

На правах рукописи

Моторин Александр Сергеевич

Функционально-механические свойства никелида титана при
высокоскоростном растяжении

01.02.04 – Механика деформируемого твердого тела

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Санкт-Петербург

2016

Работа выполнена в Санкт-Петербургском государственном университете.

Научный руководитель: доктор технических наук, с.н.с., профессор
Разов Александр Игоревич

Официальные оппоненты: Мельников Борис Евгеньевич,
доктор технических наук, профессор, профессор
кафедры гидравлики
Санкт-Петербургский политехнический университет
Петра Великого

Помыткин Сергей Павлович,
доктор физико-математических наук, доцент,
профессор кафедры высшей математики и механики
Санкт-Петербургский государственный университет
аэрокосмического приборостроения

Ведущая организация: Петербургский государственный университет путей
сообщения Императора Александра I

Защита состоится “___” _____ 20__ г. в ___ часов на заседании
диссертационного совета Д 212.232.30 на базе Санкт-Петербургского
государственного университета по адресу: 198504, Санкт-Петербург, Старый
Петергоф, Университетский пр., 28, математико-механический факультет, ауд. 405.

С диссертацией можно ознакомиться в Научной библиотеке им. М. Горького
Санкт-Петербургского государственного университета по адресу: 199034, Санкт-
Петербург, Университетская наб., 7-9 и на сайте
<https://disser.spbu.ru/files/disser2/disser/6GDWXbkLfb.pdf>.

Автореферат разослан “___” _____ 20__ г.

Ученый секретарь диссертационного совета
доктор физ.-мат. наук

Кустова Е.В.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы

Изменения свойств различных материалов под воздействием высокоскоростного нагружения давно привлекают интерес ученых и инженеров, что связано с большой практической значимостью таких исследований для гражданской и специальной техники. Этот интерес не обошел стороной и сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ), особенно на основе композиции TiNi. Сплавы на основе TiNi обладают уникальными свойствами – высокими коррозионной стойкостью и прочностью, хорошими показателями восстановления деформации, значительными реактивными напряжениями, хорошей биосовместимостью, высокой демпфирующей способностью, ввиду чего к настоящему времени уже успешно применяются во многих областях техники и медицины. Актуальность данной работы обусловлена еще и тем, что во многих областях современной техники и медицины стремятся уменьшить размеры рабочих элементов и снизить время отклика устройств, используемых в быстропротекающих процессах. Кроме того, сплавы с ЭПФ могут подвергаться высокоскоростному нагружению в процессе технологических операций, например, при создании биметаллических материалов с памятью формы.

В проведенных ранее известных работах авторы при высокоскоростном нагружении, в основном, исследовали механические свойства сплавов TiNi [1, 2]. К исследованию механических свойств можно отнести и работы, посвященные сверхупругому поведению никелида титана [3, 4], хотя, конечно, это свойство можно отнести и к функциональным свойствам, связанным с мартенситными превращениями. Исследование механических свойств наиболее полно проводилось при деформировании сплавов сжатием [1, 2, 5]. В режиме растяжения исследования влияния скорости деформирования и температуры испытания на механическое поведение сплава TiNi частично проводились в работах [6, 7] и не носили систематический характер.

Исследования функциональных свойств никелида титана – эффекта однократной памяти формы и эффекта обратимой памяти формы (ОПФ) после высокоскоростного деформирования носили несистематический характер и, в основном, проводились в режиме сжатия. Систематические исследования однократной и обратимой памяти формы были начаты в работе [8], в которой изучение ЭПФ и ОПФ проводили только после высокоскоростного предварительного сжатия при комнатной температуре. Было показано, что существуют области предварительных высокоскоростных деформаций, которые приводили к повышению эффектов памяти формы по сравнению с квазистатическим нагружением. Систематические работы по исследованию

функциональных свойств сплавов с ЭПФ после высокоскоростного нагружения в режиме растяжения отсутствовали.

Все вышесказанное говорит об актуальности исследования механических свойств никелида титана при высокоскоростном растяжении и его функциональных свойств, инициированных этим нагружением, что в дальнейшем может дать дополнительные возможности при применении этих сплавов.

Целью работы являлось исследование механических и функциональных свойств никелида титана эквиаомного состава при высокоскоростном и квазистатическом растяжении в температурном интервале, охватывающем диапазон мартенситного превращения, изучение зависимости этих свойств от температуры, при которой осуществляли нагружение, и компьютерное моделирование механического поведения сплава в указанном интервале температур.

Для достижения указанной цели были поставлены следующие задачи:

1. Провести высокоскоростное и квазистатическое растяжение образцов из эквиаомного сплава TiNi при различных температурах в интервале 20-300°C, охватывающем диапазон температур мартенситного превращения.
2. Осуществить сравнительный анализ механических свойств эквиаомного сплава TiNi при высокоскоростном и квазистатическом растяжении.
3. Выполнить компьютерное моделирование механического поведения эквиаомного сплава TiNi при квазистатическом и высокоскоростном растяжении в интервале температур 20-300°C с использованием микроструктурного подхода.
4. Исследовать особенности проявления эффектов однократной и обратимой памяти формы в эквиаомном сплаве TiNi после высокоскоростного и квазистатического растяжения.
5. Изучить влияние температуры, при которой осуществляли деформирование, на механические и функциональные свойства эквиаомного сплава TiNi.

Научная новизна

В результате проведенного исследования установлено, что фазовый и дислокационный пределы текучести сплава TiNi эквиаомного состава при квазистатическом и высокоскоростном растяжении ведут себя различным образом. Обнаружено, что при высокоскоростном растяжении значения фазового предела текучести всегда выше, чем при квазистатическом. Показано, что компьютерное моделирование механического поведения эквиаомного никелида титана в широком интервале температур, проведенное с использованием микроструктурного подхода, дает достаточно хорошее совпадение с экспериментальными данными, как в квазистатическом случае, так и при высокоскоростном нагружении.

Установлено, что эффект памяти формы после высокоскоростного деформирования растяжением при различных температурах до остаточных деформаций 10-25% всегда меньше, чем после квазистатического нагружения. Эффект памяти формы и обратимая память формы мартенситного типа, инициированные высокоскоростным нагружением, уменьшаются с повышением температуры испытаний быстрее, чем инициированные квазистатическим нагружением. Обратимая память формы мартенситного типа с повышением температуры предварительного нагружения переходит в обратимую память формы аустенитного типа. Обнаружен температурный интервал, где оба типа обратимой памяти формы сосуществуют и приводят к появлению реверсивной ОПФ. Таким образом, был найден простой способ формирования реверсивной обратимой памяти формы, заключающийся в деформировании никелида титана при определенных температурах в аустенитном состоянии.

Установлено, что деформирование сплава TiNi, содержащего в своем составе аустенит, приводит к повышению его функциональных свойств – однократной и обратимой памяти формы.

Практическая значимость

Практическая значимость результатов исследования заключается в том, что на основе полученных данных разработчикам испытывающих динамические нагрузки устройств на основе никелида титана могут быть сформулированы практические рекомендации по выбору деформационно-силовых и температурных режимов функционирования рабочих элементов этих устройств, обеспечивающих наиболее эффективное использование термомеханических и функциональных свойств эквиаомного сплава TiNi и оптимизацию рабочих характеристик устройства.

Степень достоверности полученных результатов обеспечена использованием современных методов экспериментальных исследований, скрупулезной обработкой экспериментальных данных, соответствием полученных закономерностей их теоретической интерпретации и воспроизводимостью результатов. Все данные и выводы по работе находятся в согласии с современными представлениями о природе и закономерностях процессов неупругой деформации материалов с мартенситными превращениями и эффектами памяти формы.

Основные положения и результаты, выносимые на защиту

1. Закономерности изменения фазового и дислокационного пределов текучести эквиаомного сплава TiNi от температуры квазистатического и высокоскоростного растяжения.

2. Результаты компьютерного моделирования механического поведения эквиаомного сплава TiNi при квазистатическом и высокоскоростном растяжении

в широком интервале температур, охватывающем диапазон мартенситного превращения.

3. Закономерности изменения эффектов однократной и обратимой памяти формы от температуры квазистатического и высокоскоростного растяжения эквиатомного сплава TiNi в интервале 20-300°C.

4. Установленный факт, что после квазистатического деформирования сплава TiNi в предмартенситном аустенитном состоянии достигаются лучшие функциональные свойства (величины однократной памяти формы до 12,3% и обратимой памяти формы до 4,3%) по сравнению со свойствами, полученными после деформирования в мартенситном состоянии.

5. Новый простой способ формирования реверсивной обратимой памяти формы, который заключается в деформировании эквиатомного никелида титана в аустенитном состоянии в интервале температур 100-140°C.

Апробация диссертации

Результаты данной работы были представлены на следующих всероссийских и международных конференциях: XVIII Петербургские чтения по проблемам прочности и роста кристаллов (Санкт-Петербург, 21-24 октября 2008 г.), VI Международная научная конференция «Прочность и разрушение материалов и конструкций» (Оренбург, 20-22 октября 2010 г.), X Всероссийский съезд по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики (Нижний Новгород, 24-30 августа 2011 г.), International Conference on Martensitic Transformations (ICOMAT-2011) (Осака, Япония, 4-9 сентября 2011 г.), Научно-технический семинар «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов» (Москва, 26-28 октября 2011 г.), 5th European Conference on Structural Control (EACS 2012) (Генуя, Италия, 18-20 июня 2012 г.), 8th European Solid Mechanics Conference (Грац, Австрия, 9-13 июля 2012 г.), 9th European Symposium on Martensitic Transformations (ESOMAT-2012) (Санкт-Петербург, 9-16 сентября 2012 г.), II Всероссийский конгресс молодых ученых (Санкт-Петербург, 9-12 апреля 2013 г.), Международная конференция «Сплавы с эффектом памяти формы: свойства, технологии, перспективы» (Витебск, Беларусь, 26-30 мая 2014 г.), 55-я Международная конференции «Актуальные проблемы прочности» (Харьков, Украина, 9-13 июня 2014 г.), International Conference on Martensitic Transformations (ICOMAT-2014) (Бильбао, Испания, 6-11 июля 2014 г.), XI Всероссийский съезд по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики, (Казань, 20-24 августа 2015г.), 10th European Symposium on Martensitic Transformations (ESOMAT2015) (Антверпен, Бельгия, 14-18 сентября 2015 г.), Всероссийская научная конференция с международным участием «Механика композиционных материалов и конструкций, сложных и гетерогенных сред», посвященная 95-летию со дня рождения академика И.Ф. Образцова (Москва, 15-17 декабря 2015 г.), XXII Петербургские чтения по проблемам

прочности. К 110-летию со дня рождения академика С.Н. Журкова и 85-летию со дня рождения профессора В.А. Лихачева, (Санкт-Петербург, 12-14 апреля 2016 г.).

Результаты работы вошли в отчеты по следующим научно-исследовательским проектам:

1. НИР «Теоретические и экспериментальные методы исследования процессов деформации, разрушения и структурных превращений в материалах, в том числе, сплавах с памятью формы, с учетом их внутреннего строения и различных способов нагружения» (2011-2013), СПбГУ, Мероприятие 2, грант № 6.37.137.2011.

2. НИР «Эффекты памяти формы в никелиде титана после динамического нагружения» (2012-2014), СПбГУ, Мероприятие 2, грант № 6.38.74.2012.

3. «Методы механики деформированного твердого тела в задачах нано- и мезомеханики» НШ-518.2012.1 (2012-2013).

4. «Исследование термо-механических свойств сплава TiNi при высокоскоростном нагружении», грант РФФИ 13-01-00050 (2013-2015).

Получены следующие награды:

1. За лучший стендовый доклад среди молодых ученых на Научно-техническом семинаре «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов», Москва, 26-28 октября 2011 г.

2. За лучший устный доклад среди молодых ученых на международной конференции «Сплавы с эффектом памяти формы: свойства, технологии, перспективы», Витебск, Беларусь, 26-30 мая 2014 г.

Публикации

По материалам диссертации опубликовано 20 работ, из них 5 в изданиях рекомендованных ВАК, из которых 4 в изданиях, индексируемых Scopus и WoS.

Личный вклад автора

Результаты проведенных исследований отражены в работах 1 - 20. В работах 1 - 20 соискатель выполнил основную часть экспериментов, осуществил обработку и анализ полученных экспериментальных данных, в рамках микроструктурного подхода провел компьютерное моделирование механического поведения никелида титана при квазистатическом и высокоскоростном нагружении в широком интервале температур, участвовал в обсуждении полученных данных и подготовке публикаций. Научный руководитель А.И. Разов осуществлял общее научное руководство с определением задач исследования, участвовал в обсуждении полученных данных и подготовке публикаций. В работах 1,2, 6-8, 13 Г.Г. Нахатова помогала в подготовке образцов и проведении исследований реверсивной обратимой памяти формы. В работе 6 такую же помощь оказывал А.В. Новосельский. А.А. Груздков и С.И. Кривошеев участвовали в работе 10 в части, касающейся использования высокоскоростного магнитно-импульсного нагружения, результаты которого в данную работу не

включены. Во время работ по компьютерному моделированию механического поведения никелида титана консультации давали А.Е. Волков и М.Е. Евард (в том числе и при подготовке работ 16, 19 и 20). В работах 3-5, 9, 11, 17 А.М. Брагов, А.Ю. Константинов и А.К. Ломунов оказывали помощь при проведении высокоскоростного растяжения образцов с использованием метода Кольского для разрезных стержней Гопкинсона. В работах 3-5, 11, 15-18 А.Н. Данилов проводил рентгеноструктурные исследования, участвовал в обсуждении результатов исследований и подготовке публикаций. А.Х. Галиева (в работах 3, 10, 11, 15), В.И. Григорьева (в работах 3, 10, 11, 15, 16, 18) и Е.С. Остропико (в работах 3, 10, 11, 15, 18) помогали при проведении экспериментальных работ по исследованию эффектов памяти формы.

Структура и объем работы

Диссертационная работа состоит из введения, 5 глав, заключения и списка литературы, состоящего из 103 наименований. Работа изложена на 134 страницах, иллюстрирована 110 рисунками и содержит 1 таблицу.

СОДЕРЖАНИЕ ДИССЕРТАЦИОННОГО ИССЛЕДОВАНИЯ

Во введении обосновывается актуальность исследуемой проблемы и ее практическая значимость, сформулированы цель и задачи исследования.

Глава 1 содержит аналитический обзор, в котором описаны исследования воздействия высокоскоростного нагружения на термомеханические свойства сплавов на основе никелида титана, включая сверхупругость. Отдельно рассмотрены работы с исследованиями и функциональных свойств сплавов с эффектом памяти формы после высокоскоростного нагружения. Сделан вывод об актуальности исследования механических свойств и эффектов памяти формы после высокоскоростного растяжения и сравнения их с квазистатическим случаем.

Глава 2 посвящена исследованию механических свойств никелида титана при высокоскоростном и квазистатическом растяжении и сравнительному анализу полученных закономерностей. Объектом всех исследований служил сплав TiNi эквиатного состава с характеристическими температурами превращения: $M_f = 32^\circ\text{C}$, $M_s = 74^\circ\text{C}$, $A_s = 74^\circ\text{C}$, $A_f = 98^\circ\text{C}$. В экспериментах использовали образцы цилиндрической формы с рабочей частью диаметром 5 мм и длиной 10 мм, изготовленные из горячекатаных прутков сплава, которые отжигали при 500°C в течение 1 часа и охлаждали с печью. Деформирование растяжением осуществляли при температурах: 20, 50, 60, 77, 87, 110, 115, 120, 180, 220, 260 и 300°C . Высокоскоростное нагружение осуществляли на установке, реализующей метод Кольского для разрезных стержней Гопкинсона со скоростями деформирования около 10^3c^{-1} . Квазистатическое нагружение проводили на испытательной машине Lloyd LR30K Plus со скоростью деформирования 10^{-3}c^{-1} .

Характерные диаграммы квазистатического и высокоскоростного нагружения сплава в мартенситном при 20°C и в аустенитном состоянии при 130°C представлены на рисунках 1, 2.

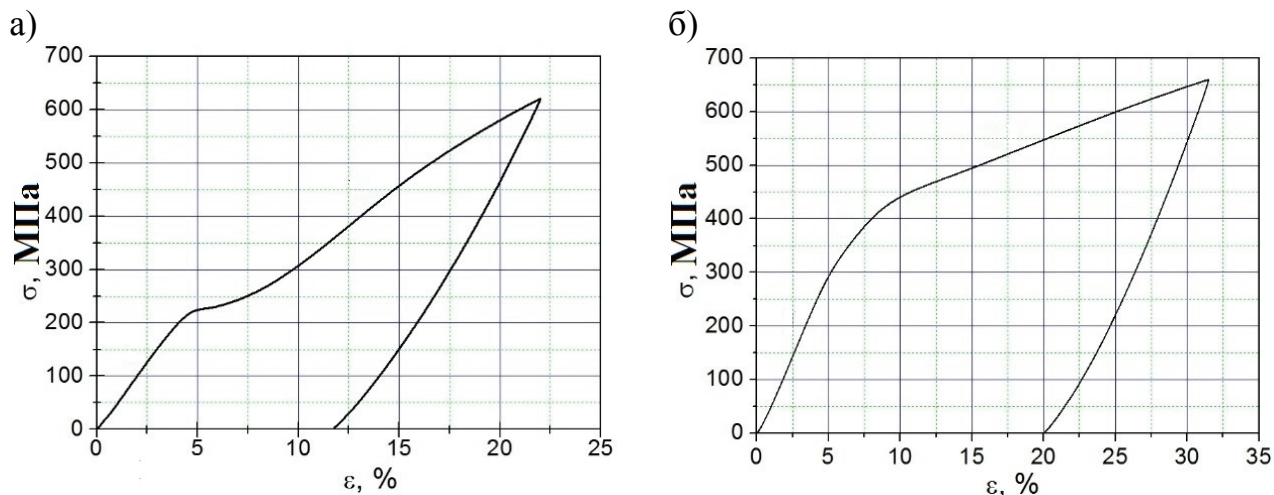


Рисунок 1. Диаграммы квазистатического растяжения сплава TiNi в мартенситном (20°C) (а) и аустенитном (130°C) (б) состоянии.

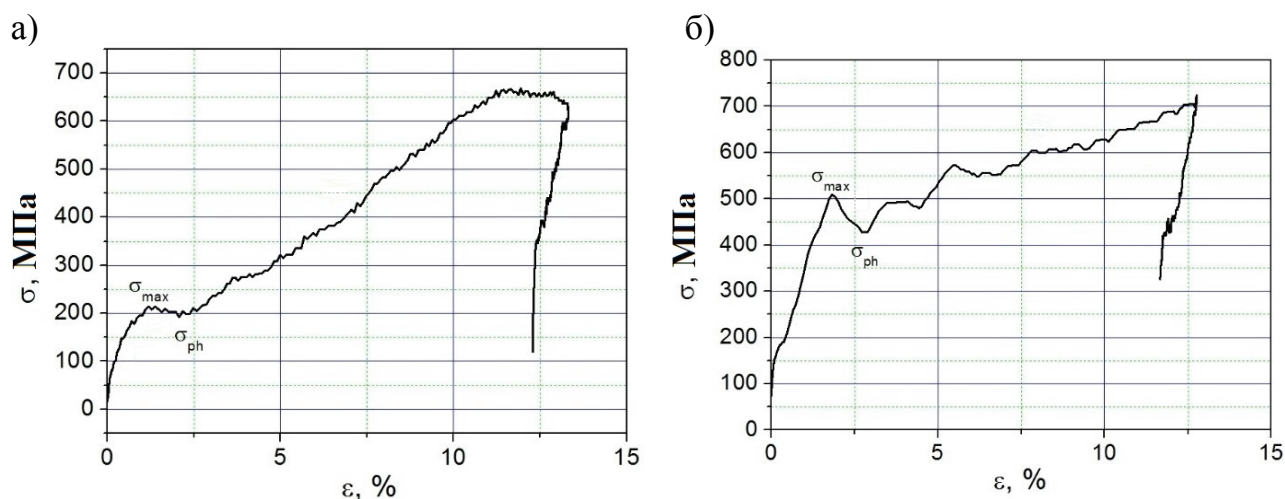


Рисунок 2. Диаграммы высокоскоростного деформирования сплава TiNi в мартенситном (20°C) (а) и аустенитном (130°C) (б) состоянии.

По полученным диаграммам деформирования исследуемого сплава методом касательных находили пределы текучести. Зависимости фазового и дислокационного пределов текучести от температуры, при которой проводили испытания, показаны на рисунке 3 и рисунке 4, соответственно.

Проведенные эксперименты показали, что фазовый и дислокационный пределы текучести ведут себя различным образом при квазистатическом и высокоскоростном нагружении. Имея при комнатной температуре в мартенситном состоянии приблизительно одинаковые значения, фазовый предел с дальнейшим повышением температуры деформирования в динамическом случае растет, а в квазистатическом сначала убывает до некоторого минимума и только потом начинает расти. Кроме того, при высокоскоростном нагружении значения

фазового предела текучести всегда выше, чем при квазистатическом. Дислокационный предел текучести при квазистатическом нагружении также, как и фазовый, имеет минимум в районе температуры 50°C, а при динамическом нагружении, во-первых, имеет значительно более высокие значения, а, во-вторых, не имеет минимума и убывает при изменении температуры деформирования от комнатной до 150°C. При температурах выше 150°C дислокационный предел текучести в обоих случаях (квазистатическом и динамическом) имеет практически одинаковое поведение и одинаковые значения.

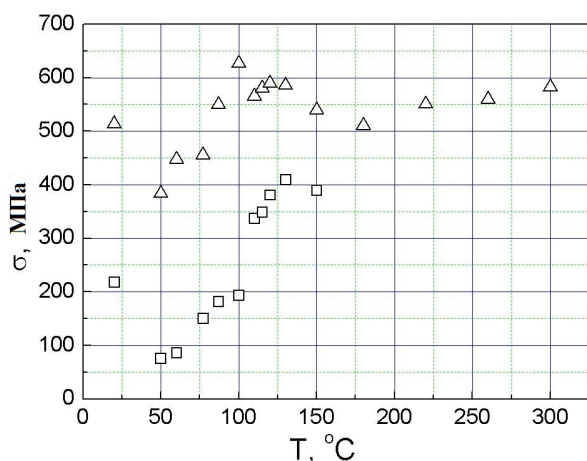


Рисунок 3. Зависимость пределов текучести сплава TiNi от температуры сплава TiNi от температуры квазистатического растяжения:

□ – фазовый предел текучести;
 Δ – дислокационный предел текучести.

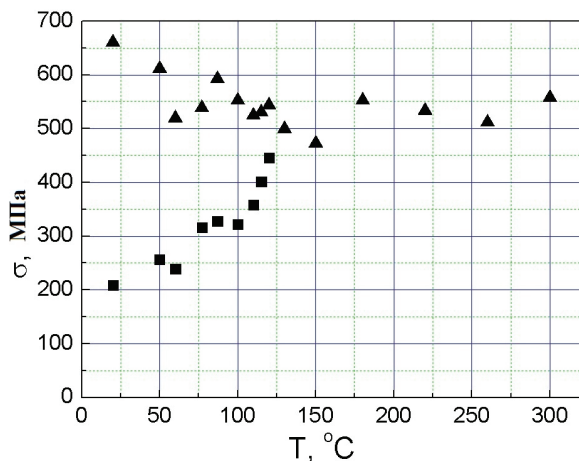


Рисунок 4. Зависимость пределов текучести сплава TiNi от температуры сплава TiNi от температуры высокоскоростного растяжения:

■ – фазовый предел текучести;
 ▲ – дислокационный предел текучести.

Для анализа влияния фазового состава на механическое поведение никелида титана были проведены квазистатическое и высокоскоростное растяжение сплава при температурах 60, 77, 87 и 100°C, достижение которых обеспечивали двумя способами. В одном случае образцы нагревали от комнатной температуры (мартенситное состояние) до температуры, при которой осуществляли деформирование, в другом – материал нагревали до 180°C, переводя полностью в аустенитное состояние, и затем охлаждали до указанных температур, при которых проводили деформирование. При исследовании пределов текучести установлено, что в случае квазистатического нагружения при температурах 60°C и 87°C, достигнутых обоими способами, пределы фазовой неупругости, практически, совпадают, при 77°C при нагружении в аустенитном состоянии фазовый предел текучести меньше, чем при нагружении в мартенситном состоянии. Во время нагружения при 100°C наблюдали обратную картину: фазовый предел текучести при деформировании в случае охлаждения до температуры испытания больше, чем в случае нагрева от комнатной температуры. Пределы дислокационной пластичности при 77°C и 100°C в обоих вариантах достижения температуры испытания совпадают с достаточной степенью точности, при 60°C

дислокационный предел текучести в случае охлаждения до температуры испытания меньше, чем в случае нагрева от комнатной температуры. В случае высокоскоростного нагружения предел дислокационной пластичности ведет себя подобным образом, как при квазистатическом нагружении, а фазовый предел текучести при всех температурах деформирования в аустенитном состоянии больше, чем в мартенситном.

В главе 3 представлены результаты моделирования механического поведения эквивалентного сплава TiNi при квазистатическом и высокоскоростном растяжении. Для проведения компьютерного моделирования была выбрана микроструктурная модель, основанная на созданной В.А. Лихачёвым и В.Г. Малининым [9] структурно-аналитической теории прочности, и в настоящее время развиваемая А.Е. Волковым и М.Е. Евард [10-12].

Согласно модели, изучаемый математический объект представляет собой поликристалл, каждое зерно которого характеризуется ориентацией ω . Деформация представительного объема вычисляется путем ориентационного усреднения деформаций по всем зернам.

Полная деформация зерна представляется в виде суммы деформаций, обусловленных различными механизмами:

$$\varepsilon_i^{gr} = \varepsilon_i^{gr e} + \varepsilon_i^{gr T} + \varepsilon_i^{gr Ph} + \varepsilon_i^{gr MP} + \varepsilon_i^{gr P},$$

где соответствующие виды деформации определяют индексы: “*e*” – упругая, “*T*” – тепловая, “*Ph*” – фазовая, “*MP*” – микропластическая, “*P*” – пластическая. Упругая деформация и деформация теплового расширения рассчитываются по известным соотношениям. Принимая во внимание предположение, что в зерне может находиться аустенит и $N = 12$ вариантов мартенсита, фазовая деформация зерна вычисляется следующим образом:

$$\varepsilon^{gr Ph} = \frac{1}{N} \sum_n \Phi_n D^{(n)},$$

где Φ_n — объемная доля n -го варианта мартенсита, а $D^{(n)}$ – матрица деформации для n -го варианта мартенситного превращения. Микропластическая деформация, обусловленная аккомодацией мартенсита в зерне, вычисляется по формуле:

$$\varepsilon^{gr MP} = \frac{1}{N} \sum_n k \Phi_n^p D^{(n)},$$

где Φ_n^p – мера микропластической деформации, связанной с ростом n -го варианта мартенсита, k – постоянная материала. Эволюционные уравнения для параметров Φ_n и Φ_n^p использовали в форме, приведенной в работе [10]. Переориентацию мартенсита в изотермических условиях рассчитывали с использованием подхода, предложенного А.Е. Волковым в работе [11].

Для расчета пластической деформации пользовались моделью [12]. Считали, что дислокационное скольжение начинается, когда интенсивность касательного

напряжения на плоскости сдвига $T_{\tau}^{(m,k)} = \sqrt{(\tau_{31}^{(m,k)})^2 + (\tau_{32}^{(m,k)})^2}$ достигает напряжения течения $\tau^{s(m,k)} : T_{\tau}^{(m,k)} = \tau^{s(m,k)}$, где любую плоскость скольжения можно отнести к одной из $1, 2, \dots, m, \dots, M$ групп, где каждой группе принадлежат $1, 2, \dots, k, \dots, K_m$. Здесь $\tau_{31}^{(m,k)}$ и $\tau_{32}^{(m,k)}$ – сдвиговые компоненты напряжения, действующего на плоскости (m, k) . При этом происходит накопление сдвиговой деформации, составляющие приращений которой (в кристаллографическом базисе плоскости (m, k)) равны

$$\dot{\beta}_{31}^{a(m,k)} = \frac{1}{2} \dot{\Gamma}_{\beta}^{(m,k)} \frac{\tau_{31}}{T_{\tau}}, \quad \dot{\beta}_{32}^{a(m,k)} = \frac{1}{2} \dot{\Gamma}_{\beta}^{(m,k)} \frac{\tau_{32}}{T_{\tau}},$$

где $\dot{\Gamma}_{\beta}^{(m,k)} = \sqrt{2\dot{\beta}_{pq}^{a(m,k)}\dot{\beta}_{pq}^{a(m,k)}}$ — интенсивность скоростей деформации сдвига в плоскости (m, k) . Напряжение течения $\tau^{s(m,k)}$ складывается из равновесного значения $\tau^{s(m,k)eq}$ (константа материала) и добавок, отвечающих за деформационное упрочнение $\tau^{s(m,k)def} : \tau^{s(m,k)} = \tau^{s(m,k)eq} + \tau^{s(m,k)def}$.

Предполагая, что коэффициент деформационного упрочнения $g^{(m)}$ не зависит от величины сдвига, приращение напряжения $\tau^{s(m,k)def}$ рассчитали по формуле $\dot{\tau}^{s(m,k)def} = g^{(m)} \dot{\Gamma}_{\beta}^{(m,k)}$.

В соответствии с задачей данной работы, для учета влияния скорости деформации на величину предела текучести в выражение для напряжения течения было введено дополнительное слагаемое $\tau^{s(m,k)rt} = PT(\dot{\Gamma}_{\beta}^{(m,k)})^{\alpha}$ (T – температура, P и α – константы материала), в форме, предложенной В.А. Лихачевым в работе [9].

Исходя из описанных выше положений микроструктурной модели, рассчитывали диаграммы квазистатического (рисунок 5) и высокоскоростного (рисунок 6) деформирования сплава TiNi при различных температурах, обеспечивавших его мартенситный, аустенитный и смешанный фазовый состав.

По полученным диаграммам деформирования сплава TiNi при различных температурах методом касательных были определены фазовый и дислокационный пределы текучести. Сравнение расчетных и экспериментальных значений фазового и дислокационного пределов текучести представлено на рисунке 7.

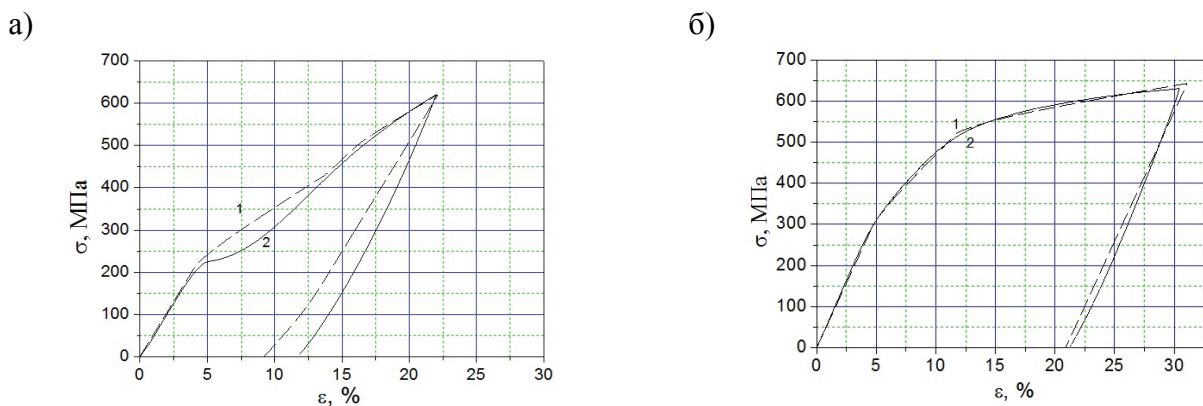


Рисунок 5. Диаграммы квазистатического растяжения сплава TiNi в мартенситном (20°C) (а) и аустенитном (300°C) (б) состоянии: 1 – расчет, 2 – эксперимент.

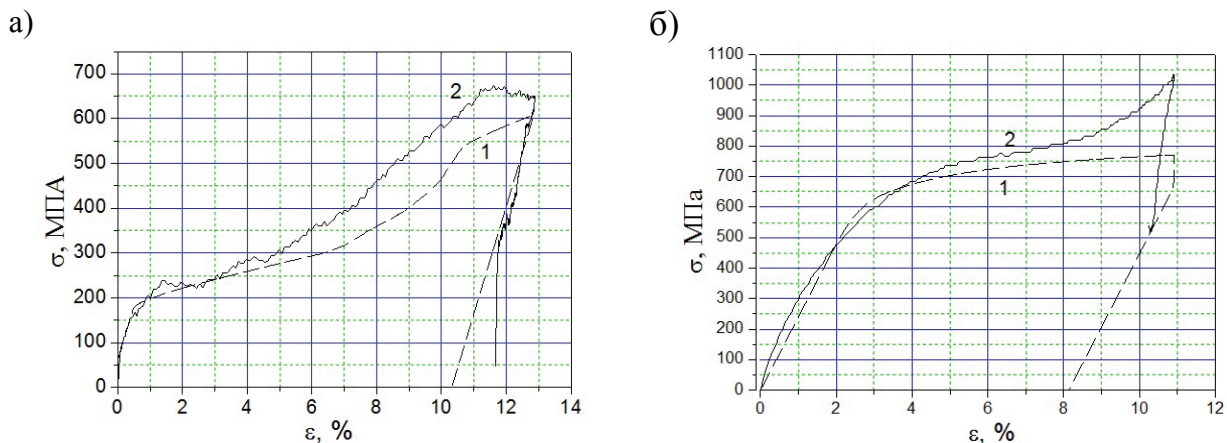


Рисунок 6. Диаграммы высокоскоростного растяжения сплава TiNi в мартенситном (20°C) (а) и аустенитном (130°C) (б) состоянии: 1 – расчет, 2 – эксперимент.

Проведенное компьютерное моделирование механического поведения эквиатомного никелида титана при квазистатическом и высокоскоростном деформировании растяжением и сравнение полученных результатов с данными экспериментов показало, что микроструктурная модель, учитывающая фазовую, микропластическую деформации и двойникование мартенсита, с достаточной степенью точности описывает механическое поведение сплава TiNi, находящегося в мартенситном, аустенитном и смешанном состояниях, не только в случае квазистатического нагружения, но и в случае высокоскоростного изотермического деформирования. При этом вся совокупность экспериментальных данных по высокоскоростному нагружению может быть описана единым набором констант ($P = 7$ и $\alpha = 0.25$) скоростной зависимости предела текучести.

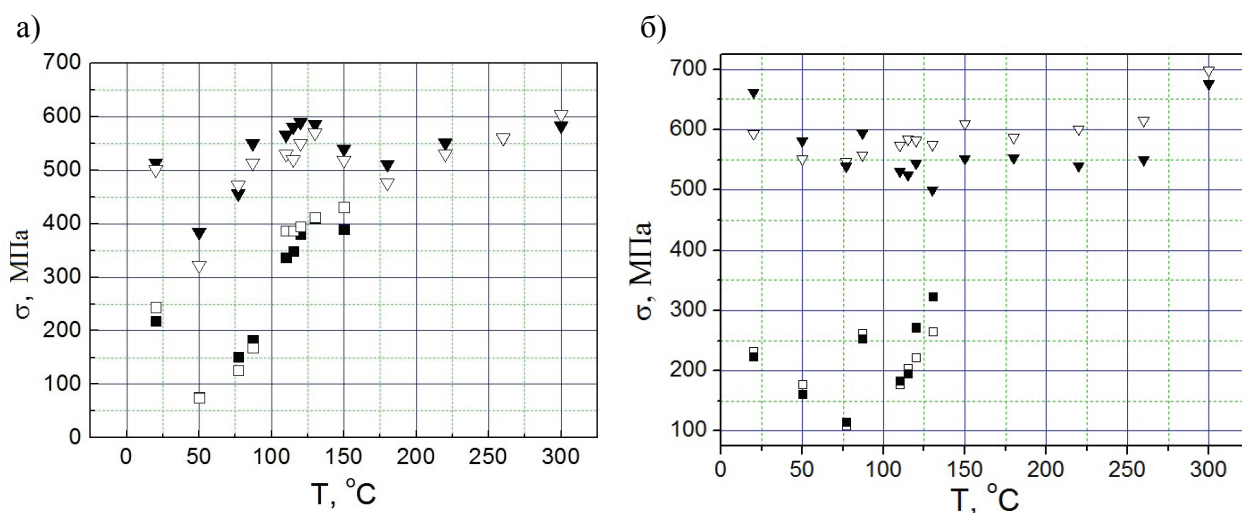


Рисунок 7. Зависимость пределов текучести сплава TiNi от температуры деформирования при квазистатическом (а) высокоскоростном (б) растяжении.

- | | |
|--------------------------------------|--------------------------------------|
| Экспериментальные значения: | Расчетные значения: |
| ■ – фазовый предел текучести; | □ – фазовый предел текучести; |
| ▼ – дислокационный предел текучести. | ▽ – дислокационный предел текучести. |

В главе 4 изложены результаты исследования функциональных свойств никелида титана после квазистатического и высокоскоростного растяжения. Анализ функциональных свойств исследуемого сплава TiNi, приобретенных во время квазистатического и высокоскоростного нагружения, проводили при термоциклировании через интервал температур мартенситных превращений в свободном состоянии в специальном дилатометрическом устройстве.

По полученным зависимостям деформация-температура находили значения деформации ε_{sm} , относящейся к эффекту памяти формы при первом нагреве, и значения деформации ε_{twsm} , относящейся к эффекту обратимой памяти формы при нагревании в последующем термоцикле. При первом нагреве наблюдали возврат деформации как проявление эффекта памяти формы в случае, если после окончания разгрузки сплав при комнатной температуре имел в своем составе продеформированный мартенсит (рисунки 8 и 9).

Проведенные эксперименты показали, что эффект памяти формы как после высокоскоростного деформирования, так и после квазистатического, с увеличением температуры испытаний сначала возрастает и достигает максимума при температурах несколько ниже A_s , а затем уменьшается, полностью исчезая при температурах выше 110°C в первом случае и выше 150°C – во втором. Отметим, что значение деформаций, связанных с эффектом памяти формы, после высокоскоростного растяжения оказались меньше, чем после квазистатического при всех температурах деформирования. В первом случае после деформирования при температурах выше 110°C эффект памяти формы уже не наблюдали, а во втором случае эффект памяти формы проявляется вплоть до температуры 150°C (рисунок 10).

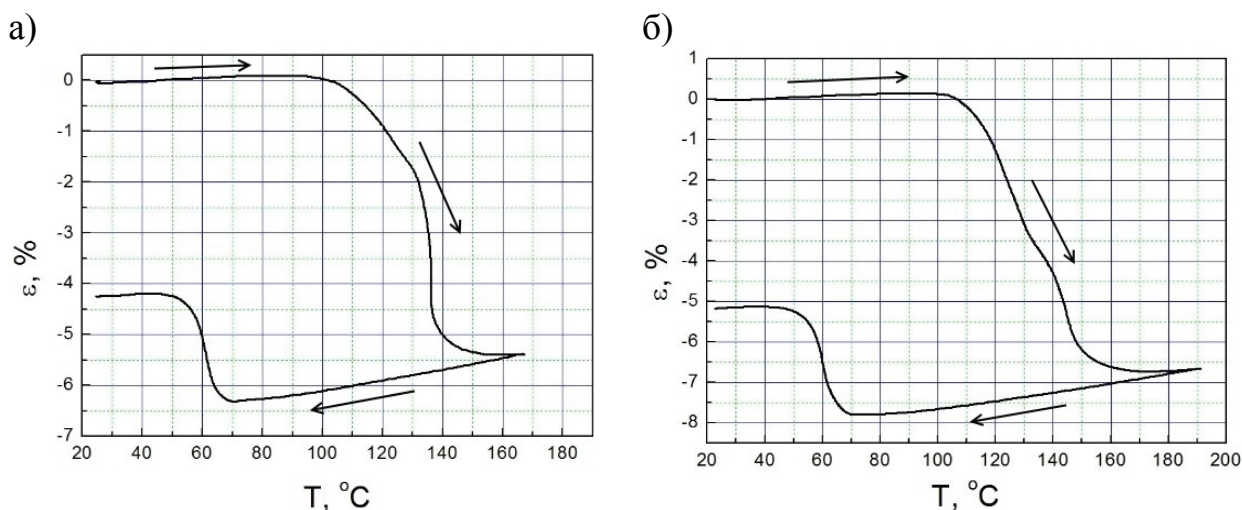


Рисунок 8. Зависимость деформации сплава TiNi от температуры в первом цикле нагрев-охлаждение после квазистатического (а) и высокоскоростного (б) нагружения при 20°C в мартенситном состоянии до остаточной деформации 7,8 (а) и 11,5% (б).

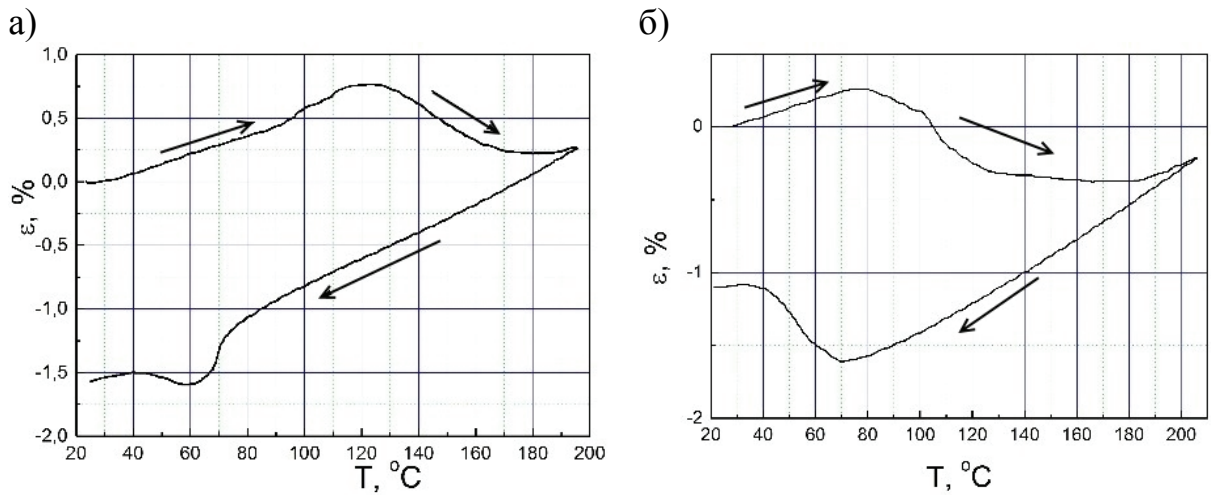


Рисунок 9. Зависимость деформации сплава TiNi от температуры в первом цикле нагрев-охлаждение после квазистатического нагружения при 130°C (а) и высокоскоростного нагружения при 100°C (б) в аустенитном состоянии до остаточной деформации 18 (а) и 14,5% (б).

Отношение значения эффекта обратимой памяти формы (ϵ_{twsm}) к значению пластической деформации (ϵ_p) с повышением температуры испытаний возрастает, достигает максимума, а затем уменьшается и меняет знак (рисунок 11). До температур около 100°C обратимая память формы имеет мартенситный тип (положительные значения). В температурном интервале от 100°C до 140°C происходит постепенный переход из ОПФ мартенситного типа в ОПФ аустенитного типа (отрицательные значения), в котором сосуществуют оба типа обратимой памяти, что приводит к появлению реверсивной обратимой памяти формы.

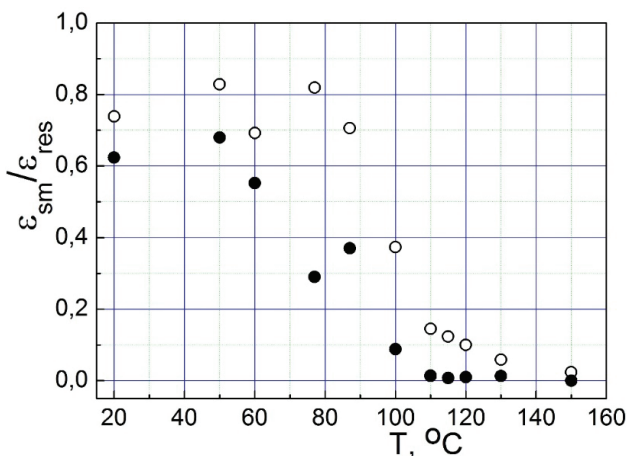


Рисунок 10. Зависимость отношения величины эффекта памяти формы к величине остаточной предварительной деформации от температуры, при которой проводили нагружение:

- – квазистатическое нагружение,
- – высокоскоростное нагружение.

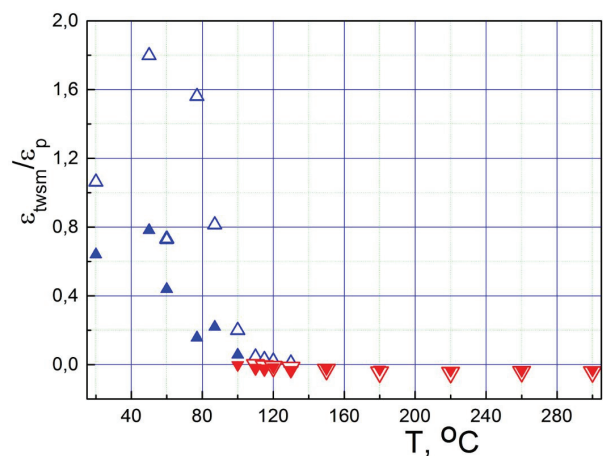


Рисунок 11. Зависимость отношения величины эффекта памяти формы к величине остаточной предварительной деформации от температуры, при которой проводили нагружение:

- – квазистатическое нагружение,
- – высокоскоростное нагружение.

Кроме того, было проведено исследование эффектов памяти формы после упомянутого ранее нагружения сплава TiNi при четырех температурах деформирования в диапазоне 60-100°C при двух различных вариантах их достижения. Было обнаружено, что квазистатическое деформирование эквиатомного сплава TiNi, содержащего в своем составе аустенит в предмартенситном состоянии (77°C), приводит к повышению его функциональных свойств – однократной до 12,3% и обратимой памяти формы до 4,3%.

Таким образом установлено, что эффект памяти формы, инициированный высокоскоростным нагружением, уменьшается с повышением температуры испытаний быстрее, чем инициированный квазистатическим нагружением. Эффект памяти формы после высокоскоростного деформирования растяжением при различных температурах до остаточных деформаций 10-25% меньше, чем после квазистатического. Обратимая память формы с повышением температуры, при которой проводили испытание, переходит из ОПФ мартенситного типа в ОПФ аустенитного типа. Обратимая память формы мартенситного типа, появляющаяся после высокоскоростного нагружения, с повышением температуры испытаний уменьшается быстрее, чем после квазистатического.

В главе 5 представлены результаты изучения реверсивной обратимой памяти формы, простой способ формирования которой был найден выше, и заключающийся в деформировании никелида титана в аустенитном состоянии в некотором температурном интервале.

Было проверено предположение о сосуществовании в никелиде титана обратимой памяти формы аустенитного и мартенситного типов. Для выделения обратимой памяти формы аустенитного типа образец нагревали через интервал обратного мартенситного превращения до 130°C, охлаждали до 68°C, а затем снова нагревали до 130°C (рисунок 12).

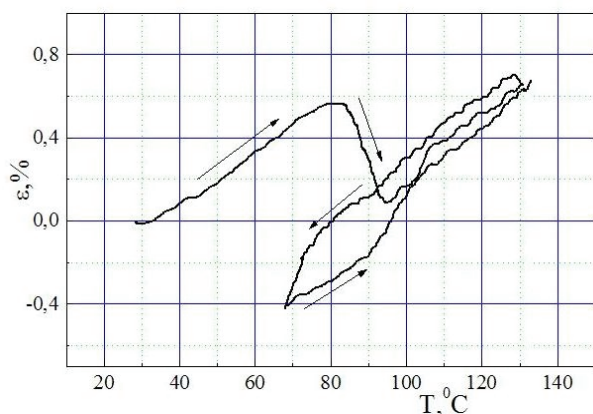


Рисунок 12. Зависимость деформации сплава TiNi от температуры при нагревании до 130°C, охлаждении до 68°C и последующем нагреве до 130°C и охлаждении.

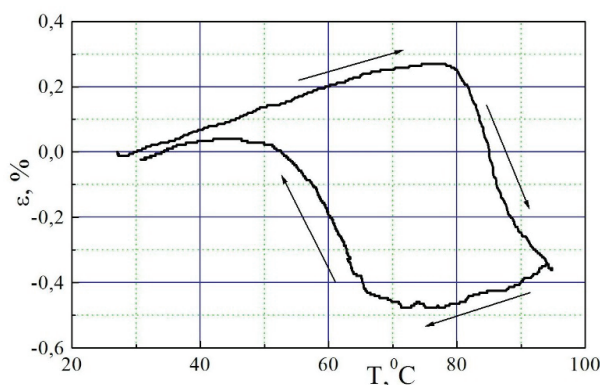


Рисунок 13. Зависимость деформации сплава TiNi от температуры при нагревании до 95°C и охлаждении до комнатной температуры.

При достижении температуры начала прямого мартенситного превращения во время охлаждения наблюдали сжатие образца, что соответствует обратимой памяти аустенитного типа, учитывая, что предварительное деформирование в аустенитном состоянии осуществляли растяжением. При последующем нагревании также реализуется обратимая память формы аустенитного типа (удлинение при нагревании). Для выделения обратимой памяти формы мартенситного типа образец нагревали до 95°C и охлаждали до комнатной температуры (рисунок 13). Как видно из рисунка 13, при нагревании происходит сжатие образца, а при охлаждении – удлинение. Учитывая то, что предварительное деформирование осуществляли растяжением, такое поведение сплава однозначно говорит о том, что это ОПФ мартенситного типа.

Таким образом, было показано, что реверсивная обратимая память формы в никелиде титана представляет собой сочетание обратимой памяти формы аустенитного и мартенситного типов (рисунок 14).

В работе показана возможность регулирования соотношения участков сжатия и удлинения в реверсивной обратимой памяти формы варьированием диапазона изменения температуры. Такая регулировка имеет большое практическое значение, так как она позволяет варьировать направление и величину рабочего хода исполнительных элементов устройств, используя при этом монотонное изменение температуры – только нагревание или только охлаждение.

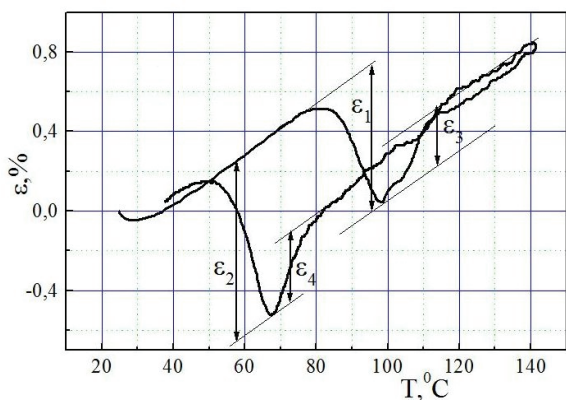


Рисунок 14. Обозначение различных составляющих реверсивной обратимой памяти формы: обратимой памяти формы мартенситного (ϵ_1, ϵ_2) и аустенитного (ϵ_3, ϵ_4) типов.

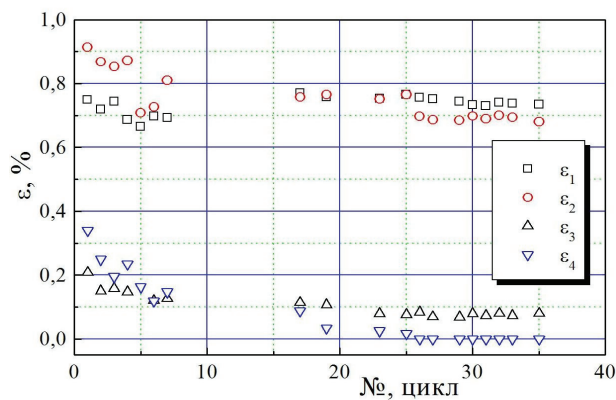


Рисунок 15. Зависимость обратимой памяти формы мартенситного (ϵ_1, ϵ_2) и аустенитного (ϵ_3, ϵ_4) типов при нагревании (ϵ_1, ϵ_3) и охлаждении (ϵ_2, ϵ_4) от числа термоциклов через полный интервал температур мартенситного превращения.

Было проведено исследование термоциклической стабильности эффекта реверсивной обратимой памяти формы. Для этого образец термоциклировали в диапазоне температур от комнатной температуры до 140°C. Установлено, что с числом циклов реверсивная обратимая память формы уменьшается на протяжении

первых 10-20 термоциклов. Обратимая память формы аустенитного типа менее устойчива при термоциклировании, чем обратимая память формы мартенситного типа, что приводит к исчезновению деформационного реверса при охлаждении (рисунок 15).

С практической точки зрения реверсивный характер деформирования позволяет осуществить одно и то же деформационное поведение материала, например, сжатие, за счет независимой реализации мартенситного и аустенитного типов обратимой памяти формы в отличных друг от друга температурных интервалах и при разных последовательностях нагревания и охлаждения. Из полученных результатов следует, что в однократно срабатывающих или малоцикловых устройствах эффект реверсивной обратимой памяти формы можно использовать как на этапе нагревания, так и на этапе охлаждения. В устройствах многоциклового действия эффект реверсивной обратимой памяти формы можно использовать только во время полупериода нагревания.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате выполнения диссертационной работы достигнута поставленная цель, сделаны следующие выводы и получены следующие основные результаты.

Выполнено исследование механических и функциональных свойств эквиаомного сплава TiNi при высокоскоростном и квазистатическом растяжении в температурном интервале, охватывающем интервал мартенситного превращения, установлены зависимости свойств сплава от температуры деформирования. Выполнено компьютерное моделирование механического поведения эквиаомного сплава TiNi при квазистатическом и высокоскоростном нагружении в широком интервале температур и в различных структурных состояниях.

По полученным результатам работ можно сделать следующие заключения:

1. Установлено, что с повышением температуры испытания при квазистатическом и высокоскоростном нагружении фазовый и дислокационный пределы текучести ведут себя различным образом, имея при комнатной температуре приблизительно одинаковые значения около 200 МПа. В случае динамического нагружения фазовый предел непрерывно растет, а в квазистатическом случае сначала убывает, достигая минимума, не превышающего 100 МПа, и только затем начинает расти.
2. Выполненное в работе компьютерное моделирование показало, что микроструктурная модель с достаточной степенью точности позволяет описать механическое поведение сплава TiNi не только при квазистатическом, но и при высокоскоростном нагружении при различных температурах и в различных фазовых состояниях.

3. Высокоскоростное деформирование растяжением при различных температурах до остаточных деформаций 10-25% приводит к меньшим величинам эффекта памяти формы по сравнению с квазистатическим деформированием. Величина эффекта памяти формы, инициированного высокоскоростным нагружением, уменьшается с повышением температуры предварительного нагружения быстрее, чем после квазистатического нагружения.
4. Деформирование эквиаомного сплава TiNi, содержащего в своем составе аустенит в предмартенситном состоянии, приводит к максимальным значениям его функциональных свойств – однократной до 12,3% и обратимой памяти формы до 4,3%.
5. Обнаружен температурный интервал, в котором предварительное нагружение эквиаомного сплава TiNi приводит к появлению реверсивной обратимой памяти формы. Этот интервал лежит между температурами 100 и 140°C. Таким образом найден простой способ формирования реверсивной обратимой памяти формы, заключающийся в деформировании эквиаомного сплава TiNi в аустенитном состоянии в указанном интервале температур.

СПИСОК РАБОТ, ОПУБЛИКОВАННЫХ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Статьи в журналах, рекомендованных ВАК:

1. Разов А.И., Моторин А.С., Нахатова Г.Г. Реверсивная обратимая память формы в никелиде титана // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского, 2011. № 4 (часть 4). С. 1733–1735.
2. 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.
3. Bragov A., Galieva A., Grigorieva V., Danilov A., Konstantinov A., Lomunov A., Motorin A., Ostropiko E., Razov A. Functional properties of TiNi shape memory alloy after high strain rate loading // Materials Science Forum. 2013. V. 738-739. P. 326-331.
4. Брагов А.М., Данилов А.Н., Константинов А.Ю., Ломунов А.К., Моторин А.С., Разов А.И. Структурно-механические аспекты высокоскоростного деформирования сплава NiTi // Физика металлов и металловедение. 2015. Т. 116, № 4. С. 408-415. (Bragov A., Danilov A., Konstantinov A., Lomunov A., Motorin A., Razov A. Mechanical and structural aspects of NiTi high-rate deformation // The Physics of Metals and Metallography. 2015. V. 116, N 4. P. 385-392).
5. Bragov A., Danilov A., Konstantinov A., Lomunov A., Motorin A., Razov A. Straining of metastable austenite as a way to improve NiTi alloy functional properties // Materials Today: Proceedings. 2015. V.2, Suppl.3. P. S961-S964.

Работы, опубликованные в других изданиях:

6. Моторин А.С., Нахатова Г.Г., Новосельский А.В., Разов А.И. Немонотонная обратимая память формы в никелиде титана // XVIII Петербургские чтения по проблемам прочности и роста кристаллов, 21-24 октября 2008г. Санкт-Петербург / Сб. материалов. Ч.2. Санкт-Петербург. 2008. С.245-247.
7. Моторин А.С., Нахатова Г.Г., Разов А.И. Реверсивная обратимая память формы в никелиде титана // VI Международная научная конференция «Прочность и разрушение материалов и конструкций»: Материалы конференции. – 20-22 октября 2010г., Оренбург, Россия / Научн. ред. С.Н.Летута, Г.В. Клевцов: Изд-во ГОУ ОГУ. 2010. С. 601-607.
8. Моторин А.С., Нахатова Г.Г., Разов А.И. Два типа обратимой памяти формы в сплаве TiNi // Научно-технический семинар «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов», 26-28 октября 2011г., Москва. Тез. докл. – М: НИТУ «МИСиС», 2011. С.65.
9. Bragov A., Konstantinov A., Lomunov A., Motorin A., Razov A. Effect of High Strain Rate on TiNi Shape Memory Alloys // Smart Structures (Ed. by. Andrea E. Del Grosso and Paolo Basso) / Proc. of the 5th European Conference on Structural Control – EACS 2012, 18-20 June, 2012, Genoa, Italy. 2012. P.215.
10. Galieva A., Grigorieva V., Gruzdkov A., Krivosheev S., Ostropiko E., Motorin A., Razov A. Effect of High Strain Rate on TiNi Shape Memory Alloys // 8th European Solid Mechanics Conference, 9-13 July, 2012, Graz, Austria / Abstracts. 2012. Paper 36901. 2 p.
11. Bragov A., Galieva A., Grigorieva V., Danilov A., Konstantinov A., Lomunov A., Motorin A., Ostropiko E., Razov A. Functional properties of TiNi shape memory alloy after high strain rate loading // 9th European Symposium on Martensitic Transformations, September 9-16, 2012, Saint-Petersburg, Russia. Abstracts. 2012. P.85.
12. Моторин А.С. Механические и функциональные свойства никелида титана при высокоскоростном нагружении // Сб. тез. докл. Конгресса молодых ученых, 9-12 апреля 2013г., Санкт-Петербург. СПб: НИУ ИТМО. 2013. С. 223-224.
13. Razov A., Motorin A., Nakhatova G. Nonmonotonic two-way shape memory in titanium nickelide // International Conference on Martensitic Transformations (ICOMAT-2011), 4-9 September, 2011, Osaka, Japan / Abstracts. – 2011. – P.134.
14. Моторин А.С. Механические свойства сплава TiNi при высокоскоростном нагружении // Международная конференция «Сплавы с эффектом памяти формы: свойства, технологии, перспективы» (ЭПФ 2014), 26-30 мая 2014 г., г. Витебск, Беларусь / Материалы конф. Витебск: Изд. отдел ЦИТ ВГТУ, 2014. С. 101-103.
15. Галиева А.Х., Григорьева В.И., Данилов А.Н., Моторин А.С., Остропики Е.С., Разов А.И. Влияние высокой скорости растяжения на однократный и обратимый эффекты памяти формы в сплаве TiNi // Международная конференция «Сплавы с эффектом памяти формы: свойства, технологии, перспективы» (ЭПФ

2014), 26-30 мая 2014 г., г. Витебск, Беларусь / Материалы конф. Витебск: Изд. отдел ЦИТ ВГТУ, 2014. С. 128-130.

16. Григорьева В.И., Данилов А.Н., Евард М.Е., Моторин А.С., Разов А.И. Эффекты однократной и обратимой памяти формы после высокоскоростного растяжения сплава TiNi // Материалы 55-й Международной конференции «Актуальные проблемы прочности», 9-13 июня 2014 г., г. Харьков, Украина / Сборник материалов. Харьков: ННЦ ХФТИ. – 2014. – С. 113.

17. Bragov A., Danilov A., Konstantinov A., Lomunov A., Motorin A., Razov A. Straining of metastable austenite as a way to improve NiTi alloy functional properties // International Conference on Martensitic Transformations (ICOMAT-2014), 6-11 July, 2014, Bilbao, Spain / Abstracts. – 2014. – P.187.

18. Grigorieva V., Danilov A., Motorin A., Ostropiko E., Razov A. Shape memory effects in NiTi alloy after high-strain-rate tension // 10th European Symposium on Martensitic Transformations (ESOMAT2015), Sept. 14-18, Antwerp, Belgium / Abstracts. 2015. 1p.

19. Евард М.Е., Моторин А.С., Разов А.И. Компьютерное моделирование механического поведения // Материалы Всероссийской научной конференции с международным участием «Механика композиционных материалов и конструкций, сложных и гетерогенных сред», посвященная 95-летию со дня рождения академика И.Ф. Образцова, 15-17 декабря 2015 г., г. Москва, Москва. – С. 105-107.

20. Евард М.Е., Моторин А.С., Разов А.И. Моделирование механического поведения сплава TiNi при высокоскоростном изотермическом деформировании в различных структурных состояниях // XXII Петербургские чтения по проблемам прочности. К 110-летию со дня рождения академика С.Н. Журкова и 85-летию со дня рождения профессора В.А. Лихачева, 12-14 апреля 2016г., Санкт-Петербург / Сб. материалов. СПб: Изд-во Политехн. ун-та, 2016. С.27-29.

СПИСОК ЦИТИРУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ogawa K. Characteristics of shape memory alloy at high strain rate / Proc. of the International Conference on Mechanical and Physical Behaviour of Materials under Dynamic Loading (DYMAT-88), Sept. 19-23, 1988, Ajaccio, France // J. Phys. IV. – 1988. Coll.C3. – (Suppl. J. Phys. III, V. 49, № 11). – P.115-120.

2. Liu Y., Li Yu., Ramesh K.T., Van Humbeeck J. High strain rate deformation of martensitic NiTi shape memory alloy // Scripta Materialia. – 1999. – V.41, № 1. – P.89-95.

3. Tobushi H., Shimeno Y., Hachisuka T., Tanaka K. Influence of strain rate on superelastic properties of TiNi shape memory alloy // Mechanics of Materials. – 1998. – V.30. – P. 141-150.

4. Chen W.W., Wu Q., Kang J.H., Winfree N.A. Compressive superelastic behavior of a NiTi shape memory alloy at strain rates of 0.001-750 s⁻¹ // *International Journal of Solids and Structures*. – 2001. – V.38. – P. 8989-8998.
5. Nemat-Nasser S., Choi J.Y., Guo W.-G., Isaacs J.B., Taya M. High strain-rate, small strain response of a NiTi shape-memory alloy // *Journal of Engineering Materials and Technology, Transactions of the ASME*. 2005. V.127, N 1. P. 83-89.
6. Liu Y., Li Y., Hie Z., Ramesh K.T. Dynamic deformation of shape-memory alloys: evidence of domino detwinning? // *Phil. Mag. Lett.* 2002. V.82, N 9. P.511-517.
7. Nemat-Nasser S., Choi J.-Y., Guo W.-G., Isaacs J.B. Very high strain-rate response of a NiTi shape-memory alloy // *Mechanics of Materials* – 2005. – V.37. – P. 287-298.
8. Belyaev S.P., Morozov N.F., Razov A.I., Volkov A.E., Wang L., Shi S., Gan S., Chen J., Dong X. Shape Memory Effect in Titanium-Nickel after Preliminary Dynamic Deformation // *Materials Science Forum*. – 2002. – V.394-395. – P.337-340.
9. Лихачев В.А., Малинин В.Г. Структурно-аналитическая теория прочности. СПб: Наука, 1993. – 471с.
10. Волков А.Е. Микроструктурное моделирование деформации сплавов при повторяющихся мартенситных превращениях // *Изв. Академии Наук. Сер. Физическая*. 2002. V. 66, № 9. P. 1290-1297.
11. Evard M.E., Markachev N.A., Uspenskiy E.S., Vikulenkov A.V., Volkov A.E. Simulation of payload vibration protection by shape memory alloy parts // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2014. V. 23, N 7. P. 2719-2726.
12. Evard M.E., Volkov A.E. A theoretical study of the plastic deformation in titanium-nickel shape memory alloy // *Proceedings of the international symposium: Shape memory Alloys: Fundamentals, Modeling and Industrial Applications*, edited by F. Trochu, V. Brailovski, A. Galibois, 1999, P. 177-183.

Подписано в печать 30.12.2016 Формат 60x84^{1/16} Цифровая Печ.л. 1.0
Тираж 100 экз. Заказ № 24/12 печать

Типография «Фалкон Принт»
(197101, г. Санкт-Петербург, ул. Большая Пушкарская, д. 41, литер Б,
сайт: falconprint.ru)

