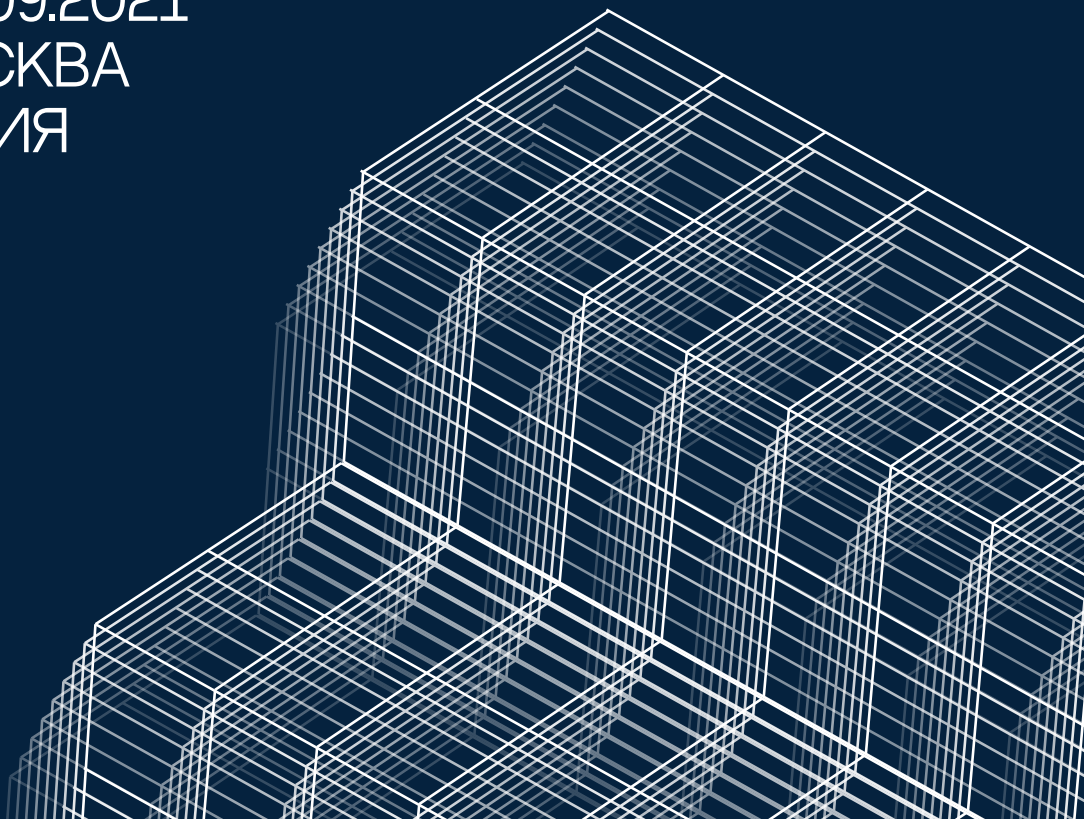


IV МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

СПЛАВЫ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ 2021

13-17.09.2021
Г. МОСКВА
РОССИЯ



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



IV Международная конференция

СПЛАВЫ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

13-17 сентября, г. Москва, Россия

Сборник тезисов

**13-17 сентября 2021 г.
НИТУ «МИСиС», Москва**

IV Международная конференция «Сплавы с памятью формы»
Москва 13-17 сентября 2021 г

УДК 620.18:621.78

Четвёртая международная конференция «Сплавы с памятью формы». Москва. 13-17 сентября 2021 г. Сборник тезисов. – М: НИТУ «МИСиС», 2021, 100 с.

Материалы публикуются в авторской редакции.

ISBN 978-5-907227-83-5

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

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

- Структура, мартенситные превращения и эффекты памяти формы в сплавах.
- Теория мартенситных превращений и эффектов памяти формы: моделирование и расчет.
- Новые материалы. Технологии производства и применение сплавов с памятью формы.

ОРГАНИЗАТОРЫ

- Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
- Санкт-Петербургский государственный университет
- «Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности материалов»

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

Председатель:

М.Р. Филонов, Москва, Россия

Сопредседатели:

С.Д. Прокошкин, Москва, Россия
Н.Н. Реснина, Санкт-Петербург, Россия
А.М. Глезер, Москва, Россия

Учёный секретарь:

С.М. Дубинский, Москва, Россия

Члены организационного комитета:

С.П. Беляев, Санкт-Петербург, Россия
В.И. Бетехтин, Санкт-Петербург, Россия
В. Браиловский, Монреаль, Канада
В.Д. Бучельников, Челябинск, Россия
Р.З. Валиев, Санкт-Петербург, Россия
А.Е. Волков, Санкт-Петербург, Россия
Д.Е. Гусев, Москва, Россия
В.Э. Гюнтер, Томск, Россия
С.В. Добаткин, Москва, Россия
Ю.С. Жукова, Москва, Россия
М.П. Кашенко, Екатеринбург, Россия
Ю.Н. Коваль, Киев, Украина
А.С. Конопацкий, Москва, Россия
А.В. Коротницкий, Москва, Россия
С. Кустов, Майорка, Испания
А.И. Лотков, Томск, Россия
А.А. Мовчан, Москва, Россия
Р.Р. Мулюков, Уфа, Россия
В.А. Плотников, Барнаул, Россия
Н.Н. Попов, Саров, Россия
В.В. Рубаник, Витебск, Беларусь
Г.С. Фирстов, Киев, Украина
Ю.И. Чумляков, Томск, Россия

И.В. Киреева, Томск, Россия
В.В. Коледов, Москва, Россия
М.Ю. Коллеров, Москва, Россия
Ю.Р. Колобов, Черноголовка, Россия
Г.В. Маркова, Тула, Россия
Г.А. Малыгин, Санкт-Петербург, Россия
Е.Ю. Панченко, Томск, Россия
М.И. Петржик, Москва, Россия
В.Г. Пушкин, Екатеринбург, Россия
А.И. Разов, Санкт-Петербург, Россия
В.В. Рубаник (мл.), Витебск, Беларусь
Е.П. Рыклина, Москва, Россия
В.В. Столяров, Москва, Россия
И.Ю. Хмелевская, Москва, Россия
В.Г. Шавров, Москва, Россия
А.В. Шеляков, Москва, Россия
В.А. Шереметьев, Москва, Россия

ЛОКАЛЬНЫЙ ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

Сопредседатели:

К.А. Полякова, Москва, Россия
В.С. Комаров, Москва, Россия

Члены локального организационного комитета:

Р.Д. Карелин,
А.А. Кудряшова,
П.О. Кадилов,
К.Е. Лукашевич,
Т.О. Теплякова,
М.С. Цатурянц

ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ

Председатель:

В.В. Ховайло, Москва, Россия

Члены программного комитета:

В.А. Андреев, Москва, Россия
И.В. Бычков, Челябинск, Россия
Д.В. Гундеров, Уфа, Россия
В.И. Зельдович, Екатеринбург, Россия
Л.М. Капуткина, Москва, Россия

IV Международная конференция «Сплавы с памятью формы»
Москва 13-17 сентября 2021 г

**ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА
ПОРОШКОВЫХ СПЛАВОВ Ti-22Nb-6Ta и Ti-22Nb-6Zr**

Алимов И.А.

*Тульский государственный университет, Россия, Тула
e-mail alimov.iwann@mail.ru*

Сплавы Ti-22Nb-6Ta, Ti-22Nb-6Zr являются перспективными материалами медицинского назначения. Механическое поведение сплавов подобно человеческой кости: проявляют эффект сверхупругости при комнатной температуре, их модуль Юнга (около 60 ГПа) довольно близок к модулю Юнга кости (32 ГПа). Кроме того, указанные сплавы состоят только из биологически совместимых с человеческим телом элементов (Ti, Nb, Ta, Zr)

В настоящей работе порошки сплавов были получены гидридно-кальциевым методом. Консолидацию исходных порошков осуществляли методом гидростатического прессования и вакуумного спекания при 1600 °С с последующем горячем изостатическим прессованием (ГИП). ГИП спеченных заготовок осуществляли при 920°. Часть образцов, подвергли ротационной ковке (РК) при 980 °С с суммарно накопленной деформацией $\epsilon = 0,67$.

Металлографический анализ показал, что структура сплавов после всех видов термообработки (спекание, ГИП, РК) представлена зернами полиэдрической формы. Также наблюдается большое количество тройных стыков с углом разориентировки 120°, это свидетельствует, что сплавы имеют равновесную структуру. В образцах разориентировки после спекания присутствуют поры. По данным металлографического анализа пористость спечённого сплава Ti-22Nb-6Ta составила ~16%, сплава Ti-22Nb-6Zr ~ 8%. После ГИП пористость значительно сократилась ($\Pi < 1\%$).

Рентгенофазовый анализ показал, что сплавы Ti-22Nb-6Ta и Ti-22Nb-6Zr представляют собой твердые растворы замещения на основе β -Ti. Кроме того, в образце после ГИП и РК было обнаружено наличие следов от карбидной фазы TiC.

В таблице 1 показаны результаты испытаний на растяжения сплавов после всех обработок.

Таблица 1 – Результаты испытаний на растяжение

Обработка	Ti-22Nb-6Ta			Ti-22Nb-6Zr		
	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Спекание	58	440	-	63	555	-
ГИП	87	798	-	81	770	-
РК	72	643	9,4	64	693	6,0

Экспериментальные сплавы в спеченном состоянии характеризуются относительно невысокой прочностью и пластичностью из-за пористости. Операция ГИП приводит к повышению, как прочностных свойств, так и упругих. Предполагается, что повышение $\sigma_{0,2}$ и E после ГИП связано с залечиванием пор сплавов и повышением плотности. Ротационная ковка приводит к увеличению пластичности сплавов при сохранении высокой прочности и понижению модуля Юнга относительно состояния после ГИП. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что в сплавах присутствуют включения CaO, которые, вероятно, служат концентраторами напряжений. Вероятно, увеличение пластических свойств связано с измельчением неметаллических включений CaO и их более равномерным распределением, как по границам зёрен, так и в теле зерна.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ КОМПОЗИТА
«ТОНКАЯ ПЛЁНКА СПЛАВА TiNi/КАПТОН» ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ**
**Альчибаев М.В.¹, Сибирев А.В.¹, Palani I.A.², Беляев С.П.¹, Реснина Н.Н.¹,
Jayachandran S.², Mani Prabu S.S.²**

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

²Discipline of Mechanical Engineering, Indian Institute of Technology Indore, India, Indore

e-mail uliafoncattel@gmail.com

e-mail st069445@student.spbu.ru

Тонкие плёнки сплавов с эффектом памяти формы часто применяются в качестве рабочего тела микроприводов, которые способны приводить в движение небольшой подводный или наземный аппарат. При этом обеспечивается плавность и бесшумность срабатывания, что позволяет производить биоморфных роботов трудноотличимых от своего биологического прообраза. Как правило, такие пленки получают при напылении различными методами на гибкие полимерные подложки, в этом случае изменение деформации будет зависеть не только от свойств сплава TiNi, но и толщины и материала подложки. Целью данной работы было исследовать изменение деформации при термоциклировании тонких плёнок сплава TiNi с эффектом памяти формы на полиорганической подложке.

Объектом исследования являлись тонкие плёнки сплава TiNi, полученные методом искрового испарения и дальнейшего осаждения сплава на подложку. В качестве подложки использовали органический полимер - поли(4,4'-оксидифениленпиромеллитимид) (Kapton™). Таким образом образцы представляли собой композит из слоя сплава TiNi толщиной 0,5 мкм и слоя полимера в 90 мкм. Затем образцы помещали в термокамеру Shimadzu и подвергали термоциклированию со скоростью 5 °C/мин в различных температурных интервалах. В течение эксперимента каждые 30 секунд фотографировали профиль образца. Температуру образца измеряли подведённой к нему термопарой хромель-копель. В последствие с помощью ПО OriginPro оцифровали профиль композита, вычислили радиус кривизны что позволило получить зависимости деформации композита от температуры в трёх циклах при охлаждении от 125 °C, 175 °C и 185 °C до комнатной температуры.

Установлено, что данные зависимости являются линейными. Предположено, что изменение деформации происходит только за счёт разности линейных температурных коэффициентов температурного расширения сплава и подложки. Для проверки данной гипотезы провели расчёт деформации для данной композитной плёнки. При этом учитывали только термическое расширение слоёв. Расчёт показал хорошее количественное совпадение с экспериментальными результатами, что свидетельствует о том, что в слое сплава TiNi не протекают мартенситные превращения, это связано с тем, что после напыления слой сплава TiNi имеет аморфную структуру, поэтому для проявления эффектов памяти формы его необходимо сначала кристаллизовать.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФ-DST № 19-49-02014 (РНФ), № DST/INT/RUS/RSF/P-36 (DST).

**ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ДЛИННОМЕРНЫХ
ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ СПФ СИСТЕМЫ Ti-Ni-Hf МЕТОДОМ РОТАЦИОННОЙ
КОВКИ**

Андреев В.А.^{1,2}, Юсупов В.С.¹, Карелин Р.Д.^{1,3}, Лайшева Н.В.¹, Бондарева С.А.³

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

²ООО Промышленный центр «МАТЭК-СПФ», Россия, Москва

³НИТУ «МИСиС», Россия, Москва

e-mail andreev.icmateks@gmail.com

В работе рассматриваются технологические особенности получения длинномерных полуфабрикатов из сплавов с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана легированных гафнием. Сплавы системы Ti-Ni-Hf являются одними из наиболее перспективных с точки зрения получения заготовок с высокотемпературным эффектом памяти формы, а также высоким комплексом механических характеристик.

Для проведения исследования был выбран сплав с 5 вес. % Hf. Выплавку исходных слитков проводили методом электронно-лучевой плавки в печи мощностью 60 кВт при вакууме 1×10^{-5} в медном-водо-охлаждаемом кристаллизаторе ручьевого типа. Получаемая в кристаллизаторе данного типа форма слитков позволяет непосредственно после плавки осуществлять дальнейшую термомеханическую обработку. Размер слитков после выплавки составлял $11 \times 16 \times 162$ мм, масса 102 г.

Для получения длинномерных полуфабрикатов диаметром 3,5 мм использовали горячую ротационную ковку. Ковку проводили при температуре 950 °С с относительной степенью деформацией за проход 5-30 %. Длина прутков после применения ротационной ковки составляла 870 мм.

Механические свойства полученных прутков определяли с помощью испытаний на растяжение при комнатной температуре. Температурный интервал восстановления формы (ТИВФ) определяли с использованием термомеханического метода при испытании на изгиб. Испытания проводили для образцов непосредственно после ротационной ковки, а также после применения последеформационного отжига (ПДО) при температуре 550 °С в течение 2 часов с охлаждением в воде для определения механических характеристик и при 1000 °С в течение 1 часа для определения ТИВФ.

Исследуемые прутки имеют высокие прочностные характеристики: $\sigma_B = 1000$ МПа, $\sigma_{0.2} = 800$ МПа после ротационной ковки и $\sigma_B = 990$ МПа, $\sigma_{0.2} = 840$ МПа после ПДО, при этом имеют достаточную пластичность ($\delta = 24$ % после ротационной ковки и 29 % после ПДО). В результате определения ТИВФ было установлено, что температура $A_n = 70$ °С, $A_k = 125$ °С непосредственно после ротационной ковки, и $A_n = 120$ °С, $A_k = 155$ °С поле применения ПДО.

Таким образом в ходе проведения работы были получены качественные длинномерные заготовки диаметром 3,5 мм и длиной 870 мм из СПФ на основе никелида титана с содержанием Hf 5 % (вес.).

Работы выполнены в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-00328-21-00.

**ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ПРОВОЛОКИ
ДИАМЕТРОМ 0,025 – 0,5 ММ ИЗ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ
НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕТОДОМ ТЁПЛОГО И ХОЛОДНОГО ВОЛОЧЕНИЯ**

Андреев В.А.^{1,2}, Юсупов В.С.¹, Карелин Р.Д.^{1,3}, Лайшева Н.В.¹, Бондарева С.А.³

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

²*ООО Промышленный центр «МАТЭК-СПФ», Россия, Москва*

³*НИТУ«МИСус», Россия, Москва*

e-mail andreev.icmateks@gmail.com

В данной работе рассматривается технологическая схема производства тонкой и микропроволоки из сплавов с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана диаметром 0,025-0,5 мм методом тёплого и холодного волочения, разработанная и реализованная на предприятии «Промышленный центр МАТЭК-СПФ».

Проволока диаметром 0,025-0,5 мм используется в качестве исходной заготовки для производства различных изделий и рабочих элементов в микроэлектромеханических системах (МЭМС) и наноэлектромеханических системах (НЭМС), а также в медицинской области. Химический состав исходной заготовки варьируется в диапазоне 54,8-55,9 вес.% Ni в зависимости от назначения и требуемого комплекса эксплуатационных характеристик. Механические, функциональные и технологические свойства материала значительно меняются в зависимости от содержания никеля. Никелид титана имеющий химический состав 55,5-55,9 вес.% Ni можно отнести к труднодеформируемым. Специалистами промышленного центра МАТЭК-СПФ был учтён опыт ИМЕТ РАН, где для волочения тонкой проволоки никелида титана использовалось оборудование для волочения вольфрама и молибдена.

В работе приведены технологические режимы тёплого волочения никелида титана, обеспечивающие выполнение ТУ 18.4270 – 001 – 16980791 – 2013 и ТУоп 18.4270 – 004 – 16980791 – 2017. Описано оборудование с техническими характеристиками и моделями, используемое в технологической схеме производства тонкой проволоки никелида титана. Исходной заготовкой в представляемой технологии является волочёная проволока диаметром 0,5 мм, полученная на однократном горизонтальном стане горячего волочения 194СС (изготовленного по техническому заданию Промышленного центра МАТЭК-СПФ).

Для получения проволоки диаметром 0,025-0,5 мм использовался горизонтальный шестикратный волочильный стан 119СС (изготовленный по техническому заданию Промышленного центра МАТЭК-СПФ) для тёплого тонкого волочения СПФ на основе никелида титана. Показано, что волочение по заданным температурно-деформационным режимам позволяет получать проволоку из никелида титана диаметром от 0,025 до 0,5 мм с высокими механическими и функциональными свойствами.

Работы выполнены в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-00328-21-00

**СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО СПЛАВА ПВ–Н55Т45 В ПЕРСПЕКТИВЕ
СОЗДАНИЯ ПОРИСТЫХ БИОСОВМЕСТИМЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ
НИКЕЛИДА ТИТАНА С МАРТЕНСИТНЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ**

**Аникеев С.Г.¹, Артюхова Н.В.¹, Кафтаранова М.И.¹, Волочаев М.Н.^{1,2},
Ходоренко В.Н.¹, Гарин А.С.¹, Мамазакиров О.Р.¹, Промахов В.В.¹, Гюнтер В.Э.**

¹*Томский государственный университет, Россия, Томск*

²*Сибирский государственный университет науки и технологий им. М.Ф. Решетнева,
Россия, Красноярск*

e-mail anikeev_servey@mail.ru

При создании методом порошковой металлургии пористых и монолитных материалов на основе никелида (TiNi) свойства исходных порошков определяют комплекс конструкционных и функциональных характеристик получаемых устройств. Характеристические температуры мартенситных превращений в сплавах TiNi очень чувствительны к химическому составу соединения TiNi. В совокупности с сегрегацией титана на свободные поверхности, окислением и формированием частиц оксикарбонитридов $Ti_4Ni_2(O,N,C)$ состав соединения TiNi может в высокой степени сместиться в сторону обеднения по титану. Все эти процессы необходимо учитывать при создании пористых сплавов на основе TiNi. Поэтому, чтобы иметь возможность прогнозирования свойств получаемых устройств на основе порошка TiNi необходимо изучить его состояние.

Предмет исследования – гидридно-кальциевый порошковый сплав никелида титана (ПВ–Н55Т45), который произведен по ГОСТУ 14-22-123-99, ПАО Тулачермет. Средний размер частиц порошка составляет 140 мкм, фракция (0–200) мкм. Используются различные партии порошкового сплава TiNi, полученные в разное время. Структурные особенности порошка исследованы методами оптической, растровой, просвечивающей микроскопий. Химический состав исследован методом энергодисперсионного микроанализа, фазовый состав определен с помощью рентгеноструктурного анализа. Характеристические температуры мартенситных превращений (M_s , M_f , A_s , A_s , Tr_s) определены по температурной зависимости удельного электросопротивления и дифференциальной сканирующей калориметрией.

Установлено, что порошковый сплав TiNi имеет сложную неоднородную по фазово-химическому составу структуру, которая соответствует диаграмме состояний системы Ti–Ni. Основное соединение TiNi находится в двухфазном состоянии В2 и В19', установлено наличие частиц вторичных фаз Ti_2Ni и Ti_3Ni_4 . Частицы порошка имеют двойную морфологию – губчатую и компактную в соотношении 80/20 %. Частицы порошка губчатой морфологии являются типичными для порошкового сплава TiNi, получаемого по технологии гидридно-кальциевого восстановления, возможно компактные частицы порошка сформированы под действием отклонений от технологического процесса. Установлено, что в порошковом сплаве реализуются фазовые превращения в широком интервале температур (15–100)°С.

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда (проект 19–79–10045).

ФОРМИРОВАНИЕ РЕАКЦИОННЫХ ЯЧЕЕК И ДИФФУЗИОННЫХ СЛОЕВ В СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ МОЛИБДЕНА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ РЕАКЦИОННОГО СПЕКАНИЯ

**Артюхова Н.В.¹, Аникеев С.Г.², Мамазакиров О.Р.², Промахов В.В.²,
Коробенков М.В.¹**

¹ ФГАОУ ВО «БФУ им. И. Канта», Россия, Калининград

² Томский государственный университет, Россия, Томск
e-mail artyukhova_nad@mail.ru

Реакционное спекание порошковой системы Ti–Ni–Mo позволяет создавать сплавы со сложным фазово-химическим составом. Продукты синтеза соответствуют компонентам диаграмм состояния бинарных систем Ti–Ni, Mo–Ni, Ti–Mo, а также тройным соединениям. Таким образом, для анализа структурных особенностей тройной системы Ti–Ni–Mo необходимо провести анализ диаграмм состояния систем Ti–Ni, Mo–Ni, Ti–Mo, продуктов реакций при первичной и вторичной кристаллизации, а также процессов структурообразования в данных системах.

В работе выполнен анализ структурных особенностей экспериментальных образцов, полученных методом реакционного спекания, с различным содержанием молибдена (0, 1, 15, 30 ат. %) – TiNi, Ti_{49,5}Ni_{49,5}Mo₁, Ti_{42,5}Ni_{42,5}Mo₁₅, Ti₃₅Ni₃₅Mo₃₀. Образцы TiNi без добавок Mo получены при температуре 950 °С и времени выдержки 90 мин исходя из ранее проведенных работ по реакционному спеканию системы Ti–Ni. Указанный температурно-временной режим спекания сохранялся для экспериментальных образцов с добавкой 1 ат. % Mo. При этом формировалась качественная пористая структура с регулярно повторяющимися реакционными ячейками. Спекание пористых образцов с добавкой 15 ат. % Mo при данной температуре не дали должных результатов. Это связано с появлением расслоений в структуре образца, что приводило к его разрушению после спекания. В связи с этим повышение температурного режима спекания до 1150–1200 °С позволило увеличить растворимость данных компонентов, что привело к повышению реакционной диффузии, и как следствие, качеству спекания. Пористые образцы с добавкой 30 ат. % Mo полученные в режиме спекания (1150–1200 °С) имели избыточную усадку, что может объясняться повышением температуры в системе из-за экзотермических реакций при образовании интерметаллических соединений, предположительно, MoNi₃(γ), MoNi₄(β). Выбросы тепла провоцируют плавление фазы Ti₂Ni и образование расплава на ее основе в большем объеме, что приводит к нарушению формы и однородности пористого каркаса образца. Поэтому температура спекания пористого никелида титана с 30 ат. % Mo составила 1100–1150°С. Данные образцы имели регулярную пористую структуру и усадку не более 5-7 %.

В ходе выполненного исследования установлено, что в силу высокой неоднородности химического состава формируются реакционные ячейки различной конфигурации на основе Ti₂Ni, TiNi, TiNi₃, Ti₂Ni₃, Ti₃Ni₄, MoNi, MoNi₃, MoNi₃, Ti, Ni, Mo и твердые растворы переменного состава (Ti, Ni, Mo).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-72-30009).

**ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ω -ФАЗЫ В ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ
ОБРАБОТАННОМ СВЕРХУПРУГОМ СПЛАВЕ Ti-22Nb-6Zr**

Баранова А.П., Дубинский С.М., Прокошкин С.Д.

НИТУ «МИСиС» Россия, Москва

e-mail baranova.al.pavlovna@yandex.ru

Сверхупругие сплавы с памятью формы (СПФ) системы Ti-Nb-Zr являются перспективными кандидатами на роль биомедицинских сплавов с памятью формы, благодаря наличию только биосовместимых компонентов в составе. Для достижения требуемых эксплуатационных характеристик применяют упрочнение сплава, приводящее к увеличению разницы между дислокационным и фазовым пределами текучести для более полной реализации мартенситного превращения при деформации.

Дисперсионное упрочнение за счет выделения мелкодисперсных частиц изотермической ω_{iso} -фазы является весьма эффективным методом упрочнения сплава. Однако кинетика образования изотермической ω_{iso} -фазы в сплавах системы Ti-Nb-Zr недостаточно изучена. Кроме того, в некоторых титановых сплавах наблюдается разная скорость образования изотермической ω_{iso} -фазы при нагреве и охлаждении в температурный интервал старения.

Кинетика формирования ω_{iso} -фазы была изучена на образцах сплава Ti-22Nb-6Zr (ат. %), подвергнутых холодной прокатке с истинной деформацией $\epsilon=0,3$ и последующему отжигу для получения полигонизованного (600 °С, 30 мин) состояния β -фазы, с помощью рентгеновской дифрактометрии. Выход в интервал формирования ω_{iso} -фазы осуществляли тремя путями: нагревом после быстрого (в воду) и медленного (2,5 град./мин) охлаждения и медленным охлаждением (2,5 град./мин). Старение осуществляли при температурах от 250 до 375 °С и выдержкой в течение 1 и 3 часов.

Показано, что образование ω_{iso} -фазы наиболее интенсивно после нагрева в интервал старения после быстрого охлаждения в воду. Именно такая схема соответствует формированию наибольших внутренних напряжений, способствующих образованию ω -фазы, тогда как медленное охлаждение не приводит к генерации внутренних превращений, и количество ω_{iso} -фазы при старении после медленного охлаждения крайне мало. Установлено, что кинетика образования ω_{iso} -фазы имеет явно выраженный С-образный тип с максимумом при 300 °С, что характерно для диффузионно-контролируемых процессов, в том числе изотермического сдвигового $\beta \rightarrow \omega$ превращения.

ДЕФОРМАЦИОННО-СИЛОВЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОЛЬЦЕВЫХ СИЛОВЫХ ПУЧКОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ СПЛАВА TiNi, ОБУСЛОВЛЕННЫЕ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Белоусов Н.Н.¹, Хлопков Е.А.², Янченко М.В.³, Волков Г.А.⁴, Выюненко Ю.Н.³

¹*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк*

²*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Россия, Санкт-Петербург*

³*ООО "ОПТИМИКСТ ЛТД", Россия, Санкт-Петербург*

⁴*Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург
e-mail 6840817@mail.ru*

Исследованы характеристики формоизменения сварного кольцевого образца диаметром ~ 58 мм и его способность генерации усилий. Кольцо изготовлено из проволоки никелида титана диаметром 2 мм. Содержание никеля в сплаве составило ~ 50,4ат.%.

Повышение характеристик формоизменения, обусловленного обратимой памятью формы (ОПФ), проводили термоциклированием образца с переводом материала из мартенситного состояния в аустенитное и обратно. При этом во время нагрева кольцо было в свободном состоянии и в результате эффекта памяти формы (ЭПФ) восстанавливало первоначальное геометрическое состояние. Охлаждение образца проходило под нагрузкой. Реализация явления пластичности превращения в интервале температур прямого мартенситного превращения придавала овалу вытянутую форму в низкотемпературном состоянии. В процессе термоциклирования формоизменение на стадии охлаждения под нагрузкой постепенно нарастало. За 65 термоциклов его характеристики возросли на ~ 40 %. При этом деформационные свойства, обусловленные ОПФ, увеличили смещение контрольной точки как при нагреве, так и во время охлаждения в 5,5 раз.

Дальнейшее термоциклирование образца в свободном состоянии привело к уменьшению деформационных эффектов ОПФ на ~ 20 %. После десяти теплосмен произошла стабилизация формоизменения. Во время последующих 20 переводов силового элемента из мартенсита в аустенит и обратно изменений не отмечено.

Показана возможность генерации усилий кольцом как во время нагрева, так и при охлаждении в интервалах температур фазовых превращений. Обнаружено, что при понижении температуры деформационно-силовые свойства существенно зависят от скорости её изменения.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №19-38-90285.

ИЗОТЕРМИЧЕСКОЕ ТЕРМОУПУГОЕ МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi: МЕХАНИЗМЫ И ЭФФЕКТЫ МАРТЕНСИТНОЙ НЕУПРУГОСТИ

Беляев С.П.¹, Реснина Н.Н.¹, Демидова Е.С.¹, Иванов А.М.¹, Шеляков А.В.², Андреев А.В.³, Габриелян А.Х.¹, Пчельников П.А.¹, Убийвовк Е.В.¹

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

²Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ» (Московский инженерно-физический институт), Россия, Москва

³Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, Москва
e-mail spbelyaev@mail.ru

В работе рассматриваются особенности проявления термоупругих мартенситных переходов в двойных, тройных и четверных сплавах на основе TiNi в процессе выдержки при постоянных температуре и напряжении. Показано, что такие переходы имеют место только в сплавах с нестехиометрическим составом фазы TiNi. Предложен новый механизм, отвечающий за возможность реализации термоупругого прямого мартенситного перехода в сплаве TiNi в изотермических условиях. Предполагается, что дефекты замещения, в роли которых выступают атомы никеля и титана, занимающие чужие положения в подрешетках титана и никеля соответственно, или атомы легирующих элементов, препятствуют кооперативному сдвигу атомов, необходимому для перестройки аустенитной фазы в мартенситную. Поэтому для реализации прямого перехода необходимо обеспечить большую движущую силу, которая позволит преодолеть энергетический барьер, созданный дефектами замещения. При изотермической выдержке дефекты замещения мигрируют вследствие ненулевой подвижности атомов, что понижает барьер в локальной области сплава, в которой может выполняться термодинамическое условие превращения и образоваться мартенситный кристалл. Доля сплава, способная перейти в мартенсит в изотермических условиях, зависит от концентрации дефектов немонотонно и существует оптимальная концентрация, при которой наблюдается максимальное образование мартенсита. Таким образом, предложенный механизм подразумевает, что мартенситное превращение в сплавах на основе TiNi остается термоупругим, а его изотермическая кинетика контролируется термоактивируемым движением дефектов замещения.

Впервые обнаружено, что изотермическое термоупругое мартенситное превращение под напряжением сопровождается изменением обратимой деформации. Это явление наблюдали при выдержках в процессе реализации эффекта пластичности превращения, псевдоупругости, эффекта обратимой памяти формы. Выдержка в условиях фиксированной деформации приводит к релаксации напряжений. Показано, что величина обратимой изотермической деформации зависит от химического состава сплава, концентрации дефектов замещения, температурных интервалов прямого перехода при охлаждении и термосиловых условий, которые предшествовали изотермической выдержке.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФ №18-19-00226-П.

**ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ
СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ
НАПЛАВКИ**

**Бикбаев Р.М.¹, Palani I.A.², Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Mani Prabu S.S.²,
Manikandan M.², Jayachandran S.², Sahu Anshu²**

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

²Discipline of Mechanical Engineering, Indian Institute of Technology Indore, Indore, India
e-mail bikbaevRM@yandex.ru

Ранее было показано, что образцы сплава NiTi, полученные методом электродуговой наплавки, характеризуются неоднородным распределением Ni как внутри наплавленных слоев, так и по высоте образца, а различные слои претерпевают мартенситные переходы при различных температурах. Это приводит к тому, что такие образцы не демонстрируют хороших функциональных свойств. Отжиг позволяет изменить структуру и химический состав слоев, что должно оказывать влияние на эффекты памяти формы. В связи со сказанным, целью данной работы является исследование влияния отжига на функциональные свойства образцов сплава TiNi, полученных методом послойной электродуговой наплавки.

5-слойный образец наплавляли на титановую подложку методом электродуговой послойной наплавки с использованием проволоки из сплава Ni_{50,9}Ti_{49,1}. На электроэрозионном станке из полученного образца вырезали плоскопараллельные пластины, из которых изготавливали образцы для растяжения, в рабочей части которых находились 3-й и 4-й слои. Толщина, ширина и длина рабочей части составляла 0.5 мм, 1 мм и 6 мм, соответственно. Образцы подвергали отжигу при температурах 450 °С, 500 °С, 550 °С, 600 °С в течении 10 часов, с охлаждением в воде. После отжига при температурах 450 – 550 °С, при котором формируются частицы фазы Ti₃Ni₄, прямое превращение реализуется через R фазу, а после отжига при 600 °С, при котором формируются частицы фазы Ti₂Ni₃, наблюдается прямой B2 → B19' переход. Образцы после различной термообработки охлаждали и нагревали под напряжением 200 МПа через температурный интервал превращения. Дополнительно исследовали проявление эффекта псевдоупругости при деформировании в аустенитном состоянии.

Полученные результаты показали, что увеличение температуры отжига от 450 до 550 °С уменьшает величину эффекта памяти формы с 3 до 2 %, что может быть связано с увеличением доли фазы Ti₃Ni₄ и уменьшением доли фазы TiNi, испытывающей фазовый переход. Возрастание температуры отжига от 550 °С до 600 °С повышает величину обратимой деформации, с 2 до 4 %. Это обусловлено растворением частиц фазы Ti₃Ni₄, что увеличивает долю сплава, испытывающего превращение. Эффект псевдоупругости проявляется слабо вне зависимости от термообработки

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

**ФОРМИРОВАНИЕ ПОКРЫТИЙ ИЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ
С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ДЛЯ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ПРИМЕНЕНИЙ**
**Бледнова Ж.М., Русинов П.О., Балаев Э.Ю., Плоmodityяло Р.Л., Курапов Г.В.,
Юркова А.**

*Кубанский государственный технологический университет, Россия, Краснодар
e-mail blednova@mail.ru*

Среди высокоэнтропийных материалов (ВЭС) особое значение приобретают сплавы с термоупругими мартенситными превращениями (ТМП), в том числе с эффектом памяти формы (ЭПФ), обладающие уникальным комплексом механических свойств и функциональных возможностей. При отработке технологии формирования поверхностных слоев в качестве основы использовалась Сталь 45 и нержавеющей сталь 08X18H10T. На основе анализа источников информации в качестве материала покрытия выбраны ВЭС-ы с ЭПФ неэквивалентного состава ($Fe_{40,8}Ni_{27,4}Co_{17,9}Al_{5,7}Ta_{8,2}$ и $Fe_{40,78}Ni_{28,25}Co_{17,9}Al_{15,7}Nb_{8,2}$) с низкотемпературными фазовыми превращениями. Fe-Ni-Co-Al-Ta ($M_s=179K$, $M_f=90K$, $A_s=220K$, $A_f=300K$), FeNiCoAlNb ($M_s=134K$, $M_f=97K$, $A_s=175K$, $A_f=215K$) и микролегированные бором FeNiCoAlTaB ($M_s=193K$, $M_f=107K$, $A_s=203K$, $A_f=284K$), FeNiCoAlNbB ($M_s=163K$, $M_f=105K$, $A_s=187K$, $A_f=247$). Эти материалы востребованы для изделий химической, атомной, нефтегазовой отрасли в арктическом регионе при производстве и транспортировке СПГ (приводы, клапаны, разъемы, уплотнения, самозатягивающиеся крепежные изделия и др.). Технология формирования поверхностных слоев включала: подготовку поверхности основы и наносимого материала, предусматривающую диспергирование, механоактивацию (МА) и механолегирование (МЛ), высокоскоростное газопламенное напыление (HVOF) в защитной атмосфере и последующую ТО и ТМО (патент №2718785). Важным этапом процесса формирования ВЭС-покрытий является МА и МЛ, обеспечивающие диспергирование, повышение реакционной способности наносимого материала. МА порошковых смесей проводили в атриторе и в водоохлаждаемой планетарно-центробежной шаровой мельнице АГО-2У в защитной среде при частоте вращения барабана $1000-2000 \text{ мин}^{-1}$, частоте вращения водила $600-1000 \text{ мин}^{-1}$, времени обработки 1-32 ч. Анализ размера частиц на различных этапах обработки показал, что МА больше 4 ч при 1000 мин^{-1} обеспечивает равномерное распределение частиц 2-3 мкм по всему объему. Исходя из требований, предъявляемых к поверхностному слою, на основе анализа многочисленных исследований структуры и свойств ВЭС-ов и покрытий выработаны рекомендации по направленному легированию ВЭС-композиций для обеспечения заданных свойства поверхностных слоев. Рекомендации выполнены о каждом из составляющих элементов композиции: Al, Ti, Ni, Co, Fe, Nb, Ta, B. Выполненный элементный анализ и исследования структуры и фазового состояния на различных этапах обработки показали, что поверхностные слои, сформированные HVOF из механолегированной порошковой композиции по оптимальным режимам, по химическому составу и структурно-фазовому состоянию соответствуют сплавам с ТМП. Выработаны рекомендации по использованию разрабатываемых композитов в реальном секторе экономики.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, по гранту № 19-19-00331.

МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЙ ИНСТРУМЕНТ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ СЕНСОРНЫХ ОРГАНОВ НАСЕКОМЫХ

Бородако К.А.¹, Шеляков А.В.¹, Коледов В.В.², Жуковская М.И.³, Луничкин А.М.³

¹НИЯУ МИФИ, Россия, Москва

²ИРЭ им. В.А.Котельникова РАН, Россия, Москва

³ИЭФБ им. И.М. Сеченова РАН, Россия, Санкт-Петербург

e-mail borodako_kir@mail.ru

Экспериментальные исследования физиологии сенсорных систем и их чувствительных элементов – сенсилл, играют важную роль в понимании закономерностей поведения насекомых, что необходимо для создания микробионических роботов и экологичной борьбы с вредителями сельского хозяйства. Миниатюрные сенсиллы состоят из нескольких рецепторных нейронов, расположенных внутри кутикулярной структуры, способствующей трансформации и передаче воспринимаемого сигнала в доступную для нейрона форму. Наиболее многочисленны они на задних сенсорных придатках тела сверчков – церках. Церкальные сенсиллы, длина которых колеблется от единиц до сотен микрон, а ширина от десятых микрона до нескольких микрон, рассматриваются как эффективные нанобиосенсоры, тонкие механизмы работы которых изучены недостаточно. Различные типы церкальных сенсилл позволяют насекомому воспринимать механические стимулы (воздушные потоки, звук, прикосновение). Для исследования механосенсорных сенсилл необходим микромеханический инструмент, который позволил бы осуществить захват сенсиллы и ее отклонение заданным образом.

Способность аморфно-кристаллической ленты из быстрозакаленного сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ к обратимой изгибной деформации была использована для создания микропинцета. С этой целью из ленты с обратимым эффектом памяти формы формировались два функциональных элемента шириной 0,4 мм, зауженными с одной стороны до 50-60 мкм. Затем эти элементы соединялись с возможностью изгибаться навстречу друг другу при нагреве, образуя зажимные части (губки) микропинцета. В начальном состоянии, при температуре окружающей среды, между губками устанавливался зазор в диапазоне от 5 до 200 мкм в зависимости от размера захватываемых микрообъектов (рис. 1). При нагревании выше температуры окончания аустенитного превращения в сплаве губки перемещались в полностью закрытое положение. Управление микрозахватом осуществлялось посредством устройства контроля температуры на основе элемента Пельтье. Для перемещения и наблюдения за работой пинцета использовали микроманипулятор и оптический микроскоп. С помощью микропинцета волосок сенсиллы африканского пещерного сверчка *Phaeophilacris bredoides* отклонялся с заданным шагом, при этом одновременно регистрировалась активность механосенсорного нейрона по электрическому ответу.



Рисунок 1 – Манипулирование сенсиллой сверчка *Phaeophilacris bredoides* с помощью микропинцета.

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ №17-19-01748.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЧИСТОГО ИЗГИБА БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ БАЛКИ СО СЛОЯМИ, ИСПЫТЫВАЮЩИМИ МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ И ПСЕВДОУПРУГУЮ ДЕФОРМАЦИЮ

Волков А.Е.¹, Волкова Н.А.², Вуколов Е.А.¹

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

²Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет), Россия, Санкт-Петербург

e-mail: a.volkov@spbu.ru

Выполнено моделирование изгиба биметаллической балки, один из слоев которой испытывает мартенситные превращения, а другой находится в псевдоупругом состоянии. Балка нагружается изгибающим моментом и подвергается охлаждениям и нагревам. Краевая задача включает уравнения механического равновесия и определяющие соотношения, реализуемые микроструктурной моделью, позволяющей рассчитывать деформации, обусловленные упругостью, тепловым расширением и фазовым превращением. Рассчитаны зависимости прогиба от изгибающего момента при изотермическом нагружении и от температуры при термоциклировании. Найдены распределения напряжения и объемной доли мартенсита по толщине. Расчет проведен для балки, экспериментально исследованной в работе [1]. Длина балки 20 мм. Псевдоупругий слой: толщина 0.55 мм, материал – сплав $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$, характеристические температуры $M_f=241K$, $M_s=261K$, $A_s=275K$, $A_f=295K$, энтальпия превращения $-110 Дж/см^3$. Слой, испытывающий мартенситное превращение: толщина 0.71 мм, материал $Ti_{50}Ni_{50}$, с $M_f=303K$, $M_s=323K$, $A_s=340K$, $A_f=360K$, энтальпия превращения $-135 Дж/см^3$. На рис. 1 показана диаграмма изгиба балки, охлажденной до 290K и затем нагретой до 328 K.

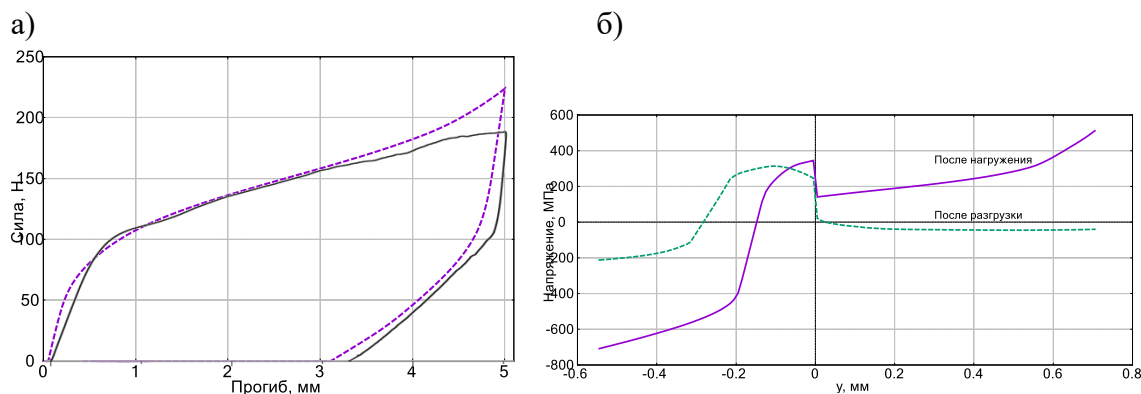


Рисунок 1 а – зависимость силы, создающей изгибающий момент по схеме трехточечного изгиба, от прогиба биметаллической балки при температуре 328K: сплошная линия – эксперимент [1], пунктирная – расчет; б – распределение напряжения по толщине балки (при $y < 0$ – псевдоупругий слой, при $y > 0$ – слой с памятью формы)

Литература

1. Belyaev, S.P., Rubanik V.V., Resnina, N.N., Rubanik, V.V. Jr., Lomakin, I.V. Functional properties of $Ti_{50}Ni_{50}-Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ shape memory composite produced by explosion welding, Smart Materials and Structures, 23 (2014), 085029. doi:10.1088/0964-1726/23/8/085029.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФИ 19-01-00685.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО СПЛАВА $Ti_{28}Ni_{50}Hf_{22}$

Володько С.С.^{1,2}

¹Тульский государственный университет, Россия, Тула

²ООО Метсинтез, Россия, Тула

e-mail volodko.sv@yandex.ru

В работе продемонстрировано влияние отжига на гомогенность химического состава матрицы порошкового гидриднокальциевого сплава $Ti_{28}Ni_{50}Hf_{22}$ и исследовано деформационное поведение сплава в условиях высокотемпературного сжатия в области температур 800-1100 °С и скорости деформации $\dot{\epsilon} = 0,3 \text{ с}^{-1}$. Показано, что при переходе от одной технологической операции к другой (синтез порошка сплава → вакуумное спекание при 1250 или 1300 °С → вакуумный отжиг при 1000 °С различной длительности спечённых образцов) непрерывно повышается однородность сплава. Наглядно это показано на рисунке 1а. В качестве критерия однородности использовали отношение размаха концентрации Ti и Hf ($\Delta C = C_{\max} - C_{\min}$) в матрице к средней концентрации элементов (\bar{C}) в сплаве. Порошковое состояние характеризуется неоднородным распределением Ti и Hf (рисунок 1, а). Консолидация значительно повышает однородность сплава, причём тем сильнее, чем выше температура спекания, а применение гомогенизирующих отжигов позволяет дополнительно улучшить равномерность распределения компонентов в матрице.

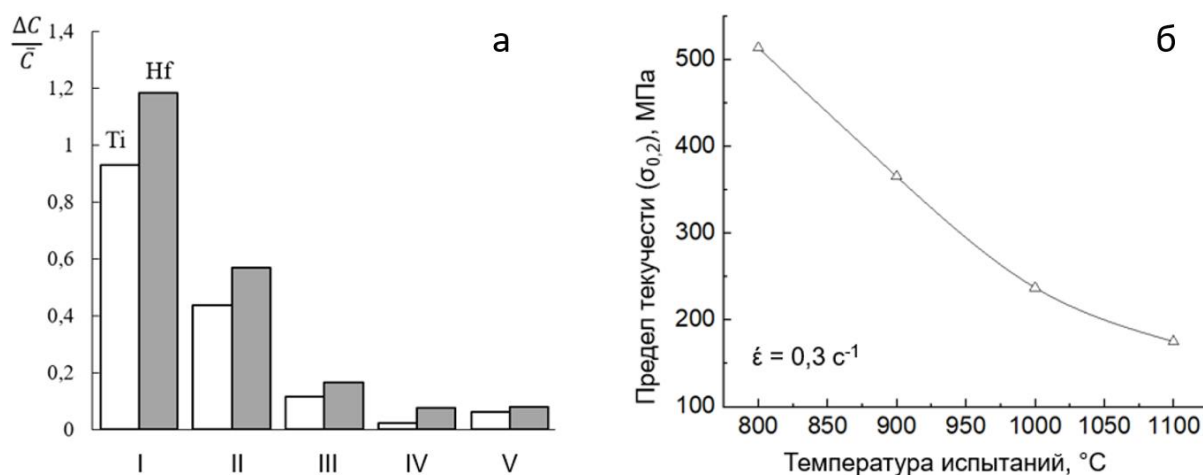


Рисунок 1 – а) гомогенность сплава в зависимости от технологического этапа: I – порошок; II – спекание 1250 °С, 2 часа; III – спекание 1300 °С, 3 часа; IV – спекание 1300 °С,

3 часа + отжиг 1000 °С, 4 часа; V - спекание 1300 °С, 3 часа + отжиг 1000 °С, 16 часов;

б) влияние температуры испытаний на условный предел текучести

Кривые деформации сплавов характеризуются стадией интенсивного упрочнения до определённого значения критической деформации, после которой развивается динамическая рекристаллизация, где напряжения устанавливаются на практически постоянном уровне. Общая накопленная деформация при испытаниях достигала $\epsilon = 0,75$, при этом разрушения образцов не происходит. С увеличением температуры деформации с 800-1000 °С предел текучести снижается наиболее интенсивно (рис. 1 б).

Работы выполнены при поддержке проекта РФФИ №18-03-00451.

**ВЛИЯНИЕ ТМО НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО TiNi И
ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ TiNiHf**

Володько С.С.^{1,2}, Касимцев А.В.¹, Маркова Г.В.², Юдин С.Н.¹, Коротницкий А.В.³

¹ООО Метсинтез, Россия, Тула

²Тульский государственный университет, Россия, Тула

³НИТУ «МИСиС», Россия, Москва

e-mail volodko.sv@yandex.ru

В работе показано влияние радиально-сдвиговой прокатки, экструзии и ротационнойковки на структуру и свойства порошковых никель-обогащенных бинарных сплавов TiNi, а также рассмотрено деформационное поведение сплава TiNiHf

Показано, что все виды термомеханического воздействия (ТМО) приводят к изменению структуры сплава. При горячей деформации происходят процессы динамической рекристаллизации, что приводит к измельчению зерна. Ротационнаяковка при 900 °С

($e = 0,628$), радиально-сдвиговая прокатка с конечной деформацией $e = 1,417$ и экструзия ($e = 0,801$) привели к формированию структуры с почти одинаковым размером зерна – $d_{cp} = 32...38$ мкм. Ковка при 600 °С формирует мелкозернистую структуру с размером зерна $d_{cp} = 4 \pm 1$ мкм, а при 1000 °С – структуру с зерном размером $d_{cp} = 71 \pm 7$ мкм.

В результате ТМО происходит увеличение плотности порошковых спеченных заготовок до практически беспористого состояния. Наибольший прирост в плотности относительно спеченного состояния обеспечивает экструзия. При радиально-сдвиговой прокатке с деформацией $e > 0,318$ обнаружено разрыхление осевой зоны прутков, что обусловлено неоптимальным режимом деформации.

Все технологии ТМО приводят к повышению относительного удлинения и прочности исходных спеченных заготовок за исключение ротационнойковки при 600 °С, которая повышает пластичность, но понижает предел прочности относительно спеченного состояния. Установлено, что ТМО при температурах 900 °С и ниже обеспечивает относительное удлинение порошкового TiNi на уровне 10 % и более. Комплекс механических свойств порошкового сплава TiNi в этом случае превышает уровень требований ТУ 1-809-253-80 на горячедеформированные прутки литого сплава ТН1. Наилучший комплекс механических свойств проявляет порошковый сплав TiNi после ротационнойковки при 900 °С: $\sigma_b = 1390$ МПа, $\sigma_{0,2} = 600$ МПа, $\delta = 14,5$ %.

Деформационное поведение сплава $Ti_{29,7}Ni_{50,3}Hf_{20}$ исследовали в условиях высокотемпературного одноосного сжатия в области температур 700 – 1000 °С и скоростей деформации $\dot{\epsilon} = 0,003 - 30$ с⁻¹. В рамках теории горячей деформации металлов построены карты распределения коэффициента диссипации энергии и параметра неустойчивости течения материала в зависимости от логарифма скорости деформации и температуры испытаний. Установлено, что наиболее благоприятными условиями деформации для сплава $Ti_{29,7}Ni_{50,3}Hf_{20}$ является следующая область температур и скоростей деформации: 800-1000 °С и 0,003-0,05 с⁻¹.

Работы выполнены при поддержке проектов РФФИ № 20-38-90238 и № 17-03-00360.

**СТАБИЛЬНОСТЬ ИЗМЕНЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ В ПРИ МНОГОКРАТНОЙ
ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКЕ ПОД НАГРУЗКОЙ СПЛАВА $Ti_{49}Ni_{51}$
Габриелян А.Х.¹, Иванов А.М.¹, Беляев С.П.¹, Реснина Н.Н.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 st063878@student.spbu.ru

Ранее было показано, что в закаленном сплаве $Ti_{49}Ni_{51}$ выдержка под постоянной нагрузкой после активного деформирования сопровождается дополнительным накоплением деформации, которая частично или полностью восстанавливается при разгрузке и последующем нагреве. Поскольку при использовании устройств на основе сплавов с памятью формы (термомеханические приводы, актуаторы) зачастую подразумевают неоднократные силовые воздействия, необходимо исследовать стабильность изменения изотермической деформации в сплаве $Ti_{49}Ni_{51}$ при циклических нагружениях, что явилось целью данной работы.

В качестве объектов исследования использовали проволоочные образцы закаленного сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ диаметром 1,5 мм, закаленные от 850 °С (10 мин) в воде и подвергнутые 100 термоциклам в температурном интервале от -196 °С до 100 °С для стабилизации температур мартенситных переходов. После указанной обработки сплав испытывал термоупругие мартенситные превращения $B2 \leftrightarrow B19'$ при температурах $M_n = -43$ °С, $M_k = -63$ °С (температуры начала и конца прямого превращения), $A_n = -24$ °С, $A_k = -9$ °С (температуры начала и конца обратного превращения). Выдержка без нагрузки данного сплава при температуре M_n приводит к появлению 45 % мартенсита в изотермических условиях. Для изучения влияния многократной изотермической выдержки после активной нагрузки, образцы охлаждали от 100 °С до температуры выдержки T^* со скоростью 10 °С/мин без нагрузки, выдерживали в течение 40 минут, нагружали до напряжения 300 МПа, выдерживали в течение 60 минут и разгружали. Процедуру нагрузки – выдержки- разгрузки повторяли несколько раз. Температуры выдержки выбирали как из температурного интервала прямого мартенситного превращения, так и вне его.

Полученные результаты показали, что изотермическая деформация растет при выдержке в первом цикле и восстанавливается после разгрузки. Из-за падения предела текучести во втором цикле увеличивается прирост деформации на этапе нагрузки, однако накопление деформации во время выдержки уменьшается. С увеличением циклов доля изотермической деформации уменьшается и, начиная с четвертого цикла, изотермическая деформация отсутствует. Таким образом, результаты работы показали, что изменение изотермической деформации при выдержке под постоянной растягивающей нагрузкой в закаленном сплаве $Ti_{49}Ni_{51}$ нестабильно. Это может быть связано с тем, что с циклами увеличивается наклон на псевдоупругом участке диаграммы деформирования. В связи с этим для увеличения объемной доли мартенсита необходимо обеспечить больший выигрыш в химической силе, который не может быть обеспечен при изотермической выдержке.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант №18-19-00226).

ОСОБЕННОСТИ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВБЛИЗИ ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА МАРТЕНСИТ-АУСТЕНИТ В СПЛАВАХ $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{28}\text{Ga}_{22-x}(\text{Cu}, \text{Zn})_x$ ($x = 0; 1.5$)

Гамзатов А.Г.¹, Батдалов А.Б.¹, Алиев А.М.¹, Ховайло В.В.², Хизриев Ш.К.¹,
Varzaneh A.G.³, Kameli P.³, Sarsari I.A.³, Бучельников В.Д.⁴

¹Институт физики им. Х.И. Амирханова ДФИЦ РАН, Махачкала, 367003, Россия

²Национальный Исследовательский Технологический Университет (НИТУ) «МИСЦ»,
Москва, 119049, Россия

³Department of Physics, Isfahan University of Technology, Isfahan 8415683111, Iran

Челябинский государственный университет, Челябинск, 454001, Россия

e-mail gamzatov_adler@mail.ru

Сплавы Гейслера семейства Ni-Mn-Ga, в которых наблюдается ряд физических эффектов с богатым прикладным потенциалом (эффект памяти формы, магнитокалорический эффект, гигантские значения магнитодеформации), являются предметом пристального внимания среди исследователей [1-13]. Кроме того, данные материалы интересны с точки зрения фундаментальных исследований природы фазовых переходов, так как в них наблюдаются одновременно магнитные и магнитоструктурные фазовые превращения [1-3].

В данном сообщении приводятся результаты экспериментального исследования магнитных и теплофизических (теплоемкость, температурапроводность и теплопроводность) свойств образцов $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{28}\text{Ga}_{22-x}(\text{Cu}, \text{Zn})_x$ ($x=0; 1.5$). В частности, изучены основные механизмы теплопереноса с детальным анализом наблюдаемых аномалий на зависимостях $\eta(T)$ и $\kappa(T)$.

На рис.1 приведена зависимость намагниченности от температуры для системы $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{28}\text{Ga}_{22-x}(\text{Cu}, \text{Zn})_x$ ($x=0; 1.5$). При понижении температуры исходный образец переходит в магнитоупорядоченную фазу при $T_C=386$ К, а замещенные композиции – при $T_C=370$ К. При дальнейшем понижении T наблюдаются аномалии, связанные с магнитоструктурными превращениями аустенит-мартенсит, при этом основное магнитное состояние остается ферромагнитным, но с меньшей величиной намагниченности, т.е. можно говорить о метамагнитоструктурном фазовом переходе (МСФП). Наблюдаемые температурные гистерезисы указывают на то, что аномалии связаны со структурными переходами. Как видим, из рис.1 небольшое замещение атомов Ga атомами Zn и Cu вызывает значительный рост температуры структурных превращения и уменьшение T_C .

Результаты исследования теплофизических свойств системы $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{28}\text{Ga}_{22-x}(\text{Cu}, \text{Zn})_x$ приведены на рис.2(а-с). На рис.2а представлены результаты измерения теплоемкости $C_p(T)$ в режиме нагрева. Как видно из рисунка на зависимости $C_p(T)$ наблюдаются аномалии, связанные с магнитными (T_C) и магнитоструктурными фазовыми переходами (T_S), которые коррелирует с данными по намагниченности. Для образца $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{28}\text{Ga}_{20.5}\text{Cu}_{1.5}$ на зависимости $C_p(T)$ мы наблюдаем одну аномалию с $T_{CS}=340$ К, т.е. для этого состава мы видим совмещенный магнитоструктурный фазовый переход по данным теплофизических измере-

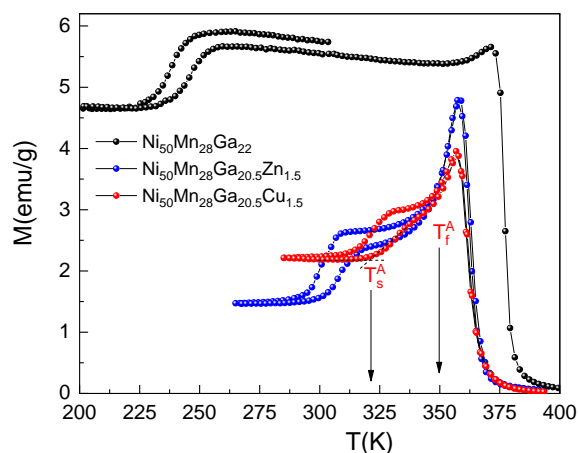


Рис.1. Зависимость намагниченности от температуры при $H=100$ Ое.

ний, хотя на зависимости $M(T)$ для образца $Ni_{50}Mn_{28}Ga_{20.5}Cu_{1.5}$ температура перехода $T(A_f) =$ немного ниже, чем T_C .

Зависимость температуропроводности от температуры $\eta(T)$ для системы $Ni_{50}Mn_{28}Ga_{22-x}(Cu, Zn)_x$ приведена на рис.2б. Зависимость $\eta(T)$ для системы $Ni_{50}Mn_{28}Ga_{22-x}(Cu, Zn)_x$ (за исключением аномального поведения вблизи МСФП для образцов с Zn и Cu) демонстрирует характерный для сплавов Гейслера ход, где как правило мартенситная фаза всегда имеет более низкий коэффициент температуропроводности, чем аустенитная фаза [4-11]. Как видим, частичное замещение атомов Ga в образце $Ni_{50}Mn_{28}Ga_{22}$ атомами Cu, Zn приводит к сложной картине температурных зависимостей $\eta(T)$. Для образца $Ni_{50}Mn_{28}Ga_{22}$ мы наблюдаем две явные аномалии в виде скачкообразного роста η при переходе из искаженной кристаллической структуры мартенсита в высокосимметричный кубический аустенит ($T_S=241$ K) и небольшого минимума вблизи T_C ($T=366$ K), который мы связываем с усилением рассеяния носителей тепла на возникающих при T_C флуктуациях магнитного параметра порядка. Для образца $Ni_{50}Mn_{28}Ga_{22}$ температуропроводность аустенита примерно на 27 % выше, чем мартенсита и это связано с тем, что длина свободного пробега электронов и фононов в мартенситной фазе короче из-за рассеяния на границах между мартенситными доменами.

Для образца $Ni_{50}Mn_{28}Ga_{20.5}Zn_{1.5}$ при фазовом переходе мартенсит-аустенит мы наблюдаем одновременно глубокий минимум и скачкообразный рост η ($T_S=305$ K), а вблизи T_C ($T=354$ K) характерный для магнитного перехода минимум. Образец $Ni_{50}Mn_{28}Ga_{20.5}Cu_{1.5}$ демонстрирует только один глубокий минимум при $T=345$ K.

На рис.2с приведены зависимости $\kappa(T)$ для образцов $Ni_{50}Mn_{28}Ga_{22}$, $Ni_{50}Mn_{28}Ga_{20.5}Zn_{1.5}$ и $Ni_{50}Mn_{28}Ga_{20.5}Cu_{1.5}$. Как видим, на зависимостях $\kappa(T)$ вблизи фазовых переходов наблюдаются не характерные для теплопроводности аномалии, которые хорошо коррелируют с данными $\eta(T)$ и, скорее всего, имеют одинаковую природу. Анализ литературных данных показывает, что наблюдаемые аномалии на зависимости $\kappa(T)$ вблизи МСФП и их интерпретация в сплавах Гейслера у разных авторов разнятся. Следует обратить внимание на следующие особенности в поведении $\kappa(T)$. Во-первых, линейный рост теплопроводности для образца $Ni_{50}Mn_{28}Ga_{22}$ $d\kappa/dT > 0$ в широкой области температур $T=100-400$ K, что не характерно для кристаллических твердых тел. Вторая особенность заключается в резком росте $\kappa(T)$ в области фазового перехода мартенсит-аустенит, сопровождающийся пиком теплопроводности. И, наконец, наблюдаемый небольшой минимум при T_C .

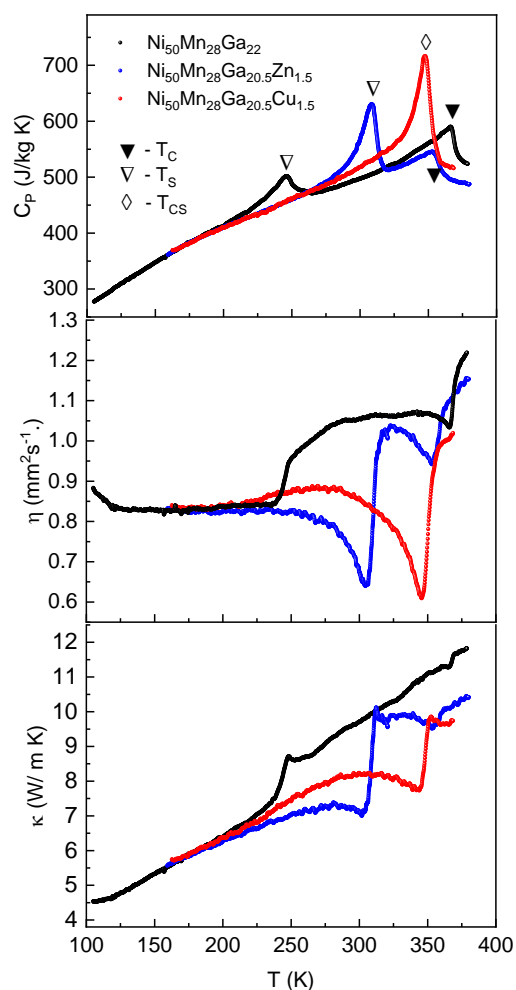


Рис.2. а) Температурная зависимость теплоемкости. б) Температурная зависимость термодиффузии и с) теплопроводности.

В принципе, причиной наблюдаемых аномалий в зависимости $\kappa(T)$ могут быть изменения в ходе $\kappa_e(T)$. Однако, как показывают оценки, величина и температурный ход $\kappa_e(T)$ не могут в полной мере быть ответственными за аномалии в поведении $\kappa_{tot}(T)$. Анализ кривых показывает, что доминирующий вклад в теплоперенос в данном сплаве вносят фононы, электронная доля составляет в максимуме 20%. Наблюдаемый скачок теплопроводности $\Delta\kappa_{tot}(T) = \kappa_{tot}(\text{ауст}) - \kappa_{tot}(\text{март})$, при фазовом переходе равен $\approx 3.0 \text{ W/m K}$, в то время как скачок электронной теплопроводности $\Delta\kappa_e = \kappa_e(\text{ауст}) - \kappa_e(\text{март}) \approx 0.5 \text{ W/m K}$, т.е. вклад $\Delta\kappa_e$ в скачок составляет $\approx 17\%$. Таким образом, резкий рост теплопроводности при переходе мартенсит-аустенит обязан своим происхождением, в основном, изменениям в механизме рассеяния фононов. Наблюдаемый линейный рост теплопроводности от температуры, аналогичный росту теплоемкости может служить индикатором сильного рассеяния фононов, на мелкомасштабных структурных несовершенствах, приводящих к постоянной величине длины свободного носителя фононов соизмеримый с размерами элементарной ячейки кристаллической решетки. Отметим так же, что наблюдаемый при T_C минимум на зависимости $\kappa(T)$ является характерным для магнитных материалов и связан с рассеянием фононов на флуктуациях магнитного параметра порядка [12, 13].

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и ВАНТ в рамках научного проекта № 20-58-54006.

Литература

1. А.Н. Васильев, В.Д. Бучельников, Т. Такаги, В.В. Ховайло, Э.И. Эстрин, УФН, **173** (2003) 577.
2. M.Khan, I.Dubenco, Sh.Stadler and N.Ali, J.Appl.Phys. **97** (2005) 10M304.
3. Q. Zheng, G. Zhu, Z. Diao, D. Banerjee, D. G. Cahill, Adv. Eng. Mater., (2019) 1801342.
4. B. Zhang, X. X. Zhang, S. Y. Yu, J.L. Chen, Z. X. Cao, G. H. Wu, Appl.Phys.Lett., **91** (2007) 012510.
5. Y. K. Kuo, K. M. Sivakumar, H.C. Chen, J. H. Su, and C. S. Sue, Phys. Rev. B, **72** (2005) 054116.
6. A.B. Batdalov, A.M. Aliev, L.N. Khanov, V.D. Buchel'nikov, V.V. Sokolovskii, V.V. Koledov, V.G. Shavrov, A.V. Mashirov, E.T. Dil'mieva, Magnetic, JETP, **122** (2016) 874-882.
7. L.S.S. Chandra, M.K. Chattopadhyay, V.K. Sharma, S.B. Roy and S.K. Pandey, Phys. Rev. B, **81** (2010) 195105.
8. A. Rudajeva, Int. J. of Thermal science, **47** (2008) 1243-1248.
9. C. Zanotti, P. Giuliani, G. Riva, A. Tuissi, A. Chrysanthou, Journal of Alloys and Compounds 473 (2009) 231–237
10. A. Gamzatov, A.B. Batdalov, Sh.K. Khizriev, A.M. Aliev, L.N. Khanov, N.H. Yen, N. H. Dan, H. Zhou, S.-C. Yu, D-H. Kim, J. Alloys Compd., **842** (2020) 155783
11. A. Planes, Ll. Manosa, X. Moya, T. Krenke, M. Acet, E.F. Wassermann, JMMM, **310** (2007) 2767-2769.
12. A.B. Batdalov, A.G. Gamzatov, A.M. Aliev, L.N. Khanov, A.A. Mukhuchev, I.K. Kamilov, J. Alloys Compd., **705** (2017) 740-744.
13. J. Kaštil, J. Kamarád, M. Míšek, J. Hejtmánek, Z. Arnold, JMMM, 466, 15 (2018), 260-266.

**ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЕ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ
ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ti, Zr, Fe**

Гундеров Д.В.^{1,2}

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

² *Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, Россия, Уфа
e-mail dimagin@mail.ru*

Метод интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК), он же кручение под высоким давлением один - из наиболее используемых методов интенсивной пластической деформации, результатам с использованием ИПДК посвящено тысячи статей и целый ряд обзоров, в частности [1]. Показано, что в чистых металлах ИПДК приводит к формированию наноструктурного состояния с размером прядка 100 нм (меньше или больше в зависимости от металла). В сплавах TiNi при ИПДК наблюдали аморфизацию [1]. В β -титановых сплавах Ti10Mo8Nb6Zr и сплавах с ЭПФ Ti18Zr15Nb аморфизацию при ИПДК пока достигнуть не удалось, но формируется наноструктурное состояние. Степень сдвиговой деформации γ при ИПДК оценивают по формуле $\gamma=2\pi nR/h$ (1) где n – число оборотов, R – радиус от центра до точки измерения, h – толщина образца [1]. Однако в ряде работ при ИПДК отмечалась возможность «проскальзывания» [2]. В [3] была предложена простая методика (совместного кручения двух половинного диска), позволяющая установить фактическую степень деформации сдвигом, достигаемую на различных этапах ИПДК. Исследования показали, что образцы таких материалов как сталь 10, сплав Zr-1%Nb, титан, титановые сплавы, сплавы TiNi на начальных этапах ИПДК получают заметную степень сдвиговой деформации γ . Однако если металл был сначала подвергнут ИПДК с $n \geq 2$, то при дальнейшем увеличении n ожидаемая деформация сдвигом не реализовывалась. Наблюдаемый эффект можно объяснить упрочнением материалов на начальных этапах ИПДК и проскальзыванием. В то же время в исследуемых материалах формируется наноструктура, подобная наблюдаемой другими авторами при ИПДК данных материалов. Отсюда, несмотря на проскальзывание, при ИПДК деформация осуществляется и при $n \geq 2$, однако не сдвигом по формуле 1, а каким-либо другим способом. Можно утверждать, что и у других авторов при ИПДК прочных и упрочняемых материалов после достижения некоторого n деформация сдвигом не реализуется, однако измельчение структуры происходит. Видимо, деформация при ИПДК осуществлялась не сдвигом согласно формуле (1) а каким-то другим способом. Полученный результат так же обуславливает актуальность применения метода аккумулялирующего ИПДК [4].

1. A. Zhilyaev, T. Langdon, Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications, Progress in Materials Science 53 (2008) 893–979.
2. K. Edalati, Z. Horita, and T. Langdon, The significance of slippage in processing by high-pressure torsion, Scripta Materialia 60(1) (2009) 9–12.
3. D.V. Gunderov, A.A. Churakova, R. Valiev, et al J ALLOY COMPD 800 (2019)
4. D.V. Gunderov, A.A. Churakova, V.V. Astanin, R.N. Asfandiyarov, H. Hahn, R.Z. Valiev, Mater. Lett. 261 (2020) 127000.

Работы выполнены при поддержке проектов РНФ No. 20-69-47029 и РФФИ-БРИКС 19-58-80018.

БИМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ КОМПОЗИТЫ TiNi-Cu(Ti), ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ

**Демидова Е.С.¹, Palani I.A.², Shalini Singh², Реснина Н.Н.¹, Jayachandran S.²,
Беляев С.П.¹, Anshu Sahu², Калганов В.Д.¹, Shukla A.K.²**

¹Санкт-Петербургский Государственный Университет, Россия, Санкт-Петербург
²Discipline of Mechanical Engineering, Indian Institute of Technology Indore, India, Indore
e-mail lena-demi@yandex.ru

Биметаллические композиты с эффектом памяти формы на основе NiTi являются перспективными функциональными элементами для создания различных термомеханических приводов. Обычно биметаллы получают сваркой взрывом - достаточно сложным и трудоемким технологическим процессом, позволяющим получить образцы только в виде пластин. С другой стороны, к настоящему моменту показано, что объемные композиционные материалы сложной формы могут быть изготовлены с помощью аддитивных технологий, в частности, методом послойной электродуговой наплавки. Однако, исследований структуры и функциональных свойств биметаллических композитов на основе TiNi, полученных с помощью аддитивных технологий, не проводили. В связи с этим целью настоящей работы явилось исследование структуры и мартенситных превращений в биметаллических композитах TiNi-Cu(Ti), полученных методом послойной электродуговой наплавки.

Композиты получали следующим образом. На подложку наносили 4 слоя меди или титана после чего еще 4 слоя сплава Ti_{49,1}Ni_{50,9}. Структуру полученных биметаллов изучали с помощью оптической и сканирующей электронной микроскопии и энергодисперсионного рентгеновского анализа. Параметры мартенситных превращений в слое TiNi определяли методом дифференциальной сканирующей калориметрии.

Показано, что метод послойной электродуговой наплавки позволяет получить биметаллические композиты TiNi-Cu(Ti) с идеальным швом без каких-либо макродефектов. Обнаружено, что биметаллы имеют широкую зону перемешивания. В композите TiNi-Ti эта зона составляет 200 мкм и включает в себя чистый Ti, твердый раствор Ni в Ti, а также фазу Ti₂Ni. При удалении от шва наблюдается еще одна переходная зона размером 500 мкм, состоящая из фазы Ti₅₁Ni₄₉ с частицами фазы Ti₂Ni. При дальнейшем удалении от шва структура слоя TiNi становится однородной, с химическим составом Ti₅₁Ni₄₉. При охлаждении и нагревании слоя TiNi в нем происходят мартенситные B2↔B19' превращения.

В композите TiNi-Cu переходная зона составляет примерно 500 мкм и имеет неоднородную структуру, состоящую из ряда твердых растворов меди в фазах TiNi_{1-x}Cu_x, Ti₄₇Ni₅₃, включений чистой меди, а также частиц фазы Ti₂(Ni_{1-x}Cu_x)₃. Вдали от шва сплав представляет собой твердый раствор Cu в фазе Ti₄₇Ni₅₃. При охлаждении и нагревании слоя TiNi происходят мартенситные B2↔R превращения при низких температурах.

Работы выполнены при поддержке проекта DST-PHF (PHF №19-49-02014; DST №DST/INT/RUS/RSF/P-36).

ТИНИ ХИРУРГИЧЕСКИЙ ИНСТРУМЕНТ

Рубаник В.В.¹, Рубаник В.В. мл.¹, Денисенко В.Л.², Денисенко Э.В.³

¹ГНУ «Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси», Беларусь, г. Витебск

²УО «Витебский областной клинический специализированный центр», Беларусь, г. Витебск

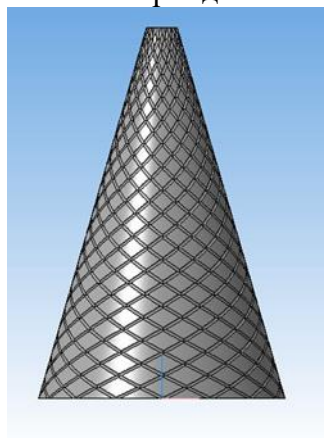
³УО «Витебский государственный ордена дружбы народов медицинский университет», Беларусь, г. Витебск
e-mail ita@vitebsk.by

Острый парапроктит является одним из самых частых проктологических заболеваний. По данным ведущих клиник мира больные острым парапроктитом составляют 0,5-4% среди пациентов с общехирургической патологией и 20-40% в структуре проктологических заболеваний. Распространенность и частота этой патологии, особенно у лиц наиболее трудоспособного возраста.

Для проведения операции по рассечению стенок свища разработан хирургический инструмент, содержащий лигатурную петлю и натяжитель выполненный в форме усеченного конуса из сплава с эффектом памяти формы [1]. Эффективность использования данного устройства достигается за счет того, что TiNi элемент обеспечивает постоянное натяжение лигатурной петли на протяжении всего периода лечения.



а



б

Рисунок 1 – Вид TiNi элемента – а, оправки – б

Для изготовления натяжителя использовали проволоку диаметром 0,36 мм медицинского назначения никелида титана фирмы ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ» (РФ) марки ТН1 состава Ti-55,84 вес.%Ni. TiNi конус изготавливали с помощью оправки на которую навивали проволоку [2] и затем для закрепления формы подвергали термообработке по стандартной методике.

TiNi хирургический инструмент был испытан в Витебском областном клиническом специализированном центре и рекомендован к практическому использованию для лечения высоких параректальных свищей.

1. В.В. Рубаник, В.В.Рубаник мл., Денисенко В.Л., Денисенко Э.В. Хирургический инструмент. Патент BY12211 Беларусь: А61В17/32 (2006.01)/ дата публ. 28.02.2020.

2. Пульнев С.А., Карев А.В., Щукин С.В. Стент. Патент RU 2 089 131 С1 дата публ. 10.09.1997.

**ВЛИЯНИЕ РКУП И ПОСЛЕДЕФОРМАЦИОННОГО ОТЖИГА НА
СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ
СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

**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

²УГАТУ, Россия, Уфа

e-mail mihailder7788@gmail.com

В настоящее время титан и его сплавы являются наиболее подходящими металлическими материалами для медицинских костных имплантатов, что обусловлено сочетанием их высокой биосовместимости и хорошей коррозионной стойкости с высокой удельной прочностью. Однако из-за большой разницы упругих модулей материала и костной ткани возникает эффект «экранирования напряжений», происходит деградация окружающей имплантат костной ткани приводящая к потере механической связи. Решить эту проблему позволяет применение биосовместимых сплавов с памятью формы (СПФ) системы Ti-Zr-Nb, обладающих гораздо более низким модулем упругости по сравнению с обычными титановыми сплавами. Полностью реализовать заложенный потенциал для СПФ Ti-18Zr-14Nb не удалось, поскольку методы термомеханической обработки (ТМО), включающей традиционные методы продольной прокатки, ротационнойковки и последеформационного отжига (ПДО) предусматривающие умеренную накопленную деформацию, не обеспечивают формирование нанозеренной структуры в объемной заготовке. Для формирования нано- или субмикроструктурной структуры в объемных образцах в схему ТМО включают методы интенсивной пластической деформации (ИПД), а именно равноканальное угловое прессование (РКУП).

Слиток сплава Ti-18Zr-15Nb (ат. %), массой 15 кг, получен методом вакуумного дугового переплава. Далее слиток подвергли мультисековой ковке при температурах 800-1000 °С. Заготовки длиной 90 мм и диаметром 20 мм были подвернуты РКУП при 200 °С с количеством проходов равным 2, 3 и 4 (n=2, 3, 4). Угол пересечения каналов составлял 120°. Затем был проведен ПДО в диапазоне температур 300 – 550 °С (30 мин) в защитной атмосфере аргона с быстрым охлаждением в воде. Для температуры ПДО 550 °С время отжига варьировали в интервале 1-60 мин. Фазовое состояние сплава изучали методом рентгеноструктурного анализа. Определение механических осуществляли путем измерения твердости и проведения статических испытаний на растяжение. Особенности сверхупругого поведения изучали в ходе функциональных циклических испытаний на растяжение с накоплением деформации по 1% в цикле до разрушения.

Результаты рентгеноструктурного анализа показывают, что ОЦК β -фаза является основной во всех случаях. Небольшое количество пластически стабилизированного α'' -мартенсита наблюдается после РКУП. Значительное уширение линий β -фазы, свидетельствующее о сильном субструктурном упрочнении, достигается в результате 2-3 проходов РКУП. Результаты измерения механических свойств показали, что материал находится в наиболее упрочненном состоянии после отжига при температуре 400 °С в течение 30 мин ($HV = 342$, $\sigma_0 = 1018$ МПа). Показано, что сплав после РКУП (n=3)+ПДО 550 °С (2,5 мин) демонстрирует самую высокую величину максимальной сверхупругой обратимой деформации ($\epsilon_r^{SE} = 3,1\%$).

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ № 20-69-47029.

**ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ $Ti_{50}Ni_{50}$ ПОСЛЕ
НЕПОЛНОГО ПРЯМОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ**

Егоров П.А., Поникарова И.В., Реснина Н.Н., Беляев С.П.

*Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург
e-mail st068715@student.spbu.ru*

Эффект стабилизации мартенсита заключается в том, что при первом нагревании предварительно деформированного сплава $TiNi$ восстановление деформации осуществляется при более высоких температурах, чем температуры обратного перехода в недеформированном образце и температуры восстановления деформации при втором нагревании. Этот эффект проявляется вне зависимости от того, наблюдали ли полный или неполный возврат деформации, что указывает на то, что пластическая деформация не ответственна за однократное смещение температур обратного перехода. Высказано предположение о том, что механизм эффекта стабилизации мартенсита может быть связан с повреждаемостью межмартенситных границ. Поэтому можно предположить, что если в процессе предварительного деформирования границы мартенситных кристаллов не соприкасались друг с другом и остались неповрежденными, то эффект стабилизации мартенсита будет подавлен. Цель данной работы заключалась в экспериментальной проверке данной гипотезы.

В качестве объектов исследования использовали плоские образцы сплава $Ti_{50}Ni_{50}$ (МАТЕКС-СПФ) толщиной 0,8 мм, длиной и шириной рабочей части 40 мм и 4 мм. Образцы в форме лопаток вырезали из пластины на электроэрозионном станке и подвергали закалке от 850 °С 10 мин и последующему отжигу при 500 °С 2 часа. После указанной термообработки, сплав испытывал $B2 \leftrightarrow B19'$ превращение при температурах $M_n = 70$ °С, $M_s = 56$ °С, $A_n = 79$ °С, $A_s = 99$ °С. Известно, что при охлаждении из аустенитного состояния под напряжением в аустенитной матрице растут кристаллы ориентированного мартенсита. На начальном этапе превращения кристаллы растут изолированно и не контактируют друг с другом. В этом случае границы остаются неповрежденными. При дальнейшем охлаждении кристаллы будут соприкасаться, а их границы – портиться. Поэтому в работе образцы охлаждали под напряжением 100 МПа через различную долю прямого перехода, затем образцы разгружали и подвергали циклу «нагрев – охлаждение- нагрев» для того, чтобы исследовать смещение температур обратного перехода при нагревании.

Полученные результаты показали, что если разгрузка произошла на начальном этапе прямого перехода, то эффект стабилизации мартенсита не только не проявляется, а, наоборот, температуры восстановления деформации при первом нагревании оказываются существенно ниже температур обратного перехода. При увеличении доли прямого перехода, реализованного при охлаждении под напряжением, увеличивается смещение температур обратного перехода. Таким образом, результаты работы подтвердили сделанную гипотезу о влиянии поврежденности межмартенситных границ на проявление эффекта стабилизации мартенсита.

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ №18-19-00226-П.

МОДУЛИРОВАННЫЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА Ni(CO)-Mn-Sn

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

*Челябинский государственный университет, Россия, Челябинск
e-mail eragerk@rambler.ru*

Все большее внимание в последние годы привлекают сплавы с магнитной памятью формы, обладающие значительной магнитодеформацией, вызванной магнитным полем, а также с гигантским магнитокалорическим эффектом (МКЭ), которые используются в современных технологиях [1, 2]. Эффект памяти формы, индуцированный магнитным полем, возможен только в модулированных мартенситных структурах [3].

Одними из потенциальных материалов с эффектом памяти формы являются сплавы Гейслера, среди которых система Ni-Mn-Sn привлекает большее внимание, поскольку эти сплавы также обладают гигантским магнитокалорическим эффектом. Результаты недавних исследований [4] показали, что допирование Co может значительным образом повлиять на магнитные свойства сплавов Ni-Mn-Sn. Частичное замещение узлов Ni атомами Co приводит к увеличению изменения намагниченности при мартенситном переходе. Это изменение намагниченности значительно увеличивает МКЭ для данных сплавов. Результаты также показывают, что температура мартенситного перехода постепенно снижается, в то время как температура Кюри растет с увеличением концентрации Co. Таким образом, допирование Co может значительно улучшить обменные взаимодействия в сплавах.

В данной работе рассматривается модулированная пятислойная структура сплава Гейслера $Ni_{1-x}Co_xMn_{1+x}Sn_{1-x}$ 5M (10M), состоящая из 80 атомов с ферро- и ферримагнитным упорядочением магнитных моментов. Исследования из первых принципов выполнены с помощью программного пакета «VASP» [5, 6] в приближении GGA-PBE [7]. Геометрическая оптимизация проводилась в рамках ионной релаксации. Интегрирование зоны Бриллюэна проводилось на сетке Монкхорста-Пака ($12 \times 2 \times 10$).

Известно, что энергия модулированных структур по модулю значительно больше, в сравнении с энергией фаз аустенита $L2_1$, а ферримагнитное упорядочение магнитных моментов в сплаве позволяет получить еще более энергетически выгодную конфигурацию. Также предполагается, что увеличивая количество чередующихся последовательно плоскостей по типу $(3\bar{2})_2$ для 10M и $(5\bar{2})_2$ для 14M позволит получить энергетически выгодные модулированные структуры превышающие по модулю значения энергии немодулированного мартенсита (Рис. 1). В работе представлены результаты исследования модулированных структур. Показано, что данные структуры энергетически выгодны по сравнению с немодулированными.

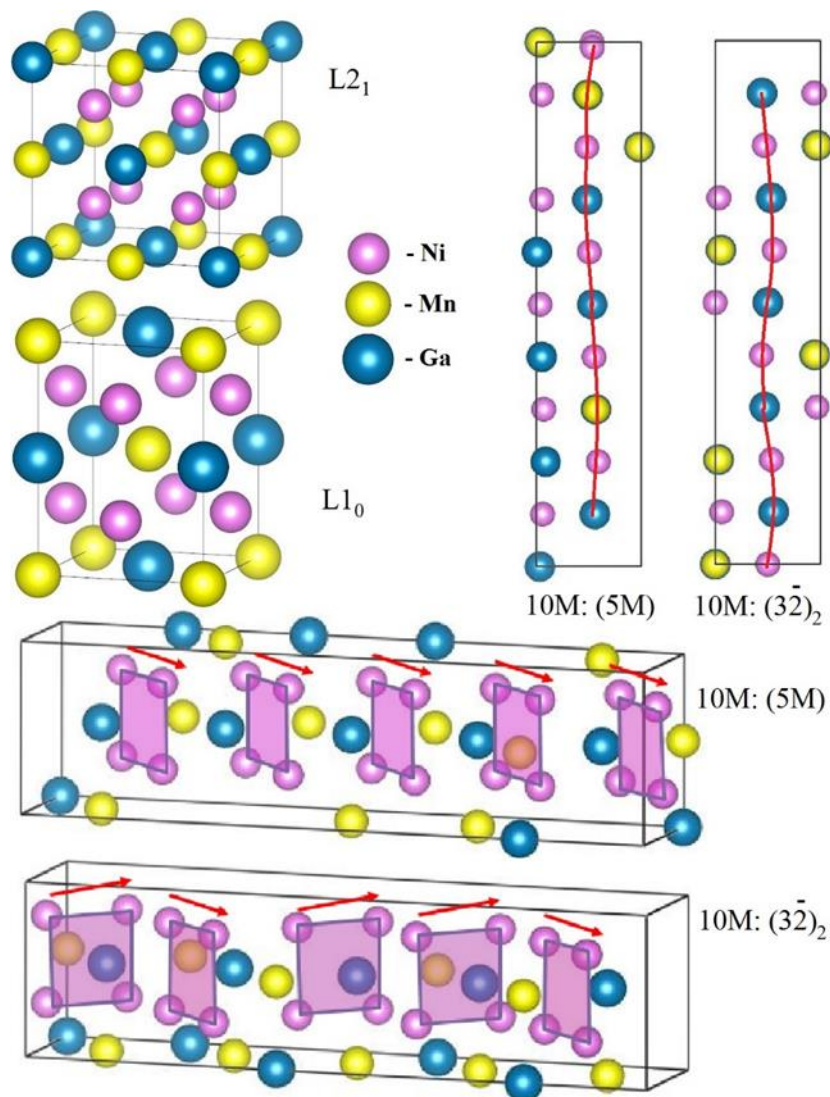


Рис. 1. Кристаллические структуры L2₁, L1₀, 10M (5M) и 10M (32)₂

Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках госзадания № 075-00992-21-00.

- [1] K. Ullakko, J. Huang, C. Kantner, R. Ohandley, and V. Kokorin, *Appl. Phys. Lett.* **69**, 1966 (1996).
- [2] S. J. Murray, M. Marioni, S. M. Allen, R. C. O'Handley, and T. A. Lograsso, *Appl. Phys. Lett.* **77**, 886 (2000).
- [3] V. A. Chernenko, C. Seguí, E. Cesari, J. Pons, and V. V. Kokorin, *Phys. Rev. B* **57**, 2659 (1998).
- [4] H.C. Xuan, F.H. Chen, P.D. Han, D.H. Wang, and Y.W. Du, *Intermetallics* **47**, 31 (2014).
- [5] G. Kresse and J. Furthmüller, *Phys. Rev. B* **54**, 11169 (1996).
- [6] G. Kresse and D. Joubert, *Phys. Rev. B* **59**, 1758 (1999).
- [7] J. P. Perdew, K. Burke, and M. Ernzerhof, *Phys. Rev. Lett.* **77**, 3865 (1996).

**ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ В ИНТЕРВАЛЕ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ ДЛЯ
СОСТАРЕННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ CoNiAl**

Ефтифеева А.С., Янушоните Э.И., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,
Томск
e-mail anna_eftifeeva@rambler.ru*

Для контроля рабочих параметров и преждевременного разрушения устройств из сплавов с памятью формы при эксплуатации в условиях циклического нагружения необходимо исследовать циклическую стабильность материалов.

Известно, что закаленные (B2+ γ)-монокристаллы $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$, ориентированные вдоль [001]-направления, демонстрируют СЭ в узком интервале температур $\Delta T_{CЭ}=190$ К и СЭ деградирует при циклических испытаниях. В циклах нагрузка/разгрузка наблюдается пластическая деформация и, соответственно, накапливаются дислокации.

Старение [001]-монокристаллов $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ приводит к расширению интервала СЭ, по сравнению с исходным состоянием, за счет выделения наноразмерных частиц $\epsilon-Co$ и Ni_5Al_3 . После старения в течение 0,5 ч при 573 К и 673 К СЭ наблюдается в широком температурном интервале $\Delta T_{CЭ}=325-363$ К. Однако, систематического исследования циклической стабильности в температурном интервале СЭ в состаренных монокристаллах не проводили. Поэтому цель работы – исследовать циклическую стабильность СЭ в состаренных 573-673 К, 0,5 ч [001]-монокристаллах $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$.

При комнатной ($T=298$ К) и повышенной ($T>298$ К) температурах наблюдается высокая циклическая стабильность СЭ, по сравнению с низкими температурами ($T<298$ К). Экспериментально показано, что при $T=298$ К обратимая деформация не зависит от числа циклов нагрузка/разгрузка и равна $\epsilon_{CЭ}=2,0\%$ (573 К), $\epsilon_{CЭ}=1,6\%$ (673 К). Критические напряжения $\sigma_{кр}$ и механический гистерезис $\Delta\sigma$ изменяются только в первых 3-ех циклах нагрузка/разгрузка на 2-7 МПа и далее остаются постоянными. В состаренных при 573 К кристаллах деградация СЭ отсутствует с 3 до 10^4 цикл ($\sigma_{кр}=138$ МПа, $\Delta\sigma=47$ МПа). В состаренных при 673 К кристаллы критические напряжения и механический гистерезис также не изменяются с ростом n от 3 до 100 и составляют $\sigma_{кр}=317$ МПа и $\Delta\sigma=54$ МПа.

При циклических испытаниях в условиях низких температур в состаренных кристаллах наблюдается значительная деградация СЭ. В состаренных при 573 К кристаллах в 1-ом цикле имеет место необратимая деформация 0,2% и обратимая деформация $\epsilon_{CЭ}=1,8\%$ ($n=1$) уменьшается на 0,8 % с ростом n от 1 до 100. Также при $n=1-100$ уменьшаются $\sigma_{кр}$ и $\Delta\sigma$ на 13-14 МПа ($\sigma_{кр}=116$ МПа, $\Delta\sigma=43$ МПа при $n=1$). Состаренные при 673 К монокристаллы характеризуются более высокой циклической стабильностью СЭ $T<298$ К по сравнению с состаренными при 573 К. Критические напряжения, механический гистерезис и обратимая деформация практически не зависят от n ($\sigma_{кр}=170$ МПа, $\Delta\sigma=68-72$ МПа, $\epsilon_{CЭ}=2,0\%$) и необратимая деформация отсутствует в циклах нагрузка/разгрузка в состаренных при 673 К кристаллах.

Обсуждаются механизмы деградации СЭ при различных температурах циклических испытаний по результатам исследования микроструктуры монокристаллов после соответствующих испытаний с помощью ПЭМ.

**ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА
ПРОЯВЛЕНИЕ НЕУПРУГОЙ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЙ
КРУПНОЗЕРНИСТЫХ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ (АТ.%)**

Жапова Д.Ю., Лотков А.И., Гришков В.Н., Тимкин В.Н., Гусаренко А.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, Томск
e-mail dorzh@ispms.tsc.ru

Цель данной работы – исследовать закономерности изменения эффектов сверхэластичности и памяти формы, суммарной неупругой и пластической деформаций при деформировании кручением крупнозернистых образцов сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ (ат.%) в мартенситном, двухфазном, предпереходном и высокотемпературном состоянии. Температуры деформирования образцов в изотермических циклах «нагрузка-разгрузка» составляли: 164К и 204К (мартенситное состояние), 242К (двухфазное состояние В2+В19'), 260К и 281К (предпереходное состояние В2-фазы) и 299К, 315К и 339К (высокотемпературное В2 состояние), где В2 – высокотемпературная фаза, а В19' – моноклинная мартенситная фаза.

При охлаждении и нагреве образцы испытывали мартенситные превращения (МП) В2 \leftrightarrow В19'. Температуры начала и конца МП в фазу В19' составляли $M_H=252K$ и $M_K=223K$, а температуры начала и конца обратного МП в В2 фазу – $A_H=258K$ и $A_K=273K$. Схема испытаний: образцам при кручении в процессе изотермических циклов «нагрузка-разгрузка» задавали деформации γ_t , величину сверхэластичности (γ_{CE}) определяли как величину возврата неупругой деформации (в том числе малой деформации Гука) при последующей разгрузке образцов. Разгруженные образцы нагревали через интервал обратных МП до 473К (реализация ЭПФ). Накопленная при данной γ_t пластическая деформация (γ_{tr}) соответствует остаточной деформации после завершения формовосстановления в процессе нагрева разгруженных образцов. В каждом последующем цикле γ_t увеличивали (вплоть до разрушения образцов).

Обнаружено, что при исследованных температурах деформирования максимальное значение суммарной неупругой деформации (сумма вкладов эффекта памяти формы и сверхэластичности) составляет от 17.9% до 19.3% (при общей заданной образцам деформации 30%). Отметим, что высокие значения суммарной неупругой деформации наблюдаются на стадии значительного накопления пластической деформации (от 10.8% до 15.2%). Обсуждаются условия и механизмы, обуславливающие проявление эффекта сверхэластичности при испытаниях образцов исследуемого сплава в мартенситном состоянии.

Работы выполнены по проекту государственного задания ИФПМ СО РАН (FWRW-2021-0004) и при финансовой поддержке гранта Президента РФ № МК-1057.2020.8.

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ РЕШЕТКИ ОБРАЗЦОВ
СПЛАВА $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$ (ат.%) ПРИ НАВОДОРОЖИВАНИИ В РАСТВОРЕ 0.9NaCl
РАЗЛИЧНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ**

**Жапова Д.Ю.¹, Лотков А.И.¹, Гришков В.Н.¹, Лаптев Р.С.², Ломыгин А.²,
Тимкин В.Н.¹, Миронов Ю.П.¹, Бармина Е.Г.¹, Кашина О.Н.¹**

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

²*Научно-исследовательский Томский политехнический университет, Россия, Томск
e-mail dorzh@ispms.tsc.ru*

В работе проведены исследования влияния концентрации атомов водорода и их распределение по глубине крупнозернистых (~30 мкм) образцов сплава $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$ (ат.%) после наводороживания различной длительности в растворе 0.9NaCl. Были проведены исследования структурно-фазового состояния в приповерхностном слое и объеме наводороженных образцов.

В исходном состоянии образцы испытывали мартенситное превращение (МП) $B2 \leftrightarrow B19'$. Температуры начала и конца МП в фазу $B19'$ составляют $M_H=234$ К, $M_K=163$ К, температуры начала и конца обратного МП в $B2$ фазу равны $A_H=227$ К, $A_K=252$ К. При комнатной температуре образцы находились в состоянии высокотемпературной $B2$ фазы. Насыщение образцов водородом проводили при комнатной температуре в физиологическом растворе (0.9NaCl) в течение 0.5, 1, 1.5, 2, 3, 4 и 6 часов. Плотность тока при этом составляла 20 А/м². Концентрацию водорода в исследуемых образцах определяли на анализаторе RHEN 602 фирмы LECO, а распределение водорода по глубине образцов исследовали на установке GD Profiler 2. Рентгеноструктурный анализ проведен на дифрактометре ДРОН-7.

Показано, что при электролитическом насыщении водород концентрируется в приповерхностных слоях образцов. При этом концентрация водорода в зависимости от длительности наводороживания составила от ~30 ppm после 0.5 часа до ~370 ppm после 6 часов. Установлено, что непосредственно после наводороживания, с увеличением длительности процесса, толщина диффузионного слоя, содержащего абсорбированные атомы водорода, увеличивается и после шести часов составляет ~35-40 мкм.

По данным рентгеноструктурного анализа в наводороженных образцах обнаружено формирование тетрагональной гидридной фазы $TiNiH_x$, слабые рефлексы которой появляются после 1.5 часов наводороживания. После 6 часов насыщения водородом образцы в приповерхностном слое имеют смешанное фазовое состояние $B2+TiNiH_x$. Обнаружено, что в процессе наводороживания изменяются параметры решетки $B2$ фазы. Обсуждаются ориентационные соотношения $B2$ фазы и фазы $TiNiH_x$.

Работы выполнены по проекту государственного задания ИФПМ СО РАН (FWRW-2021-0004) и гранта РФФИ №18-48-700040 p_a.

**ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СТАРЕНИЯ ПОД НАГРУЗКОЙ НА
ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОНИКЕЛЕВЫХ МОНОКРИСТАЛЛ-
ЛОВ Ti-51.7ат.%Ni**

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

¹*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,
Томск
e-mail zhmv98@mail.ru*

Настоящая работа посвящена исследованию влияния числа вариантов частиц Ti_3Ni_4 на закономерности развития МП, эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичность (СЭ) в [001]-монокристаллах Ti-51.7ат.%Ni при деформации сжатием. Для получения различного числа вариантов частиц проведено старение в свободном состоянии (4 варианта частиц) и под сжимающей нагрузкой (1 вариант частиц). Старение под нагрузкой 100 МПа проведено вдоль [111]-направления [1]. Методика подробно описана в [2]. Старение проходило в два этапа: при 823 К, 1 ч и при 673 К, 1 ч. После двуступенчатого старения получено бимодальное распределение частиц Ti_3Ni_4 по размерам: крупные 600 нм и мелкие частицы 10 – 30 нм, которые расположены между крупными. За счет комбинации режимов старения получено три различных микроструктуры: 1) 4 варианта крупных частиц + 4 варианта мелких частиц (состояние I); 2) 4 варианта крупных частиц + 1 вариант мелких частиц (состояние II); 3) 1 вариант крупных частиц + 4 варианта мелких частиц (состояние III).

Бимодальное распределение частиц Ti_3Ni_4 независимо от режима старения приводит к высоким прочностным свойствам В2-фазы (выше 1600 МПа) и развитию СЭ в широких интервалах температур от 323 до 473 К. В отличие от СЭ, на которую число вариантов частиц влияет слабо, при развитии ЭПФ, напротив, ориентация крупных частиц Ti_3Ni_4 играет ключевую роль.

В состояниях I и II, где находится 4 варианта крупных частиц, каждая частица генерирует свои поля напряжений, которые компенсируют друг друга, и не образуют дальнедействующих полей напряжений. Разориентированное расположение крупных частиц оказывает влияние на расположение мелких частиц. Поэтому приложение нагрузки в ходе старения при 673 К в состоянии II не приводит к существенному изменению закономерностей развития ЭПФ, по сравнению с состоянием I: температуры МП увеличиваются всего лишь на 10 К, величина термического гистерезиса уменьшается незначительно (~ 10 К) и максимальный ЭПФ величиной 1,4 % достигается при тех же напряжениях (400 МПа).

Экспериментально показано, что управлять закономерностями развития ЭПФ возможно за счет старения под нагрузкой, которое приводит к выделению ориентированных частиц. Частицы формируют дальнедействующие поля напряжений (210 МПа), вызывающие повышение температур МП ($M_S = 290$ К), по сравнению с состояниями I и II (260 и 270 К) и позволяющие достичь максимального ЭПФ ($\varepsilon = 1,7$ %) при напряжениях (75 МПа) ниже в 5 раз, чем в состояниях I и II (400 МПа).

1. J.-F. Li, Z.-Q. Zheng, X.-W. Li, *Materials Science and Engineering A* 523 (2009) 207–213.
2. Timofeeva E.E., et al. // *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 796, 140025 (2020).

Работа выполнена при поддержке Правительства РФ №2020-220-08-6662.

**СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ –
ПЕРСПЕКТИВЫ И ТРУДНОСТИ**

Житенев А.И.¹, Жуков Н.В.¹, Нечаев Д.В.¹, Жителев П.С.²
¹*ФГАОУ ВО СПбПУ Петра Великого, Россия, Санкт-Петербург*
²*ПАО Северсталь, Россия, Череповец*
e-mail zhitenev_ai@spbstu.ru

Широко распространённые сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ) на основе никеля и титана являются дорогостоящими, поэтому находят лишь узкие применения. Сплавы на основе железа системы Fe-Mn-Si-Cr-Ni-X из-за меньшей стоимости и более высокой технологичности можно производить в широких масштабах и использовать в гражданском строительстве, нефтегазовой отрасли, железнодорожном строительстве и других областях. Перечень потенциальной продукции включает различные виды арматуры, демпферов, стягивающих балок, муфт для трубопроводов и многое другое. Уже сегодня существуют примеры применения этих сплавов за рубежом. Более того, в отечественной литературе известны проектные решения для нефтегазовой отрасли, основанные на применении сплавов с эффектом памяти формы.

В настоящей работе проведен обзор публикаций по сплавам на основе железа с эффектом памяти формы (СЭПФ). С помощью термодинамического моделирования процессов фазообразования изучено поведение рассматриваемых сплавов на разных технологических переделах, включая выплавку, разливку, термомеханическую обработку (ТМО) и финальную термообработку (ТО). Системообразующие элементы СЭПФ на основе железа — это марганец (10-30%) и кремний (3-10%), соотношением которых можно управлять температурой мартенситного превращения и температурой Нееля. Эти сплавы показывают низкий ЭПФ (1-2%), поэтому в них добавляют никель, хром. Наибольший ЭПФ достигается в сплавах с 20% марганца и 8,5% хрома и 5-7% никеля. Рассмотрена применимость азота для улучшения ЭПФ и механических свойств, рассчитана его предельная растворимость в жидком расплаве. Изучено влияние углерода, меди, ванадия, титана, ниобия и молибдена.

Показано, что главной проблемой при выплавке таких сплавов является испарение марганца. Разработаны критерии выбора сплавов, учитывающие температурный режим плавки с минимальным испарением марганца и удовлетворительным перегревом над температурой ликвидуса. Изучена стойкость опытных СЭПФ к горячим трещинам, их дендритная структура и химическая неоднородность, определены коэффициенты ликвации марганца, кремния и других элементов в зависимости от условий кристаллизации.

Определены требуемые температуры ТМО для бездефектной прокатки и получение наибольшего ЭПФ. Показано, что после тренировки сплавов, заключающейся в многократном повторении цикла «нагрев-деформация», размер аустенитных зерен практически не влияет на ЭПФ.

Заключение. Сплавы с эффектом памяти формы на основе железа являются перспективной группой сплавов для внедрения в промышленность. Определены химические составы СЭПФ для создания перспективной продукции.

**О МЕТОДАХ ОЦЕНКИ БИОХИМИЧЕСКОЙ СОВМЕСТИМОСТИ СПЛАВОВ С
ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

Жукова Ю.С., Пустов Ю.А., Филонов М.Р., Прокошкин С.Д.

НИТУ «МИСиС», Россия, Москва

e-mail zhukova@misis.ru

Биомедицинские сплавы с эффектами памяти формы и сверхупругости – перспективный класс металлических материалов для изготовления медицинских имплантатов. Известно, что биосовместимость – одно из главных требований к этому типу изделий; это понятие включает в себя аспект биомеханической совместимости (близость механических свойств материала к параметрам окружающей костной ткани) и биохимической совместимости (собственно биологическая совместимость с живыми тканями, а также высокая коррозионная стойкость в средах организма человека).

Ключевым звеном в предварительной оценке *in vitro* биосовместимости металлического материала являются исследования явлений, происходящих на границе раздела «металл - модельная биологическая среда», так как именно свойства поверхностного слоя определяют непосредственное взаимодействие имплантируемого материала с живыми тканями. В этой связи можно выделить несколько групп методов исследования:

- 1) исследование коррозионно-электрохимического поведения сплавов в модельных биологических растворах; наиболее распространены методы хронопотенциометрии, вольтамперометрии, электрохимической импедансной спектроскопии, длительные коррозионные испытания;
- 2) исследование характеристик оксидного слоя на поверхности сплавов различными микроскопическими и спектроскопическими методами;
- 3) исследование коррозионно-электрохимического поведения и механического поведения в условиях, моделирующих среду эксплуатации изделий (например, циклическое нагружение в модельной среде и др.).

Важно отметить, что подходы к применению всех перечисленных методов будут существенно варьироваться в зависимости от типа сплава (коррозионностойкий или биодергадируемый) и назначения изделия (костный или дентальный имплантат, сосудистый стент и др.). Также при планировании эксперимента следует учитывать, что существенные различия в структуре сплава одного и того же состава могут повлечь за собой изменение важных показателей биохимической совместимости, в связи с чем наиболее ценными представляются результаты сравнительных исследований материалов в наиболее перспективных структурных состояниях, обеспечивающих требуемый комплекс функциональных свойств.

В качестве примера проведен обзор основных направлений исследований сплавов с памятью формы на основе Ti-Zr-Nb для постоянных внутрикостных имплантатов и биорезорбируемых сплавов на основе Fe-Mn-Si.

Работы выполнены при поддержке проекта РФФИ № 18-08-01193 А, проекта РНФ № 19-79-10270.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ
СТРУКТУРЫ ПРИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКЕ**

БЫСТРОЗАКАЛЕННОГО СПЛАВА TiNiCu

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

¹ АО ГНЦ «Центр Келдыша», Россия, Москва

² НИЯУ «МИФИ», Россия, Москва

e-mail irina-zaletova@mail.ru

В работе исследовалось формирование кристаллической структуры в быстрозакалённых аморфных лентах из сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ при электроимпульсной обработке (ЭИО) путём быстрого нагрева образцов пропусканием через них импульса электрического тока длительностью от 1 мс до 1 с. Для выявления особенностей температурного воздействия на ленту в процессе ЭИО были получены образцы с частичной кристаллизацией. На рисунке 1 представлены фрагменты поперечного сечения образца, обработанного импульсом тока длительностью 100 мс с приложением растягивающего напряжения 30 МПа.

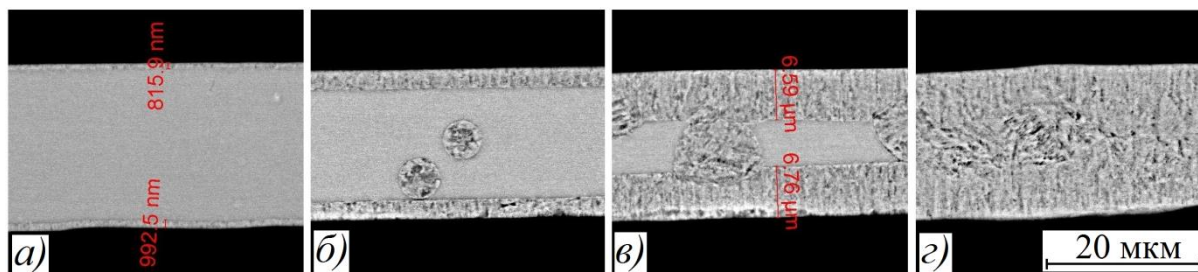


Рисунок 1 – Микроструктура поперечного сечения ленты из сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ после ЭИО: преимущественно аморфная (а), с разной степенью кристаллизации (б-в), полностью кристаллизованная (з)

В случае недостаточного нагрева при ЭИО не происходит полной кристаллизации сплава, разные участки ленты могут иметь различную степень кристаллизации при одинаковой энергии импульса. В областях с большей толщиной ленты в основном сохраняется аморфное состояние (а), однако вблизи поверхности с обеих сторон ленты образуется тонкий кристаллический слой толщиной до 1 мкм, что может быть стимулировано присутствием поверхностных напряжений. С ростом плотности выделяемой тепловой энергии при прохождении электрического импульса увеличивается толщина поверхностных кристаллических слоёв, а в аморфной части увеличивается число зарождающихся единичных сферулитов и их размер (б). Развитие процесса кристаллизации приводит к постепенному смыканию поверхностных кристаллических слоёв в средней части ленты, при этом сферулиты также увеличиваются в размерах, принимая линзообразную форму (в). Наконец, при достижении температуры кристаллизации во всем объеме образца наблюдается области в полностью кристаллизованном состоянии (з). Кристаллическая структура характеризуется неоднородным распределением кристаллов по толщине ленты с поверхностными столбчатыми и внутренними объёмными кристаллами.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 19-12-00327.

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ
ТЕКСТУРЫ В СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Ti-Zr-Nb ПРИ
ПРОКАТКЕ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ОТЖИГЕ**

Зарипова М.М.¹, Исаенкова М.Г.¹, Фесенко В.А.¹, Осинцев А.В.¹

¹*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Россия, Москва
e-mail MMZaripova@mephi.ru*

В настоящее время перспективными сплавами медицинского назначения являются биосовместимые сплавы на основе Ti-Nb-Zr. Учитывая, что при прокатке материалов, обладающих эффектом памяти формы и сверхупругостью, существенная доля пластической деформации может происходить в дополнительной фазе, которая образуется в сплаве за счет мартенситного превращения, необходимо проанализировать закономерности текстурообразования в таких сплавах [1].

Проведено сравнение механизмов формирования кристаллографической текстуры пяти сплавов Ti-(17–19)Zr-(14–16)Nb (ат.%), близких по составу, и ее влияние на механические свойства изученных сплавов. Выяснено, что наличие мартенситных превращений в процессе прокатки обуславливает особенности формирующейся текстуры.

На начальном этапе деформации ($\epsilon = 50\%$) во всех пяти сплавах формируется текстура $\{112\}\langle 011\rangle$. При увеличении степени деформации до 92–93% текстура несколько рассеивается, что обусловлено повышением доли мартенситной фазы в деформированной фольге.

Рекристаллизация прокатанных (до 92–97%) фольг при температуре 650°C (0,5 ч) приводит к обострению текстурной компоненты близкой к $\{110\}\langle 001\rangle$, размытие которой варьируется в различных сплавах [2].

Отжиг при температуре 900°C в течение 0,5ч приводит к формированию острой кристаллографической текстуры $\{100\}\langle 011\rangle$, чем обусловлена сильная анизотропия механических свойств, особенно под углом 45° к направлению прокатки.

Показано, что эффект сверхупругости зависит от ориентации и структуры, а также от анизотропии механических свойств.

Список источников

1. Zaripova M. M. [и др.]. Influence of crystallographic texture and phase composition on the effect of superelasticity of foils from alloys based on Ti-Nb // Chelyabinsk Physical and Mathematical Journal. 2019. № 1 (4).

2. Zaripova M. M. [и др.]. The influence of the crystallographic texture and phase composition of Ti-Nb-Zr alloys with shape memory and superelasticity on their functional properties // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2021. № 1 (1121). С. 012032.

**ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ВЫДЕРЖКИ СПЛАВА Ti-51 ат.%Ni ПОД
НАПРЯЖЕНИЕМ НА ИЗМЕНЕНИЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ**
Иванов А.М.¹, Габриелян А.Х.¹, Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Андреев В.А.^{2,3}

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

²ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Россия, Москва

³Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, Москва
e-mail ileavenovasky@gmail.com

Сплавы с памятью формы нашли широкое применение в различных отраслях благодаря обратимому изменению деформации при изменении температуры (эффекты памяти формы и обратимой памяти формы) или напряжения (эффект псевдоупругости). Эти свойства связаны с термоупругими мартенситными превращениями, которые характеризуются атермической кинетикой. Однако ранее было обнаружено, что некоторые сплавы на основе никелида титана, в частности закаленный сплав $Ti_{49}Ni_{51}$, претерпевают термоупругое мартенситное превращение в изотермических условиях, которое сопровождается изменением обратимой деформации. Целью данной работы явилось изучение изменения деформации в процессе изотермической выдержки под нагрузкой при различных условиях в сплаве $Ti_{49}Ni_{51}$.

В качестве объектов исследования использовали проволоочные образцы сплава $Ni_{51}Ti_{49}$ диаметром 1,5 мм, которые закаливали от 850 °С (10 мин) в воде и дополнительно термоциклировали 100 раз в интервале температур от -196 °С до 100 °С чтобы стабилизировать свойства сплава. После указанной обработки сплав испытывает термоупругое $B2 \leftrightarrow B19'$ мартенситное превращение при температурах $M_n = -43$ °С, $M_k = -63$ °С, $A_n = -24$ °С, $A_k = -9$ °С. Ранее было установлено, что выдержка в свободном состоянии при температуре M_n приводит к образованию 45 % мартенситной фазы.

Для исследования изменения деформации в процессе изотермического мартенситного перехода были использованы 3 схемы выдержки. По схеме 1 образцы охлаждали под нагрузкой до температуры выдержки, выдерживали и нагревали. По схеме 2 образцы в свободном состоянии охлаждали до температуры выдержки, активно деформировали, выдерживали, после чего разгружали и нагревали. По схеме 3 образцы, предварительно продеформированные до 10 % в мартенситном состоянии, охлаждали до температуры выдержки, выдерживали и нагревали. Длительность выдержки во всех схемах составляла 60 минут. Напряжение, действующее на образец в процессе выдержки по схемам 1 и 2, варьировали в интервале 50 ÷ 300 МПа. Обнаружено, что вне зависимости от режима выдержки, в сплаве наблюдалось изотермическое увеличение деформации, величина которой зависела как от температуры выдержки, так и от режима выдержки. Величина максимальной изотермической деформации в схемах 1 и 2 увеличивалась с ростом напряжения. Максимальная изотермическая деформация при выдержке составила 1.5 % в схеме 1, 6.1 % в схеме 2 и 0.6 % в схеме 3.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант №18-19-00226).

**ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И
КОРРОЗИОННО-ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ БИОРЕЗОРБИРУЕ-
МЫХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ СИСТЕМЫ FE-MN-SI**

**Кадилов П.О., Жукова Ю.С., Дубинский С.М., Шереметьев В.А., Караваева М.А.,
Пустов Ю.А., Прокошкин С.Д.
НИТУ «МИСиС», Россия, Москва
e-mail pulat_1993-2009@mail.ru**

Сравнительное исследование фазового состава и структуры сплава Fe-30Mn-5Si после контрольной термической обработки (гомогенизационный отжиг при 900 °С в течение 60 минут, с последующей закалкой в воде) и ТМО по режимам, включающую горячую прокатку с истинной степенью деформации $\epsilon=0.3$ при 600 (ГП₆₀₀) и 800 (ГП₈₀₀) °С, показало наличие двух фаз: γ -ГЦК аустенита и ϵ -ГПУ мартенсита. Количество ϵ -мартенсита после термической обработки значительно выше по сравнению с ТМО по режимам ГП₆₀₀ и ГП₈₀₀ вследствие более полного протекания мартенситного превращения $\gamma \rightarrow \epsilon$ при охлаждении. После термической обработки наблюдается крупнозернистая (≈ 500 мкм) структура γ -аустенита с закономерно ориентированными кристаллами ϵ -мартенсита в пределах зерен. Матрица γ -аустенита и кристаллы мартенсита не содержат высокой плотности дислокаций. В ходе горячей прокатки при 800 °С происходит динамическая рекристаллизация аустенита и в результате формируется равноосная зеренная структура с резко измельченным зерном (≈ 100 мкм) и развитая дислокационная субструктура γ - и ϵ - фаз. Все режимы ТМО приводят к понижению температуры начала прямого мартенситного превращения (Мн) по сравнению с термической обработкой и приближают ее к температуре человеческого тела (37 °С).

Статические механические испытания на растяжение показали значительное увеличение предела текучести (от 190 до 380 МПа) сплава Fe-30Mn-5Si, сопровождающееся резким падением пластичности по сравнению с термической обработкой после ТМО по режимам, включающим холодную прокатку (истинная степень деформации $\epsilon = 0.3$) при комнатной температуре с последеформационным отжигом при 500 (ХП₅₀₀) и 600 (ХП₆₀₀) °С в течение 30 минут, что обусловлено чрезмерно высокой концентрацией дефектов решетки и накоплением механических микрповреждений. ТМО по режимам ГП₆₀₀ и ГП₈₀₀ приводит к меньшему увеличению предела текучести (до 320 и 260 МПа соответственно) при сохранении достаточной пластичности ($\delta = 14-15$ %) и высокого предела прочности, что связано с развитием благоприятных процессов динамического возврата и рекристаллизации аустенита. В результате функциональных усталостных испытаний на растяжение по схеме деформация-разгрузка с максимальной деформацией за один цикл 0,5% установлены следующие закономерности изменения параметров диаграмм деформации-разгрузки: увеличение условного предела текучести, накопленной остаточной деформации и условного модуля Юнга, а также уменьшение остаточной деформации в цикле, и стабилизация этих параметров после 10-65 цикла.

Определены плотности токов коррозии железа ARMCO и сплава Fe-30Mn-5Si после ТМО. Установлено, что скорость коррозии сплава Fe-30Mn-5Si после термической обработки составляет 0,69 мм/год. ТМО приводит к небольшому увеличению значений стационарного потенциала и незначительному уменьшению скорости коррозии, что может быть связано с меньшей объемной долей фазы ϵ -мартенсит после ТМО по сравнению с контрольной обработкой, которая является анодной структурной составляющей.

Работа выполнена при поддержке Российского Научного Фонда (проект № 19-79-10270).

**УСТАНОВКА ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
МИКРОПРОВОЛОК ИЗ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ**
Калашников В.С.¹, Быбик М.С.¹, Коледов В.В.¹, Шавров В.Г.¹, Андреев А.В.², Не-
соленов А.В., Кучин Д.С.

¹Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Россия, Москва
²ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Россия, Москва
e-mail vladimir.kalashnikovS@gmail.com

Исследование термомеханических свойств материалов с ЭПФ требует разработки специальных установок и методов. Настоящая работа посвящена экспериментальной установке для измерения зависимости деформации (до 50 %) растяжения $\epsilon(t, \sigma)$ образца из сплава с ЭПФ в виде микропроволоки от температуры t (от -190 до $+270^\circ\text{C}$) и растягивающей нагрузки σ (до 2000 МПа) с возможностью проведения длительных испытаний для определения стабильности функциональных свойств при количестве термоциклов до 2000 и более (функциональная усталость). Схема представлена на рисунке 1 (слева). В докладе представлены результаты испытания установки на примере измерения термоупругих свойств микропроволок сплава $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{50,1}$ диаметром 100 мкм (справа).

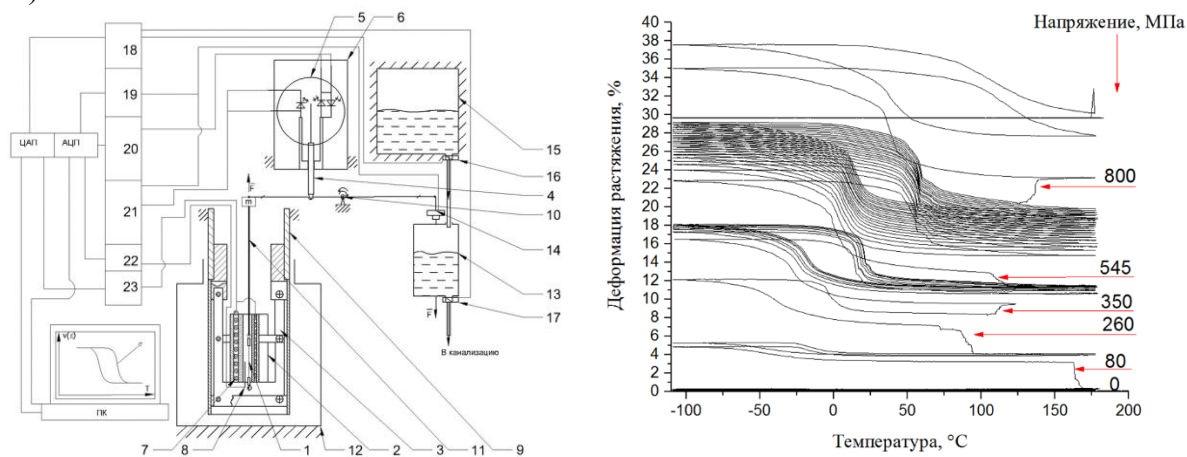


Рисунок 1 – Схема установки для измерения зависимости $\epsilon(t, \sigma)$ образца из сплава с ЭПФ в виде микропроволоки диаметром от 10 до 300 мкм (слева). Пример измерения зависимости $\epsilon(t, \sigma)$ для микропроволоки диаметром 100 мкм из сплава с ЭПФ системы никель-титан состава $\text{Ni}_{49,9}\text{Ti}_{50,1}$ (справа).

Таким образом, разработанная в ИРЭ им. В.А.Котельникова РАН установка для изучения функциональных свойств микропроволок с ЭПФ, диаметром 10 – 300 мкм, имеет ряд преимуществ перед своими аналогами, а результаты измерений характеристик термоупругих мартенситных превращений в различных микроразмерных полуфабрикатах из сплавов с ЭПФ позволят получить не только достоверные данные об эксплуатационных свойствах материала, но и окажут существенную поддержку в моделировании устройств на их основе и контроле качества изготавливаемой проволоки.

Работа выполнена при поддержке РФФ, грант 17-19-01748.

**ИЗМЕНЕНИЕ ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ МНОГОКРАТНЫХ
ТЕПЛОСМЕНАХ ПОД СЖИМАЮЩИМ НАПРЯЖЕНИЕМ ОБРАЗЦА СПЛАВА
TiNi, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ WAAM**

**Карасева У.Ц.¹, Бикбаев Р.М.¹, Palani I.A.², Реснина Н.Н.¹, Shalini Singh²,
Mani Prabu S.S.², Беляев С.П.¹, Jayachandran S.²**

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

²Discipline of Mechanical Engineering, Indian Institute of Technology Indore, India, Indore
uliafoncattel@gmail.com

Использование метода wire arc additive manufacturing (WAAM) позволяет получать массивные изделия из сплавов на основе TiNi сложной формы. В этом методе проволока из сплава TiNi выступает в качестве расходоуемого электрода, а электрическая дуга – в виде источника энергии. В настоящее время исследована структура образцов сплава TiNi, полученных методом WAAM, изучено влияние параметров синтеза и последующей термообработки на структуру и свойства таких объектов. Показано, что такие образцы проявляют все функциональные свойства, характерные для сплавов с памятью формы. Установлено, что в образцах сплава TiNi, полученных аддитивными технологиями, обратимая деформация в несколько раз меньше, чем в сплавах, полученных традиционными способами, что может быть связано с текстурой, формирующейся в процессе WAAM. Однако термоциклическая стабильность проявления функциональных свойств в образцах сплава TiNi, полученных методом WAAM, не исследована, в то время как это свойство крайне важно для применения изделий в приводах многократного действия. В связи с этим целью работы явилось исследование изменения обратимой деформации при многократных охлаждениях и нагреваниях через температурный интервал мартенситных переходов под постоянным сжимающим напряжением.

Трехслойный образец в виде стенки синтезировали методом WAAM на титановой подложке, используя проволоку Ti_{49,1}Ni_{50,9} диаметром 1,2 мм. Из полученного полуфабриката вырезали образцы для механических испытаний размером 2,5x2,5x5 мм так, чтобы высота образца совпадала с высотой стенки. Образцы многократно охлаждали и нагревали через температурный интервал мартенситных переходов под сжимающим напряжением 200 МПа. Все механические испытания проводили в испытательной машине Lloyd 30k Plus, оснащенной криотермокамерой и видеоэкстензометром. Для сжатия использовали реверсную рамку.

Полученные результаты показали, что в образце, полученном методом WAAM, наблюдается термоциклическое поведение такое же, как и в образцах сплава TiNi, полученных традиционными способами. С циклами температуры мартенситных переходов уменьшаются и наблюдается эффект тренировки, который приводит к повышению обратимой деформации и уменьшению необратимой деформации. Величина обратимой деформации возрастает с 2,5 % до 2,8 % за 10 циклов.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФ-DST № 19-49-02014 (РНФ), № DST/INT/RUS/RSF/P-36 (DST).

**ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И КОМПЛЕКСА СВОЙСТВ СПФ Ti-Ni
ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ РКУП**

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

¹ НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

² Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия
e-mail RDKarelin@gmail.com

Успешное применение сплавов с памятью формы (СПФ) на основе Ti-Ni в различных областях техники и медицины предполагает рациональное сочетание современных технологий производства и методов управления их функциональными характеристиками, позволяющее наиболее полно реализовать потенциал этих сплавов. Повышение комплекса свойств СПФ Ti-Ni связано с формированием в них нанокристаллической структуры. С точки зрения решения задачи получения объемных заготовок СПФ Ti-Ni с нанокристаллической структурой перспективным является применения РКУП в квазинепрерывном (КН РКУП): без пауз и промежуточных подогревов заготовки между проходами.

В данной работе было проведено сравнительное исследование совокупного влияния геометрии каналов, температуры и степени деформации на эволюцию структуры и комплекса свойств СПФ марки ТН-1 при проведении КН РКУП. На первом этапе с целью изучения возможности дополнительного измельчения структуры с помощью КН РКУП с углом пересечения каналов 120° исследовали возможность понижения температуры деформации с 400 °С до 350 °С. На втором этапе работы исследовали возможность применения КН РКУП с углом пересечения каналов 110° в диапазоне температур от 350 до 450 °С. Структурные исследования образцов после КН РКУП проводили с использованием методов рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Механические свойства определяли методом одноосного растяжения и твердости по Виккерсу, максимальную полностью обратимую деформацию и температурный интервал восстановления формы – термомеханическим методом, при деформации изгибом.

В результате проведение исследований было установлено применение КН РКУП с углом пересечения каналов 120° при 400 °С за 7 проходов позволило сформировать в СПФ Ti-Ni смешанную нанокристаллическую структуру (103 ± 5 нм) и увеличить максимальную полностью обратимую деформацию до 9,5 %. Понижение температуры деформации до 350 и 380 °С при проведении КН РКУП с углом пересечения 120° приводит к преждевременному разрушению образцов на этапе, не обеспечивающем достаточно измельчения структуры и соответствующего улучшения комплекса свойств.

После проведения КН РКУП с углом пересечения каналов 110° за 7 проходов при температуре 450 °С в сплаве была получена смешанная наносубзеренная и субмикроструктурная структура с высокой плотностью свободных дислокаций, обеспечивающая высокий уровень механических свойств и формовосстановления: значение предела прочности 1150 МПа, величину полностью обратимая деформация 7,5 % без последеформационного отжига и 8,4 % с отжигом при температуре 400 °С, 1 час. Проведение КН РКУП с углом пересечения каналов 110° при более низких температурах не позволило сформировать структуру требуемой дисперсности и добиться заметного улучшения свойств.

На основании полученных результатов были определены оптимальные температуры проведения КН РКУП: для $\varphi = 120^\circ$ – 400 °С, для $\varphi = 110^\circ$ – 450 °С. Для формирования зеренной/субзеренной структуры в нанометровом диапазоне число проходов при квазинепрерывном РКУП должно быть не менее 5.

IV Международная конференция «Сплавы с памятью формы»
Москва 13-17 сентября 2021 г

Работа выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках проекта № 19-33-90126.

ФАЗОВО-ХИМИЧЕСКОЕ СОСТОЯНИЕ СПЛАВОВ TiNi-Ti-Ni и TiNi-Ti-Co
**Кафтаранова М.И.¹, Аникеев С.Г.¹, Артюхова Н.В.¹, Ходоренко В.Н.¹, Гарин А.С.¹,
Мамазакиров О.Р.¹, Промахов В.В.¹, Волочаев М.Н.^{1,2}, Гюнтер В.Э.¹**

¹Томский государственный университет, Россия, Томск

²Сибирский государственный университет науки и технологий им. М.Ф. Решетнева,
Россия, Красноярск
e-mail kaftaranovami@gmail.com

В работе исследованы фазово-химические особенности образцов пористых сплавов на основе никелида титана TiNi-Ti-Ni и TiNi-Ti-Co, полученные методом диффузионного жидкофазного спекания порошка TiNi марки ПВ-Н55Т45 с добавками порошка Ti, Ni и Co. Использованы добавки порошка Ti с концентрацией 7,5 ат. % сверх навески TiNi, а также 1,5 ат. % Ni и 1,5 ат. % Co. Известно, что, при создании пористого материала TiNi-Ti на основе никелида титана наблюдается снижение его функциональных свойств и полное отсутствие эффекта памяти формы из-за дисперсионного упрочнения мелкодисперсными частицами фазы Ti₃Ni₄. В ходе исследования потребовалось использовать реакционную способность малых добавок Ni и Co в совокупности с Ti для активации объемной и поверхностной диффузии в процессе изотермического спекания гидридно-кальциевого порошка TiNi с целью снижения содержания фазы Ti₂Ni. Коррекция атомного состава соединения TiNi с учетом реакционных и диффузионных видов взаимодействий в спекаемой системе за счет введения добавок Ti, Ni, Co откроет возможности для разработки новых конструкционных и функциональных имплантируемых устройств.

Экспериментальные образцы получены методом диффузионного жидкофазного спекания с изотермической выдержкой которую проводили в течение 10 мин при температуре 1140°C. После выдержки образец нагревали до температуры 1250°C, время спекания составило 2 ч. Структуру металлической матрицы полученных образцов исследовали методами оптической и растровой электронной микроскопии, методом рентгеноструктурного анализа. Концентрационный состав фаз определяли с помощью энергодисперсионного спектрометра. Также структурные исследования проводились на просвечивающем электронном микроскопе HT-7700, Hitachi, оснащенный сканирующей приставкой (STEM) и энерго-дисперсионным спектрометром Bruker X-Flash 6T/60 для определения химического и фазового состава.

Показано, что спекание при температуре T = 1250 °C является наиболее оптимальным режимом для получения высокопористых образцов. Спеченные образцы характеризуются высокой степенью пористости П = 69,4 % и П=62 % для сплавов TiNi-Ti-Ni и TiNi-Ti-Co соответственно. Фазово-химический состав полученных материалов однородный по сравнению с TiNi-Ti нет резкого смещения состава в сторону обогащения по никелю, наблюдается снижение объемного содержания фазы Ti₂Ni.

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда (проект 19-79-10045).

**NUCLEATION CENTERS FOR MARTENSITE WITH HABITUS {110} IN THE
SHAPE MEMORY ALLOYS**

Kashchenko M.P.^{1,2}, Kashchenko N.M.¹, Chashchina V.G.^{1,2}

¹ *Ural Federal University, Russia, Yekaterinburg*

² *Ural State Forestry University, Russia, Yekaterinburg*

e-mail mpk46@mail.ru

The dynamic theory of martensitic transformations (MT), proceeding with signs of phase transformations of the first kind, considers the formation of habit planes of martensite crystals as a consequence of the propagation of a control wave process (CWP), which carries a threshold deformation. As applied to iron-based alloys with clear signs of first-order transitions, a high degree of completeness has been achieved in describing practically all the observed features of crystal growth under γ - α MT [1].

The general ideology linking the process of heterogeneous nucleation with the appearance of an initial excited (vibrational) state in the elastic field of defects (as a rule, dislocations) makes it possible, by comparing the observed habits with calculations of the elastic fields of defects, to identify dislocation nucleation centers (DNC).

In the case of shape memory alloys (SMA), the signs of first-order phase transitions are less pronounced; accordingly, the level of threshold deformations is lower than in the case of γ - α MT. However, as analysis shows [2], the observed morphological features of martensite crystals in alloys based on titanium nickelide can be unambiguously compared with DNC for all types of transformations. An important difference between the MT in the SMA is the possibility of significant lateral crystal growth associated with a high degree of coherence of the phase lattices at the interface and a high elastic limit of the initial phase. Within the framework of the dynamic theory, the main attention is paid to the formation of the central part of crystals; the mechanism of lateral growth can also be described.

In a number of cases (In-Tl alloys, Ni₅₀Mn₅₀ alloys, Heusler alloys) under MT in the SMA, {110} habits are observed (in the basis of the initial cubic phase), which often have a fine twin structure with twin boundaries of the same type. This highly symmetric version describes a CWP containing longitudinal waves (both relatively long-wavelength ℓ and short-wavelength s) [3] propagating along the 4-order symmetry axes. In this paper, it is shown that such habits are associated with rectilinear segments of DNC loops with directions Λ along $\langle 001 \rangle$ and Burgers vectors along $\langle 010 \rangle$ (or $\langle 110 \rangle$) orthogonal to Λ , both for sliding and for prismatic loops. The tetragonality, the relative change during the MT, and the dependence of the temperature M_s of the beginning of the MT on changes in the concentration of alloy components are also briefly discussed.

This work was supported by the Ministry of Science and Education of the Russian Federation, state order No. 075-00243-20-01 of August 26, 2020.

References

1. Kashchenko M. P., Chashchina V. G. //2011. Phys.Usp. 54, 331–349 ().
2. Kashchenko M. P., Chashchina V. G./ Materials Science Foundations : Proceedings. 2015.V.81-82. №3. P. 3-19.
3. Kashchenko M. P., Kashchenko N.M., Chashchina V. G. // Letters on materials. 2018. V 8. №4. P. 429–434.

**РАЗРАБОТКА МЕТОДОВ ТРЕХМЕРНОГО МАНИПУЛИРОВАНИЯ
НАНОПРОЛОКАМИ ZnO С ПРИМЕНЕНИЕМ НАНОПИНЦЕТОВ С ЭПФ**

**Коледов В.В.¹, Шавров В.Г.¹, Лега П.В.¹, Орлов А.П.¹, Иржак А.В.¹,
Прокунин А.В.¹, VU Hong Ky², Nguyen Huy Dan², Do Hung Manh², Ngo Thi Hong Le²**
¹*Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН*
²*Institute of Materials Science, of VAST, Hanoi, Vietnam*
e-mail victor_koledov@mail.ru

Эффект памяти формы (ЭПФ) в интерметаллидах и композитах на их основе в последние годы привлекает большое внимание в нанотехнологии, в качестве физической основы для создания механических микро- и наноинструментов и систем трехмерного манипулирования реальными нано-объектами, такими как нанотрубки, наночастицы, нанопроволоки [1]. Оксидные и полупроводниковые нанопроволоки представляют значительный интерес для различных применений, например, в качестве высокочувствительных химических и биологических датчиков, однако технология их наносборки до сих пор остается трудной технологической задачей [2]. Настоящая работа посвящена разработке практической технологии сборки наноструктур из нанопроволок ZnO с целью создания высокочувствительных и миниатюрных биохимических датчиков. Рис. 1 иллюстрирует эксперименты по трехмерному манипулированию (селекции, захвату и переносу) индивидуальных нанопроволок ZnO с длиной 1-3 мкм и толщиной порядка 50 нм при помощи нанопинцета из аморфно-кристаллического композита на основе сплава Ti₂NiCu с ЭПФ в вакуумной камере сканирующего электронного микроскопа. В докладе обсуждаются основные особенности системы управления нанопинцетом, использующий локальный нагрев кончика вольфрамовой иглы с закрепленным на ней нанопинцетом при помощи подачи электрического тока на микронагреватель. Также анализируются проблемы при наноманипулировании: молекулярное притяжение между нанообъектом и нанопинцетом, дрейфовой дрейф и погрешности позиционирования и др.

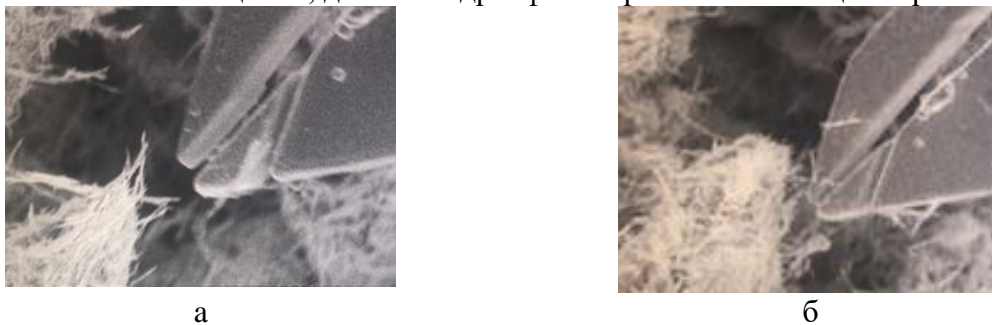


Рисунок 1 – Селекция индивидуальных нанопроволок ZnO (а) и захват нанопроволоки при помощи нанопинцета с ЭПФ (б).

1. Lega, P., Koledov, V., Orlov, A., et al. Adv. Eng. Mater. (2017) 19(8), 1700154.
2. Koledov, V., Von Gratowski, S., Nguyen et al.. (2019). Adv.Nat. Sci.: Nanoscience and Nanotechnology, 10(3), 035003.

Работа выполнена в рамках госзадания при частичной поддержке РФФИ, грант 18-57-70004.

**СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА СТАРЕЮЩЕГО
НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В
ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР И СТЕПЕНЕЙ ДЕФОРМАЦИИ**

Комаров В.С.^{1,2,3}, **Карелин Р.Д.**^{1,2}, **Черкасов В.В.**², **Юсупов В.С.**¹,
Кавалла Р.³, **Хмелевская И.Ю.**², **Прокошкин С.Д.**²

¹ ИМЕТ РАН, Россия, Москва

² НИТУ «МИСиС», Россия, Москва

³ Технический университет Фрайбергская горная академия, Германия, Фрайберг
e-mail vickomarov@gmail.com

Сплавы, проявляющие эффект памяти формы, являются перспективными функциональными материалами. Наиболее широкое применение в различных отраслях техники и медицины нашли сплавы с памятью формы (СПФ) на основе Ti-Ni, благодаря уникальному сочетанию механических и функциональных свойств. Термомеханическая обработка (ТМО) является одним из наиболее эффективных способов повышения специальных свойств СПФ Ti-Ni. С её помощью в данных сплавах можно сформировать благоприятную структуру, обеспечивающую существенное повышение свойств. Оптимизация режимов ТМО СПФ Ti-Ni, наряду с режимами последеформационного отжига (ПДО), является важной научно-технологической задачей современного материаловедения.

В данной работе деформацию стареющего СПФ, содержащего 50,7- ат.% Ni, проводили в изотермических условиях с помощью одноосной деформации в широком интервале температур, а также деформации по схеме *MaxStrain*, которая заключается в чередовании сжатия образца по двум взаимно перпендикулярным осям. ПДО проводили при температуре 430 °С в течение 1 часа.

Методами рентгеноструктурного анализа, оптической и просвечивающей электронной микроскопии исследовали структуру, субструктуру и фазовый состав сплавов. Механические свойства оценивали путем измерения твердости по Виккерсу. Функциональные свойства (величину полностью обратимой деформации и степень восстановления формы) оценивали термомеханическим методом, включающим деформацию образцов по схеме изгиба в жидком азоте и их последующий нагрев для восстановления формы.

В работе установлены температурные области развития динамических процессов упрочнения и разупрочнения: температурный интервал протекания процессов динамического возврата составляет 100-300 °С, динамической полигонизации – 300-600 °С, динамической рекристаллизации – выше 600 °С. ПДО, сопровождающийся протеканием процессов статического старения и выделения частиц фазы Ti₃Ni₄, оказывает положительное влияние на комплекс механических и функциональных свойств заэквивалентного по никелю никелида титана в разном исходном состоянии.

В работе также показана возможность применения деформации по схеме *MaxStrain* при деформационно-температурных условиях, характерных для формирования структуры, близкой к нанокристаллической и определены критические режимы деформации, сопровождающиеся возникновением трещин. Квазинепрерывная изотермическая деформации СПФ Ti-Ni при температурах 350 - 330 °С со степенью накопленной истинной деформации более 6 привела к формированию нанокристаллической структуры, со средним размером элементов менее 100 нм. Данная структура позволила увеличить значения полной обратимой деформации с 4 до 12 % по сравнению с рекристаллизованной структурой после контрольной обработки.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-33-60090 и Гранта Президента Российской Федерации (МК-1116.2021.4).

**СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ СПЛАВА Ti-41Zr-10Nb ПОСЛЕ
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

Конопацкий А.С., Барилюк Д.В., Прокошкин С.Д.

НИТУ «МИСиС», Россия, Москва

e-mail konopatskiy@misis.ru

Сверхупругие титановые сплавы с повышенным содержанием циркония привлекают всё большее внимание в качестве перспективного материала для замены костной ткани. Наиболее высокий комплекс функциональных свойств в сверхупругих титановых сплавах достигается за счет проведения термомеханической обработки (ТМО) по оптимальному режиму. Поэтому важной задачей является изучение особенностей процессов фазообразования в сплаве Ti-41Zr-10Nb в ходе ТМО.

Образцы сплава Ti-41Zr-10Nb были подвергнуты ТМО по режиму: холодная прокатка со степенью истинной деформации $e = 0,3$ с последующим отжигом при температуре 550 °С в течение 30 мин с закалкой в воду. Изучение структуры образцов проводили методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на установке («JEM-2100»). Подготовку фольг осуществляли методом ионного травления.

На рисунке 1 приведен участок образца, содержащий частицу размером около 10-15 нм. По характерной величине межплоскостного расстояния d (0,279 нм), а также принимая во внимание ее малый размер, можно заключить, что частица была сформирована в результате выделения ω -фазы.

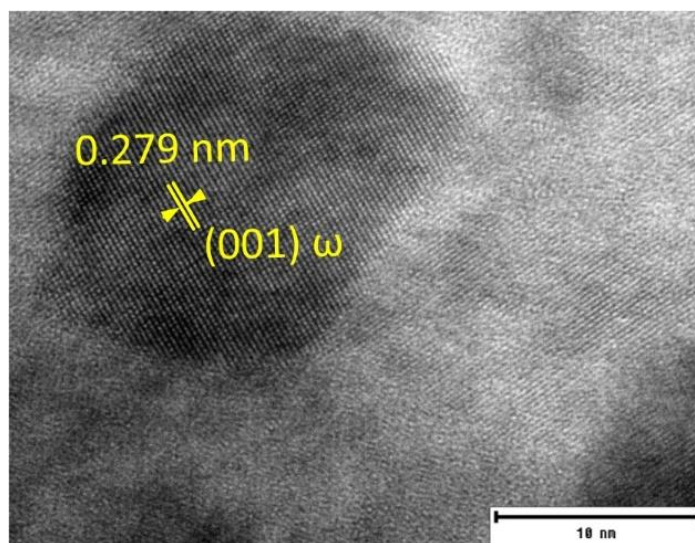


Рисунок 1 – ПЭМ изображение частицы ω -фазы в Ti-41Zr-10Nb после ТМО.

Как правило, частицы этой фазы растворяются при температурах свыше 400 °С. Их присутствие в образце после ТМО, включающей отжиг при 550 °С, может быть связано со сравнительно низким содержанием Nb в сплаве, являющегося сильным β -стабилизатором. Наблюдаемая структурная особенность может быть использована для повышения прочностных характеристик материала по механизму дисперсионного упрочнения.

Работы выполнены при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Государственного задания (код проекта 0718-2020-0030).

**ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ В ОБОЛОЧКЕ
НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛИЯ ТИТАНА**

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

¹НИТУ «МИСиС», Россия

²Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Россия
e-mail rdkarelin@gmail.com

Механические и функциональные свойства сплавов с памятью формы (СПФ) Ti-Ni являются структурно-чувствительными, их максимальный уровень может быть достигнут при формировании нанокристаллической структуры со средним размером структурных элементов 40–80 нм. Перспективным методом получения такой структуры является равноканальное угловое прессование (РКУП). Применяемые в настоящее время схемы традиционного РКУП не позволяют сформировать структуру со средним размером структурных элементов менее 100 нм, что делает невозможным полную реализацию заложенных в СПФ Ti-Ni свойств.

В работе исследовали возможность применения новой схемы РКУП в оболочке при пониженной до 200°C температуре деформации для получения полуфабрикатов СПФ Ti-Ni с повышенным уровнем свойств. После контрольной обработки - КО (отжиг при 750°C, 30 минут) сплав Ti-50,0 ат.%Ni помещали в оболочку из технически чистого железа. Полученную заготовку деформировали методом РКУП с различным углом пересечения каналов. Для изучения стабильности структуры заготовки проводили последеформационный отжиг (400°C, 1 час).

Структурное исследование методом ПЭМ показало заметное уменьшение среднего размера структурных элементов (70–110 нм) после деформации по сравнению с КО (25–30 мкм). Рентгеноструктурный анализ показал, что после режима РКУП 1, 200 °C, 120°, 12 мм основной фазой является В2-аустенит с небольшим количеством R-фаз. После режима РКУП 1, 200 °C, 120°, 6 мм отмечено повышение интенсивности в области существования В2-фазы (42–43° 2 θ). После всех остальных режимов основной фазой является В19'-мартенсит с небольшим количеством остаточных В2-/R-фаз. Измерение твердости показало повышение твердости образцов после деформации по сравнению с КО на 130 НV₁. Испытания на растяжение показали повышение предела прочности (1196 МПа) по сравнению с КО (937 МПа). Калориметрический анализ показал появление R-фазы после РКУП в оболочке по сравнению с КО, что свидетельствует о росте внутренних напряжений и общую тенденцию увеличения температурного интервала обратного мартенситного превращения после деформации по сравнению с КО. Термомеханический метод определения величины обратимой деформации при испытании на изгиб показал, что величина полной обратимой деформации ε_r после всех режимов РКУП в оболочке возросла по сравнению с КО. Также выявлено, что для всех режимов РКУП в оболочке величина остаточной деформации ε_f не превышает 2,7 % по сравнению с КО – 5,6 %, что обеспечивает высокую СВФ (более 90 %). Наибольшая величина максимальной полностью обратимой деформации $\varepsilon_{r,1}^{max}$ (7,3 %) была получена после режима РКУП 1, 200 °C, 120°, 12 мм + 400 °C, 1ч.

Полученные результаты свидетельствуют о перспективности использования РКУП в оболочке при пониженной до 200°C температуре деформации с целью повышения комплекса свойств Ti-Ni.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации (МК-1116.2021.4).

**ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ВОЛОЧЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА
Ti-18Zr-15Nb (АТ.%)**

**Кудряшова А.А.¹, Шереметьев В.А.¹, Андреев В.А.², Прокошкин С.Д.¹,
Браиловский В.³**

¹НИТУ «МИСиС», Россия, Москва

²ИМЕТ РАН, Россия, Москва

³Ecole de Technologie superieure, Canada, Montreal
e-mail kudryashova@isis.ru

Безникелевые сплавы с памятью формы (СПФ) на основе системы Ti-Zr перспективны для медицинских применений благодаря высокой биохимической и биомеханической совместимости. Термомеханическая обработка (ТМО) позволяет эффективно управлять структурой (фазы, размер зерна/субзерна, плотность дислокаций, кристаллографическая текстура) СПФ. Кристаллографическая текстура оказывают существенное влияние на механические и функциональные свойства этих сплавов. Было показано, что СПФ на основе Ti-Zr, подвергнутые низкотемпературной ТМО, включающую интенсивную деформацию прокаткой, демонстрируют превосходную сверхупругость в сочетании с обратимой деформацией до 6%, благодаря сильной рекристаллизованной текстуре $\{001\}_\beta <110>_\beta$.

Эффективность волочения в цикле ТМО как операции, которая способствует формированию благоприятной кристаллографической текстуры, была показана на сплавах СПФ NiTiPt и NiTi [1]. В работах [2,3] показано, что механические, а также функциональные характеристики метастабильного бета-титанового СПФ Ti-29Nb-13Ta-4,6Zr могут быть значительно улучшены благодаря ТМО, включающей волочение при комнатной температуре. Показано совершенствование сверхупругого поведения в проволоке $\varnothing 1,0$ мм и $\varnothing 0,3$ мм. Установлено повышение характеристик формовосстановления: сумма упругой и сверхупругой обратимой деформации составляет ~ 3%. Достигнут высокий уровень механических и функциональных свойств: низкий модуль Юнга E (около 50 ГПа); предел текучести $\sigma_{0,2} = 490$ МПа и 410 МПа, соответственно; предел прочности $\sigma_s = 740$ МПа и 800 МПа, соответственно; удлинение до разрыва $\delta = 5\%$.

Предположительно, волочение позволит сформировать в сплаве сильно текстурированное состояние в направлении вытяжки, которое будет способствовать проявлению более высокого комплекса свойств. С целью выявления закономерностей формирования структуры и определения ее влияния на механические и функциональные свойства сплава Ti-18Zr-15Nb (в ат.%), в дальнейшей работе запланирована реализация схемы ТМО, включающей холодное волочение со степенями деформации $\epsilon=(1,0-3,2)$, последующий деформационный отжиг при $T=300-700$ °С в течении 5-30 минут и последующее старение, с целью упрочнения, при $T=300-500$ °С.

[1] B. Lin, K. Gall, H. J. Maier, R. Waldron. Acta Biomaterialia. 2009, v. 5, p. 257-267.

[2] M. Niinomi, T. Akahori, S. Katsura, K. Yamauchi, M. Ogawa. Materials Science and Engineering C. 2007, v. 27, p. 154-161.

[3] M. Niinomi. International Journal of Modern Physics B. 2008, v. 22, №18-19, p. 2787-2795.

ИГЛЫ С ЭПФ ДЛЯ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКРПИИ И НАНОМАНИПУЛИРОВАНИИ

**Кузнецов Д.Д.¹, Прокунин А.В.¹, Лега П.В.¹, Орлов А.П.¹, Карпухин Д.А.¹,
Коледов В.В.¹, Шавров В.Г.¹, Шандрюк Г.А.², Hong Le³**

¹ ИРЭ им. В. А. Котельникова РАН, Россия, Москва

² Институт нефтехимического синтеза имени А.В. Топчиева РАН, Россия, Москва

³ Institute of Material Science of VAST, Vietnam, Ha Noi

e-mail kuznetsov.dmitry89@gmail.com

Современная исследовательская и научно-техническая деятельности в самых различных областях требуют не только наблюдения различных объектов, но и манипулирования ими. Создание сложных многокомпонентных композитных и других структур, обработку различных биологических и не живых объектов макро-, микро- и наномасштабных размеров трудно представить себе без соответствующих манипуляторов. Современные манипуляторы достигли наноразмерных масштабов и требуют соответствующей оснастки для перемещения и позиционирования их. Такой оснасткой могут являться микропроволоки в форме игл различной конфигурации. Создание «игл» из коммерческих наноструктурированных сплавов NiTi, обладающих эффектом памяти формы (ЭПФ), сверхупругостью и сверхпластичностью позволило расширить функциональные возможности этой оснастки, в частности, благодаря ЭПФ они способны восстанавливать форму после деформации, обеспечить поворот манипулятора вдоль оси «иглы», что значительно увеличивает надежность, точность позиционирования и функциональные возможности манипуляторов. Настоящий доклад посвящен описанию технологии, изучению механических свойств и примерам практических применений микро- и наноигл из сплава TiNi с ЭПФ (см. рисунке 1).

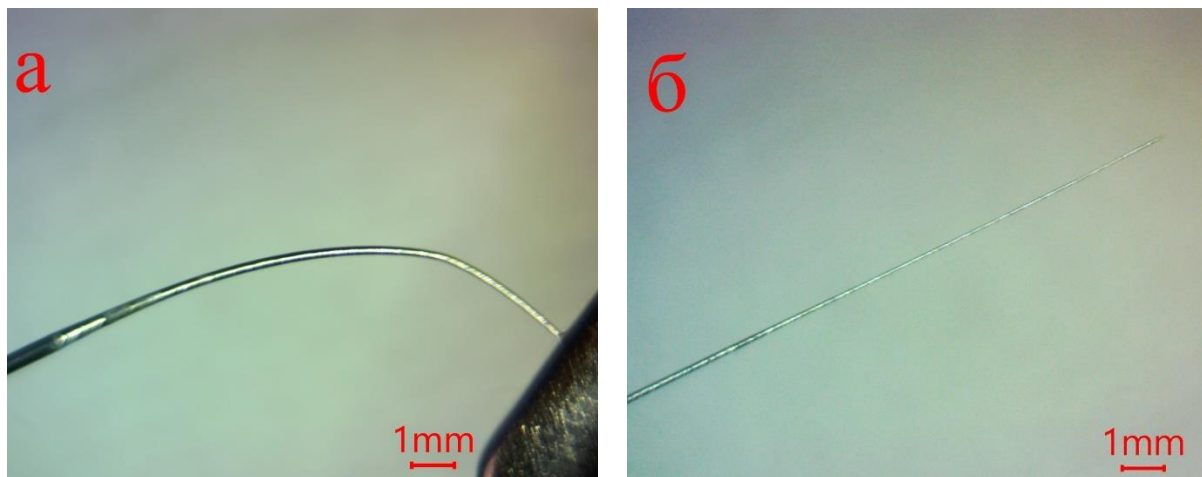


Рисунок 1 – Пример «иглы» с проявлением сверхупругости (а – изгиб иглы при столкновении с препятствием, б – выпрямление после снятия нагрузки).

Работы выполнены при поддержке проекта РФФИ №18-57-70004.

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И
ХАРАКТЕРИСТИК МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ
НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОД ВЛИЯНИЕМ МЕГАПЛАСТИЧЕСКИХ
ДЕФОРМАЦИЙ**

**Лотков А.И.¹, Гришков В.Н.¹, Копылов В.И.², Кашин О.А.¹, Гирсова Н.В.¹,
Лаптев Р.С.³, Гусаренко А.А.¹, Тимкин В.Н.¹, Круковский К.В.¹, Миронов Ю.П.¹**

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

²*Физико-технический институт НАН Беларуси, Беларусь, Минск*

³*НИ Томский политехнический университет, Россия, Томск*

e-mail lotkov@ispms.ru

Сплавы на основе никелида титана (TiNi) являются яркими представителями интеллектуальных материалов, проявляющих эффекты памяти формы и сверхэластичности. В основе этих эффектов лежат термоупругие мартенситные превращения (МП). Известно, что измельчение зёренно-субзёренной структуры металлов и сплавов методами интенсивной (мегапластической) деформации (ИПД) может существенно улучшать их физико-механические свойства. В результате ряда исследований изменения микроструктуры этих сплавов после ИПД методами равноканально-углового прессования (РКУП) иковки с переменной оси деформирования (abc прессования) при различных температурах деформирования установлены закономерности и особенности формирования в них зёренно-субзёренной структуры. Показано, что с увеличением abc-деформации на всех структурно-масштабных уровнях наблюдается уменьшение зёрен-субзёрен сплава: уменьшается максимальный размер крупных зёрен, увеличивается доля субмикро- и нанокристаллической фракций. При abc прессовании при $T \leq 673$ К уже после заданной образцам деформации $\epsilon \cong 1.0$ наблюдается резкое (на порядок) уменьшение среднего размера зёрен-субзёрен. При этом увеличивается плотность дислокаций и на несколько порядков возрастает концентрация вакансий (при определённых условиях формируются комплексы из дивакансий). При увеличении abc деформации до $\epsilon = 9 \div 10$ процесс измельчения зёрен-субзёрен продолжается, но плотность дислокаций почти не меняется. Средняя величина зёрен-субзёрен после abc прессования даже при 573 К составляет около 250 нм, а их минимальная величина достигает 20 нм. Анализ результатов по измельчению зёрен-субзёрен в двойных сплавах на основе TiNi, которые получены нами и другими исследователями методом РКУП под углами 90° и 110° показывает, что РКУ и abc прессование при $T \geq 723$ К не влияет на температуры МП, что связывается с активными процессами возврата. Установлено, что задание abc деформации образцам сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат.%) $\epsilon = 1.0 \div 2.0$ приводит к резкому понижению температуры начала МП при их охлаждении (M_S). Проанализированы закономерности и особенности изменения пределов текучести и прочности образцов сплавов на основе TiNi в зависимости от средней величины зёрен-субзёрен, их взаимосвязь с температурой начала МП M_S и напряжением мартенситного сдвига, отмечены трудности в определении величины истинного предела текучести в этом классе материалов и показаны пути их преодоления.

Работы выполнены по проекту государственного задания ИФПМ СО РАН (FWRW-2021-0004).

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОМБИНИРОВАННОЙ
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ПОЛУФАБРИКАТЫ ИЗ
СВЕРХУПРУГОГО Ti-18Zr-15Nb (ат. %) СПЛАВА ДЛЯ БИОМЕДИЦИНСКИХ
ПРИМЕНЕНИЙ**

**Лукашевич К.Е.¹, Шереметьев В.А.¹, Галкин С.П.¹, Андреев В.А.^{2,3},
Прокошкин С.Д.¹**

¹НИТУ «МИСиС», Россия, Москва

²ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Россия, Москва

³Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, Москва
e-mail 4lukash4@gmail.com

Безникелевые сверхупругие сплавы с памятью формы благодаря их выдающимся механическими свойствам, высокой коррозионной стойкости, износостойкости и биосовместимости нашли широкое применение в медицине, в частности ортопедии. В предыдущих работах было выявлено, что для получения длинномерных прутковых заготовок медицинского назначения эффективно применение комбинированной термо-механической обработки (ТМО), включающую радиально-сдвиговую прокатку (РСП) и ротационную ковку (РК). Механические и функциональные свойства сплавов на основе Ti-Zr-Nb могут быть улучшены путем управления микроструктурой с помощью термо-обработки (ТО), а именно применением последеформационного отжига и старения в различных вариациях.

В данной работе слиток сплава Ti-18Zr-15Nb (в ат. %) был последовательно подвергнут мультиосевой ковке ($\epsilon = 1$), РСП ($\epsilon = 2,6$) при 900 °С; РК ($\epsilon = 2$) при температурах 600-700 °С с охлаждением в воду. Последеформационный отжиг (ПДО) проводили при температурах 525 и 750 °С в течение 30 минут в атмосфере аргона с охлаждением в воде. С целью дополнительного упрочнения сплава после ТМО осуществляли старение при температурах 200–350 °С с шагом 50 °С в течение 30, 60, 180, 600, 1200 минут. Структурные характеристики изучали методами световой микроскопии и рентгено-структурного анализа. Исследование механических и функциональных свойств осуществляли путем проведения статических испытания на растяжение до разрыва и циклических испытаний по схеме «деформация растяжением на 1% - разгрузка» с накоплением +1% деформации в каждом цикле (14 циклов/14%).

В результате деформации в структуре сплава формируются вытянуты вдоль направления вытяжки зёрна β -фазы размером 3-10 мкм после РК при 600 °С и 15-45 мкм после РК при 700 °С. ПДО способствует развитию статической рекристаллизации, что приводит к формированию равноосной структуры. Результаты определения механических и функциональных свойств показали, что лучшее сочетание функциональных характеристик сплава Ti-Zr-Nb для применения в качестве костных имплантатов, заключающееся в низком модуле Юнга (~35 ГПа) и высокой обратимой деформации за счет сверхупругости ($\geq 3,2\%$), формируется в результате ПДО при 525 °С после РК 700 °С. Дополнительное старение способствует упрочнению сплава и повышению твердости до 50-70% от исходной за счет выделения ω -фазы, количество которой увеличивается с увеличением времени и температуры выдержки.

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ № 20-69-47029.

**ТЕКСТУРА И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО
НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

Маркова Г.В.¹, Иванкина Т.И.², Володько С.С.¹, Гуцев В.И.¹

¹Тульский государственный университет, Россия, Тула

²ОИЯИ, ЛНФ, Россия, Дубна

e-mail Galv.mark@ramble.ru

Масштаб развития функциональных свойств в поликристаллических сплавах с ПФ связан с ориентацией зерен относительно направления задающей деформации. В практике функциональные сплавы применяются в текстурированном состоянии, формирующемся в результате предшествующей пластической деформации разного типа. Целью настоящей работы является установление влияния кристаллографической текстуры, создаваемой в ходе различных технологий термомеханической обработки (ТМО) на характеристики памяти формы и сверхупругости никелида титана, полученного спеканием гидридно-кальциевого порошка.

Структуро-однородные заготовки никелида титана получены путем прессования и вакуумного спекания гидридно-кальциевых порошков. Прессование заготовок проводили на гидростатическом прессе холодного прессования с рабочим давлением 200 МПа. Спекание выполняли при температуре 1200-1250 °С и вакууме $5 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст. в течение 5 часов. Спеченную заготовку подвергали ТМО по трем технологиям: ротационная ковка (РК), радиально-сдвиговая прокатка (РСП), экструзия (Э). Экструзию проводили на промышленном экструдере при температуре 900 °С с истинной деформацией $e=0,8$. Ковка проводилась в ротационно-ковочной машине за 15 проходов при температурах 600 (РК 600), 900 (РК 900) с суммарной деформацией 53...56 % ($e=1,5$). Прокатка спеченной заготовки осуществлялась на трехвалковом прокатном стане в 4 стадии с конечной истинной деформацией $e = 1,5$. Температура нагрева под деформацию составляла 1000 °С, на последнем проходе снижена до 900 °С. Обработки РК 900, РСП и Э обеспечивают размер зерна 34-38 мкм, РК 600 – 4 мкм. Нейтронографический текстурный анализ образцов, обработанных до максимальной деформации, выполнен на дифрактометре СКАТ (ОИЯИ, Дубна, Россия). Плоскость проекции экспериментальных полюсных фигур перпендикулярна оси образца и оси деформации. Характеристики памяти формы определяли при деформации кручением на проволочных образцах, вырезанных из прутков вдоль направления ТМО.

Текстурный анализ показал, что в процессе всех технологий ТМО формируется текстура аксиального типа. Оценена острота текстуры и доля текстурированных зерен после каждого вида ТМО. Наиболее полное развитие текстуры демонстрируют образцы после РК600 и экструзии: доля текстурированных зерен достигает 85-88 %, а относительная острота текстуры составляет 2,76-3,19. Именно такие технологии ТМО обеспечивают наиболее высокие функциональные свойства. Максимальный уровень восстановленной деформации (без учета упругой) демонстрирует образец после РК600, максимальную упругую деформацию проявляет образец после экструзии. Экструдированный образец также показывает наивысшее значение наведенной деформации (15 %), обеспечивающей полное восстановление формы, что сопоставимо со значениями, характерными для монокристаллов.

ВЛИЯНИЕ ГАЗОВОЙ СРЕДЫ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ВЫНОСЛИВОСТЬ ПОРИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА

Марченко Е.С.¹, Шишелова А.А.¹, Байгонакова Г.А.¹

¹ТГУ, Россия, Томск

e-mail arina.sh9906@gmail.com

Пористые сплавы TiNi, синтезированные методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) в среде аргона (TiNi-(Ar)), успешно применяются для замещения дефектов костной ткани. Одним из способов повышения коррозионной стойкости может служить модификация газовой среды в процессе получения сплава. Работ по изучению влияния среды азота на СВС интерметаллидов системы TiNi обнаружено не было.

Трехточечным циклическим изгибом установлено, что из 7-ми пористых пластин TiNi-(Ar) разрушились 2 пластины, выдержав 160 000 и 283 000 циклов. Остальные выдержали более 1 млн. циклов без разрушения 12 мм прогиба в течение 10^6 циклов на воздухе. Из 7-ми пористых пластин TiNi-(N) все образцы разрушились, не достигнув 400 000 циклов изгиба. Поверхности разрушения перемычек пористой TiNi-(Ar) пластины имеют смешанный характер разрушения с преобладанием вязкого (Рисунок 1, а). Поверхности разрушения перемычек пористой TiNi-(N) пластины в основном содержит участки хрупкого разрушения с глубокими трещинами, пронизывающими всю поверхность разрушенной перемычки (Рисунок 1, б).

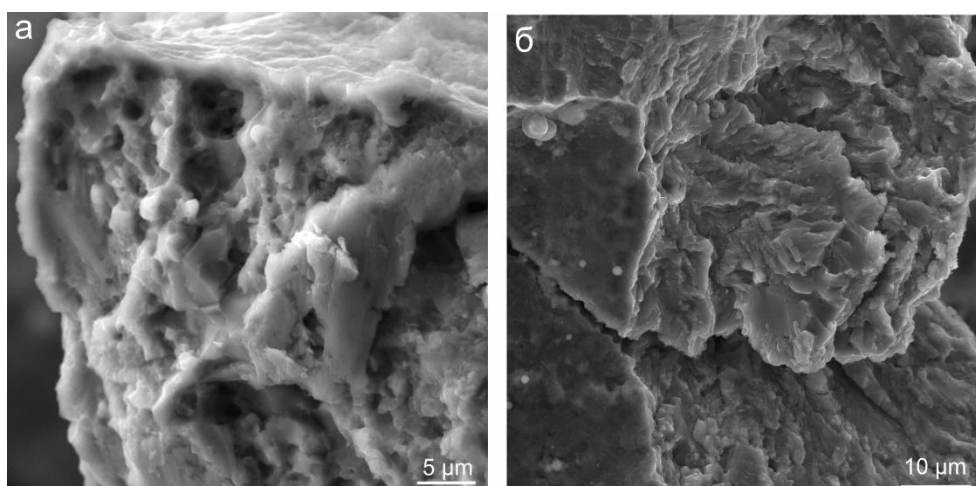


Рисунок 1 – Участки разрушения пористого каркаса СВС–TiNi образцов, полученных в среде аргона (а) и азота (б)

Методом РСА установлено, что поверхность образцов пористых сплавов TiNi является многофазной с наличием кристаллических и аморфно-кристаллических фаз. Установлено, что газовая среда азота приводит к формированию на поверхности пористого каркаса TiNi-(N) нитридных фаз Ti_2N и TiN.

ГИСТЕРЕЗИС МАГНИТНОГО МОМЕНТА В ОБЛАСТИ МАРТЕНСИТНОГО ПЕРЕХОДА В ФЕРОМАГНЕТИКАХ, ОБЛАДАЮЩИХ ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Метлов Л.С.^{1,2}, Коледов В.В.³, Шавров В.Г.³, Морозов Е.В.³

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Украина, Донецк

²Донецкий национальный университет, Украина, Донецк

³Институт радиофизики и электроники РАН, РФ, Москва
e-mail lsmet@donfti.ru

В сплавах, обладающих эффектом памяти формы и склонных одновременно к ферромагнитному упорядочению, при условии $T_c > T_M$, где T_c – температура Кюри, T_M – температура абсолютной неустойчивости аустенитной фазы, возможен наведенный гистерезис магнитного момента при термоциклировании через область лабильности $T_M - T_A$, где T_A – температура абсолютной неустойчивости мартенситной фазы (рис. 1) [1]. Эффект обусловлен различием свойств магнитной подсистемы в высокосимметричной и низкосимметричной структурной фазе в результате чего при переходе из одной фазы в другую, и наоборот, магнитный момент скачком меняется, как по направлению, так и по величине.

В данном случае магнитная подсистема лишь пассивно следует за структурной подсистемой и не испытывает самостоятельного фазового перехода типа порядок – порядок. Это следует из того факта, что моменты переходов магнитной подсистемы абсолютно точно совпадают моментами переходов структурной подсистемы (см. рисунок 1). В силу того, что магнитные характеристики легче поддаются измерению, они могут служить удобным индикатором структурного фазового перехода.

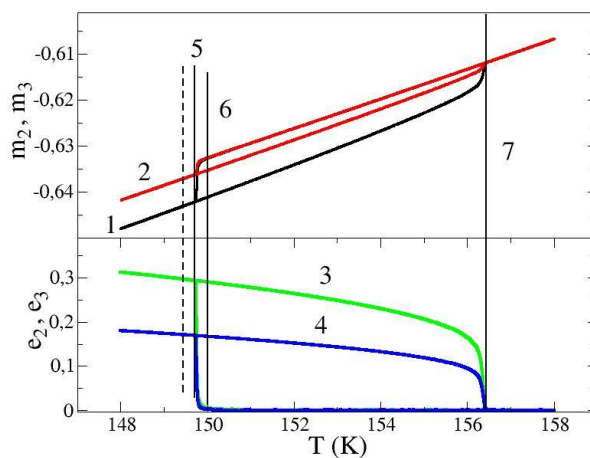


Рисунок 1 – Гистерезисные кривые компонентов структурных e_2 (3), e_3 (4) и сопутствующих им магнитных m_2 (1), m_3 (2) ПП при термоциклировании в окрестности интервала лабильности структурного фазового перехода; 5, 7 – температуры прямого и обратного мартенситного перехода, 6 – T_M [1]

[1] Метлов Л.С. и др. Физика и техника высоких давлений 31, 2, 24 (2021)
Работа частично профинансирована грантом РФФ № 20-17-00748.

**ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ ОБОСНОВАНИЕ ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКОГО
 ЭФФЕКТА В СПЛАВАХ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ**

Морозов Е.В.¹, Коледов В.В.¹, Шавров В.Г.¹, Метлов Л.С.^{2,3}

¹ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН, Россия, Москва,

²ГУ «Донецкий физико-технический институт», Украина, Донецк

³Донецкий национальный университет, Украина, Донецк

e-mail evgvmorozov@gmail.com

В последние годы большое количество работ посвящено изучению калорических эффектов. Это эффекты изменения температуры тела в условиях близких к адиабатическим или притока/оттока тепла в условиях теплового контакта рабочего тела с окружающей средой. Различают магнитокалорический, электрокалорический, эластокалорический эффекты и т.д., под воздействием магнитного, электрического, поля упругих механических напряжений. Термодинамический подход позволяет с единых позиций феноменологии качественно описать все разновидности калорических эффектов, начиная от термодинамических циклов в идеальном газе или при фазовом переходе пар/жидкость (реальный газ Ван-дер-Ваальса) и в твердых телах с фазовыми переходами ферромагнетик-парамагнетик, сегнетоэлектрик-параэлектрик или при термоупругом мартенситном переходе (ТМП). В последнем случае эффект носит название «гигантского» эластокалорического эффекта (ЭКЭ). По своей физической природе ЭКЭ - обратный эффект известному эффекту памяти формы (ЭПФ).

Цель доклада - теоретическое описание ЭКЭ в твердых телах, включая интерметаллиды с ЭПФ и обсуждение практической возможности создания термодинамических машин: твердотельных холодильников, тепловых насосов и накопителей энергии на основе ЭКЭ.

Для решения задачи использовалось разложение свободной энергии Гельмгольца ΔF по одноосной деформации ε и температуре T . Для случая упругого тела и кристалла с ТМП можно получить как уравнения состояния (кривые зависимостей деформация-температура-нагрузка), так и уравнение адиабаты, то есть выражение для ЭКЭ $\Delta T(\varepsilon)$:

Упругое тело	Кристалл с ТМП
$\Delta F = E\varepsilon^2 - 2K\alpha\Delta T\varepsilon - \frac{c_v}{T_0}\Delta T^2$	$\Delta F = \frac{1}{2} a(T - T_c)\varepsilon^2 + \frac{1}{3} b\varepsilon^3 + \frac{1}{4} c\varepsilon^4 - \xi\Delta T\varepsilon - \frac{1}{2} A\Delta T^2$
$\Delta T = - \frac{K\alpha T_0}{c_v} \varepsilon$	$\Delta T = \frac{a\varepsilon^2 - \xi\varepsilon}{2A}$

Здесь K – всесторонний модуль растяжения/сжатия, α – коэффициент теплового расширения, T_0 – начальная температура, T_c – температура ТМП, σ – механическое напряжение, c – удельная теплоемкость, ρ – плотность, A , a , b , c , ξ – коэффициенты, характеризующие зависимость $\sigma(\varepsilon)$, $\xi = K\alpha$.

Предложенное в таблице разложение свободной энергии для сплавов с ЭПФ описывает не только фазовый переход, но и обе кристаллические фазы. Интересно, что для упругого тела и для кристалла с ЭПФ, ЭКЭ имеет различные знаки, что находится в хорошем согласии с экспериментом.

Работа выполнена при поддержке РФФИ проект № 17-19-01748.

**ОБРАЗОВАНИЕ ДЕНДРИТНОЙ СТРУКТУРЫ В КРИСТАЛЛАХ СПЛАВА
Ni-Fe-Ga-Co ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ СПОСОБОМ СТЕПАНОВА И ЕЁ
ВЛИЯНИЕ НА МАРТЕНСИТНЫЕ ПЕРЕХОДЫ**

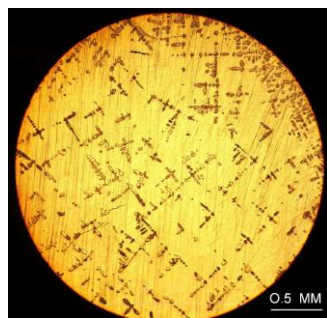
Носов Ю.Г.¹, Крымов В.М.¹, Васильев М.Г.¹, Чикиряка А.В.¹, Николаев В.И.¹

¹ФТИ им.А.Ф.Иоффе, Россия, Санкт-Петербург

e-mail yu.nosov@mail.ioffe.ru

В последние десятилетия кристаллы сплавов Гейслера с эффектом памяти формы, в частности Ni-Fe-Ga-Co, интенсивно изучаются многими исследователями. Эти кристаллы особенно интересны возможностью получения в них больших обратимых магнитоиндуцированных деформаций, сверхэластичностью, и эффектом высокоскоростного восстановления деформации памяти формы [1].

В данной работе методом Степанова из расплава на затравку вытягивались кристаллы состава $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ в виде цилиндрических стержней, диаметр которых задается формообразователем. Были выращены кристаллы длиной до 250 мм и диаметром 5-8 мм. Кристаллы после роста демонстрирует наличие в них эффекта памяти формы, то есть восстанавливают свою первоначальную форму после деформации сжатием и последующего нагрева. Исследование под микроскопом шлифов поперечного сечения, после избирательного химического травления, показало наличие характерных дефектов (дендритов), которые тормозят развитие фазового превращения, т.е. переход кристалла из аустенита в мартенсит при охлаждении. Найдено, что максимальная концентрация дендритов наблюдалась в начальной части кристаллов, ближе к затравке (рис.), далее она постепенно снижалась и на расстоянии около 160 мм от затравки дендриты полностью отсутствовали.



Методом химического травления с помощью оптической и электронной сканирующей микроскопии изучались поперечные шлифы. В том числе производился элементный анализ. Измерения показали, что по длине кристалла состав изменяется незначительно и соответствует запланированному составу $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$. Вместе с тем установлено, что элементный состав дендрита отличается от состава окружающей матрицы, а именно, в дендрите содержание галлия уменьшается, а железа увеличивается на 30%.

Неоднородность структуры по длине кристалла, скорее всего, связана с изменением тепловых условий у фронта кристаллизации при выращивании.

В работе для уточнения причин и дальнейшего устранения этого эффекта, проведена оптимизация тепловой зоны. Было проведено моделирование процесса теплообмена при выращивании кристалла данного сплава. Расчеты показали, что градиент температуры в расплаве у фронта кристаллизации увеличивается с длиной кристалла от 6,9 К/мм до 9,7 К/мм. Снижение вероятности образования дендритов при увеличении температурного градиента соответствует классическим представлениям образования дендритной структуры при концентрационном переохлаждении расплава. Согласно [2] критерием перехода от ячеистого и дендритного роста к нормальному (планарному) является увеличение параметра G_L/V , где G_L -градиент температуры в расплаве у фронта кристаллизации и V -скорость выращивания.

1. Nikolaev V I, Yakushev P N, Malygin G A, Pul'nev S A// Tech.Phys.Lett, 2010, 36, p.914

2. В. Chalmers. Principles of Solidification, John Wiley, New York, 1964, 319 p.

**ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ БОЛЬШИХ ОБРАТИМЫХ ДЕФОРМАЦИЙ В
СОСТАРЕННЫХ В МАРТЕНСИТЕ ПОД НАГРУЗКОЙ МОНОКРИСТАЛЛАХ
ФЕРРОМАГНИТНЫХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**

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

*Национальный исследовательский Томский государственный университета, Россия, Томск
e-mail panchenko@mail.tsu.ru*

В работе установлены закономерности проявления и циклическая стабильность больших обратимых деформаций (ферроэластичности (ФЭ)) за счет переориентации мартенситных вариантов под действием сжимающей нагрузки вдоль $[001]_A$ -направления в монокристаллах ферромагнитных сплавов $Ni_{51}Fe_{18}Ga_{27}Co_4$ и $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ (ат. %), испытывающих $B2(L2_1)$ - $10M/14M-L1_0$ мартенситные превращения (МП).

Для наведения ФЭ проводилась специальная термомеханическая обработка монокристаллов – старение при $T=423-498$ К, 1 ч в мартенсите, индуцированном сжимающими вдоль $[110]_A||[100]_M$ направления напряжениями 450-500 МПа. Такое старение под нагрузкой в $L1_0$ -мартенсите (СМН) во всех исследованных кристаллах приводит: 1) к стабилизации преимущественного раздвойникового варианта мартенсита и повышению температур МП; 2) к появлению двустороннего эффекта памяти формы с обратимой растягивающей деформацией до 9 % вдоль $[001]_A$ -направления и узкими температурными интервалами развития прямого и обратного МП; 3) к появлению ферроэластичности с обратимой деформацией до 13-16% вдоль $[001]_A$ -направления в циклах нагрузка/разгрузка при сжатии.

Экспериментально показано, что ФЭ с одностадийными кривыми «напряжение-деформация» наблюдается в широком температурном интервале более 100 К ниже температуры мартенситного перехода ($< M_f$) с обратимой деформацией почти в 3 раза превышающей величину сверхэластичности в этих образцах при сжатии. Условием наблюдения ФЭ в исследуемых кристаллах является более высокие деформирующие напряжения для переориентации мартенситных вариантов по сравнению с величиной механического гистерезиса $\Delta\sigma$, которая характеризует рассеяние энергии в цикле нагрузка/разгрузка.

Впервые показано, что наблюдается высокая циклическая стабильность ФЭ в циклах нагрузка/разгрузка до 1000 циклов при $T < M_f$. Это обусловлено низкими напряжениями переориентации вариантов $L1_0$ -мартенсита (не выше 140 МПа) и высокими прочностными свойствами $L1_0$ -мартенсита ($\sim 1,6$ ГПа). Циклические испытания не приводят к снятию эффекта стабилизации $L1_0$ -мартенсита.

При температурах испытания в интервале МП наблюдаются двухстадийные кривые «напряжение-деформация» при проявлении ФЭ. Первая стадия характеризуется низкими критическими напряжениями $\sigma_{кр} \approx 5 - 15$ МПа, обратным эластокалорическим эффектом (поглощением тепла) при нагрузке и деформацией 6.5 %, которая является обратимой при снятии нагрузки и охлаждении до комнатной температуры. Вторая стадия представляет собой кривую сверхэластичности с $\sigma_{кр} \geq 100$ МПа и $\Delta\sigma \geq 50$ МПа. В этом интервале температур переориентация вариантов мартенсита под нагрузкой идет через развитие обратного МП (стабилизированного варианта $L1_0$ -мартенсита в аустенит), а затем прямого МП в индуцированный внешней нагрузкой вариант мартенсита. Это следует из термодинамического описания МП и связано с близостью температуры испытания и температур обратного МП.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-19-00153.

**ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ФАКТОРОВ НА ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКУЮ ЭДС В
НИКЕЛИДЕ ТИТАНА**

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

*Институт технической акустики НАН Беларуси, Беларусь, Витебск
e-mail olchik.1987@mail.ru*

Исследовано поведение термокинетической ЭДС при обратном фазовом переходе в сплаве Ti-50ат.%Ni. Установлено, что перемещение зоны нагрева в проволочных образцах вызывает возникновение в них постоянной по величине и знаку термокинетической ЭДС порядка 0,22 мВ, что обусловлено протеканием термоупругих фазовых превращений в зоне нагрева и возникновением контактной разности потенциалов между участками TiNi материала находящимися в разных фазовых состояниях. Изменение направления перемещения зоны нагрева меняет полярность термокинетической ЭДС [1].

Величина термокинетической ЭДС также зависит от температуры в зоне нагрева: она возникает при температуре начала обратного фазового превращения и достигает максимального значения при температуре окончания обратного фазового превращения. Термоциклирование в интервале температур фазового перехода, температура и длительность термообработки, наличие оксидного слоя, предварительно приложенной деформации к материалу также влияют на значение термокинетической ЭДС [1-3]. Например, термоциклирование образца в неполном температурном интервале фазового перехода приводит к уменьшению величины термокинетической ЭДС к 70 термоциклу до 0 мВ. Увеличение температуры в зоне нагрева до 240°C в процессе термоциклирования, позволяет восстановить значение термокинетической ЭДС до максимального. Наличие в образце деформационных участков вызывает рост термокинетической ЭДС до 0,6мВ.

Полученные результаты устанавливают зависимость наведенной термокинетической ЭДС в сплаве никелида титана от режимов термообработки, количества теплосмен, величины деформации, что может быть использовано для контроля однородности их физико-механических свойств. Также результаты исследований могут быть использованы для целенаправленного изменения термокинетической ЭДС на определенных участках проволочных TiNi изделий, что может найти практическое применение при проектировании интеллектуальных датчиков и различных исполнительных механизмов систем управления.

Литература

1. О.А. Петрова-Буркина, В.В. Рубаник мл., В.В. Рубаник Изменение термокинетической ЭДС и электросопротивления в TiNi сплавах при термоупругих фазовых превращениях // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. научных трудов в 3 кн. - Минск, 2020. - Кн. 1: Материаловедение. – С. 95-103.
2. О.А. Петрова-Буркина, В.В. Рубаник мл., В.В. Рубаник Использование термокинетической ЭДС и электросопротивления для контроля качества протяженных изделий из сплава с памятью формы // Письма о материалах. – Уфа, 2020. - Т. 10, №2. - С. 422-426.
3. О.А. Петрова-Буркина, В.В. Рубаник мл., В.В. Рубаник, Т.В. Гамзелева Влияние термообработки на величину термокинетической ЭДС при обратном фазовом переходе в никелиде титана // Весці НАН Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – Минск, 2020. – Т. 65, № 4. – С. 413-421.

СТРУКТУРА И МУЛЬТИСТАДИЙНОСТЬ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ TiNi

Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Лотков А.И.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, Томск
e-mail poletm@ispms.tsc.ru*

Нанокристаллические (НК) TiNi благодаря повышенной функциональной стабильности широко используются в качестве материалов медицинского назначения. Особый интерес вызывают сплавы на основе TiNi с избытком атомов Ni, подверженные старению с образованием когерентных частиц Ti₃Ni₄. Неоднородное распределение частиц между объемом и границами отдельных В2-зерен в поликристаллических сплавах TiNi приводит к изменению стадийности мартенситных превращений в поликристаллах от $B2 \leftrightarrow B19'$ к $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$. В то же время природа мультстадийности в НК сплавах TiNi, отличающихся доминированием объемной доли внутренних границ раздела, остается до конца не ясной, что связано с недостатком данных о локализации частиц Ti₃Ni₄ в наноструктуре. Целью настоящей работы является изучение влияния наноструктуры на размеры и пространственное распределение частиц Ti₃Ni₄ при старении, мультстадийность мартенситных превращений и неупругое поведение НК сплава TiNi с зеренно/субзеренной В2-аустенитной структурой, типичной для сплавов TiNi после интенсивной холодной деформационной обработки. Для исследований использовали коммерческий НК сплав. Образцы вырезали из микротрубок и проводили старение в интервале температур 300 - 500°C. Температуры превращений определяли методами терморезистометрии и ДСК. Структуру исследовали методом электронной микроскопии. Диаграммы «нагружения-разгрузки» получали на испытательной машине LFM-125.

Установлено, что в процессе низкотемпературного старения (300°C) происходит выделение когерентных частиц Ti₃Ni₄ на дислокациях, что способствует их блокировке, эффективному упрочнению В2-аустенита и обеспечивает сверхэластичное поведение материала. Тип внутренних границ является основным фактором, определяющим неоднородное распределение когерентных наночастиц Ti₃Ni₄ в зеренно/субзеренной наноструктуре в интервале температур интенсивного распада В2-твердого раствора (400°C). Наблюдается гетерогенное зарождение частиц в субструктуре на малоугловых границах и подавление распада твердого раствора в нанозернах с большеугловыми границами. В последнем случае условием для гетерогенного образования и роста частиц Ti₃Ni₄ является наличие внутри нанозерен дислокаций. Неоднородность распределения частиц Ti₃Ni₄ в зеренно/субзеренной наноструктуре сплава TiNi обеспечивает различие структурно-фазового состояния элементов структуры, что обеспечивает различие в концентрации Ni в В2-аустените между областями субзерен и нанозерен и является одной из причин реализации аномального эффекта двухстадийного R-превращения в последовательности $B2 \rightarrow R_1, R_2 \rightarrow B19'_1, B19'_2$.

Показано, что изменение пространственного распределения частиц Ti₃Ni₄ от расположения на дислокациях до выделения на границах с увеличением температуры старения сопровождается сдвигом температур мартенситного превращения, определяющим изменение неупругого поведения НК сплава TiNi от сверхэластичности при низкотемпературном старении к эффекту памяти формы в условиях интенсивного диффузионного распада В2-аустенита.

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

**СТРУКТУРНАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ ПРИ СТАРЕНИИ И
ФУНКЦИОНАЛЬНО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НИКЕЛИДА
ТИТАНА**

Мурьгин С.Р.¹, Полякова К.А.¹, Комаров В.С.^{1,2}, Рыклина Е.П.¹

¹НИТУ «МИСиС», Россия, Москва

²ИМЕТ РАН, Россия, Москва

e-mail sem.myr@mail.ru

Исходное структурное состояние никелида титана с содержанием никеля выше эквиаомного оказывает выраженное влияние на микроструктуру, формирующуюся при старении, а также последовательность и стадийность мартенситных превращений. В работе исследована роль структурной наследственности в управлении функционально-механическими характеристиками сплава Ti–50,5 ат. % Ni. Исследования проводили на проволочных образцах диаметром 0,6 мм, полученных холодным волочением с накопленной деформацией $\epsilon = 0.6$. Последеформационный отжиг проводили в интервале температур 430–800°C для исследования влияния размера зерна/субзерна на функционально-механические характеристики при растяжении. Старение сплава с разной исходной структурой осуществляли при 430°C в течение 10 ч. Испытания на растяжение до разрушения проводили с использованием универсальной испытательной машины «Instron 5966» со скоростью деформации 20 мм/мин в диапазоне температур от –196°C до +100°C. Анализировали температурную зависимость фазового и дислокационного пределов текучести, разность между ними $\Delta\sigma$ и предел прочности. Изменение величины $\Delta\sigma$ позволяет определить эффективность применения «старения» при разных исходных структурных состояниях сплава. Знание величины $\Delta\sigma$ принципиально важно, поскольку известна ее корреляция с ресурсом формовосстановления. Определены условия реализации максимальных значений $\Delta\sigma$.

Наибольшая разница между дислокационным и фазовым пределами текучести 800–1200 МПа реализуется в результате старения при 430°C в течение 10 ч сплава с развитой дислокационной структурой и частичной (менее 30%) аморфизацией.

Эффективность влияния старения на эволюцию функционально-механических характеристик никелида титана с содержанием никеля выше эквиаомного определяется исходной структурой, в том числе размером рекристаллизованного зерна.

Размер рекристаллизованного зерна оказывает выраженное влияние на эффективность старения. В материале с мелкозернистой структурой 2,5 мкм старение значительно повышает функционально-механические характеристики. Рост зерна до 9 мкм приводит к повышению функционально-механических характеристик в результате старения. При этом функционально-механические характеристики, полученные в результате старения в структуре с разным исходным зерном практически идентичны. Характеристики формовосстановления, реализуемые при наведении по схеме изгиба, подтверждает их корреляцию с разностью между дислокационным и фазовым и пределами текучести.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания (код проекта 0718-2020-0030).

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПОДЛОЖКИ НА СТРУКТУРУ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ TiNi, ПОЛУЧЕННОМ МЕТОДОМ WAAM

**Поникарова И.В.¹, Palani I.A.², Реснина Н.Н.¹, Shalini Singh², Jayachandran S.²,
Беляев С.П.¹, Anshu Sahu², Ashish K. Shukla², Калганов В.Д.¹**

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

²Discipline of Mechanical Engineering, Indian Institute of Technology Indore, India, Indore
e-mail ivp2001@yandex.ru

Особенностью образцов, полученных методом послойной электродуговой наплавки (WAAM), является то, что при нанесении первого слоя элементы подложки смешиваются с расплавом, что влияет на структуру и химический состав образца. Концентрация элементов подложки в 1-м слое зависит от параметров WAAM, таких как ток дуги, напряжение на электроде, температура подложки и т.д. Ранее было изучено влияние напряжения на электроде и материала подложки на свойства образцов TiNi, полученных WAAM. Целью данной работы было изучение влияния температуры подложки на структуру и мартенситные превращения в образцах сплава TiNi, полученных методом WAAM.

Проволоку из сплава Ti₄₉Ni₅₁ диаметром 1,2 мм послойно наносили методом WAAM на титановую подложку, которая была нагрета до различных температур 25, 200, 300 и 400°C, и получали 10-ти слойные образцы в форме «стенок» размером 60×10×19 мм. Структуру слоев исследовали с помощью сканирующей электронной микроскопии (SEM), а их химический состав изучали методами энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDX). Мартенситные превращения в различных областях поперечных сечений изучали методами дифференциальной сканирующей калориметрии при охлаждении и нагревании в интервале температур от 140°C до -110°C со скоростью 10 С/мин.

Установлено, что при осаждении проволоки Ti₄₉Ni₅₁ на титановую подложку при затвердевании во всех слоях независимо от температуры подложки образуются фазы TiNi и Ti₂Ni. Чем больше номер слоя, тем меньше доля фазы Ti₂Ni. Как по высоте всего образца, так и в каждом слое распределение титана и никеля в фазе TiNi было неоднородным. Минимальная концентрация никеля в каждом слое не превосходит 50,0 ат. %, однако, чем больше номер слоя, тем меньше доля областей фазы TiNi с минимальной концентрацией никеля. Изменение максимальной концентрации никеля по высоте образца зависит от температуры подложки. В образцах, синтезированных на подложку, температура которой составляла 25 – 200 °С и 400 °С, максимальная концентрация никеля в первых трех слоях не превосходила 50,0 ат. %. Температуры мартенситных переходов изменялись по высоте образца согласно изменению концентрации никеля.

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

ОПТИМИЗАЦИЯ СИСТЕМЫ УПРАВЛЕНИЯ НАНОМЕХАНИЧЕСКИМИ УСТРОЙСТВАМИ С ЭПФ

**Прокунин А.В.^{1,2}, Коледов В.В.¹, Кузнецов Д.Д.¹, Лега П.В.¹, Орлов А.П.¹,
Карпухин Д.А.¹, Шавров В.Г.¹, Hong Le³**

¹ИРЭ им. Котельникова РАН, Россия, Москва

²Московский физико-технический институт, Россия, Москва

³Istitute of Material Science of VAST, Vietnam, Ha Noi
email prokunin.av@phystech.edu

С развитием науки и техники всё чаще возникает потребность не только визуально наблюдать исследуемые объекты микро- и нано- масштабов, но и непосредственно манипулировать ими. Для осуществления данной задачи предложены рекордные по размерам микромеханические устройства с эффектом памяти формы - нанопинцеты. Термическая активация наномеханических устройств имеет недостаток, который связан с неизбежным возникновением термического расширения (удлинения) вольфрамовой иглы, на конце которой закреплен нанопинцет (рис. 1). В данной работе приведены расчеты оптимальной геометрии законцовки вольфрамовой иглы, использующейся в конструкции нанопинцета, обеспечивающей снижение величины термического расширения (удлинение вдоль продольной оси z) с одновременным уменьшением необходимой энергии для срабатывания. В докладе обсуждаются результаты теоретического моделирования (рис. 2) и экспериментальные данные об активации нанопинцетов в зависимости от конфигурации иглы. Также приводятся примеры манипулирования конкретными нанообъектами.

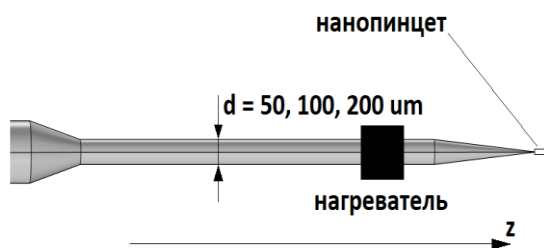


Рисунок 1 – Геометрия вольфрамовой иглы с переменным профилем законцовки.

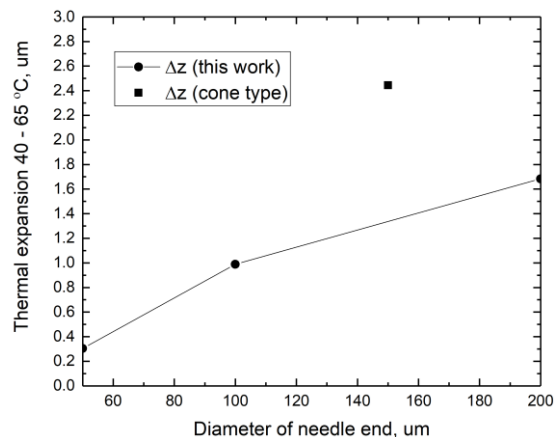


Рисунок 2 – Зависимость термического расширения иглолки от диаметра законцовки.

Работы выполнены при поддержке проекта РФФИ № 18-57-70004.

**ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕНИЯ НА ОБРАТИМУЮ ДЕФОРМАЦИЮ ПРИ
ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКЕ СПЛАВА $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{41,8}Cu_8$**

Пчельников П.А.¹, Демидова Е.С.¹, Беляев С.П.¹, Реснина Н.Н.¹, Шеляков А.В.²

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

²Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ» (Московский инженерно-физический институт), Россия, Москва
e-mail st073586@student.spbu.ru

Известно, что в ряде сплавов на основе TiNi возможно осуществить изотермическое образование мартенситной фазы в условиях выдержки при температурах, внутри температурного интервала прямого перехода. Более того, показано, что изотермическое образование мартенсита под действием постоянной нагрузки сопровождается изменением обратимой деформации. Стоит отметить, что изотермические эффекты были обнаружены только в сплавах с высокой концентрацией дефектов замещения, в частности в сплавах системы Ti-Hf-Ni-Cu, где атомы Hf и Cu частично замещают атомы сплава TiNi в подрешетке Ti и Ni соответственно. Изотермическое изменение деформации было изучено в сплаве $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ и установлено, что максимальное значение изотермической деформации составляет 3,5 % при выдержке при температуре $M_H^\sigma - 6^\circ C$ под нагрузкой 160 МПа. Поскольку изотермическое превращение зависит от концентрации дефектов замещения, то можно предположить, что и изотермическая обратимая деформация может зависеть от соотношения никеля и меди в четырёхкомпонентном сплаве. В связи с этим, целью работы являлось исследование изменения деформации в сплаве $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{41,8}Cu_8$ в условиях изотермической выдержки под различной постоянной нагрузкой при температуре выдержки $M_K^\sigma < T^* < M_H^\sigma$ (M_H^σ и M_K^σ – температуры начала и конца прямого превращения под нагрузкой).

В качестве объекта исследования был выбран сплав $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{41,8}Cu_8$, в котором ранее был обнаружен изотермический мартенситный переход. Образец охлаждали под нагрузкой до температуры выдержки, выдерживали в течение 60 минут и нагревали. Температуры выдержки выбирали внутри температурного интервала прямого перехода, напряжение меняли от 160 до 400 МПа. Полученные результаты показали, что в условиях изотермической выдержки сплава $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{41,8}Cu_8$ под нагрузкой внутри температурного интервала прямого перехода происходит увеличение обратимой деформации. Показано, что изменение изотермической деформации в $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{41,8}Cu_8$ качественно такое же, как в сплаве $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$. Максимальная изотермическая деформация составила 3,2% и была получена в условиях выдержки при температуре $M_H^\sigma - 6^\circ C$ под нагрузкой 240 МПа. Таким образом, можно заключить, что увеличение концентрации меди от 5 до 8 атомарных процентов в четырехкомпонентном сплаве $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{49,8-x}Cu_x$ не подавляет изотермического изменения деформации. Температура выдержки, соответствующая максимальному накоплению изотермической деформации, одинакова в этих сплавах, в то же время напряжение, при котором достигается максимум изотермической деформации, увеличивается, а сама деформация уменьшается. Поскольку ресурс обратимой деформации в сплавах $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{41,8}Cu_8$ и $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ одинаков и составляет 8 %, можно заключить, что напряжение по-разному влияет на кинетику изотермического перехода, а потому максимум обратимой изотермической деформации различен и наблюдается при разных напряжениях.

Работа выполнена при поддержке Российского Научного Фонда (грант № 18-19-00226).

РАСЧЕТ ТЕНЗОРА ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ti-Zr
Ребров Т.В., Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е., Перкова Т.Ю.
Санкт-Петербургский Государственный университет, Россия, Санкт-Петербург
e-mail st063189@student.spbu.ru

В связи с высокими требованиями к изделиям медицинского назначения возникла необходимость заменить потенциально канцерогенный никель в сплавах с памятью формы (СПФ) на основе TiNi другими элементами, такими как цирконий, молибден и т.д. Сплав TiZr является высокопрочной и биосовместимой альтернативой титану. Он обладает большим сопротивлением ползучести при высоких температурах и прекрасной коррозионной стойкостью, которая может быть дополнительно повышена при должной обработке.

Для эффективного использования СПФ в различных приложениях необходимы модели, позволяющие адекватно рассчитывать деформацию этих материалов. При моделировании с применением микроструктурного подхода [1] одной из важнейших материальных постоянных является тензор деформации превращения кристаллографической решетки исходной высокотемпературной аустенитной фазы в низкотемпературную мартенситную.

В данной работе произведен расчет матрицы тензора деформации при мартенситном превращении $\beta \leftrightarrow \alpha$ (упорядоченная ОЦК и упорядоченная ГПУ) в сплаве TiZr. Считали, что превращение осуществляется путем сдвига на плоскости $\{112\}_A$ аустенитной структуры в направлении $[111]_A$, перетасовки атомов, а также дополнительными растяжениями и сжатиями в плоскости $\{112\}_A$. Вычислены матрицы тензоров градиента деформации и Грина-Лагранжа. Выполнена оценка кристаллографического ресурса для данного превращения как максимальной величины главной деформации. В ходе моделирования была найдена такая ориентация монокристалла, при которой при реализации эффекта псевдоупругости наблюдается деформация, близкая к рассчитанному значению кристаллографического ресурса.

Исследование выполнено при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (РФФИ) 19-01-00685.

[1] Belyaev F. et al. A Microstructural Model of SMA with Microplastic Deformation and Defects Accumulation: Application to Thermocyclic Loading // Mater. Today Proc. Elsevier Ltd., 2015. Vol. 2. P. S583–S587.

**ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ МЕЖМАРТЕНСИТНЫХ ГРАНИЦ КАК МЕХАНИЗМ
ЭФФЕКТА СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ TiNi**
**Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Поникарова И.В.¹, Егоров П.А.¹, Табачкова Н.Ю.²,
Убийвовк Е.В.¹, Япарова Е.Н.¹, Иванова А.Б.¹, Рахимов Т.М.¹**

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

²НИТУ «МИСус», Россия, Москва

e-mail resnat@mail.ru

В работе исследовано проявление эффекта стабилизации мартенсита в бинарных сплавах TiNi различного состава после трех видов предварительного деформирования: активного деформирования в мартенситном состоянии за счет переориентации мартенсита, охлаждения под напряжением, активного деформирования в аустенитном состоянии за счет наведения мартенсита. Показано, что проявления эффекта стабилизации мартенсита – однократного увеличения температур обратного перехода при нагревании предварительно деформированного сплава, не зависит от химического состава сплава и того, сопровождается ли предварительное деформирование пластической деформацией. Величина эффекта стабилизации мартенсита зависит от структуры сплава (наличия/отсутствия вторичных частиц), способа предварительного деформирования и величины предварительной деформации. Установлено, что после предварительной деформации за счет переориентации мартенсита эффект стабилизации мартенсита имеет место даже после деформирования на 1 %. После предварительного деформирования при охлаждении под нагрузкой или наведения мартенсита в аустенитной фазы, эффект стабилизации мартенсита проявляется если заданная деформация превышает 3 %.

Предлагается механизм эффекта стабилизации мартенсита, который связан с повреждаемостью межмартенситных границ в процессе предварительной деформации. Данные просвечивающей электронной микроскопии подтвердили, что в предварительно деформированном сплаве межмартенситные границы повреждаются: на них образуются ступеньки и границы искривляются. Это приводит к потере когерентности, что затрудняет движение границы при обратном переходе. В этом случае для обеспечения движения границы необходимо увеличить движущую силу, что обеспечивается перегревом сплава. После первого нагревания весь объем сплава переходит в аустенит и при последующем охлаждении в сплаве растут мартенситные кристаллы с совершенными границами, которые при втором нагревании легкоподвижны, что и объясняет однократность проявления эффекта стабилизации мартенсита. Впервые показано, что в том случае, если в процессе предварительного деформирования обеспечиваются условия, при которых мартенситные кристаллы не соприкасаются и не пересекаются (охлаждение под напряжением в неполном интервале температур или наведение мартенсита не в полном объеме сплава), то эффект стабилизации мартенсита не проявляется.

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ №18-19-00226-П.

УЛЬТРАЗВУКОВОЙ TiNi НОЖ
Рубаник В.В.¹, Казьмин А.А.², Луцко В.Ф.¹, Рубаник В.В. мл.¹,
Разов А.И.³, Остропико Е.С.³

¹ГНУ «Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси»,
Беларусь, Витебск

² УО «Гродненский государственный университет имени Янки Купалы»,
Беларусь, Гродно

³Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Санкт-Петербург
e-mail ita@vitebsk.by

Ультразвуковую резку различных материалов осуществляют при помощи волноводов специальной клиновидной конструкции - ультразвуковых ножей. [1]. Такие ножи используются во многих областях техники, пищевой промышленности, медицине и др. Обычно материалом для ультразвуковых ножей служит нержавеющая сталь, например X18H10T, титановые или алюминиевые сплавы, которые обладают низким коэффициентом внутреннего трения и не поглощают ультразвуковую энергию.

Сплавы, обладающие эффектом памяти в мартенситном и двухфазном состоянии, поглощают энергию ультразвуковых колебаний и, нагреваясь до температуры окончания обратного мартенситного перехода Ак, переходят в аустенитное состояние [2]. В этом состоянии диссипации ультразвуковой энергии не происходит. Т.е. волновод, изготовленный из TiNi сплава, не нагревается выше Ак. Таким образом, переведя сплав из мартенситного состояния в аустенитное за счет возбуждения в нем ультразвуковых колебаний, возможно, достичь больших амплитуд механических смещений при температуре выше Ак [2].

Ультразвуковой нож [3] был изготовлен из сплава TiNi с температурой Ак≈90⁰С. Источником ультразвуковых колебаний служил генератор УЗДН с магнестрикционным преобразователем резонансной частотой ≈ 22кГц. Амплитуда механических смещений на острие ножа достигала 100мкм.

В качестве материала для резания использовали полотно резины автомобильных шин, кондитерские и другие изделия. Температуру лезвия ультразвукового ножа в процессе резки контролировали бесконтактным методом с помощью тепловизора NEC9100.

По результатам проведенных испытаний можно сделать вывод, что разработанный ультразвуковой нож из сплава TiNi позволяет автоматически поддерживать температуру в зоне резания, что существенно повышает качество поверхностей реза. Температуру в зоне резания можно задавать за счет выбора сплава TiNi и режимов его термомеханической обработки

Список источников:

1. Н.П. Коломеец, А.А. Новик, А.А. Новик. Ультразвуковой нож. Патент RU78724. Оpubл. 10.12.2008. Бюл. № 34.
2. Теоретические и технологические основы высокоэнергетической обработки материалов с памятью формы: диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук: специальность 05.02.07 Технология и оборудование механической и физико-технической обработки / Рубаник Василий Васильевич. - Витебск, 2017. - 420 л.
3. Ультразвуковой нож: патент 12524 Респ. Беларусь: В26В27/00 (2006.01)/ В.В. Рубаник, В.В.Рубаник мл., Луцко В.Ф., Казьмин А.А., Разов А.И., Остропико Е.С., дата публ. 15.12.2020.

**SETTING OF FUNCTIONAL PROPERTIES OF Ti-50.8 AT.% Ni ALLOY DURING
ION-PLASMA COATING DEPOSITION PROCESS**

**Rubanik V.V.¹, Rubanik V.V. jr.¹, Bahrets D.A.¹, Urban V.I.¹, Uzhekina A.N.¹,
Dorodeiko V.G.²**

¹*State Scientific Institution “The Institute of Technical Acoustics of the National Academy of
Science of Belarus”, Vitebsk, Republic of Belarus*

²*CJSC “Medical Enterprise Simurg”, Vitebsk, Republic of Belarus
e-mail bagurets@gmail.com*

Biocompatible titanium nickelide (TiNi) alloys with high corrosion resistance exhibit shape memory effect and superelasticity. Traditionally, isothermal holding at a temperature followed by cooling or quenching is used to achieve a desired shape in the material [1]. The authors [2] proposed a method for manufacturing medical or other products of TiNi-based shape memory. The method provides a shape setting for an item in the process of applying ion-plasma coatings to its surface.

The aim of the present paper is to study the influence of the technological parameters of the ion-plasma treatment (IPT) on the functional properties of a Ti-50.8 at.%Ni alloy. IPT was carried out by vacuum-arc evaporation of a cathode made of titanium alloy VT 1-0 under the following modes: a bias potential 0, -100 and -500 V, 100 A arc current, a residual gas pressure $\sim 3 \cdot 10^{-2}$ Pa, at a processing time of 20 min. The Ti-50.8 at.% Ni alloy samples subjected to heat treatment (HT) at temperatures of 200÷700 ° C for 20 min were used as the control group.

The kinetics and martensitic transformation temperatures of the samples after IPT and HT were studied using the Differential Scanning Calorimetry (DSC).

It was shown that by setting the temperature regime of heating of the Ti-50.8 at.% Ni alloy due to the technological parameters of IPT, it is possible to change the interval for the implementation of thermoelastic martensitic transformations, and, consequently, the temperature response of devices made of this alloy, i.e. set the required functional properties.

A comparative analysis of the characteristic temperatures after thermal and ion-plasma treatments allows us to conclude that the calculation of the temperature of the TiNi substrate upon IPT is correct. It confirms the prospects for controlling the functional properties of TiNi-based shape memory alloys.

Thus, the calculated temperature of TiNi without an accelerating voltage was ~ 275 ° C, which was enough to shift the characteristic temperatures of the alloy. The temperature of the substrate during deposition at potential of -100 V reached up to ~ 400 ° C, at potential of -500 V – over 600° C.

1. Foundations of heat and thermomechanical treatments and their effect on the structure and properties of titanium-nickelide based alloys / V. Brailovski [et al.] // Phys. Met. Metallogr. 97 (2004), pp. 3-55.
2. Method of manufacturing of bioinert product from nickel titanium shape memory alloys / V. Rubanik, V. Rubanik jr., D. Bahrets, V. Dorodeiko // Patent Rep. of Belarus, №19507, 2015.

**ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ
РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИИ
ZrO₂(Y₂O₃) СИНТЕЗИРОВАННЫХ APS**

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

*Кубанский государственный технологический университет, Россия, Краснодар
e-mail ruspiter5@mail.ru*

Формирование композитных поверхностных слоев производилось методом APS механоактивированного порошка ZrO₂(Y₂O₃), обладающего термоупругими мартенситными превращениями (ТМП). В качестве материала для механоактивации использовали смесь порошков ZrO₂-5вес.%(Y₂O₃). В качестве основы использовалась сталь 30ХГСА. Толщина слоя ZrO₂(Y₂O₃) составила 1 мм.

Механическую активацию порошка ZrO₂(Y₂O₃) осуществляли в шаровой мельнице ГЕФЕСТ – 2 (АГО-2У) со следующими параметрами: частота вращения барабана 1920 мин⁻¹, частота вращения водила 950 мин⁻¹, диаметр шаров 6 мм, время работы 30 мин. Порошок ZrO₂(Y₂O₃) после механоактивации представляет собой плоские диски размером от 0,5 до 15 мкм (рис.1,а). Структура механически активированного порошка ZrO₂(Y₂O₃) имеет размер зерна 10-90 нм (рис.1,б). Определены оптимальные технологические режимы APS для синтеза ZrO₂(Y₂O₃): величина тока дуги 350-400А, напряжение 15-25В, расход плазмообразующего газа аргона 50л/мин, расход транспортирующего газа аргона 4л/мин, дистанция напыления 120мм, угол напыления 50° и др. Именно они определяют основные характеристики слоя.

Структура формируемых в результате APS механоактивированных порошков слоев ZrO₂(Y₂O₃) имеет крайне слабую травимость обычными реактивами вследствие измельчения зерна в результате высокой скорости соударения частиц с подложкой и высокой скорости их охлаждения (рис. 1,в).

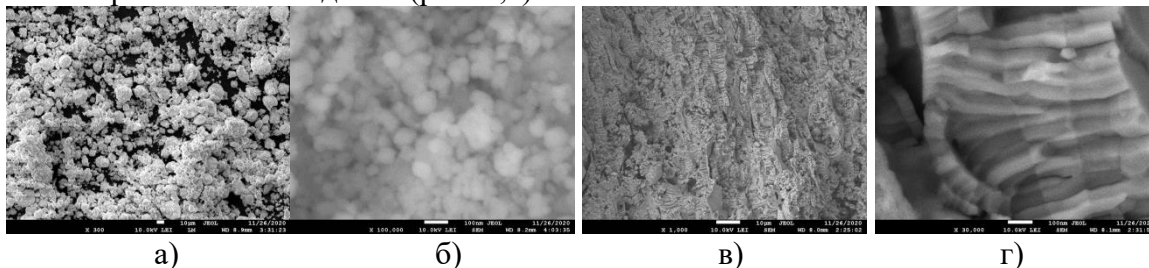


Рисунок 1 – Морфология частиц механически активированного порошка ZrO₂(Y₂O₃), ×300 – а); структура механически активированного порошка, ×100 000 – б); структура слоя ZrO₂(Y₂O₃), ×1000 – в); мартенситная структура слоя ZrO₂(Y₂O₃), ×30 000 – г)

При комнатной температуре после APS основные структурные составляющие поверхностного слоя ZrO₂(Y₂O₃): тетрагональная фаза – 12,6% и моноклинная фаза – 87,4%. ZrO₂(Y₂O₃) слой имеет наноразмерную структуру с размером зерна 30-110 нм (рис.1,г), микротвердость слоя HV0.2 = 7,1÷13,9 ГПа.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, по гранту № 19-19-00331.

**РОЛЬ СТРУКТУРНОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ В УПРАВЛЕНИИ
МАРТЕНСИТНЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ НИКЕЛИДА ТИТАНА (ОБЗОР)**

Рыклина Е.П.¹, Полякова К.А.¹, Реснина Н.Н.²

¹НИТУ «МИСИС», Россия, Москва

²СПбГУ, Россия, Санкт-Петербург

e-mail ryklina@tmo.misis.ru

Отжиг является необходимой заключительной операцией после всех видов деформации и формирует требуемую структуру. В сплаве с высоким содержанием никеля в диапазоне температур последеформационного отжига 250–500°C процессы разупрочнения – возврат, полигонизация и кристаллизация развиваются одновременно со старением, сопровождающимся выделением фазы Ti_3Ni_4 . Температура старения и время выдержки влияют на интенсивность и глубину старения. Исходная (перед старением) структура, формирующаяся в процессе деформации (либо рекристаллизации) отличается плотностью дефектов и характером их распределения. Совокупность этих факторов решающим образом определяет микроструктуру, формирующуюся в процессе старения (далее «микроструктура старения»): размер, форму и характер распределения частиц фазы Ti_3Ni_4 . Сформированная микроструктура оказывает выраженное влияние на кинетику, последовательность и стадийность мартенситных превращений (МТ), которые определяют характеристики формовосстановления и их температурный диапазон.

Проанализирована роль структурной наследственности в регулировании характеристических температур мартенситных превращений (МП) наиболее значимых для практического применения: температуры $B2 \rightarrow R$ – превращения; M_n – температуру начала $R \rightarrow B19'$ –превращения; температурный интервал $A_n - A_k$. В качестве исходных рассмотрен широкий спектр структурных состояний от развитой деформационной полосчатой структуры с высокой долей аморфизации, сформированной в результате интенсивной пластической деформации (ИПД), до рекристаллизованной структуры с разным размером зерна. Во всех случаях старение осуществляли при температуре 430°C в течение 1–50 ч.

В результате систематических исследований выявлена корреляция между размерами структурных элементов – зерна, субзерна, частиц фазы Ti_3Ni_4 и температурным интервалом обратных мартенситных превращений. Наиболее узкий диапазон обратного МП $A_n - A_k$ реализуется в материале с нанокристаллической структурой, сформировавшейся в результате старения преимущественно аморфизированной структуры, полученной в результате ИПД. Наиболее широкий диапазон характерен для крупнозернистой рекристаллизованной структуры. Увеличение времени выдержки при старении сопровождается сужением температурного интервала $A_n - A_k$. Использование выявленных закономерностей позволяет регулировать температурный интервал обратных мартенситных превращений в широком диапазоне.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания (код проекта 0718-2020-0030).

ВЛИЯНИЕ ЖЁСТКОСТИ КОНТР-ТЕЛА НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРИВОДА С РАБОЧИМ ТЕЛОМ ИЗ СПЛАВА TiNi С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

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

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

Приводы на основе сплавов с эффектом памяти формы (СЭПФ) по сравнению с приводами на основе других физических принципов обладают значительными преимуществами: малыми размерами, простой конструкцией, бесшумным и плавным срабатыванием, высокой устойчивостью к коррозии и износу. Конструктивно привод на основе СЭПФ состоит из двух частей: рабочего тела привода из СЭПФ и упруго контр-тела. Последнее непосредственно соединяется с рабочим телом и обеспечивает многократное срабатывание привода. Известно, что при такой конструкции деформационно-силовые характеристики привода зависят как от функциональных свойств рабочего тела из СЭПФ (температуры мартенситных превращений, величины эффектов памяти формы и недовозврата, термомеханической обработки и величины предварительной деформации), так и от жёсткости упруго контр-тела. Целью данной работы было исследование влияния эффективной жесткости упруго контр-тела, метода предварительного деформирования рабочего тела и степени предварительного деформирования на величины эффекта памяти формы, реактивных напряжений и совершенной работы при многократном срабатывании привода.

Объектом исследования выбраны цилиндрические образцы из сплава $Ti_{50}Ni_{50}$, которые испытывали в режиме кручения. Крутящий момент создавали маятниковым динамометром. Изменение массы груза на маятнике позволяло менять эффективную жесткость (K) системы. Для инициирования эффекта памяти формы образцы были предварительно деформированы двумя способами. В первом случае образцы сплава $TiNi$ предварительно деформировали до 7% при комнатной температуре в мартенситном состоянии и затем разгружали. Во втором случае, образцы нагружали при 140 °С (в аустенитном состоянии) до 62 МПа и охлаждали под постоянным напряжением через температурный интервал прямого мартенситного превращения до комнатной температуры и разгружали. Величина напряжения была выбрана такой, чтобы остаточная деформация была равной $\gamma_{res} = 5,1 \pm 0,2\%$. После разгрузки образцы соединяли с динамометром и подвергали 10 термоциклам в интервале температур $180 \div 30$ °С с различной жесткостью, величину которой варьировали от 3 до 71,4 ГПа.

Установлено, что величины эффекта памяти формы γ^{SM} , максимального развиваемого напряжения τ_r и производимой работы A нелинейно зависят от эффективной жесткости системы. Так в десятом цикле максимальная производимая работа была обеспечена, если эффективная жесткость была равна 6,3 ГПа. Показано, что с увеличением числа термоциклов величины γ^{SM} , τ_r и A уменьшаются. Величины γ^{SM} , τ_r и A были выше после предварительной деформации путём охлаждения под постоянным напряжением, чем те же величины, полученные для образцов, которые были продеформированы в мартенситном состоянии.

TiNi РАСШИРИТЕЛЬ

Симова С.Н.¹, Дородейко В.Г.², Рубаник В.В.¹, Рубаник В.В. мл.¹
¹Институт технической акустики НАН Беларуси, Беларусь, Витебск
²ЗАО «Медицинское предприятие Симург», Беларусь, Витебск
e-mail ita@vitebsk.by

Для быстрого расширения канала шейки матки при необходимости проведения срочных операций разработана конструкция устройства с рабочим элементом из TiNi сплава с памятью формы. Расширитель состоит из устройства доставки, включающего полую трубку длиной 18 см с внешним диаметром 5 мм и внутренним 4 мм, стержня длиной 25 см и диаметром 3 мм и рабочего элемента, выполненного из проволоки TiNi с эффектом памяти формы.

Разработаны два варианта рабочего элемента расширителя [1] (рисунок 1). При их изготовлении использовали медицинскую проволоку российского производства ЗАО «Промышленный центр МАТЭКС» состава Ti-55,77 вес.% Ni диаметром 0,5 мм. После формообразования конструкции и термообработки для задания памяти формы и соответствующих функциональных свойств ($A_k = 13\text{ }^\circ\text{C}$) рабочий элемент расширителя при комнатных температурах находится в аустенитной фазе и обладает свойством сверхэластичности.

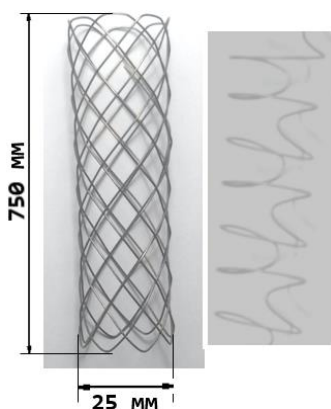


Рисунок 1 – Рабочие элементы расширителя из сплава TiNi

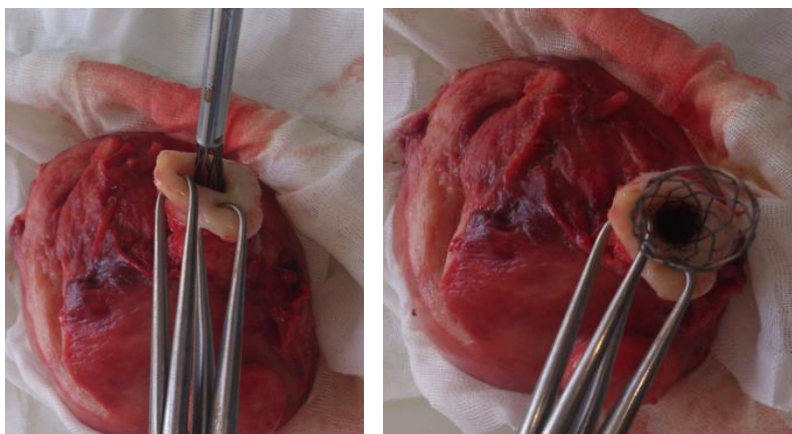


Рисунок 2 – Фотографии, сделанные в процессе проведения испытаний экспериментальных образцов расширителя из TiNi сплава на удалённых органах

Испытания в клинических условиях на удалённых и ещё теплых органах показали, что обе конструкции обеспечивают расширение цервикального канала с 4-5 мм до ~ 10-12 мм в течение 7-10 секунд при однократном введении (рисунок 2), снижая вероятность инфицирования и травмирования внутренних органов и не причиняя видимых механических повреждений.

1. Милюкина, С.Н. Технология изготовления изделий из сплавов TiNi с использованием термической и ультразвуковой обработок: автореферат диссертации ...канд. техн. наук: 05.02.07 / С.Н. Милюкина; Белорусский национальный технический университет. – Минск, 2015. – 21 с.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ
ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ КВАЗИБИНАРНОЙ СИСТЕМЫ
TiNi-TiCu ПОСЛЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ**

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

¹ АО ГНЦ «Центр Келдыша», Россия, Москва

² НИЯУ «МИФИ», Россия, Москва

³ РТУ МИРЭА, Россия, Москва

e-mail sitnikov_nikolay@mail.ru

В работе проведено изучение влияния интенсивной пластической деформации в условиях кручения под высоким давлением (КВД) на структурные свойства быстрозакаленных сплавов квазибинарной системы TiNi-TiCu с содержанием меди от 30 до 38 ат.%. Эксперименты по деформации образцов сплавов посредством КВД выполняли при квазигидростатическом давлении 6 ГПа и скорости вращения подвижной наковальни 1 об/мин до величины деформации, соответствующей $n = 1, 3$ и 5 , где n - число полных оборотов подвижной наковальни. Исследования проводили методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопией, рентгеноструктурного анализа и дифференциальной сканирующей калориметрии. Структурные исследования показали, что КВД аморфных сплавов системы TiNi-TiCu приводит к частичной нанокристаллизации аморфного состояния. Наблюдаемые в поперечном сечении образца наночастицы имеют характерные размеры несколько десятков нанометров, которые выстраиваются в «цепочки» длиной несколько мкм. Характер выделений наночастиц и их размер свидетельствует, что местами зарождения нанокристаллической фазы являются полосы деформации аморфной структуры при КВД. Количество таких выделений уменьшается с увеличением содержания меди, что может быть связано с увеличением степени аморфизации сплавов.

Рост величины деформации приводит к заметному изменению характера кристаллизации на кривых ДСК. Наблюдается раздвоение пиков кристаллизации, а в области более низких температур появляются дополнительные пики выделения тепла, то есть формируются области, в которых возможна низкотемпературная кристаллизация. КВД вызывает снижение теплового эффекта кристаллизации при нагреве сплавов с высоким содержанием меди относительно исходного аморфного состояния, полученного после закалки из расплава. В исследуемых сплавах после воздействия КВД при комнатной температуре и последующей кристаллизации в ДСК сформировалась структура, характеризующаяся неоднородностью в поперечном сечении образца с расслоением по размеру структурных элементов. В основном формируется субмикроразмерная структура, а в областях, где произошла частичная нанокристаллизация аморфного состояния под действием КВД, после кристаллизации образуется структура с меньшим размером зерна. В случае воздействия КВД при криогенной температуре (с охлаждением в жидком азоте), после кристаллизации в ДСК в образцах формируется более однородная субмикро- и наноразмерная структура.

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ №19-12-00327.

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ
ФОРМЫ CU-AL-BE**

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

*Санкт-Петербургский Государственный университет, Россия, Санкт-Петербург
e-mail st063188@student.spbu.ru*

Сплавы с памятью формы (СПФ) на основе меди используются в различных отраслях техники благодаря своим функциональным свойствам, дешевизне и простоте производства. Среди них CuAlBe выделяется относительно низкими температурами мартенситного превращения, высокой механической прочностью, коррозионной стойкостью и сопротивлению усталости. До сих пор сплавы CuAlBe в основном использовались в качестве сейсмических демпферов [1].

Для эффективного применения свойств СПФ необходимы модели, позволяющие адекватно рассчитывать деформацию этих материалов. Одной из важнейших материальных постоянных микроструктурной модели [2], используемой в данной работе, является тензор деформации превращения кристаллографической решетки исходной высокотемпературной аустенитной фазы в низкотемпературную мартенситную.

В данной работе произведен расчет матрицы тензора деформации при мартенситном превращении DO3-18R в сплаве CuAlBe. Вычислены матрицы тензоров градиента деформации и Грина-Лагранжа. Полученная матрица тензора деформации была использована при моделировании функционально-механических свойств материала, в том числе при циклических термомеханических воздействиях с учетом аккомодационной пластичности. Результаты хорошо согласуются с имеющимися экспериментальными данными.

Исследование выполнено при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (РФФИ) 19-01-00685.

[1] Cheikh Cissé, Mohsen Asle Zaeem, On the elastocaloric effect in CuAlBe shape memory alloys: A quantitative phase-field modeling approach // Computational Materials Science, Volume 183, 2020, 109808.

[2] Belyaev F. et al. A Microstructural Model of SMA with Microplastic Deformation and Defects Accumulation: Application to Thermocyclic Loading // Mater. Today Proc. Elsevier Ltd., 2015. Vol. 2. P. S583–S587.

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Столяров В.В.

ИМАШ РАН, Россия, Москва
vlstol@mail.ru

Электропластический эффект (ЭПЭ) - явление взаимодействия пластической деформации и электрического тока, проявляющееся в снижении напряжений течения и повышении пластичности металлических материалов. Научная проблема ЭПЭ связана с пониманием физической природы явления, необходимостью оценки и разделения вклада возможных механизмов, сопутствующих току.

Приводится обзор недавних исследований, сфокусированных на материаловедческих особенностях проявления ЭПЭ в сплавах TiNi, к которым относится размер зерен (от нано- до микрообласти) (рис.1), фазовый состав (аустенитное / мартенситное), структурное состояние (аморфное / кристаллическое). Рассматривается влияние внешних условий - моды (импульсный, постоянный, переменный) и режимов (плотности, длительности, скважности, частоты) электрического тока, совместное действие ЭПЭ и ультразвука (рис.2).

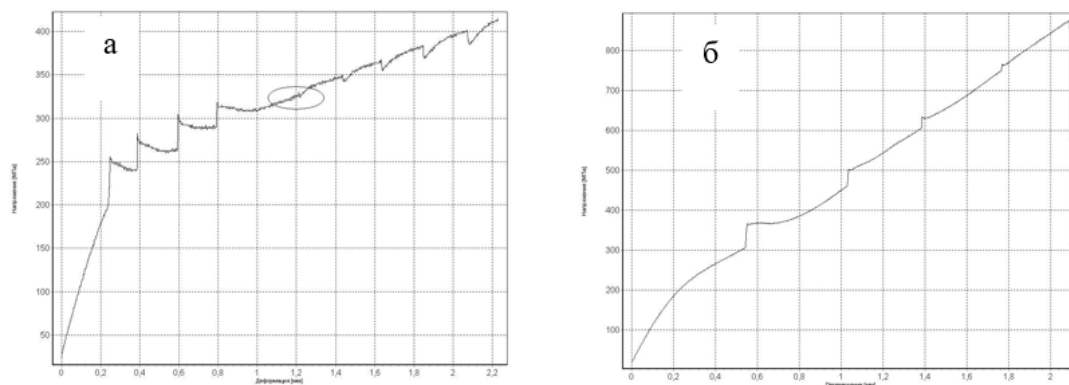


Рисунок 1 – Электропластический эффект в КЗ (а) и НС (б) сплаве $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$

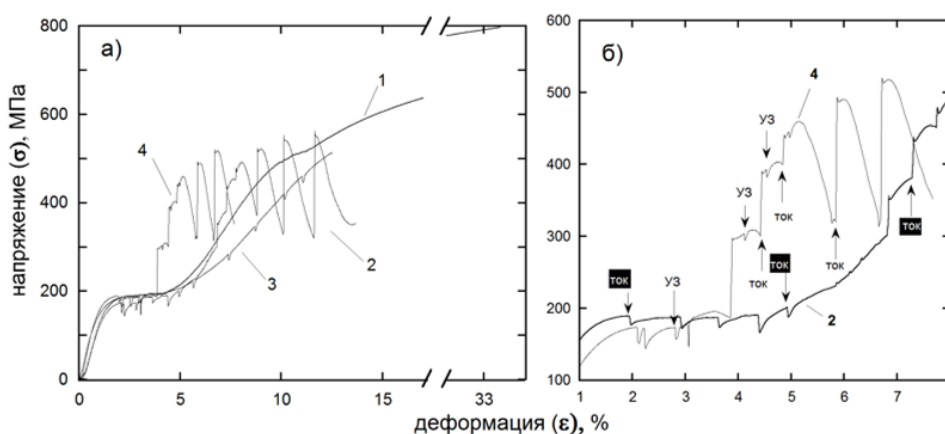


Рисунок 2 – ЭПЭ в $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ при 20 °C: 1 – без воздействий, 2 – с током, 3 – с УЗ, 4 – ток + УЗ. (а) общий вид, (б) увеличенная область для кривых 2 и 4

Работа выполнена при поддержке проекта РФФИ - Индия 16-58-48001.

**ВЛИЯНИЕ ВЫДЕРЖКИ В МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ ПОД НАГРУЗКОЙ
НА ВЯЗКОУПРУГИЕ СВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛОВ NiTiHf**

**Тагильцев А.И.¹, Панченко Е.Ю.¹, Тимофеева Е.Е.¹, Чумляков Ю.И.¹,
Фаткуллин И.Д.¹, Марченко Е.С.¹, Караман И.²**

¹Томский государственный университет, Россия, Томск

²Texas A&M University, College Station, USA, Texas

e-mail antontgl@gmail.com

В настоящей работе было исследовано влияние выдержки в мартенситном состоянии под нагрузкой при 428 К, 12 ч на функциональные и вязкоупругие свойства состаренных при 773 К, 3ч поликристаллов сплава Ni_{50.3}Ti_{32.2}Hf_{17.5} (ат. %), испытывающих В2- В19' мартенситное превращение (МП).

Экспериментально обнаружено, что старение при 773 К, 3ч приводит к выделению наноразмерных дисперсных частиц Н-фазы размерами 10-15 нм, наличие которых подтверждено характерными для этих частиц рефлексами типа 1/2<111>_{В2} [1]. Электронномикроскопические исследования показали, что мартенсит имеет сложную структуру: в материале наблюдаются ламели В19'-мартенсита, содержащие высокую плотность (001)_{В19'} внутренних двойников. При этом частицы Н-фазы полностью включены в кристаллы мартенсита, что также наблюдалось в работе [2].

После выдержки в мартенситном состоянии обнаружено, что размер зерна в поликристаллах не изменился, тогда как сама микроструктура претерпела незначительные изменения: размер мартенситных ламелей увеличился, что является подтверждением ориентированного роста термически индуцированного мартенсита.

Исследование вязкоупругих свойств поликристаллов с использованием динамического-механического анализатора DMA/SDTA 861e показало, что в поликристаллах как до, так и после выдержки в мартенситном состоянии наблюдается несимметричность пиков прямого и обратного МП, что свидетельствует о накоплении упругой энергии в ходе прямого превращения из-за наличия наноразмерных дисперсных частиц и нанодвойников в ламелях В19'-мартенсита.

Выдержка в мартенситном состоянии под нагрузкой приводит к повышению модулей упругости обеих фаз (для мартенсита на 34% от исходной величина; для аустенита на 15% от исходной величины). Немаловажной особенностью выдержки в мартенситном состоянии является увеличение размягчения модуля упругости, а также рост внутреннего трения (в 2 раза) вблизи температур МП. Предположительно, это является результатом увеличения когерентности между частицами Н-фазы и В19'-мартенситом в процессе выдержки, что приводит к увеличению подвижности межфазных границ в материале.

Список использованной литературы:

[1] Han X.D., Wang R., Zhang Z., Yang D.Z. // Acta Mater. – 1998. – V. 46. – P 273-281.

[2] Santamarta R., Arroyave R., Pons J., Evirgen A., Karaman I., Karaca H.E., Noebe R.D. // Acta Mater. – 2013. – V.61. – P. 6191-6206.

Работа выполнена при поддержке проекта Минобрнауки России № 0721-2020-0022.

МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ СПЛАВА TiNi

Кривошеев С.И.¹, Магазинов С.Г.¹, Остропико Е.С.^{1,2}

¹Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Россия,
Санкт-Петербург
e-mail es-ostropiko@mail.ru

В работе представлено применение методики магнитно-импульсного нагружения к образцам из сплава TiNi для реализации высокоскоростного одноосного растяжения.

Экспериментальная установка представляет из себя генератор импульсного тока, который протекает по магнитноимпульсным драйверам – медным шинам, расположенным в разрезах образца особой формы. Импульс тока сопровождается магнитным полем, которое формирует магнитное давление. В симметрично расположенных драйверах формируются импульсы магнитного давления по обе стороны от рабочей части образца и создают в ней механическое напряжение. Были испробованы различные форм-факторы образцов, итоговая схема показана на рисунке 1. Образцы изготовлены из пластины толщиной 2 мм; размеры рабочей части - 1x1x2,5 мм. Размеры на рабочей части варьировались.

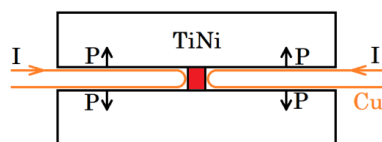


Рисунок 1 – Схема образца из никелида титана с медными шинами. Рабочая часть выделена красным.

Изменяя силу тока и ширину драйверов есть возможность варьировать величину магнитного давления и получать различные величины деформации в рабочей части образца, вплоть до разрыва. Изменяя размеры нерабочей части (следовательно, массу), можно получать различные скорости накопления деформации. Скорость деформирования измеряли оптически по следующей схеме: лазер частично направлен на торец образца, за торцом находится световод, подключенный к осциллографу через преобразователь. Во время деформирования торец смещается, перекрывает световод, интенсивность потока уменьшается, что дает возможность оценить время накопления деформации под воздействием импульса.

После деформирования образцы термоциклировали и измеряли величину эффектов памяти формы. Исходные размеры, остаточную деформацию, изменения деформации образца при термоциклировании фиксировали с помощью микроскопа. Чтобы оценить влияние скорости нагружения на функциональные свойства, было проведено квазистатическое деформирование аналогичных образцов.

Таким образом, к никелиду титана была применена методика магнитно-импульсного нагружения. Найден форм-фактор, который позволяет с высокой скоростью достичь существенных остаточных деформаций и даже разрушения в режиме растяжения.

Скорость деформирования в зависимости от величины остаточной деформации и массы образца варьировалась в диапазон от 2000 до 11000 с⁻¹. Эффект памяти формы с ростом скорости деформирования деградировал: чем меньше время накопления предварительной деформации - тем меньше величина эффекта памяти формы при последующем термоциклировании.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФИ № 19-32-60035.

**ОБЕСПЕЧЕНИЕ АНТИБАКТЕРИАЛЬНОГО ЭФФЕКТА ПОВЕРХНОСТИ
СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb**

Теплякова Т.О., Попова Д.В., Власова К.Ю., Конопацкий А.С.

НИТУ «МИСус», Россия, Москва

e-mail teplyakova.to@mail.ru

Разработка биосовместимых материалов для медицинского применения является актуальной научной задачей настоящего времени. Сверхупругие титановые сплавы являются наиболее перспективными материалами для изготовления медицинских имплантатов. Однако, открытым остается вопрос обеспечения антибактериальных свойств поверхности данных материалов, так как при установке имплантата, существует риск образования бактериальной пленки на границе организм-имплантат. Антибактериальный эффект поверхности может быть обеспечен наночастицами серебра (AgNPs), которые известны своей способностью проявлять антибактериальные свойства.

Наночастицы серебра были сформированы на поверхности сверхупругого сплава Ti-18Zr-15Nb. Поверхность всех образцов была подвергнута шлифовке и полировке, после чего часть образцов была протравлена в растворе «Пираньи» (98% раствор H₂SO₄, 30% раствор H₂O₂, соотношение 3:1) в течение 1,5 часов. В качестве метода синтеза AgNPs в данной работе был выбран полиольный процесс при воздействии ультрафиолетового излучения. Средой синтеза являлся низкомолекулярный полиэтиленгликоль (ПЭГ-400), источником серебра – водный раствор AgNO₃.

По результатам сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) было установлено, что на поверхности всех образцов наночастицы серебра сформированы равномерно, а образцы, подверженные травлению в растворе «Пираньи», имеют характерные поры в своей структуре. Можно предположить, что после вышеуказанной обработки, частицы серебра формируются не только на поверхности образцов, а также внутри их пор.

Результаты рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) показали, что содержание серебра на поверхности образцов после травления (7,6 ат.%) больше, чем на полированном образце (2,1 ат.%), таким образом, пористая поверхность более благоприятна для формирования на ней наночастиц. Также было подтверждено формирование AgNPs внутри пор. В результате анализа концентрационных профилей распределения элементов установлено, что глубина залегания наночастиц достигает порядка 60 нм для образца, подверженного предварительному травлению.

Для оценки антибактериальных свойств образцы были выдержаны в среде с антибиотикочувствительной культурой E.Coli в течение 24 часов при температуре 37°C. По истечении времени выдержки на образце, после обработки травлением, не было обнаружено колоний E.Coli (0 клеток/мл), а образец без обработки травлением показал слабый антибактериальный эффект ($5,2 \cdot 10^{12}$ клеток/мл).

Согласно полученным результатам, формирование AgNPs методом полиольного синтеза на образцах, предварительно обработанных раствором «Пираньи», позволяет обеспечить антибактериальный эффект поверхности биосовместимых сверхупругих титановых сплавов медицинского назначения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания (код проекта 0718-2020-0030).

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ ПАМЯТИ ФОРМЫ И ИХ СТАБИЛИЗАЦИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ CuAlNi

Тимашов Р.Б., Зуев О.Э., Пульнев С.А., Николаев В.И.

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

e-mail timashov@inbox.ru

Способность кристаллов с эффектом памяти формы к высокоскоростному восстановлению деформации при обратном мартенситном превращении обнаружена в ряде монокристаллов с ЭПФ [1-3]. Вызванная этим превращением работа сейчас рассматривается с практической точки зрения, для разработки высокоскоростных роботизированных приводов. Потенциал этого явления велик, маленький кристалл (весом 1 г.) приводит в движение с существенными скоростями объекты многократно его превышающие по весу. При этом без груза сам кристалл стартует со скоростью до 30 м/с. Развитие практических приложений на основе этого эффекта требует дополнительных исследований, прежде всего стабильности срабатывания кристалла в устройствах при многократных испытаниях.

В данной работе монокристаллы Cu-Al-Ni четырех составов с различным содержанием алюминия подвергались отжигу, затем закаливались в воду комнатной температуры. Подготовленные таким образом образцы деформировались при комнатной температуре сжатием до их полной деформации памяти формы (~8%), затем помещались в испытательную машину, в которой на них устанавливался груз массой 663 гр. и производился равномерный нагрев. В ходе исследования был подобран оптимальный режим термообработки, который обеспечивал максимальную энергию прыжка. Было обнаружено, что образцы Cu 82.5 wt.% - Al 13.5 wt.% - Ni 4.0 wt.% ($M_s = 333\text{K}$) обеспечили наибольшую энергию прыжка и продемонстрировали лучшую воспроизводимость в циклических испытаниях (рис 1). Показано, что появление эффекта прыжка зависит от величины максимального механического напряжения при взведении образцов. Прыжки появлялись при $\sigma > 175\text{MPa}$, значения напряжения при которых отмечается прыжок обозначены красными точками на диаграмме нагружения (рис.2).

Циклические испытания (рис.1)

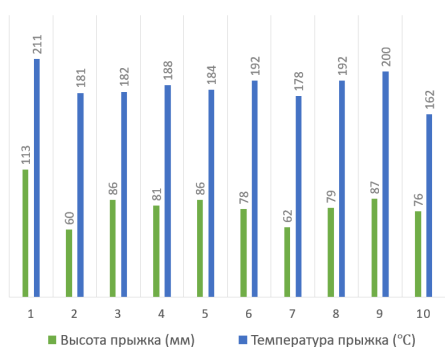
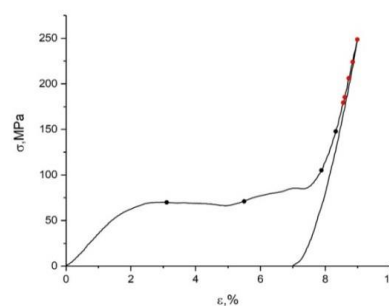


Диаграмма нагружения CuAlNi (рис.2)



1. Nikolaev V I et al. // Tech.Phys.Lett, 2010, 36, pp.914–917
2. Nikolaev V I et al // Tech.Phys.Lett 2014; 40: 123-125.
3. Yang S, Omori T, Wang C, et al Scientific Reports. 2016;6: 21754.

**ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В
МОНОКРИСТАЛЛАХ NiFeGaCo В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОДЕРЖАНИЯ
КОБАЛЬТА**

Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.
Томский государственный университет, Россия, Томск
e-mail katie@sibmail.com

Настоящая работа посвящена исследованию МП под нагрузкой, эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ) в монокристаллах $Ni_{54-x}Fe_{19}Ga_{27}Co_x$ ($x = 10, 15$ ат.%) при деформации сжатием.

Монокристаллы $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$, $Ni_{39}Fe_{19}Ga_{27}Co_{15}$ и $Ni_{34}Fe_{19}Ga_{27}Co_{20}$ (ат.%) выращены методом Бриджмена и исследованы после отжига при 1448 К, 1 ч с закалкой. Для исследования при деформации сжатием выбрана высокопрочная [001]-ориентация [1]. Методика механических испытаний подробно представлена в [1].

В монокристаллах $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$ при охлаждении наблюдаются В2-L1₀ МП с температурами: $M_s = 248$ К, $M_f = 210$ К, $A_s = 215$ К, $A_f = 261$ К. В циклах нагрузка/разгрузка в монокристаллах $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$ наблюдаются МП под нагрузкой вплоть до предела текучести В2-фазы порядка 1 ГПа. Низкая температура A_f и высокие прочностные свойства приводят к широкому интервалу СЭ от 263 К до 473 К, что является одним из самых широких интервалов СЭ при деформации сжатием в сплавах Гейслера и превышает интервал развития СЭ в сплавах с более низким содержанием кобальта $C_{Co} = 4 \div 6$ ат.% [2]. Для [001]-монокристаллов $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$ характерен узкий механический гистерезис, который медленно растет от 20 до 55 МПа с увеличением температуры от 263 К до 423 К. При температурах выше 423 К наблюдается резкое увеличение гистерезиса с ростом температуры от 55 до 95 МПа.

Увеличение содержания кобальта до 15 ат.% приводит к образованию большого количества точечных дефектов, которые препятствуют развитию МП при охлаждении/нагреве. Вместо этого при охлаждении развивается strain glass переход, что подтверждается [3]. Температура strain glass перехода $T_0=150$ К определена по частотно-температурной зависимости внутреннего трения. В данных сплавах приложением нагрузки возможно индуцировать развитие МП (а значит, ЭПФ и СЭ), как и в $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$. Однако, минимальные критические напряжения, необходимые для наблюдения обратимой деформации в 10 раз выше, чем в $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$. Аналогичное поведение наблюдалось в strain glass сплавах TiNi [4]. Важно отметить, что уровень прочностных свойств в $Ni_{39}Fe_{19}Ga_{27}Co_{15}$ близок к $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$, что ограничивает интервал развития СЭ, и СЭ наблюдается только до 300 К.

В монокристаллах $NiFeGaCo_{20}$ с самым высоким содержанием кобальта сопротивление В2-матрицы к МП под нагрузкой максимально, и в закаленном состоянии обнаружено только развитие пластической деформации В2-фазы (рис. 1, б). Для развития МП под нагрузкой данные сплавы следует подвергать старению по аналогии со сплавами TiNi с $C_{Ni}>51,2$ ат.% [13].

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ 21-19-00287.

1. Panchenko E., Chumlyakov Y., Maier H.J., etc. // Intermetallics. V. 18. 2010. P. 2458–2463.
2. Timofeeva E.E., Panchenko E.Yu., Chumlyakov Yu.I., etc. // Technical Physics Letters. V. 43. 2017. P. 320–323.
3. Chen H., Wang Y.-D., Nie Z., etc. // Nature Materials. V. 19. 2020. P. 712–718.
4. Sarkar S., Ren X., Otsuka K. // Physical Review Letters. V. 95. 2005. P. 205702.

**ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЯВЛЕНИЯ МАРТЕНСИТНОЙ
НЕУПРУГОСТИ В АНИЗОТРОПНОМ ОБРАЗЦЕ NiTi ПРИ
ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОМ НАГРУЖЕНИИ В РАЗНЫХ НАПРАВЛЕНИЯХ**

Тихомирова К.А.

*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Россия, Пермь
e-mail tikhomirova.k@icmm.ru*

Явление мартенситной неупругости, наблюдаемое при изотермическом нагружении образца из сплава с памятью формы (СПФ) в мартенситном состоянии, выражается в накоплении большой нелинейной деформации, которая сохраняется после разгрузки и исчезает при последующем нагреве до температур, соответствующих аустенитному состоянию материала. На микроструктурном уровне это явление сопровождается перестроением кристаллической решетки, связанным с изменением ориентации мартенсита, инициированным действием внешней нагрузки. Для количественного описания этого явления на макромеханическом уровне используется диаграмма мартенситной неупругости, представляющая собой зависимость накапливаемой структурной деформации от напряжения при деформировании из состояния неориентированного мартенсита [1]. Под структурной деформацией здесь понимается макроскопическая деформация образца, материал которого имеет структуру ориентированного мартенсита, по сравнению с исходным неориентированным (сдвойникованным) состоянием. Один из способов экспериментального получения такой диаграммы – изотермическое нагружение образца, имеющего структуру неориентированного мартенсита, с последующим вычетом из диаграммы деформирования упругой составляющей деформации.

При исследовании сложного напряженного состояния особый интерес представляет взаимосвязь процессов накопления структурной деформации при нагружении во взаимно перпендикулярных направлениях. В настоящей работе выполнено экспериментальное исследование ортотропных призматических образцов из никелида титана, подвергавшихся последовательному одноосному сжатию во взаимно перпендикулярных направлениях. В результате:

- 1) получены диаграммы мартенситной неупругости при деформировании в направлении главных осей анизотропии;
- 2) исследовано влияние начальной структурной деформации в одном направлении на диаграмму мартенситной неупругости, получаемую при нагружении во взаимно перпендикулярном направлении;
- 3) исследовано влияние тренировки в различных направлениях на вид диаграммы мартенситной неупругости.

Литература:

1. Мовчан А.А., Мовчан И.А., Сильченко Л.Г. Микромеханическая модель нелинейного деформирования сплавов с памятью формы при фазовых и структурных превращениях// Известия РАН. МТТ. – 2010. – №3. – С. 118-130.

Работы выполнены при поддержке проекта РФФИ №19-41-590008.

**ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ
ТИТАНА И НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ УДАРНО-ВОЛНОВОГО
НАГРУЖЕНИЯ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ**

**Токмачева-Колобова А.Ю.^{1,2}, Прокошкин С.Д.¹, Одинцова Г.В.³,
Перевезенцев В.Н.⁴, Колобов Ю.Р.²**

¹НИТУ «МИСИС», Россия, Москва

²Институт проблем химической физики РАН, Россия, Черноголовка

³Университет ИТМО, Россия, Санкт-Петербург

⁴Нижегородский государственный университет имени Н. И. Лобачевского, Россия,
Нижний Новгород

e-mail anastasii.misis@gmail.com

Представлены результаты исследований структурно-фазового состояния поверхности и приповерхностных слоев технически чистого титана и никелида титана после механического и лазерного ударно-волнового нагружения.

Проведено сравнительное исследование характера изменений микроструктуры приповерхностных слоев рекристаллизованного и субмикроструктурированного технически чистого титана после лазерного облучения импульсами наносекундной длительности под тонким слоем воды. Рассматриваются возможные механизмы наблюдаемого в указанных условиях в обоих указанных материалах эффекта наноструктурирования тонкого (толщиной 1-3 мкм) приповерхностного слоя.

Анализируются особенности изменения структуры сплава никелида титана (Ti-50.7 ат. % Ni) в исходном крупнозернистом состоянии в сравнении с соответствующими для титана (изученными ранее в [1]) в результате динамического нагружения с использованием разрезного стержня Гопкинсона. После указанного воздействия в никелиде титана обнаружено появление мартенситной фазы. В никелиде титана, как и в титане, происходит измельчение исходной крупнозернистой структуры до наноразмерного масштаба. Наблюдаемый эффект в никелиде титана реализуется за счет протекающего фазового превращения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда в рамках научного проекта № 19-12-00221 в части подготовки тонких фольг из заданных локальных участков образца и Государственного задания, № госрегистрации АААА-А19-119100800130-0 в части исследований структуры титановых сплавов.

[1] Колобов Ю.Р., Перевезенцев В.Н., Манохин С. С., Кудымова Ю.Е., Колобова А.Ю., Брагов А. М., Константинов А.Ю. Особенности формирования структуры и развития пластической деформации при динамическом нагружении крупнозернистого и наноструктурированного титана // Композиты и наноструктуры.–2016. – Том 8. – №1 . – С. 16-29

**ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ СТАРЕНИЯ В МАРТЕНСИТНОМ
СОСТОЯНИИ ПОД НАГРУЗКОЙ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА
МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$**

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

НИ ТГУ, Россия, Томск

e-mail Aida-tx@mail.ru

Сплавы NiFeGaCo с памятью формы являются перспективными материалами, испытывающие термоупругие L_{21} -10M/14M- L_{10} мартенситные превращения (МП), в которых можно наблюдать эластокалорический эффект (ЭКЭ) в широком интервале температур и обратимые деформации при сжатии до -6,25 % при изменении температуры, под действием нагрузки или магнитного поля [1]. Известно, что посредством старения в мартенсите под нагрузкой (СМН) можно управлять параметрами функциональных свойств и расширить области применения данных материалов за счет наблюдения в них двустороннего эффекта памяти формы (ДЭПФ) при охлаждении/нагреве в свободном состоянии [3]. ДЭПФ индуцируется за счет стабилизации ориентированного варианта мартенсита, который сформировался при СМН посредством происходящих в материале диффузионных процессов. В настоящее время зависимость величины обратимой деформации при ДЭПФ, критического напряжения образования мартенсита и механического гистерезиса при сверхэластичности (СЭ) от продолжительности СМН на монокристаллах NiFeGaCo не изучена. Поэтому целью работы является исследование влияния режима СМН на характеристики проявления функциональных свойств монокристаллов $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$.

Исследования проводились вдоль [001]-направления ($\epsilon_{теор} = -6,25\%$) на монокристаллах сплава $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ в следующем состоянии: закалка от 1373 К, 25 минут в воду + старение в аустените при 673 К, 1 ч. с последующим СМН при $T = 423$ К в течение 1 и 3 ч. под нагрузкой $|\sigma| = 520$ МПа. В исходных монокристаллах при охлаждении/нагреве в свободном состоянии ДЭПФ не наблюдается, СЭ при $T = 373$ К характеризуется высокими критическими напряжениями $\sigma_{кр} = 187$ МПа и механическим гистерезисом $\Delta\sigma = 31$ МПа, и наблюдается ЭКЭ с величиной адиабатического охлаждения $\Delta T_{ад} = 3,9$ К (скорость разгрузки $1,67 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$). Показано, что СМН в течение 1 ч. приводит к проявлению ДЭПФ с величиной -4,1 % с узкими температурными интервалами МП до 7 К. С ростом времени СМН до 3 ч. величина ДЭПФ возрастает до -5,1 %, интервалы температур МП уменьшаются до 1–2 К. Исследование СЭ показало, что СМН (3 ч.) приводит к уменьшению $\sigma_{кр}$ в 2,5 раза по сравнению с исходными кристаллами, сокращению величины $\Delta\sigma$ на 10 МПа, стабильному значению ЭКЭ $\Delta T_{ад} \sim 3$ К. Увеличение скорости разгрузки при измерении ЭКЭ до $6,7 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ позволяет получить в данных кристаллах $\Delta T_{ад}$ величиной 5,2 К.

Таким образом, показано, что СМН в течение 3 ч. приводит к наблюдению ДЭПФ с величиной -5,1 % близкой к $\epsilon_{теор}$ и низким $\sigma_{кр} = 75$ МПа, что необходимо для практического применения данных сплавов в качестве исполнительных механизмов.

1. Y. Wu, et al. // Acta Mater. 135 (2017) 158–176.
2. T. Niendorf [et al.] // Acta Mater. 89 (2015) 298–304.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 20-19-00153.

**СТРУКТУРА И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПОРИСТОМ СПЛАВЕ
TiNi, ПОЛУЧЕННОМ МЕТОДОМ СВС С ОДНОВРЕМЕННЫМ НАЛОЖЕНИЕМ
УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ**

**Чепела Д.В.¹, Рубаник В.В. мл.², Реснина Н.Н.¹, Рубаник В.В.², Кулак М.М.²,
Беляев С.П.¹**

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

²*Институт технической акустики НАН Беларуси, Беларусь, Витебск
e-mail daniil.chepela@yandex.ru*

Одним из простых и эффективных методов получения пористых сплавов является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), который позволяет получать образцы сплава TiNi с высокой пористостью (50 – 70 %). Однако, недостатком этого метода является то, что структура пористых образцов является неоднородной: помимо фазы TiNi в межпоровых перегородках присутствуют вторичные фазы, обогащенные как титаном (Ti₂Ni), так и никелем (Ti₂Ni₃, Ti₃Ni₄, TiNi₃). Поэтому большое внимание уделяется методам управления структурой пористых сплавов при СВС. В настоящей работе впервые предложено использовать ультразвуковые колебания (УЗК) для управления структурой пористого сплава. Для этого пористые образцы сплава TiNi синтезировали методом СВС в присутствии УЗК, которые действовали на образец на стадии горения и/или догорания. Целью настоящей работы явилось исследование структуры и мартенситных переходов в пористых образцах сплава TiNi, полученных методом СВС+УЗК.

Порошки титана и никеля смешивали в пропорции Ti – 50.0 ат. %Ni и засыпали в кварцевые ампулы, которые устанавливали на стальной или титановый волновод. Смесь образцов нагревали до температуры 350 °С в атмосфере аргона, выдерживали при этой температуре 1 час и инициировали реакцию СВС путем разогрева вольфрамовой проволоки током. УЗК прикладывали как одновременно с началом горения, так и после того, как волна горения прошла через порошковую смесь (на стадии догорания). На стадии догорания УЗК воздействовало 20 секунд. Амплитуду колебаний варьировали от 10 до 35 мкм, частота колебания составила 22 кГц. После УЗК воздействия образцы охлаждали в камере до 200 °С под давлением аргона 1 атм и извлекали на воздух.

Полученные результаты показали, что в образцах, полученных при СВС+УЗК, наблюдаются области, содержащие вторичные частицы, обогащенные титаном, вокруг которых находится фаза TiNi, обогащенная титаном, и области, включающие в себя вторичные частицы, обогащенные никелем, вокруг которых находится фаза TiNi обогащенная никелем. Увеличение амплитуды УЗК повышает максимальную концентрацию никеля в фазе TiNi и понижает минимальную, тем самым расширяя интервал концентрации никеля в фазе TiNi. Это влияет на температурные интервалы мартенситных переходов и увеличивает энтальпию превращения в областях фазы TiNi, обогащенных титаном.

Работы выполнены при поддержке проекта РФФИ-БФФИ, № 20-58-00025 (РФФИ), № Т20Р-377 (БФФИ).

**ПОВЫШЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СПЛАВА TiNi ПРИ
МНОГОКРАТНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ И
НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ СТАРЕНИИ**

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

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, Россия, Уфа
²Институт физики молекул и кристаллов Уфимского федерального исследовательско-
го центра РАН, Россия, Уфа
e-mail churakova_a@mail.ru

Сплавы на основе никелида титана являются функциональными материалами с эффектами памяти формы (ЭПФ), обусловленными термоупругими мартенситными превращениями. Цикл мартенситных превращений (МП) приводит к генерации дислокаций в кристаллической решетке, изменению температур мартенситных превращений и т. д. В сплавах с высоким содержанием Ni процесс старения происходит при отжигах в интервале температур 250-500 °С с выделением частиц фазы Ti₃Ni₄ и, существенно, влияет, в том числе, на мартенситные превращения. Особенности формирования структуры при старении изучены достаточно полно; в частности, различными научными группами были проведены исследования по влиянию температуры и времени изотермического отжига на размер, морфологию и распределение частиц фазы Ti₃Ni₄. При многочисленных циклах мартенситных превращений в крупнозернистых (КЗ) сплавах TiNi происходит увеличение плотности дислокаций, что сопровождается небольшим изменением температур мартенситных превращений и некоторым увеличением предела текучести при механическом воздействии. Применение методов модификации структуры (РКУП, ИПДК и т.д.) позволяет уменьшить размер зерна с созданием ультрамелкозернистой (УМЗ) или нанокристаллической (НК) структуры в данных сплавах. Представляет интерес исследование и разработка процесса повышения свойств, например, функциональной стабильности сплавов TiNi с большим содержанием Ni, при комбинационном воздействии многократных мартенситных превращений и процесса старения. В этом случае предполагается создание дислокационных сеток внутри зерен, а при последующем низкотемпературном старении (~ 250 °С) дислокации являются центрами возникновения и выделения наночастиц Ti₃Ni₄. Ожидается, что при наличии дислокаций, равномерно распределенных внутри зерен, наночастицы увеличат прочность матрицы TiNi и будут способствовать устойчивости к пластической деформации во время мартенситного превращения. Исследования были проведены на сплаве TiNi с большим содержанием Ni в КЗ и УМЗ состояниях после термоциклирования (n=0÷500) и низкотемпературного старения (250 °С). В результате такой обработки наблюдается повышение механических и функциональных характеристик до n=100 – 120 циклов, при последующем увеличении количества циклов значения стабилизируются.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-72-00075).

ИССЛЕДОВАНИЕ И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ РОТАЦИОННО-КОВОЧНОГО УЗЛА ДЛЯ ОБРАБОТКИ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Чурсин А.С.¹, Андреев В.А.², Юсупов В.С.², Карелин Р.Д.²

¹ МИРЭА – Российский технологический университет, Москва, Россия.

² ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия

e-mail churs007@gmail.com

В настоящее время становятся все более востребованы материалы с эффектом памяти форм. Эффект памяти формы состоит в том, что образец, имеющий определенную форму в аустенитном состоянии при повышенной температуре, деформируют при более низкой температуре мартенситного превращения. После перегрева, сопровождающегося протеканием обратного превращения, исходная характерная форма восстанавливается. Эффект памяти формы проявляется в сплавах, характеризующихся термоупругим мартенситным превращением, когерентностью решеток исходной аустенитной и мартенситной фаз, сравнительно небольшой величиной гистерезиса структурного превращения, а также малыми изменениями объема при превращениях.

В этих условиях при деформации образуются когерентные с исходной структурой двойниковые мартенситные кристаллы, а при отогреве и обратном превращении эти мартенситные кристаллы исчезают и плавно переходят в решетку исходной фазы. Обратимое движение когерентных межфазных границ при обратном превращении приводит к восстановлению первоначальной формы.

Из большого числа сплавов с эффектом памяти формы наиболее перспективными для практического применения являются сплавы Ti – Ni эквиатомного состава. [1]

Одним из прогрессивных технологических процессов металлообработки является ковка на ротационно-ковочных машинах (РКМ). Применение РКМ сводит до минимума последующую обработку резанием, обеспечивает значительную экономию металла и повышает его механические свойства. Этот процесс эффективен при обработке материалов с эффектом памяти форм.

Шпиндельные ротационно-ковочные машины позволяют создавать изделия высокой точности, а её конструкция позволяет с легкостью заменять бойки в сепараторе, увеличивая или уменьшая калибр выходного изделия. Именно такая РКМ была выбрана для дальнейшего модифицирования конструкции. Выбранный тип РКМ поддается модификации, имеет огромное количество вариаций для экспериментов за счет сменного рабочего инструмента (бойков). Моделирование при помощи программного комплекса QFORM позволит подробнее изучить кинематику процессов РКМ, исправив недостатки текущего поколения РКМ, сократить количество проходов, общее время работы, сохранив возможность быстрой замены бойка [2].

При помощи резистивного датчика давления была замерена сила единичного удара заготовки, определяемая самим материаломковки. Дальнейшие исследования предполагают выявление оптимальных температурных режимов и энергосиловых параметровковки сплавов с памятью формы. Размещение датчика внутри РКМ изображено на рис.1.

В результате ротационнойковки изменяется не только форма заготовки, но также структура и свойства обрабатываемого металла и улучшаются условия деформации. При ковке в машинах с вращающимся инструментом наблюдается также скручивание заготовки. Это происходит потому, что вращающийся инструмент, соприкасаясь с изделием, вызывает действие сил трения, которые увлекают за собой поверхностные слои металла. С целью исключения влияния этого явления заготовка во время обработки должна вращаться вокруг своей оси. Таким образом, сущность процесса ротационнойковки состоит в деформировании заготовки по периметру сечения с относительно ма-

лой степенью деформации сходящимися бойками, обеспечивающими всестороннее периодическое пульсирующее приложение давлений [3].



Рисунок 1 – Размещение резистивного датчика давления внутри РКМ

Изменение геометрии бойков происходило на базе РКМ модели В2129.01., где каждый боек в комплекте симметричен, что позволяет применять бойки без учета их положения в машине. Это позволяет упростить процессковки и настройки. Геометрия бойка была изменена, боёк с изменённой геометрией показан на рис. 2. Изменение в геометрии бойка были сделаны для тестирования в программном комплексе QFORM. Изменения геометрии были проведены на основе анализа соответствующей литературы [4]. Также эффективность данных бойков планируется рассчитать вместе с измененным ротационным ковочным узлом, где используется уже три пары бойков. Исследование силы удара предполагает дальнейшее изменение калибрующей зоны бойка.

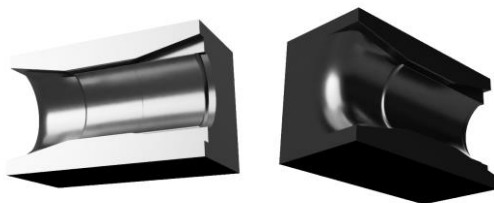


Рисунок 2 – Геометрия бойка РКМ с изменённой геометрией

РКМ с измененным ковочным узлом изображён на рис.3 Предлагаемая модернизация РКМ подразумевает собой увеличение количества сепараторов и уменьшение калибра каждой пары последующих бойков, что приведет к увеличению обрабатываемой площади, позволит уменьшить количество проходов. Такая конструкция увеличит производительность РКМ.



Рисунок 3 – РКМ с измененным ковочным узлом.

Таким образом, ковка на РКМ обладает рядом преимуществ для получения прутков из трудно-деформируемых материалов, позволяет обеспечить не только заданную

точность, но и благоприятно воздействует на структуру и свойства получаемых прутков.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Радюченко Ю.С. Ротационное обжатие, М.: Машиностроение, 1972. – 176 с.
2. Муслев С.А., Шеляков А.В., Андреев В.А. Сплавы с памятью формы: свойства, получение и применение в технике и медицине, 2018 – 254 р.
3. Тюрин В.А., В.А. Лазоркин, И.А. Поспелов, Х.П. Флаховский, Ковка на радиально – обжимных машинах, М.: Машиностроение, 1990 – 256 с.
4. Андреев В.А., Юсупов В.С., Перкас М.М., Якушевич Н.В., Горячая ротационная ковка прутков диаметром 2-20 мм из сплавов с памятью формы на основе никелида титана, Перспективные материалы и технологии: Монография. в 2-х т. Т.1/В.А. Андреев [и др]; под ред. В.В. Клубовича. – Витебск: УО «ВГТУ», 2017 – 467 с., Глава 4, с. 61-69.

**МОДИФИКАЦИЯ СВОЙСТВ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ TiNiCu
С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ОБРАБОТКИ В АМОРФНОМ СОСТОЯНИИ**

**Шеляков А.В.¹, Ситников Н.Н.^{1,2}, Залетова И.А.^{1,2}, Бородако К.А.¹,
Табачкова Н.Ю.³, Андреев Н.В.³**

¹НИЯУ МИФИ, Россия, Москва

²АО ГНЦ «Центр Келдыша», Россия, Москва

³НИТУ МИСИС, Россия, Москва

e-mail alex-shel@mail.ru

В работе для создания функциональных материалов с эффектом памяти формы на основе сплавов квазибинарной интерметаллической системы TiNi-TiCu использовался метод комбинированных экстремальных воздействий. С этой целью сплавы системы TiNi-TiCu с содержанием меди от 25 до 40 ат.% были получены сверхбыстрой закалкой из жидкого состояния при скорости охлаждения расплава около 10^6 К/с в аморфном состоянии в виде тонких лент толщиной 30-50 мкм. Затем, для стимулирования процессов нуклеации при дальнейшей кристаллизации, они были подвергнуты дополнительной термической и деформационной обработке в пределах аморфного состояния: изотермический отжиг разной длительности при фиксированных температурах в диапазоне от 100°C до температуры стеклования, механическое воздействие с разной степенью деформации и одновременное термомеханическое воздействие при внешнем растягивающем напряжении до 500 МПа. Кристаллизация сплавов из аморфного состояния проводилась методом электроимпульсной термообработки, заключающейся в пропускании через образец одиночного импульса электрического тока с варьируемой длительностью в диапазоне от 1 до 1000 мс. При экспериментальном исследовании фазовых превращений и структуры сплавов применялись методы электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, дифференциальной сканирующей калориметрии, термомеханического анализа. Показано, что использование предложенного метода приводит к формированию субмикро- и нанокристаллических структурных состояний, которые улучшают функциональные свойства сплавов, обеспечивая, в частности, сужение температурного гистерезиса и увеличение энтальпии мартенситного превращения, повышение пластичности сплавов и увеличение максимальной обратимой деформации при реализации эффекта памяти формы.

Работы выполнены при поддержке проекта РФФ №19-12-00327.

**ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ И
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb МЕДИЦИНСКОГО
НАЗНАЧЕНИЯ**

**Шереметьев В.А.¹, Цатурянц М.С.¹, Калиничева В.А.¹, Лукашевич К.Е.¹,
Прокошкин С.Д.¹, Браиловский В.²**

¹НИТУ «МИСиС», Россия, Москва

²Ecole de technologie superieure, Канада, Монреаль

e-mail sheremetyev@misis.ru

С развитием металловедения для медицины возрастают требования к металлическим материалам для костных имплантатов. Для обеспечения биомеханической совместимости, материал должен обладать низким значением модуля Юнга, близким к таковому для костной ткани (до 30 ГПа). Низкие значения модуля Юнга (40-80 ГПа) и сверхупругое поведение, близкое к поведению костной ткани, демонстрируют сплавы с памятью формы (СПФ). Безникелевые СПФ на основе системы Ti-Zr-Nb, благодаря уникальному сочетанию биохимической и биомеханической совместимости, являются наиболее перспективными среди металлических биоматериалов для костных имплантатов.

Персонализированные имплантаты могут значительно улучшить заживление и повысить способность к остеоинтеграции. Лучшее управление наружной геометрией изделия и параметрами его внутренней поверхности может быть достигнуто с помощью аддитивных технологий, в частности методом селективного лазерного плавления (СЛП). Для получения качественных изделий из нового материала методом СЛП, необходимо определить оптимальные параметры синтеза (мощность лазера, скорость сканирования, шаг сканирования и толщина слоя порошка). Последующая термическая обработка, как инструмент для эффективного управления структурно-фазовым состоянием сплавов с памятью формы, может способствовать повышению комплекса механических и функциональных свойств.

Настоящая работа посвящена изучению влияния различных режимов СЛП и термической обработки на структуру и свойства СПФ Ti-18Zr-14Nb (в ат. %). Методом численного моделирования определены режимы СЛП, по которым получены четырнадцать образцов из порошка сплава Ti-Zr-Nb. Исследовано влияние режимов СЛП, а также их сочетание с термической обработкой, на химический и фазовый состав, плотность, микроструктуру, текстуру и твердость. Используя данные эксперимента, построены карты СЛП, прогнозирующие плотность получаемого материала и морфологию зеренной структуры. Расхождения между экспериментально измеренными и численно расчетными значениями не превышают 2% для плотности материала, 15% для размера зерна. Результаты исследования влияния термической обработки при 400-900 °С продемонстрировали возможности управления структурой и свойствами. Показано, что в сплаве с исходно более мелкозернистой и равноосной микроструктурой, полученной в результате СЛП с высокой скоростью построения, начало процесса рекристаллизации происходит при 700 °С, а в его активной фазе - при 800 °С, что на 100 °С ниже, чем в образце с более крупнозернистой микроструктурой.

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ № 20-79-00299

**ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА ТЕРМОКИНЕТИКУ
ФОРМОВОССТАНОВЛЕНИЯ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА
НИКЕЛИДА ТИТАНА**

Усенко А.А., Рыклина Е.П., Ашимбаев Д.А., Мурыгин С.Р.

НИТУ «МИСИС», РФ, Москва

e-mail ryklina@tmo.misis.ru

Для наведения эффекта памяти формы (ЭПФ) и обратимого ЭПФ (ОЭПФ) необходимо, как минимум, однократное деформирование. Температурно-деформационные воздействия вносят в исходную структуру (субструктуру) изменения, которые определяют поведение материала в процессе последующего формовосстановления. Роль исходного фазового состояния при наведении ЭПФ на ресурс формовосстановления установлена в работах [1,2] и на величину ОЭПФ в [3,4]. Особенности особенности термомеханического поведения СПФ в разных фазовых состояниях до настоящего времени не исследованы. Работа нацелена на восполнение существующего пробела. Исследования проводили на образцах стареющего никелида титана с содержанием никеля 50,5 ат.% в разных структурных состояниях. Температуры наведения определяли по результатам калориметрических исследований.

Установлены особенности термомеханического поведения в процессе формовосстановления за счет реализации прямого и обратного мартенситного превращения (МП) после деформации изгибом в разных фазовых состояниях. Выявлено существование «разноскоростных» этапов формовосстановления при реализации обратного МП; предложена гипотеза его происхождения. Установлены условия реализации максимальной обратимой деформации и величины ОЭПФ. Показано, что варьирование фазового состояния и величины наводимой деформации открывает широкие возможности регулирования температурного интервала формовосстановления никелида титана в разных структурных состояниях. Полученные закономерности могут быть использованы при планировании фундаментальных исследований и решении прикладных задач.

Список литературы

1. Ryklina, E., Polyakova, K., Prokoshkin, S. Comparative Study of Shape Memory Effects in Ni-Rich Ti–Ni Alloy After Training in Various Phase States (2020) *Shap. Mem. Superelasticity*, 6 (2), pp. 157-169. DOI:10.1007/s40830-020-00279-x
2. E. Ryklina, S. Prokoshkin, K. Vachiyani. Nanostructured titanium nickelide: Realization of abnormally high recovery strain (2014) *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 63 (1), статья № 012110 902–915.
3. Razov A., Motorin A., Nakhatova G. Nonmonotonic two-way shape memory in titanium nickelide // *Journal of Alloys and Compounds*. 2013. V.577, Suppl.1. P.S164-S167. DOI:10.1016/j.jallcom.2011.10.103.
4. Ostropiko, E., Yu Konstantinov, A. Functional behaviour of TiNi shape memory alloy after high strain rate deformation (2021) *Materials Science and Technology (United Kingdom)*, 37 (8), pp. 794-804.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания (код проекта 0718-2020-0030).

**СНИЖЕНИЕ СОДЕРЖАНИЯ Са В КОМПОЗИТЕ TiZrNb С ПОМОЩЬЮ
УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ**

**Юдин С.Н.¹, Алимов И.А.¹, Володько С.С.¹, Касимцев А.В.¹,
Петрова-Буркина О.А.², Рубаник В.В.², Рубаник В.В. мл.²**

¹ООО Метсинтез, Россия, Тула

²Институт технической акустики НАН Беларуси, Беларусь, Витебск
e-mail ita@vitebsk.by

Развитие имплантологии обуславливает разработку новых медицинских сплавов, механическое поведение которых максимально соответствует поведению костной ткани человека. Кроме этого медицинские материалы должны обладать высокой усталостной прочностью в условиях знакопеременных нагрузок, что достигается повышением качества сплавов за счет снижения неметаллических включений. Перспективным материалом для этого является композиция Ti-18Zr-15Nb, % ат. [1].

Однако данный порошковый сплав после гидридно-кальциевого синтеза содержит около 0,45 % масс. примеси кальция. Основная форма присутствия кальция – это CaO, т.к. этот щелочноземельный металл отличается очень высоким сродством к кислороду. На остаточное содержание кальция в гидридно-кальциевых порошках сильное влияние оказывает их сложная морфология, т.к. в условиях гидрометаллургической обработки продуктов синтеза (порошок сплава + CaO) не всегда имеются благоприятные условия для полного взаимодействия воды или водного раствора HCl с CaO. Порошок Ti-18Zr-15Nb имеет очень сложное губчатое строение со множеством мелких пор (полостей), в которые вода из-за поверхностного натяжения может не проникать, тем самым, сохраняя определённый уровень остаточного кальция в форме CaO.

Одним из подходов к дальнейшему снижению кальция в порошках может служить ультразвуковая обработка (УЗО). Об эффективности такой обработки судили по росту щелочности водной среды (pH > 7).

Установлено, что в условиях ультразвуковой обработки порошка низко модульного сплава Ti-18Zr-15Nb, содержащего 0,45 % масс. Са, наблюдается рост pH среды в сторону щелочи, что обусловлено взаимодействием дистиллированной воды и CaO с образованием сильной щелочи Ca(OH)₂, что приводит к существенному снижению содержания Са в композите Ti-18Zr-15Nb [2]. Таким образом, УЗО является действенным средством дополнительного понижения концентрации примеси Са в порошках, синтезируемых гидридно-кальциевым методом.

Литература

1. Конопацкий А.С., Дубинский С.М., Жукова Ю.С., Инаекян К., Браиловский В., Прокошкин С.Д., Филонов М.Р. Экспериментальный поиск химических составов сверхупругих титановых сплавов с повышенными функциональными свойствами // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2019. - №6. – С. 3-9.
2. Юдин С.Н., Алимов И.А., Володько С.С., Касимцев А.В., Петрова-Буркина О.А., Рубаник В.В., Рубаник В.В.-мл., Быша В.В. Ультразвуковая обработка порошка сплава Ti-18Zr-15Nb, синтезированного гидридно-кальциевым методом, содержащего кальций // Техническая акустика: разработки, проблемы, перспективы: материалы международной научной конференции, Витебск, 25 -28 мая 2021 г. - Витебск: УО«ВГТУ», 2021. – С.113-114.

**МИКРОСТРУКТУРА ПОРОШКОВОГО СПЛАВА Ti-50,6Ni (% ат.)
ПОСЛЕ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ ПРИ 800 °С И ОТЖИГА
Юдин С.Н.¹, Володько С.С.², Касимцев А.В.¹, Табачкова Н.Ю.³**

¹ООО «Метсинтез», Россия, Тула

²ТулГУ, Россия, Тула

³НИТУ «МИСис», Россия, Москва

e-mail sergey-USN@mail.ru

Сплавы на основе TiNi обладают хорошими функциональными и конструкционными свойствами. TiNi нашёл широкое применение в медицине и инженерии. Большой интерес представляют заникеленные сплавы TiNi (Ni > 50 % ат.), так как их температуры мартенситного превращения можно регулировать содержанием Ni в сплаве. Термомеханическая обработка заникеленного TiNi приводит к выделению фаз Ti₃Ni₄, Ti₂Ni₃ и TiNi₃. Особое влияние на функциональные свойства сплава оказывает фаза Ti₃Ni₄ когерентная B2-матрице.

В настоящей работе порошок сплав Ti-50,6Ni (% ат.) получали гидридно-кальциевым методом. Консолидацию порошка осуществляли гидростатическим прессованием и вакуумным спеканием при температуре $(0,95 \div 0,99) \cdot T_{пл}$. Далее проводили горячую деформацию методом поперечно-винтовой прокатки при 800 °С за несколько проходов с диаметра 32 на 20 мм. Окончательную микроструктуру формировали последеформационным отжигом при температуре 450 °С разной длительности (7, 15, 30, 60 и 180 минут). Тонкую микроструктуру исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Электрополировку осуществляли при температуре -20 °С.

На рисунке представлены результаты микроскопических исследований.

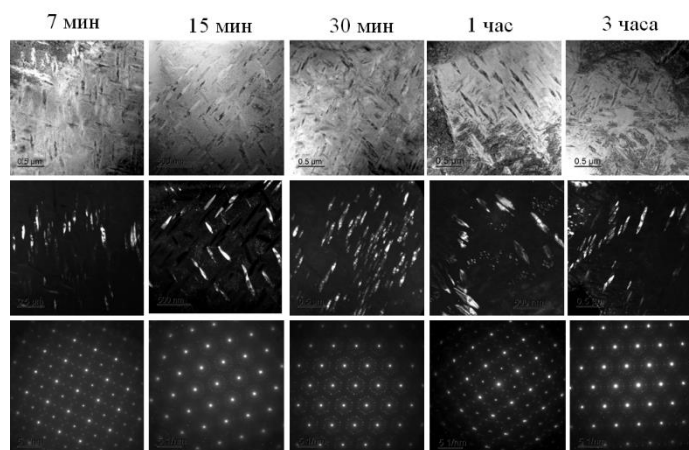


Рисунок 1– Влияние последеформационного отжига 450 °С разной длительности на тонкую микроструктуру сплава Ti-50,6Ni

Из рисунка видно, что независимо от длительности последеформационного отжига структура представлена тремя фазами: B2-матрица, R-мартенсит и когерентные выделения Ti₃Ni₄ линзовидной формы. Следует отметить, что фаза Ti₃Ni₄ нанодисперсная и равномерно распределена в объёме зерна.

**ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА
В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА NiFeGa**
Янушоните Э.И., Ефтифеева А.С., Суриков Н.Ю., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.
НИ ТГУ, Россия, Томск
e-mail yanushonite98@mail.ru

В последние годы активно изучаются закономерности проявления эластокалорического эффекта (ЭКЭ) в сплавах с памятью формы, что является перспективным для создания новой технологии твердотельного охлаждения [1]. Исходя из этого в настоящей работе на монокристаллах сплава $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$, испытывающих L_{21} -10M/14M- L_{10} мартенситные превращения, проведено исследование ЭКЭ при сжатии в циклах нагрузка/разгрузка в температурном интервале сверхэластичности (СЭ) в зависимости от ориентации. Для исследования выбраны две ориентации в аустенитном состоянии $[001]_A$ и $[011]_A$. ЭКЭ измеряли в циклах нагрузка/разгрузка при проявлении СЭ. За величину ЭКЭ принимали адиабатическое охлаждение ΔT_{ad} при обратном МП, реализованном при высокой скорости разгрузки $6,7 \cdot 10^{-1} \text{ c}^{-1}$.

Экспериментально показано, что для $[001]_A$ -кристаллов ЭКЭ со стабильной величиной $\Delta T_{ad} = (10,1 \pm 0,8) \text{ K}$, не зависящей от температуры испытания, наблюдается во всем интервале СЭ от 298 К до 493 К. Это обусловлено высокими прочностными свойствами аустенита и мартенсита в $[001]_A$ -кристаллах (800-1500 МПа), узким механическим гистерезисом $\Delta \sigma = 35\text{-}50 \text{ МПа}$ и отсутствием процессов раздвойнивания L_{10} -мартенсита под нагрузкой.

В свою очередь, для $[011]_A$ -кристаллов стабильная величина $\Delta T_{ad} = 8,2 \text{ K}$ наблюдается не во всем интервале СЭ (от 313 К до 423 К), а только в узком интервале температур 20-30 К (от 313 К до 348 К), далее с ростом температуры испытания до $T = 423 \text{ K}$ величина ΔT_{ad} убывает в 1,3 раза. Данные кристаллы характеризуются низкими прочностными свойствами мартенсита (400-500 МПа) и широким механическим гистерезисом ($\Delta \sigma = 80\text{-}130 \text{ МПа}$), в отличии от $[001]_A$ -кристаллов. Узкий интервал температур проявления стабильного ЭКЭ обусловлен релаксацией высоких упругих напряжений при развитии МП под нагрузкой за счет процессов раздвойнивания L_{10} -мартенсита, локальной пластической деформацией при высоком уровне деформирующих напряжений и повышенной температуры испытания.

Полученные экспериментальные значения величины ΔT_{ad} для монокристаллов $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ близки к теоретическим значениям $\Delta T_{ad}^{теор} = 12,9 \text{ K}$ для $[001]_A$ и $\Delta T_{ad}^{теор} = 14,1 \text{ K}$ для $[011]_A$ ориентаций, рассчитанным с экспериментальными значениями коэффициента $\alpha = d\sigma/dT$ ($\alpha = 3 \text{ МПа/К}$ для $[001]_A$ и $\alpha = 3,4 \text{ МПа/К}$ для $[011]_A$, который характеризует рост критических напряжений с температурой [2].

Таким образом, высокопрочные $[001]_A$ -кристаллы $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$, которые демонстрируют максимальную величину ЭКЭ $\Delta T_{ad} = 10,1 \text{ K}$ в широком температурном интервале СЭ 195 К, по сравнению с $[011]_A$ -кристаллами, являются перспективными материалами для твердотельного охлаждения.

1. S. Qian et al. // International journal of refrigeration. 2016. V. 64. P. 1–19.
2. К. Отцука и др. – М: Металлургия, 1990. – 222 с.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 20-19-00153.

- Anshu Sahu, 25, 64
Ashish K. Shukla, 64
Bahrets D.A., 70
Chashchina V.G., 46
Do Hung Manh, 47
Dorodeiko V.G., 70
Hong Le, 52, 65
Jayachandran S., 6, 14, 25, 42, 64
Kameli P., 21
Kashchenko M.P., 46
Kashchenko N.M., 46
Mani Prabu S.S., 6, 14, 42
Manikandan M., 14
Ngo Thi Hong Le, 47
Nguyen Huy Dan, 47
Palani I.A., 6, 14, 25, 42, 64
Rubanik V.V., 70
Rubanik V.V. jr., 70
Sahu Anshu, 14
Sarsari I.A., 21
Shalini Singh, 25, 42, 64
Shukla A.K., 25
Urban V.I., 70
Uzhekina A.N., 70
Varzaneh A.G., 21
VU Hong Ky, 47
Алиев А.М., 21
Алимов И.А., 5, 94
Альчибаев М.В., 6
Андреев А.В., 13, 41
Андреев В.А., 7, 8, 20, 39, 43, 50, 51, 54
Андреев Н.В., 91
Аникеев С.Г., 9, 10, 45
Артюхова Н.В., 9, 10, 45
Ашимбаев Д.А., 93
Байгонакова Г.А., 56
Балаев Э.Ю., 15
Баранова А.П., 11
Барилюк Д.В., 49
Бармина Е.Г., 33
Батдалов А.Б., 21
Белоусов Н.Н., 12
Беляев С.П., 6, 13, 14, 20, 25, 28, 39, 42, 64,
66, 68, 73, 86
Беляев Ф.С., 67, 76
Бикбаев Р.М., 14, 42
Бледнова Ж.М., 15, 71
Бондарева С.А., 7, 8
Бородако К.А., 16, 75, 91
Браиловский В., 51, 92
Бучельников В.Д., 21, 29
Быбик М.С., 41
Васильев М.Г., 59
Власова К.Ю., 80
Волков А.Е., 17, 67, 76
Волков Г.А., 12
Волкова Н.А., 17
Володько С.С., 18, 19, 55, 94, 95
Волочаев М.Н., 9, 45
Вуколов Е.А., 17
Вьюненко Ю.Н., 12
Габриелян А.Х., 13, 20, 39
Галкин С.П., 54
Гамзатов А.Г., 21
Гарин А.С., 9, 45
Гирсова Н.В., 53
Гирсова С.Л., 62
Гришков В.Н., 32, 33, 53
Гундеров Д.В., 24, 27, 87
Гусаренко А.А., 32, 53
Гуцев В.И., 55
Гюнтер В.Э., 9, 45
Демидова Е.С., 13, 25, 66
Денисенко В.Л., 26
Денисенко Э.В., 26
Деркач М.А., 27
Дородейко В.Г., 74
Дубинский С.М., 11, 40
Евард М.Е., 67, 76
Егоров П.А., 28, 68
Ерагер К.Р., 29
Ефтифеева А.С., 31, 60, 96
Жапова Д.Ю., 32, 33
Жердева М.В., 34
Жителев П.С., 35
Житенев А.И., 35
Жуков Н.В., 35
Жукова Ю.С., 36, 40
Жуковская М.И., 16
Залетова И.А., 37, 75, 91
Зарипова М.М., 38
Зув О.Э., 81
Иванкина Т.И., 55
Иванов А.М., 13, 20, 39
Иванова А.Б., 68
Иржак А.В., 47
Исаенкова М.Г., 38
Кавалла Р., 48
Кадиров П.О., 40
Казьмин А.А., 69
Калашников В.С., 41
Калганов В.Д., 25, 64
Калиничева В.А., 92
Караваева М.А., 40
Караман И., 78
Карасева У.П., 42
Карелин Р.Д., 7, 8, 43, 48, 50
Карпухин Д.А., 52, 65

- Касимцев А.В., 19, 94, 95
Кафгаранова М.И., 9, 45
Кашин О.А., 53
Кашина О.Н., 33
Коледов В.В., 16, 41, 47, 52, 57, 58, 65
Колобов Ю.Р., 84
Комаров В.С., 43, 48, 50, 63
Конопацкий А.С., 49, 80
Копылов В.И., 53
Коробенков М.В., 10
Коротицкий А.В., 19
Косячкова Т. Р., 50
Кривошеев С.И., 79
Круковский К.В., 53
Крымов В.М., 59
Кудряшова А.А., 51
Кузнецов Д.Д., 52, 65
Кулак М.М., 86
Курапов Г.В., 15, 71
Курлевская И.Д., 85
Кучин Д.С., 41
Лайшева Н.В., 7, 8
Лаптев Р.С., 33, 53
Лега П.В., 47, 52, 65
Ломыгин А., 33
Лотков А.И., 32, 33, 53, 62
Лукашевич К.Е., 54, 92
Луничкин А.М., 16
Луцко В.Ф., 69
Магазинов С.Г., 79
Мамазакиров О.Р., 9, 10, 45
Маркова Г.В., 19, 55
Марченко Е.С., 56, 78
Метлов Л.С., 57, 58
Мионов Ю.П., 33, 53
Морозов Е.В., 57, 58
Мурыгин С.Р., 63, 93
Несоленов А.В., 41
Нечаев Д.В., 35
Николаев В.И., 59, 81
Носов Ю.Г., 59
Одинцова Г.В., 84
Орлов А.П., 47, 52, 65
Осинцев А.В., 38
Остропико Е.С., 69, 79
Панченко Е.Ю., 31, 34, 60, 78, 82, 85, 96
Перевезенцев В.Н., 84
Перкова Т.Ю., 67
Петрова-Буркина О.А., 61, 94
Пломодьяло Р.Л., 15
Полетика Т.М., 62
Полякова К.А., 63, 72
Поникарова И.В., 28, 64, 68
Попова Д.В., 80
Прокошкин С.Д., 11, 27, 36, 40, 43, 48, 49, 50, 51, 54, 84, 92
Прокунин А.В., 47, 52, 65
Промахов В.В., 9, 10, 45
Пульнев С.А., 81
Пустов Ю.А., 36, 40
Пчельников П.А., 13, 66
Рааб Г.И., 27
Разов А.И., 69
Рахимов Т.М., 68
Ребров Т.В., 67
Реснина Н.Н., 6, 13, 14, 20, 25, 28, 39, 42, 64, 66, 68, 72, 73, 86
Рубаник В.В., 26, 61, 69, 74, 86, 94
Рубаник В.В. мл., 26, 61, 69, 74, 86, 94
Русинов П.О., 15, 71
Рыклина Е.П., 63, 72, 93
Сибирев А.В., 6, 73
Симова С.Н., 74
Ситников Н.Н., 37, 75, 91
Соколовский В.В., 29
Стародубова М.С., 76
Столяров В.В., 77
Сундеев Р.В., 75
Суриков Н.Ю., 60, 96
Табачкова Н.Ю., 68, 91, 95
Тагильцев А.И., 60, 78
Теплякова Т.О., 80
Тимашов Р.Б., 81
Тимкин В.Н., 32, 33, 53
Тимофеева Е.Е., 34, 60, 78, 82
Тихомирова К.А., 83
Токмачева-Колобова А.Ю., 84
Тохметова А.Б., 60, 85
Убыйвовк Е.В., 13, 68
Усенко А.А., 93
Фаткуллин И.Д., 78
Фесенко В.А., 38
Филонов М.Р., 36
Хизриев Ш.К., 21
Хлопков Е.А., 12
Хмелевская И.Ю., 43, 48, 50
Ховайло В.В., 21
Ходоренко В.Н., 9, 45
Цатурянц М.С., 92
Чепела Д.В., 86
Черкасов В.В., 48
Чикиряка А.В., 59
Чумляков Ю.И., 31, 34, 60, 78, 82, 85, 96
Чуракова А.А., 27, 87
Шавров В.Г., 41, 47, 52, 57, 58, 65
Шандрюк Г.А., 52
Шеляков А.В., 13, 16, 37, 66, 75, 91
Шереметьев В.А., 27, 40, 51, 54, 92
Шишелова А.А., 56

IV Международная конференция «Сплавы с памятью формы»
Москва 13-17 сентября 2021 г

Юдин С.Н., 19, 94, 95
Юркова А., 15
Юсупов В.С., 7, 8, 43, 48, 50

Янушоните Э.И., 31, 60, 96
Янченко М.В., 12
Япарова Е.Н., 68

IV Международная конференция «Сплавы с памятью формы»
Москва 13-17 сентября 2021 г

СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

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

Материалы опубликованы в авторской редакции

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

