, преимущественно субмикросубзеренную структуру β -фазы с незначительным количеством низкотемпературной α -фазы. После $\epsilon=3,3+550,5$ образуется субмикросубзеренная структура, наблюдаются зерна размером 0,2–0,3 мкм. При увеличении времени ПДО до 15-30 мин происходит развитие рекристаллизации, после ПДО (600, 30) – рост рекристаллизованных зерен.

После ХВ разрушение происходит без пластической деформации. Во всех случаях после ПДО при $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ проявляется сверхупругость, увеличивается обратимая деформация и возрастает разница между фазовым и дислокационным пределами текучести, достигая максимальных значений после ПДО (550, 30). Наибольшая сверхупругая обратимая деформация (3,1 %), а также ее сумма с упругой деформацией (5,3 %) в сплаве реализуется после ТМО ($\epsilon=0,5+550,5$).

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 22-29-01562).

**МОДЕЛИРОВАНИЕ РАБОТЫ ВИБРОЗАЩИТНОГО УСТРОЙСТВА ПРИ
ИЗМЕНЕНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ РАБОЧЕГО ЭЛЕМЕНТА ИЗ СПЛАВА
С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**

Стародубова М.С., Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е.

СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия

e-mail: st063188@student.spbu.ru

При разработке виброзащитных устройств используют методы пассивного, полуактивного и активного контроля. При пассивном контроле вибраций применяются элементы с высокой демпфирующей способностью. Полуактивный контроль осуществляется при помощи включения элементов с переменной жесткостью. При активном контроле происходит управление параметрами системы в процессе колебаний. Сплавы с памятью формы (СПФ) относятся к функциональным материалам, свойства которых меняются в зависимости от внешних условий (температуры, предварительной нагрузки и др.). Применение этих сплавов в производстве демпферов позволяет добиться лучшей устойчивости конструкций, уменьшения амплитуды колебаний. Использование СПФ открывает путь для пассивного и полуактивного управления вибрациями. При виброзащите с помощью деталей из СПФ температура играет особую роль, поскольку ее изменение влияет на механические характеристики сплава.

Ранее было проведено экспериментальное и теоретическое исследование колебаний крутильного маятника из СПФ. Было показано, что колебаниями можно управлять путем подачи на активный элемент тепловых импульсов в определенные моменты времени. Однако вопрос о влиянии скорости нагрева и охлаждения и условий теплообмена с окружающей средой не был рассмотрен.

В данной работе исследовались свободные колебания устройства, представляющего из себя крутильный маятник с элементом из сплава с памятью формы, с одного края жестко закрепленный, с другого соединенный с упругим стержнем. При моделировании учитывался теплообмен с окружающей средой. Получено, что, в отличие от крутильного маятника без упругого элемента, рассматриваемое устройство проявляет более полное рецентрирование при затухании колебаний, а также имеет значительно меньший период колебаний. Показано, что охлаждение материала из аустенитного и двухфазного состояния позволяет добиться более быстрого затухания колебаний, так как наиболее эффективно колебания демпфируются в мартенситном состоянии. Скорость охлаждения из двухфазного состояния значительно влияет на диаграммы напряжения и деформации, но практически не влияет на время полного затухания колебаний.

Полученные при помощи микроструктурной модели результаты могут представлять интерес при проектировании реальных виброзащитных устройств на основе сплавов с памятью формы.

Работа выполнена при поддержке РНФ (проект 23-21-00167).

**ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ АНИЗОТРОПНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ
ПАРАМЕТРОВ РЕШЁТКИ МАРТЕНСИТА ОТ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ В
СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА**

Страхов О.В., Дубинский С.М., Щетинин И.В., Прокошкин С.Д.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва,
Россия*

e-mail: strakhov.ov@misis.ru

Наиболее перспективными металлическими материалами для замены костной ткани являются сплавы с памятью формы (СПФ) на основе титана. Главное их преимущество – низкий модуль упругости и механическое поведение, близкое к поведению тканей человеческого организма, вследствие проявления эффекта сверхупругости. В основе этого явления лежит обратимое термоупругое мартенситное превращение, а обратимая деформация зависит от соотношения параметров решеток высокотемпературной (аустенит) и низкотемпературной (мартенсит) фаз. Долгое время считалось, что параметры решетки мартенсита не зависят от скорости охлаждения в интервале температур мартенситных превращений. Однако в статьях С.Д. Прокошкин et al. (2004), посвящённой упорядоченным B2 сплавам с памятью формы системы Ti–Ni и М.И. Петержик et al. (1995), где рассмотрены неупорядоченные β -сплавы Ti–Nb–Ta, приведены данные, которые косвенно свидетельствуют о неоднозначности такого подхода. В связи с этим представляет интерес проведение исследований кинетики изменений решётки мартенсита в упорядоченных и неупорядоченных СПФ на основе титана.

Исследовали СПФ Ti-50,2Ni и Ti-18Zr-12Nb (ат.%) в рекристаллизованном состоянии высокотемпературной фазы. Были проведены рентгенографические съёмки *in situ*, предусматривающие нагрев в нижней части интервала температур обратного мартенситного превращения и медленное охлаждение. Для моделирования быстрого охлаждения образцы нагревали в печи по температурно-временным режимам, аналогичным рентгенографической съёмке *in situ*, и закаливали в воде с последующей съёмкой при комнатной температуре. В результате получены графики температурных зависимостей координат рентгеновских линий и параметры решетки мартенсита обоих сплавов в результате быстрого и медленного охлаждения. Для компенсации термического смещения образцов сплава Ti-50,2Ni во время рентгенографической съёмки *in situ* проведена экстраполяционная корректировка координат рентгеновских линий положения пиков B19'-мартенсита на основании известных параметров решетки этой фазы.

В сплавах Ti-50,2Ni и Ti-18Zr-12Nb при комнатной температуре расстояния между анизотропно смещающимися линиями соответственно B19'– и α' – мартенсита различаются в зависимости от скорости охлаждения в исследуемом интервале. Таким образом, обнаружена скоростная чувствительность параметров решетки мартенсита.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-73-10167, <https://rscf.ru/project/21-73-10167/>.

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ПЛОТНОСТЬ ДИСЛОКАЦИЙ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ АВС ПРЕССОВАНИЯ ПРИ ПОНИЖЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ
Миронов Ю.П.¹, Лотков А.И.¹, Гришков В.Н.¹, Лаптев Р.С.², Гусаренко А.А.¹, Бармина Е.Г.¹

¹ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

²ФГАОУ ВО НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

e-mail: myr@ispms.ru

С точки зрения фундаментальных и прикладных исследований, а также разработок силовых и функциональных устройств представляют интерес субмикро- и нанокристаллические сплавы (СМК и НК), полученные методами интенсивной пластической деформации (ИПД), одним из которых является ковка с переменной осью деформирования или авс прессование. Вследствие упрочнения и смены последовательности МП образцы этих сплавов проявляют эффект сверхупругости в широком интервале температур. Неравновесное состояние границ зёрен в этих материалах характеризуется высокой избыточной энергией и присутствием дальнедействующих полей упругих напряжений. Важной количественной характеристикой дефектной структуры металлов и сплавов после ИПД является плотность дислокаций.

Цель работы: исследовать изменение структурно-фазового состояния и плотности дислокаций в сплаве $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ в зависимости от температуры изохронного отжига после интенсивной пластической деформации методом авс прессования при 573 К.

Исследования проведены на сплаве $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ (ат.%) производства ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», который в состоянии поставки имел структуру моноклинной мартенситной фазы B19'. Исходными считаем образцы, которым изотермическим авс прессованием при температуре 573 К была задана суммарная величина истинной деформации $e = 9.55$. Изохронные отжики образцов после авс прессования проводили в течение одного часа при температурах 573, 673, 773, 873 и 973 К в атмосфере гелия.

Рентгеноструктурный анализ образцов при комнатной температуре (фаза B19') и температуре 393 К (фаза B2) проводили на дифрактометре ДРОН-7 (Буревестник, Россия), с фильтрованным $Co-K\alpha$ излучением (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН).

Установлено, что фазовое состояние исходных образцов с $e = 9.55$ при комнатной температуре становится двухфазным: R+B19'. При этом до авс прессования образцы находились преимущественно в состоянии мартенситной фазы B19', а после деформации относительная доля R фазы в объёме образцов стала несколько выше относительной доли B19' фазы, что обусловлено существенным увеличением плотности дислокаций, на которых может происходить зарождение R фазы.

Наиболее активное понижение плотности дислокаций, возросшей после авс прессования, происходит после отжига образцов при 673 и 773 К, достигая минимума после отжига образцов при 773 К, что более чем на порядок ниже по сравнению с величиной плотности дислокаций ($\approx 2.4 \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$) сразу после авс прессования. В этом же интервале температур происходит существенное понижение величины среднеквадратичных микроискажений кристаллической решётки B2 фазы $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$ и повышение средней величины областей когерентного рассеяния рентгеновских лучей. Установлено, что после авс прессования и после изохронных отжигов основной вклад в физическое уширение рентгеновских отражений вносят микроискажения кристаллической решётки B2 фазы, а вклад от областей когерентного рассеяния является незначительным.

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

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МИКРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА РАБОТУ ВИБРОИЗОЛЯЦИОННОГО УСТРОЙСТВА С РАБОЧИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ ИЗ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Сисюк А.А., Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

e-mail: st076097@student.spbu.ru

Сплавы с памятью формы (СПФ) обладают рядом особенных механических свойств, что позволяет применять их во многих инженерных решениях. В частности, благодаря свойствам псевдопластичности и псевдоупругости элементы из СПФ могут эффективно применяться с целью защиты от вибраций. Однако при больших импульсах внешних воздействий и при циклических нагружениях возрастает роль микропластической деформации, вследствие чего ее необходимо учитывать при исследовании антивибрационных свойств СПФ.

Целью данной работы было выявление влияния микропластической деформации на демпфирующие свойства СПФ. В данной работе исследуется поведение одномерной колебательной системы, в которой полезная масса изолируется от внешних вибрационных воздействий двумя геликоидальными пружинами из СПФ. Расчеты проводились для аустенитного и мартенситного фазовых состояний с учетом и без учета микропластической деформации.

Для аустенита рассматривается резонансная частота для случая без учета микропластики. В результате максимальная амплитуда колебаний A_m с учетом микропластики оказывается меньше амплитуды A без ее учета, причем с ростом амплитуды воздействия отношение A/A_m растет. Что касается максимальной деформации во время колебаний, то в расчетах с учетом микропластики она оказывается больше чем в расчетах без ее учета для всех амплитуд воздействия за исключением самой большой, когда деформация близка к 7%, причем максимальная деформация линейно зависит от амплитуды воздействия.

Для мартенсита рассматриваются колебания при двух резонансных частотах, соответствующих каждому из случаев. Во-первых, резонансная частота для случая с учетом микропластики оказывается меньше резонансной частоты, рассчитанной без её учета, для достаточно больших амплитуд воздействия, а для относительно небольших амплитуд эти частоты будут примерно равными. Во-вторых, для максимальной амплитуды колебаний было получено, что для небольших воздействий отношение $A/A_m \approx 1$, а для достаточно больших $A/A_m > 1$ и растет. Что касается максимальной деформации, то в случае с учетом микропластики она растет линейно с увеличением воздействия, а в случае без ее учета – экспоненциально, поэтому для больших амплитуд деформация без учета микропластики оказывается значительно больше.

Таким образом, можно сделать вывод, что микропластическая деформация, являясь дополнительным диссипативным механизмом, положительно влияет на антивибрационные свойства СПФ как в аустенитном, так и в мартенситном фазовых состояниях, причем с увеличением силы внешнего воздействия этот эффект растет. Также нужно отметить, что частота резонанса с учетом микропластики оказывается меньше частоты без ее учета, поэтому учет микропластики важен для точного описания поведения колебательных систем с элементами из СПФ.

Работа выполнена при поддержке РНФ грант № 23-21-00167.

ПРОНИЦАЕМОСТЬ БИОСОВМЕСТИМЫХ ПОРОШКОВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

**Пахолкина С.А., Аникеев С.Г., Артюхова Н.В., Ходоренко В.Н.,
Кафтаранова М.И., Мамазакиров О.**

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск,
Россия*

e-mail: pakholkina200362@gmail.com

Сплавы на основе TiNi обладают эффектом памяти формы, сверхэластичности за счет реализации мартенситных превращений. Пористый сплав на основе никелида титана является наиболее перспективным материалом для реконструкции костных тканей организма, благодаря развитой объемной пористой структуре и проницаемости.

Проницаемость – это свойство пористой среды пропускать через себя жидкость при перепаде давления. Причем расход жидкости через пористую матрицу зависит от многих факторов, включая вязкость жидкости, а также структурные особенности порового пространства и межпоровых перегородок. Целью данной работы является исследование зависимости коэффициента проницаемости от структурных особенностей пористых материалов на основе TiNi.

Создание биосовместимых пористых материалов на основе TiNi возможно при использовании методов порошковой металлургии – самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) и спекания. Методом СВС получен материал из порошка титана (ПТОМ) и порошка никеля (ПНК-ОТ4). Порошковую шихту засыпали в кварцевые трубки диаметром 50 мм и уплотняли до пористости 45–50 %. Далее кварцевую трубку с шихтой устанавливали в реактор и нагревали до 300 °С в трубчатой электрической печи типа СУОЛ в атмосфере инертного газа аргона. Из полученных цилиндрических заготовок вырезали образцы с помощью электроискрового станка. Методом диффузионного спекания получен материал из порошка никелида титана (ПВ–Н55Т45). Порошок засыпали в кварцевые капсулы, которые имели внутренний диаметр 13-14 мм и длину 65-80 мм, уплотняли до пористости 55-60%. Однократное спекание проводили в электровакуумной печи СНВЭ-1.31/16-И4 в течение 40 минут при давлении 10^{-4} Па и температуре 1250 °С.

Коэффициент проницаемости рассчитывали по формуле Дарси: $K = \frac{Q\mu L}{\rho g \Delta H S_0 \Pi}$, где Q – расход жидкости, пропорционален плотности жидкости (ρ) и обратно пропорционален ее вязкости (μ), L – длина образца, ΔH – уровень жидкости, g – ускорение свободного падения, S_0 – площадь сечения образца, Π – пористость. Определяли в трех перпендикулярных направлениях: $K_{\text{прод1}}$, $K_{\text{прод2}}$, $K_{\text{попер}}$. Структурные особенности полученных материалов исследовали методами оптической и растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа.

Поровое пространство СВС-материала характеризуется сложной структурой взаимосвязанных пор, что обусловлено послойным режимом синтеза, продуктом которого является пористо-проницаемый материал с высокой долей открытых пор. Наблюдается яркая анизотропия строения порового пространства СВС-материала. Значения коэффициента проницаемости: $K_{\text{прод1}}=588\text{Д}$ (стандартное отклонение $\sigma=8\text{Д}$), $K_{\text{прод2}}=793\text{Д}$ ($\sigma=16\text{Д}$), $K_{\text{попер}}=254\text{Д}$ ($\sigma=9\text{Д}$).

Методом диффузионного спекания получен материал, сохраняющий индивидуальность исходных частиц порошка TiNi. Процессы массопереноса приводят к увеличению значения площади контакта и уменьшению размеров пор во всем объеме материала. Установлено, что поровое пространство материала, полученного методом спекания, изотропно. Значения коэффициента проницаемости: $K_{\text{прод1}}=38\text{Д}$ ($\sigma=3\text{Д}$), $K_{\text{прод2}}=28\text{Д}$ ($\sigma=3\text{Д}$), $K_{\text{попер}}=18\text{Д}$ ($\sigma=1\text{Д}$).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-79-10045.

ВЛИЯНИЕ ИПДК И ОТЖИГА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Ti-Zr-Nb

Гундерова С.Д.¹, Гундеров Д.В.^{1,2}, Чуракова А.А.^{1,2}

¹*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия.*

²*Институт физики молекул и кристаллов, Уфа, Россия.*

e-mail: gynderova@mail.ru

Титановые сплавы широко используются в медицине в качестве материалов для имплантатов. Сплавы титана обладают высокой коррозионной стойкостью, биосовместимостью и высокой удельной прочностью (соотношение прочность/вес). Команда Проф. Прокошкина С.Д. и Шереметьева В.А. развивают перспективный сплав Ti18Zr15Nb, модуль Юнга которого ближе к модулю Юнга кости. Имплантаты из этого сплава хорошо имитируют костную ткань под нагрузкой, что снижает вероятность ранней резорбции имплантатов от кости [Sheremetyev V.A. et al, J.Alloys and Compounds, 2019]. Благодаря ниобию повышается стойкость от коррозии, а цирконий увеличивает прочность сплава. Другой важной задачей является дополнительное повышение служебных и прочностных характеристик сплавов Ti18Zr15Nb. Этого можно достигнуть путем формирования наноструктурного состояния (НС) методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Важным вопросом является изменение фазового состава в наноструктурном сплаве при термообработке в сравнении с крупнозернистым аналогом. Образцы сплава Ti18Zr15Nb были подвергнуты отжигу при 700⁰С (30 мин.) с последующей закалкой в воду, в результате чего мы получили стабильную β-фазу, а затем мы провели интенсивную пластическую деформацию кручением (состояние ИПДК). По результатам металлографических исследований мы выявили, что размер зерна в закаленном состоянии составляет 100-200 мкм, в состоянии после ИПДК согласно просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) размер зерна-субзерна сплава менее 50 нм. Закаленные образцы (Q) и образцы после ИПДК подвергли отжигу при температуре 300, 350, 400, 450, 500, 550 С со временем выдержки 30мин, 3ч и 12ч. Были проведены исследования методом рентгеноструктурного анализа (РСА) в различных состояниях и в программе Maud рассчитан фазовый состав образцов. В состоянии после ИПДК, как и в закаленном состоянии, основной фазой является β-фаза. При низких температурах отжига (до 350 С) выделяется ω-фаза, при более высоких (400-500 С) α-фаза. Самое большее содержание α-фазы зафиксировано при отжиге 450С 3-12 ч, в закаленном состоянии содержание α-фазы составило 27%, а после ИПДК – 38%. С увеличением времени выдержки содержание α-фазы увеличивается, причем, как в закаленном состоянии, так и после ИПДК. Формирование наноструктурного состояния в результате ИПДК значительно ускоряет выделение α-фазы в образцах, особенно при малых временах выдержки – 30 минут. Так же ИПДК приводит к росту микротвердости почти вдвое, (с 200 до 334) по сравнению с закаленным состоянием.

Работы выполнены при поддержке РФФИ 22-19-00347.

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ
Ti-10Hf-10Zr-Ni-10Cu-10Co С РАЗНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ТИТАНА И НИКЕЛЯ**
Березовская С.В.¹, Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Сибирев А.В.¹, Базлов А.И.^{1,2},
Андреев В.А.³

¹Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

²Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова, РАН, Москва, Россия

³Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС, Москва, Россия

e-mail: st087560@student.spbu.ru

Целью работы явилось изучение структуры, физических и механических свойств сплавов $Ti_{60-x}Hf_{10}Zr_{10}Ni_xCu_{10}Co_{10}$, в которых параметр x меняется от 29 до 31 ат%. Сплавы были выплавлены электродуговым и электроннолучевым способами с пятикратной переплавкой. Исследование структуры сплавов показало, что они состоят из основной В2 фазы и частиц вторичной фазы, расположенной в межзеренном пространстве. Химический состав вторичной фазы соответствовал частицам типа Ti_2Ni если $x = 29$ или 30 ат% и Ti_3Ni_4 – если $x = 31$ ат%. Доля частиц типа Ti_2Ni составляла 7 ± 2 % в сплаве $Ti_{31}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{29}Cu_{10}Co_{10}$ и не превосходила 2 % в сплаве $Ti_{30}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$. Доля частиц типа Ti_3Ni_4 не превосходила 2 % в сплаве $Ti_{29}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{31}Cu_{10}Co_{10}$. Химический состав основной фазы В2 был неоднородным вне зависимости от состава сплава. В сплаве присутствовали области, обогащенные гафнием и кобальтом, и области, обогащенные медью и цирконием. Вместе с тем концентрация титановой и никелевой групп в этих областях была одинаковой.

Калориметрические исследования показали, что сплавы не испытывают мартенситных переходов при охлаждении до -110 °С. Исследование электросопротивления показало, что при охлаждении ниже комнатной температуры в сплаве образуются деформационные нанодомены, а превращение в мартенсит не происходит даже при охлаждении до -180 °С. При нагревании нанодомены исчезают и при температурах выше комнатной сплавы вновь имеют неискаженную В2 решетку.

Механические свойства сплавов были изучены при трех температурах: 100 °С, при которой сплавы находились в аустенитной фазе, при 25 °С, при которой сплавы находились в аустенитной фазе вблизи температуры начала образования нанодоменов, и при -100 °С, при которой все сплавы находились в области существования нанодоменов. Образцы растягивали до разрушения с промежуточными разгрузками. Полученные результаты показали, что при 22 °С сплавы деформируются упруго вплоть до разрушения. Увеличение температуры деформирования до 100 °С способствует тому, что перед разрушением наблюдается незначительная пластичность, что позволило определить дислокационный предел текучести, величина которого составляет $1000 - 1200$ МПа. Уменьшение температуры до -100 °С способствовало наведению мартенсита при нагрузке в сплавах $Ti_{31}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{29}Cu_{10}Co_{10}$ и $Ti_{30}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$, который частично превращался обратно в аустенит при разгрузке. Напряжение наведения мартенсита составило 400 МПа. Сплав $Ti_{29}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{31}Cu_{10}Co_{10}$ деформировался упруго даже при температуре -100 °С и разрушался при нагрузке 400 МПа. Этот сплав демонстрировал самый низкий предел прочности и деформацию до разрушения, которая не превосходила 1 % вне зависимости от температуры деформирования. В сплавах $Ti_{31}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{29}Cu_{10}Co_{10}$ и $Ti_{30}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$ максимальная деформация до разрушения наблюдалась при -100 °С и это было связано с тем, что при данной температуре сплавы деформировались за счет наведения мартенситной фазы.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (№ 22-19-00169, <https://rscf.ru/project/22-19-00169/>).

**ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ АТОМОВ НИКЕЛЕВОЙ ГРУППЫ НА
СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ Ti-5Hf-5Zr-Ni-5Cu-5Co**

**Кальницкая М.В.¹, Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Сибирев А.В.¹, Базлов А.И.^{1,2},
Андреев В.А.³**

¹*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*

²*Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС, Москва,
Россия*

³*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова, РАН, Москва, Россия
e-mail: st087232@student.spbu.ru*

Целью работы явилось исследование влияния концентрации никелевой группы на структуру, мартенситные превращения и механическое поведение среднеэнтропийных шестикомпонентных сплавов Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co, в которых концентрации гафния, циркония, меди и кобальта составляли по 5 ат%, а концентрации титана и никеля меняли от 39 до 41 ат%. Сплавы были получены методом электродуговой и электро-лучевой плавок с пятикратными переплавками. Исследование структуры сплавов показало, что помимо основной фазы, по границам зерен присутствует вторичная фаза типа Ti_2Ni (в сплаве с избытком титана или в сплаве, в котором концентрация никеля равна концентрации титана) или Ti_3Ni_4 (в сплаве с избытком никеля). Химический состав основной фазы одинаков по всему объему образца и соответствует номиналу.

Калориметрические исследования показали, что сплавы испытывают мартенситные превращения при охлаждении и нагревании и чем больше концентрация никеля в сплаве, тем ниже температуры переходов. Кроме этого, было замечено, что с увеличением концентрации никеля в сплавах меняется кинетика переходов – их температурные интервалы расширяются. Исследование изменения электросопротивления показало, что во всех сплавах прямому переходу при охлаждении предшествует аномальное изменение электросопротивления, что указывает на формирование деформационных нанодоменов в аустените. Таким образом, можно заключить, что при охлаждении в аустенитной фазе сначала формируются деформационные нанодомены, которые затем превращаются в мартенситную фазу. При нагревании обратное превращение реализуется напрямую из мартенситной фазы в аустенитную.

Механическое поведение сплавов было исследовано при трех температурах: 100 °С, при которой все сплавы были в аустенитном состоянии, при -100 °С, при которой сплавы были в мартенситном состоянии и при температуре 25 °С, при которой сплавы находились в аустенитном состоянии, но эта температура была близка к температуре окончания обратного перехода при нагревании. Установлено, что при температуре 100 °С сплавы деформируются упруго. Увеличение концентрации никеля с 39 до 40 ат% не влияет на механические свойства, тогда как возрастание никеля с 40 до 41 ат% понижает как предел прочности, так и деформацию до разрушения. В сплавах $Ti_{41}Hf_5Zr_5Ni_{39}Cu_5Co_5$ и $Ti_{40}Hf_5Zr_5Ni_{40}Cu_5Co_5$ при температуре 25 °С наводится мартенсит, который большей частью переходит в аустенит при разгрузке. При температуре -100 °С оба сплава деформируются за счет переориентации мартенсита. Увеличение концентрации никеля с 39 до 40 ат% понижает предел переориентации мартенсита, увеличивает деформацию до разрушения и повышает предел прочности. Увеличение концентрации никеля с 40 до 41 ат% подавляет наведение мартенсита при температуре 22 °С и его переориентацию при температуре -100 °С. Сплав $Ti_{39}Hf_5Zr_5Ni_{41}Cu_5Co_5$ при всех температурах деформируется только упруго.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (№ 22-19-00169, <https://rscf.ru/project/22-19-00169/>).

**ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ,
МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ**

Zn-1%Mg-0,1%Mn И Zn-1%Mg-0,1%Dy

**Мартыненко Н.С.¹, Темралиева Д.Р.¹, Анисимова Н.Ю.^{1,3}, Рыбальченко О.В.¹,
Шинкарева М.В.^{1,3}, Рыбальченко Г.В.⁴, Лукьянова Е.А.¹, Просвирнин Д.В.¹,
Киселевский М.В.^{2,3}, Добаткин С.В.¹**

¹*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), Москва, Россия*

²*«Национальный медицинский исследовательский центр онкологии имени Н.Н. Блохина» Минздрава России, Москва, Россия*

³*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва, Россия*

⁴*Физический институт имени П.Н. Лебедева Российской академии наук, Москва, Россия
e-mail: diana4-64@mail.ru*

Цинк и его сплавы являются перспективными медицинскими материалами для создания биodeградируемых имплантатов для остеосинтеза. Их применение в медицине обусловлено хорошей биосовместимостью, антибактериальными свойствами, остеогенными свойствами и др. Однако практическое применение литых цинковых сплавов в остеосинтезе ограничено их низкими механическими свойствами. Поэтому в настоящей работе было проведено исследование влияния кручения под высоким давлением (КВД) на механические и функциональные свойства сплавов Zn-1%Mg-0,1%Dy и Zn-1%Mg-0,1%Mn. Сплавы исследовали в исходном состоянии (отжиг при 340 °С, 20 часов) и после КВД с общим количеством оборотов $N = 10$ ($\epsilon = 5,7$). КВД проводили на дисках диаметром 20 мм при комнатной температуре под давлением 6 ГПа.

Структура сплавов в исходном состоянии состоит из зерен α -Zn размером ~50 и ~80 мкм для сплавов Zn-1%Mg-0,1%Dy и Zn-1%Mg-0,1%Mn соответственно. После КВД происходит формирование ультрамелкозернистой структуры с образованием зерен со средним размером ~700 и ~800 нм для сплавов Zn-1%Mg-0,1%Dy и Zn-1%Mg-0,1%Mn соответственно. Микроструктура сплавов после КВД в большей степени состоит из рекристаллизованных зерен правильной формы. На наличие высокоугловых границ указывают преимущественно точечные рефлексы на кольцевой электронограмме. Кроме того, наблюдается измельчение фаз, расположенных вдоль исходных зерен α -Zn с формированием зерен размером ~100 нм. Формирование УМЗ-структуры приводит к существенному росту прочности обоих сплавов. Предел прочности сплава Zn-1%Mg-0,1%Mn вырос со 100 ± 7 до 468 ± 13 МПа, а сплава Zn-1%Mg-0,1%Dy – со 114 ± 12 до 488 ± 5 МПа. Условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$) также существенно вырос: с 95 ± 3 до 358 ± 33 МПа и со 111 ± 14 до 415 ± 6 МПа для сплавов Zn-1%Mg-0,1%Mn и Zn-1%Mg-0,1%Dy соответственно. Кроме того, формирование острой базисной текстуры приводит к росту пластичности с $1,7 \pm 0,3\%$ до $3,8 \pm 1,2\%$ и с $1,6 \pm 0,4$ до $6,4 \pm 0,7$ для сплавов Zn-1%Mg-0,1%Dy и Zn-1%Mg-0,1%Mn соответственно.

Исследование скорости деградации сплавов показало, что КВД не влияет на их коррозионную стойкость. Скорость деградации сплава Zn-1%Mg-0,1%Dy до и после КВД составляет $0,26 \pm 0,06$ и $0,24 \pm 0,13$ мм/год соответственно. Для сплава Zn-1%Mg-0,1%Mn эти параметры составили $0,12 \pm 0,10$ и $0,18 \pm 0,07$ мм/год соответственно. Сравнительный статистический анализ результатов биосовместимости *in vitro* не выявил существенной разницы между уровнями гемолитической и цитотоксической активностей сплавов в обоих микроструктурных состояниях.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Грант № 22-13-00024).

**СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ И
БИОСОВМЕСТИМОСТЬ СПЛАВОВ Zn-1%Mg И Zn-1%Mg-0,1%Ca,
УПРОЧНЕННЫХ РОТАЦИОННОЙ КОВКОЙ**

**Мартыненко Н.С.¹, Анисимова Н.Ю.^{1,3}, Рыбальченко О.В.¹, Темралиева Д.Р.¹,
Шинкарева М.В.^{1,3}, Рыбальченко Г.В.⁴, Лукьянова Е.А.¹, Просвирнин Д.В.¹, Юсупов
В.С.¹, Киселевский М.В.^{2,3}, Добаткин С.В.¹**

¹*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии
наук (ИМЕТ РАН), Москва, Россия*

²*«Национальный медицинский исследовательский центр онкологии имени Н.Н. Блохина»
Минздрава России, Москва, Россия*

³*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва,
Россия*

⁴*Физический институт имени П.Н. Лебедева Российской академии наук, Москва, Россия
e-mail: nataliasmartynenko@gmail.com*

Цинковые сплавы являются прекрасными материалами для создания имплантатов для иммобилизации кости. Однако для создания конечного изделия необходимо улучшать их механические свойства. В данной работе были исследованы потенциальные медицинские сплавы Zn-1%Mg и Zn-1%Mg-0,1%Ca. В исходном состоянии сплавы отжигали в течение 20 часов при температуре 340 °С с последующей закалкой в воде. Деформацию проводили методом ротационнойковки (РК) при постепенном понижении температуры до 200 °С с уменьшением диаметра прутка с 19 до 6 мм ($\epsilon = \ln(F_0/F_f) = 2.31$, где F_0/F_f – исходная и конечная площадь поперечного сечения прутка).

Микроструктура после РК претерпевает существенные изменения. В случае сплава Zn-1%Mg после отжига формируется структура, состоящая из α -Zn со средним размером зерна ~40 мкм и зернограницной смеси фаз. Деформация приводит к формированию вытянутых вдоль направления РК зерен шириной ~10 мкм и длиной ~200 мкм. В сплаве Zn-1%Mg-0,1%Ca также происходит вытягивание исходного зерна размером ~30 мкм вдоль направления деформации с формированием зерен шириной ~15 мкм и длиной ~150 мкм. В обоих случаях также наблюдается вытягивание зернограницной фазы вдоль оси ротационнойковки.

Трансформация микроструктуры приводит к росту механических характеристик сплавов. Так в случае сплава Zn-1%Mg после РК наблюдается одновременный рост предела прочности со 156 ± 3 до 248 ± 9 МПа и пластичности с $0,2 \pm 0,04\%$ до $10,3 \pm 2,0\%$. В сплаве Zn-1%Mg-0,1%Ca также происходит рост прочности (со 154 ± 5 до 246 ± 9 МПа) и пластичности (с $0,4 \pm 0,1\%$ до $14,2 \pm 0,9\%$). При этом рост прочности, по-видимому, связан с измельчением микроструктуры. Причина роста пластичности может заключаться в нескольких факторах: измельчение и переориентация зернограницной фазы, а также текстурные изменения, происходящие в сплавах в процессе РК.

Исследования коррозионной стойкости и биосовместимости *in vitro* проводили при температуре 37 °С в культуральной среде DMEM (pH $\approx$ 7). Было показано, что РК, в целом, не приводит к изменению скорости деградации исследуемых сплавов. Скорость деградации сплава Zn-1%Mg составляет $0,30 \pm 0,17$ и $0,16 \pm 0,06$ мм/год, а сплава Zn-1%Mg-0,1%Ca – $0,20 \pm 0,08$ и $0,15 \pm 0,04$ мм/год до и после РК соответственно. Проведенные исследования биосовместимости *in vitro* показали, что РК не приводит к росту гемолитической активности эритроцитов и цитотоксичности относительно клеток крови. Таким образом, по результатам проведенного исследования можно сделать вывод, что РК способна эффективно улучшать механические свойства исследуемых сплавов без ухудшения их коррозионной стойкости и биосовместимости.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Грант № 22-13-00024).

ПРИМЕНЕНИЕ ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВОГО СИНТЕЗА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ

Гурьянов А. М.^{1,2}

¹ООО «Метсинтез», Тула, Россия

²Тульский государственный университет, Тула, Россия

e-mail: alex19021861@gmail.com

Интерметаллидные фазы постоянного состава - это соединения, которые образуются между двумя или более металлами при определенных условиях. Интерметаллические соединения могут обладать уникальными свойствами, такими как эффект памяти формы, повышенная жаропрочность или жаростойкость, что делает их незаменимыми материалами для различных отраслей промышленности. Например, никелид титана, являющийся фазой Юм-Розери, проявляет важное свойство – эффект памяти формы.

Кроме фаз Юм-Розери, существуют и другие интерметаллические соединения, такие как фазы Лавеса. Этот класс интерметаллидов способен повысить прочностные характеристики и сопротивление ползучести ряда промышленных сплавов. Один из интересных представителей фаз Лавеса - тугоплавкий интерметаллид Cr_2Ta , который обладает высокой жаропрочностью и жаростойкостью. Это свойство делает его перспективным кандидатом для деталей, используемых в газотурбинной промышленности, ракетных двигателях, космических кораблях и других объектах, работающих при высоких температурах.

Существует несколько способов получения интерметаллидных соединений, включая литейные технологии и методы порошковой металлургии. При использовании литейных технологий достаточно сложно получить однородные по фазовому и химическому составу отливки больших размеров на промышленном оборудовании.

Перечисленные недостатки классической металлургии в совокупности с высокой температурой плавления и, соответственно, температурой плавки, а также повышенной реакционной способностью жидких расплавов можно решить методами порошковой металлургии. Один из перспективных способов получения интерметаллидных фаз - гидридно-кальциевый метод. В этом методе гидрид кальция выступает в качестве восстановителя, а оксиды металлов служат исходным сырьем. Этот метод позволяет получать высококачественные порошки металлов и сплавов, включая такие интерметаллические соединения, как Cr_2Ta и NiTi .

Получение порошков гидридно-кальциевым методом проходит в несколько этапов. Первый этап заключается в приготовлении шихты состоящей из смеси порошка гидрида кальция с порошками оксидов или чистых металлов. На втором этапе происходит загрузка полученной шихты в контейнер и погрузки контейнера в печь, далее производится нагрев печи до температуры, как правило, не превышающей 1200 °C и выдержке, которая может достигать 6-12 часов, охлаждение в печи. Последний этап проходит в следующей последовательности: гидрометаллургическая обработка полученного спёка, сушка и просеивание готового порошка.

Наши эксперименты показали, что в случае гидридно-кальциевого синтеза Cr_2Ta его химический состав полностью соответствует шихтовому, а содержание искомой фазы достигает ~100 %.

Таким образом, можно сделать вывод, что гидридно-кальциевый метод является одним из эффективных способов получения интерметаллических соединений и сплавов, обеспечивая высокое качество и экономическую эффективность процесса производства.

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ № 22-23-20113 и гранта Комитета Тульской области по науке и инноватике №3 от 19.04.2022 г.

**ФАЗОВАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ И СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА
НАНОДВОЙНИКОВЫХ СТРУКТУР СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА $\text{Ni}_2\text{Mn}_{1.5}\text{In}_{0.5}$ И
 $\text{Ni}_2\text{Mn}_{1.75}\text{In}_{0.25}$**

Ерагер К.Р., Соколовский В.В., Бучельников В.Д.

Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия

e-mail: eragerk@rambler.ru

Сплавы Гейслера на основе Ni-Mn обладают рядом различных функциональных свойств, таких как магнитный эффект памяти формы, магнитная сверхупругость, магнитокалорический эффект, гигантское магнитосопротивление и т. д. При промежуточном легировании сплавы $\text{Ni}_2\text{Mn}_{2-y}\text{Zy}$ имеют модулированную моноклинную структуру, описываемую как несоразмерные 5М или 7М мартенситные фазы. Наличие модулированных структур в сплавах приводит к образованию деформаций, которые и представляют особый интерес в современных технологиях.

Первопринципные вычисления свойств нанодвойниковых структур сплавов $\text{Ni}_2\text{Mn}_{1.5}\text{In}_{0.5}$ и $\text{Ni}_2\text{Mn}_{1.75}\text{In}_{0.25}$ были выполнены в программном пакете VASP, в приближении GGA-PBE. Геометрическая оптимизация проведена в рамках ионной релаксации для всех рассматриваемых структур с учетом ферро- (FM) и ферримагнитного (FIM) упорядочения магнитных моментов атомов Mn в «шахматном» (FIM_s) и «послойном» расположении (FIM_l). Для формирования составов $\text{Ni}_2\text{Mn}_{1.5}\text{In}_{0.5}$ и $\text{Ni}_2\text{Mn}_{1.75}\text{In}_{0.25}$ рассмотрены структуры с последовательным расположением избыточных атомов Mn на узлах In (Tw FIM_s), и сгенерированные методом построения специальной квазислучайной структуры (Tw sqs FIM_s), рассчитанной в программном пакете ATAT.

По данным проведенных исследований показана возможность мартенситного перехода из FM аустенитной фазы $L2_1$ в FIM_s и FIM_l для сплавов $\text{Ni}_2\text{Mn}_{1.5}\text{In}_{0.5}$ и $\text{Ni}_2\text{Mn}_{1.75}\text{In}_{0.25}$ соответственно. Нанодвойниковые структуры с периодом модуляции 2-5 Tw sqs FIM_s и 3-3 Tw sqs FIM_s для $\text{Ni}_2\text{Mn}_{1.5}\text{In}_{0.5}$ и для $\text{Ni}_2\text{Mn}_{1.75}\text{In}_{0.25}$, соответственно, являются самыми стабильными относительно всех двойниковых структур с разницей относительно тетрагональной фазы на ~ 9.5 мэВ/атом и ~ 18.1 мэВ/атом соответственно. Распределение избыточных атомов Mn не влияет на структурные характеристики конечных рассматриваемых сплавов.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках госзадания № 075-01493-23-00. К.Р. Ерагер выражает благодарность фонду поддержки молодых ученых ФГБОУ ВО «ЧелГУ».

СОДЕРЖАНИЕ

Прокошкин С.Д., Хмелевская И.Ю., Рыклина Е.П. СПФ в МИСиС: история далекая и близкая	3
Маркова Г.В., Алимов И.А., Пермякова Д.В., Семин П.А., Новиков Р.А., Алешин Н.С. Влияние технологических параметров спекания на пористость порошкового сплава Ti-18Zr-15Nb	4
Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Победенная З.В., Яковлева Л.П., Куксгаузен И.В., Куксгаузен Д.А., Кириллов В.А. Ориентационная зависимость эффекта памяти формы и сверхэластичности в монокристаллах высокоэнтропийного сплава (TiZrHf) ₅₀ Ni ₂₅ Co ₁₀ Cu ₁₅	5
Андреев В.А., Карелин Р.Д., Комаров В.С., Куприков М.П., Скрипаленко М.М., Романцев Б.А., Черкасов В.В., Шустер Е.В. Перспективы разработки отечественной технологии производства труб из никелида титана	6
Лотков А.И. Разработка и создание технологии изготовления сердечно-сосудистых имплантатов с модифицированным поверхностным слоем из нанокристаллического никелида титана	7
Рыклина Е.П., Полякова К.А., Мурыгин С.Р., Исаенкова М.Г., Зарипова М.М., Фесенко В.А., Комаров В.С., Андреев Н.В., Реснина Н.Н., Андреев В.А. Наследование текстуры при последеформационном отжиге и ее влияние на фазовые превращения и механические свойства никелида титана	8
Панченко Е.Ю., Курлевская И.Д., Тохметова А.Б., Ефтифеева А.С., Суриков Н.Ю., Янушоните Э.И., Тагильцев А.И., Тимофеева Е.Е., Чумляков Ю.И. Закономерности проявления эластокалорического эффекта в двухфазных (B2+γ)-сплавах NiFeGa	9
Гундеров Д.В., Асфандияров Р.Н., Шарафутдинов А.В., Чуракова А.А. Особенности интенсивной пластической деформации кручением различных материалов	10
Попов Н.Н., Пресняков Д.В., Костылева А.А. Исследование характеристик свойств сплавов систем TiNiPd и TiNiHf с высокотемпературной памятью формы	11
Столяров В.В. Электропластический эффект в сплавах с мартенситным превращением	12
Аникеев С.Г., Кафтаранова М.И., Артюхова Н.В., Ходоренко В.Н., Шабалина А.В., Волочаев М.Н., Пахолкина С.А., Гюнтер В.Э. Особенности формирования микропористой поверхности стенок пор после химической обработки СВС-материала на основе никелида титана	13
Шереметьев В.А., Кудряшова А.А., Лукашевич К.Е., Деркач М.А., Лезин В.Д., Козик М.А., Андреев В.А., Галкин С.П., Прокошкин С.Д., Браиловский В. Технологические основы получения сверхупругих сплавов Ti-Zr-Nb методами термомеханической обработки и селективного лазерного плавления для изготовления костных имплантатов	14
Тохметова А.Б., Курлевская И.Д., Дмитриенко М.С., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И. Термоупругие мартенситные превращения и функциональные свойства сплава Ni ₅₄ Fe ₁₉ Ga ₂₇ , микролегированного бором	15
Лукашевич К.Е., Шереметьев В.А., Прокошкин С.Д. Исследование влияния старения на механические и функциональные свойства прутков из сверхупругого сплава Ti-Zr-Nb, полученных различными методами термомеханической обработки	16
Шишелова А.А., Марченко Е.С., Байгонакова Г.А., Дубовиков К.М. Структура и свойства кальций-фосфатного покрытия на подложке никелида титана	17
Рыклина Е.П., Мурыгин С.Р., Комаров В.С., Полякова К.А., Реснина Н.Н., Андреев В.А. О структурной чувствительности модуля Юнга стареющего никелида титана	18
Алимов И.А., Пермякова Д.В., Юдин С.Н., Володько С.С., Маркова Г.В., Гурьянов А.М. Кинетика гидридно-кальциевого синтеза порошка сплава Ti-18Zr-15Nb	19
Черкасов В.В., Комаров В.С., Карелин Р.Д., Юсупов В.С., Хмелевская И.Ю., Прокошкин С.Д. Влияние процессов динамического и статического старения на формирование структуры и комплекса свойств никелида титана	20
Вуколов Е.А., Волков А.Е., Евард М.Е. Моделирование деформации образцов в псевдоупругом состоянии при выдержке в условиях постоянной температуры окружающей среды	21

Нечаев Д.В., Кур А.А. Разработка технологии получения сплавов с эффектом памяти формы на основе системы Fe-Mn-Si и оценка ее влияния на механические и эксплуатационные свойства сплава	22
Комаров В.С., Карелин Р.Д., Черкасов В.В., Хмелевская И.Ю., Юсупов В.С., Прокошкин С.Д. Исследование влияния макросдвиговой деформации на структуру и свойства никелида титана	23
Тагильцев А.И., Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И. Циклическая стабильность двустороннего эффекта памяти формы в поликристаллах сплава $Ni_{50.3}Ti_{32.2}Hf_{17.5}$ после различных термомеханических обработок	24
Реснина Н.Н., Беляев С.П., Поникарова И.В., Сибирев А.В., Базлов А.И., Иванов А.М., Бикбаев Р.М. Высокотемпературные высокоэнтропийные сплавы Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co с эффектом памяти формы	25
Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Сарая А.А., Выродова А.В. Ориентационная и концентрационная зависимость эффекта памяти формы в монокристаллах CrMnFeCoNi высокоэнтропийных сплавов с ГЦК-ГПУ мартенситным превращением	26
Шеляков А.В., Ситников Н.Н., Залетова И.А., Корнеев А.А., Бородако К.А. Исследование структурных свойств быстрозакаленных сплавов TiNiCu, подвергнутых криогенному термоциклированию	27
Русинов П.О., Бледнова Ж.М., Курапов Г.В., Семадени М.Д. Формирование функционально ориентированных интеллектуальных композитов	28
Волков А.Е., Вуколов Е.А. Моделирование изгиба двухслойной пластины со слоем из сплава с памятью формы	29
Тимофеева Е.Е., Тохметова А.Б., Ефтифеева А.С., Суриков Н.Ю., Тагильцев А.И., Жердева М.В., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И. Особенности параметров микроструктуры в зависимости от температуры старения в монокристаллах $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$	30
Рубаник В.В. мл., Рубаник В.В., Ломач М.С., Шилин А.Д., Maashaa D., Agvaantseren T. Влияние Предварительной ультразвуковой активации реакционной смеси на микроструктуру и фазовые переходы сплава Ni-Ti, полученного методом СВС	31
Дубинский С.М., Баранова А.П., Маркова Г.В., Прокошкин С.Д., Зеленина А.И., Колотова Л.Н., Стариков С.В., Коротицкий А.В., Базлов А.И., Браиловский В. Нетипичное внутреннее эливарное поведение в бета-сплаве Ti-Nb-Zr с памятью формы	32
Чуракова А.А., Исакова Э.И., Каюмова Э.М. Исследование коррозионной стойкости сплавов TiNi с различной микроструктурой в биологических средах	33
Артюхова Н.В., Аникеев С.Г., Кафтаранова М.И. Исследование параметров шероховатости и смачиваемости сплава на основе никелида титана после электронно-пучковой обработки.	34
Деркач М.А., Шереметьев В.А., Чуракова А.А., Гундеров Д.В., Рааб Г.И., Прокошкин С.Д. Структура, механические свойства и функциональное усталостное поведение сверхупругого сплава Ti-Zr-Nb, подвергнутого РКУП по разным температурно-деформационным режимам	35
Фаткуллин И.Д., Ефтифеева А.С., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И. Ориентационная зависимость предела текучести аустенита и мартенсита при сжатии в закаленных монокристаллах $Ti_{49.6}Ni_{50.4}$	36
Дубовиков К.М., Марченко Е.С., Байгонакова Г.А. Создание иерархического покрытия на сплаве NiTi	37
Пермякова Д.В., Алимов И.А., Маркова Г.В., Володько С.С., Юдин С.Н. Влияние температурно-временных параметров гидридно-кальциевого синтеза на морфологию порошка сплава Ti-18Zr-15Nb	38
Гарин А.С., Марченко Е.С., Байгонакова Г.А. Влияние технологии порошковой металлургии на структуру и усталостную прочность пористого сплава на основе никелида титана	39
Жердева М.В., Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И., Фаткуллин И.Д. Влияние старения на развитие циклической стабильности сверхэластичности в монокристаллах $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$	40
Лезин В.Д., Молчанов С.А., Лукашевич К.Е., Шереметьев В.А. Разработка режимов селективного лазерного плавления сверхупругого сплава Ti-Zr-Nb для изготовления костных имплантатов	41

Бледнова Ж.М., Каплюхин А.Э. Повышение ресурсоэффективности топологически оптимизированных элементов конструкции привода машин тяжелого класса формированием функционально ориентированных поверхностных композиций из сплавов с памятью формы	42
Кафтаранова М.И., Аникеев С.Г., Артюхова Н.В., Ходоренко В.Н., Влияние электронно-пучковой обработки на механические свойства сплавов никелида титана.	43
Иванов А.М., Стародубова М.С., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Андреев В.А. Влияние температуры деформирования на эффект псевдоупругости в высокоэнтропийном сплаве $Ti_{15}Hf_{17}Zr_{17}Ni_{17}Co_{17}Cu_{17}$	44
Бикбаев Р.М., Реснина Н.Н., Беляев С.П. Расчет функциональных свойств слоистых образцов сплава TiNi, полученных методом послойной электродуговой наплавки с использованием программного комплекса ANSYS	45
Жапова Д.Ю., Лотков А.И., Гришков В.Н., Гусаренко А.А., Бармина Е.Г. Реальный (условный) предел текучести в сплаве с термоупругими мартенситными превращениями медицинского назначения	46
Беляев С.П., Реснина Н.Н. Проблемы и перспективы повышения стабильности функциональных свойств сплавов с памятью формы на основе TiNi	47
Жукова Ю.С., Кадиров П.О., Караваева М.А., Дубинский С.М., Комаров В.С., Шереметьев В.А., Прокошкин С.Д. О методах достижения высокого комплекса функциональных свойств биodeградируемых СПФ Fe-Mn-Si	48
Свирид А.Э., Пушин В.Г. Исследование влияния высокотемпературной термомеханической обработки на микроструктуру и механические свойства сплавов Cu-Al-Ni-B с термоупругим мартенситным превращением	49
Теплякова Т.О., Конопацкий А.С., Прокошкин С.Д. Химический синтез наночастиц золота для обеспечения антибактериальных свойств поверхности сплава Ti-18Zr-15Nb	50
Ефтифеева А.С., Янушоните Э.И., Фаткуллин И.Д., Курлевская И.Д., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И. Влияние легирования железом на развитие B2-L1 ₀ мартенситных превращений в монокристаллах $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}(Fe)$	51
Полякова К.А., Суркова Г.А. Влияние термоциклической обработки на фазовые превращения, механические и функциональные свойства сплава Ti-50,7 ат.%Ni, подвергнутого радиальной-сдвиговой прокатке	52
Николаев В.И., Пульнев С.А., Якушев П.Н., Тимашов Р.Б. Высокоскоростное восстановление формы монокристаллов Cu-Al-Ni после сжатия, влияние термообработки и нагрузки на производимую им работу	53
Кадиров П.О., Караваева М.А., Жукова Ю.С., Шереметьев В.А., Чеверикин В.В., Пустов Ю.А., Прокошкин С.Д. Влияние радиально-сдвиговой прокатки на структуру, механические свойства, электрохимическое поведение и функциональную коррозионно-усталостную долговечность сплава Fe-30Mn-5Si	54
Киселев А.Ю., Метлов Л.С., Волков Г.А., Вьюненко Ю.Н. Формоизменение и генерация усилий в результате развития обратимой памяти формы в кольцевых силовых пучковых элементах	55
Баранова А.П., Дубинский С.М., Конопацкий А.С., Табачкова Н.Ю., Прокошкин С.Д., Браиловский В. Особенности образования ω-фазы в термомеханически обработанном метастабильном сплаве Ti-22Nb-6Zr с памятью формы	56
Остроупко Е.С. Влияние скорости деформирования на реализацию прямого мартенситного превращения под нагрузкой	57
Карелин Р.Д., Комаров В.С., Хмелевская И.Ю., Черкасов В.В., Андреев В.А., Юсупов В.С., Прокошкин С.Д. Проведение РКУП в квазинепрывном режиме стареющего никелида титана при различных температурах и схемах деформации	58

Поникарова И.В., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Сибирев А.В., Андреев В.А., Ребров Т.В., Кальницкая М.В., Березовская С.В., Стародубова М.С. Влияние термоциклирования на изменение плотности дефектов в многокомпонентных сплавах Ti-Ni-Hf-Zr-Co-Cu	59
Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н. Термоциклирование в неполном температурном интервале превращения, как способ повышения стабильности параметров приводов на основе СЭПФ	60
Марченко Е.С., Клопотов А.А., Мамазакиров О., Устинов А.М., Ясенчук Ю.Ф., Байгонакова Г.А. Исследование локализации деформации в пористом сплаве на основе никелида титана при их испытаниях методом «бразильского теста». Метод корреляции цифровых изображений	61
Караева М.А., Кадиров П.О., Жукова Ю.С., Шереметьев В.А., Пустов Ю.А., Коротцкий А.В., Прокошкин С.Д. Влияние температуры и скорости деформации на структуру, механические свойства и электрохимическое поведение биodeградируемого сплава Fe-30Mn-5Si	62
Чернышихин С.В., Закиров А.В., Шишковский И.В. Локальный контроль функциональных свойств никелида титана при селективном лазерном плавлении высокого разрешения	63
Курлевская И.Д., Тохметова А.Б., Панченко Е.Ю., Дмитриенко М.С., Чумляков Ю.И. Сверхэластичность и эластокалорический эффект в поликристаллах сплава Ni ₅₄ Fe ₁₉ Ga ₂₇	64
Беляев Ф.С., Волков А.Е., Вуколов Е.А., Ребров Т.В. Моделирование эффекта повышения температур обратного мартенситного превращения после деформации образца в мартенситном состоянии	65
Богданов Н.П., Демина М.Ю. Плоский изгиб гибкого стержня из никелида титана при нагреве под нагрузкой	66
Дмитриенко М.С., Жердева М.В., Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И. Эффект памяти формы и сверхэластичность в закаленных и состаренных [001]-монокристаллах Ni ₄₄ Fe ₁₉ Ga ₂₇ Co ₁₀	67
Евхард М.Е., Беляев Ф.С., Волков А.Е., Кудрина К.В. Влияние внутренних источников тепла на поведение элемента из сплава с памятью формы при различных скоростях деформирования	68
Хлопков Е.А., Пульнева К.С., Тестин А.А., Аверкин А.И., Чикиряка А.В. Исследование эволюции формы при изгибе продольной силой сверхупругого силового элемента из монокристалла Cu-Al-Ni	69
Андреев В.А., Куприков М.П., Карелин Р.Д., Комаров В.С., Лайшева Н.В., Бондарева С.А., Юсупов В.С. Исследование возможности получения сплава TiNiHf с пониженным содержанием гафния и никеля методом продольной прокатки	70
Петрова-Буркина О.А., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл. Термоэлектрические явления в сплавах с памятью формы на основе TiNi	71
Прядко А.И., Пульнев С.А., Хлопков Е.А. Развитие модели изгибного силового элемента линейного привода на базе материалов с эффектом памяти формы	72
Рыбальченко О.В., Анисимова Н.Ю., Мартыненко Н.С., Рыбальченко Г.В., Беляков А.Н., Щетинин И.В., Лукьянова Е.А., Токарь А.А., Рааб А.Г., Киселевский М.В., Добаткин С.В. Влияние равноканального углового прессования на структуру и функциональные характеристики биodeградируемого Fe-Mn-Si сплава с памятью формы	73
Шеляков А.В., Ситников Н.Н., Залетова И.А. Особенности структуры и свойств аморфно-кристаллического сплава TiNiCu с эффектом обратимой памяти формы	74
Кудряшова А.А., Шереметьев В.А., Лукашевич К.Е., Деркач М.А., Андреев В.А., Прокошкин С.Д. Влияние термомеханической обработки, включающей волочение с различными степенями деформации, на структуру и свойства сверхупругого сплава Ti-Zr-Nb	75
Стародубова М.С., Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евхард М.Е. Моделирование работы виброзащитного устройства при изменении температуры рабочего элемента из сплава с памятью формы	76
Страхов О.В., Дубинский С.М., Щетинин И.В., Прокошкин С.Д. Исследование зависимости анизотропных изменений параметров решётки мартенсита от скорости охлаждения в сплавах с памятью формы на основе титана	77

Миронов Ю.П., Лотков А.И., Гришков В.Н., Лаптев Р.С., Гусаренко А.А., Бармина Е.Г. Фазовый состав и плотность дислокаций в никелиде титана в зависимости от температуры отжига после деформации методом абс прессования при пониженной температуре	78
Сисюк А.А., Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е. Исследование влияния микропластической деформации на работу виброизоляционного устройства с рабочими элементами из сплавов с памятью формы	79
Пахолкина С.А., Аникеев С.Г., Артюхова Н.В., Ходоренко В.Н., Кафтаранова М.И., Мамазакиров О. Проницаемость биосовместимых порошковых сплавов на основе никелида титана	80
Гундерова С.Д., Гундеров Д.В., Чуракова А.А. Влияние ИПДК и отжига на фазовый состав и механические свойства сплава системы Ti-Zr-Nb	81
Березовская С.В., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Сибирев А.В., Базлов А.И., Андреев В.А. Структура и свойства высокоэнтропийных сплавов Ti-10Hf-10Zr-Ni-10Cu-10Co с разным содержанием титана и никеля	82
Кальницкая М.В., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Сибирев А.В., Базлов А.И., Андреев В.А. Влияние концентрации никелевой группы на структуру и свойства сплавов Ti-5Hf-5Zr-Ni-5Cu-5Co	83
Мартыненко Н.С., Темралиева Д.Р., Анисимова Н.Ю., Рыбальченко О.В., Шинкарева М.В., Рыбальченко Г.В., Лукьянова Е.А., Просвирнин Д.В., Киселевский М.В., Добаткин С.В. Влияние кручения под высоким давлением на структуру, механические и функциональные свойства сплавов Zn-1%Mg-0,1%Mn и Zn-1%Mg-0,1%Dy	84
Мартыненко Н.С., Анисимова Н.Ю., Рыбальченко О.В., Темралиева Д.Р., Шинкарева М.В., Рыбальченко Г.В., Лукьянова Е.А., Просвирнин Д.В., Юсупов В.С., Киселевский М.В., Добаткин С.В. Структура, механические свойства, коррозионная стойкость и биосовместимость сплавов Zn-1%Mg и Zn-1%Mg-0,1%Ca, упрочненных ротационной ковкой	85
Гурьянов А.М. Применение гидридно-кальциевого синтеза для получения интерметаллидов	86
Ерагер К.Р., Соколовский В.В., Бучельников В.Д. Фазовая стабильность и структурные свойства нанодвойниковых структур сплавов Гейслера $Ni_2Mn_{1.5}In_{0.5}$ и $Ni_2Mn_{1.75}In_{0.25}$	87