

**Министерство образования и науки Российской Федерации**  
федеральное государственное автономное образовательное учреждение  
высшего образования  
**«НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ  
ТОМСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»**

---

Инженерная школа новых производственных технологий

Отделение материаловедения

Направление подготовки: *Материаловедение и технологии материалов*

**БАКАЛАВРСКАЯ РАБОТА**

Тема работы
Исследование закономерностей развития неупругой деформации при изгибе и кручении образов двойных сплавов на основе никелида титана

УДК 669.295.5.017.12.002.6:539.37/.38

Студент

Группа	ФИО	Подпись	Дата
4Б41	Гусаренко Ангелина Андреевна		

Руководитель

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Ведущий научный сотрудник	Гришков В.Н.	к.ф.- м.н		

**КОНСУЛЬТАНТЫ:**

По разделу «Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение»

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Старший преподаватель	Гаврикова Н.А.			

По разделу «Социальная ответственность»

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Ассистент	Раденков Т.А.			

**ДОПУСТИТЬ К ЗАЩИТЕ:**

Руководитель ООП	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
22.03.01 Материаловедение и технологии материалов	Овечкин Б.Б.	К.т.н., доцент		

Томск – 2018 г.

## Планируемые результаты обучения по ООП 22.03.01

Код результата	Результат обучения
	<i><b>Общекультурные компетенции</b></i>
P1	Способность применять основные положения и методы социальных, гуманитарных и экономических наук при решении социально-общественных и профессиональных задач, способность анализировать социально-значимые проблемы и процессы. Осуществлять коммуникации в профессиональной среде и в обществе в целом, в том числе на иностранном языке.
P2	Демонстрировать понимание сущности и значения информации в развитии современного общества, владение основными методами, способами и средствами получения, хранения, переработки информации; использование для решения коммуникативных задач современных технических средств и информационных технологий.
P3	Способность самостоятельно применять методы и средства познания, обучения и самоконтроля, осознавать перспективность интеллектуального, культурного, нравственного, физического и профессионального саморазвития и самосовершенствования, уметь критически оценивать свои достоинства и недостатки.
P4	Способность эффективно работать в кооперации с коллегами, находить организационно-управленческие решения в нестандартных ситуациях и готовность нести за них ответственность, владеть основами общего и производственного менеджмента и использовать их в профессиональной деятельности.
P5	Демонстрировать знание правовых, социальных, экологических и культурных аспектов комплексной инженерной деятельности, осведомленность в вопросах охраны здоровья, использовать методы и приемы организации труда, обеспечивающие эффективное, экологически и технически безопасное производство.
	<i><b>Профессиональные компетенции</b></i>
P6	Умение использовать базовые знания математических и естественнонаучных дисциплин и дисциплин общепрофессионального цикла в объеме, необходимом для использования в профессиональной деятельности основных законов соответствующих наук, разработанных в них подходов, методов и результатов математического анализа и моделирования, теоретического и экспериментального исследования в комплексной инженерной деятельности с целью моделирования объектов и технологических процессов в машиностроении.
P7	Умение использовать традиционные и новые технологические процессы, операции, оборудование, нормативные и методические материалы по технологической подготовке производства, качеству, стандартизации и сертификации изделий и процессов, умение выбора материалов для заданных условий эксплуатации с учетом требований технологичности, экономичности, надежности и долговечности, экологических последствий их применения.
P8	Умение применять основы высокотехнологичного инновационного менеджмента, в том числе малого бизнеса, владеть навыками в организации и техническом оснащении рабочих мест; разработке оперативных планов работы первичных производственных подразделений, оценке рисков и определении мер по обеспечению экологической и технической безопасности разрабатываемых материалов, техники и технологий.
P9	Умение использовать принципы и методики комплексных исследований, испытаний и диагностики, обработки и модификации материалов, изделий и процессов их производства, включая стандартные и сертификационные испытания; умение применять технические средства для измерения и контроля основных параметров технологических процессов, свойств материалов и изделий из них.
P10	Умение применять современные информационно-коммуникационные технологии, глобальные информационные ресурсы в научно-исследовательской и расчетно-аналитической деятельности в области материаловедения и технологии материалов.
P11	Умение использовать на практике современные представления наук о материалах, взаимодействии материалов с окружающей средой, владение навыками сбора данных, изучения, анализа и обобщения научно-технической информации по тематике исследования, разработки и использования технической документации, основных нормативных документов по вопросам интеллектуальной собственности, подготовки документов к патентованию, оформлению ноу-хау.

**Министерство образования и науки Российской Федерации**  
федеральное государственное автономное образовательное учреждение  
высшего образования  
**«НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ  
ТОМСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»**

---

Инженерная школа новых производственных технологий

Отделение материаловедения

Направление подготовки: *Материаловедение и технологии материалов*

УТВЕРЖДАЮ:  
Руководитель ООП  
\_\_\_\_\_ Б.Б. Овечкин  
(Подпись) (Дата)

**ЗАДАНИЕ  
на выполнение выпускной квалификационной работы**

В форме:

Бакалаврской работы
---------------------

Студенту:

Группа	ФИО
4Б41	Гусаренко Ангелина Андреевна

Тема работы:

Исследование закономерностей развития неупругой деформации при изгибе и кручении образцов двойных сплавов на основе никелида титана	
Утверждена приказом директора ИШ НПТ	Приказ № _____ от _____

Срок сдачи студентом выполненной работы:	
--	--

**ТЕХНИЧЕСКОЕ ЗАДАНИЕ:**

<p><b>Исходные данные к работе</b></p> <p><i>(наименование объекта исследования или проектирования; производительность или нагрузка; режим работы (непрерывный, периодический, циклический и т. д.); вид сырья или материал изделия; требования к продукту, изделию или процессу; особые требования к особенностям функционирования (эксплуатации) объекта или изделия в плане безопасности эксплуатации, влияния на окружающую среду, энергозатратам; экономический анализ и т. д.).</i></p>	<p style="text-align: center;"><i>Объект исследования – двойной сплав <math>Ti_{49,3}Ni_{50,7}</math> (ат. %).</i></p> <p><i>Заготовки из сплава для изготовления рабочих образцов для исследований развития неупругих и пластических деформаций при кручении и изгибе, расходные материалы и экспериментальное оборудование предоставляется лабораторией. Особые требования в плане безопасности проведения экспериментальной работы и влияния на окружающую среду отсутствуют.</i></p>
---	--

<p><b>Перечень подлежащих исследованию, проектированию и разработке вопросов</b></p> <p><i>(аналитический обзор по литературным источникам с целью выяснения достижений мировой науки техники в рассматриваемой области; постановка задачи исследования, проектирования, конструирования; содержание процедуры исследования, проектирования, конструирования; обсуждение результатов выполненной работы; наименование дополнительных разделов, подлежащих разработке; заключение по работе).</i></p>	<p>1. Подготовить обзор состояния исследований по теме работы.</p> <p>2. Исследовать развитие обратимых неупругих деформаций (эффект сверхэластичности и памяти формы, суммарная неупругая деформация) и пластической деформации при кручении образцов с сходной структурой моноклинного мартенсита В19' и кубической В2 фазы.</p> <p>3. Исследовать влияние изотермического (295К) механоциклирования на сверхэластичность и память формы в интервале заданных деформаций изгиба до 20%.</p> <p>4. Подготовить ВКР по материалам экспериментальной работы, включая постановку задачи, методологический раздел и заключение.</p>
--	--

<p><b>Перечень графического материала</b></p> <p><i>(с точным указанием обязательных чертежей)</i></p>	<p><i>Экспериментальные результаты представить в графическом виде. Качество и количество графического материала должно в полной мере соответствовать сделанным на его основе заключениям.</i></p>
--	---

**Консультанты по разделам выпускной квалификационной работы**

Раздел	Консультант
<b>Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение</b>	<i>Н.А.Гаврикова, старший преподаватель</i>
<b>Социальная ответственность</b>	<i>Т.А Раденков, ассистент</i>

**Названия разделов, которые должны быть написаны на русском и иностранном языках:**

Реферат
---------

<b>Дата выдачи задания на выполнение выпускной квалификационной работы по линейному графику</b>	
---	--

**Задание выдал руководитель:**

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
в.н.с. ИМФП СО РАН	Гришков В.Н.	к.ф.-м.н., доцент		

**Задание принял к исполнению студент:**

Группа	ФИО	Подпись	Дата
4Б41	Гусаренко Ангелина Андреевна		

## РЕФЕРАТ

Выпускная квалификационная работа 112 с., 40 рис., 15 табл., 46 источников.

Ключевые слова: никелид титана, мартенситные превращения, неупругая деформация, эффект памяти формы, сверхэластичность, механоциклирование.

Объектом исследования являются: образцы двойного сплава на основе никелида титана  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ (ат.%)

Цель работы - исследовать развитие неупругой и пластической деформации в зависимости от температуры изотермических циклов «нагрузка – разгрузка» с последующим нагревом разгруженных образцов сплава  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ (ат.%) при деформировании кручением и выявить закономерности влияния изотермического (295К) механоциклирования при изгибе на их функциональные свойства.

Для определения последовательности и температур мартенситных превращений использовали метод температурной резистометрии, исследования накопления и возврата неупругой деформации, при реализации сверхэластичности и эффекта памяти формы проводили в изотермических циклах «нагрузка- разгрузка» с последующим нагревом разгруженных образцов на установке типа обратного крутильного маятника, исследование влияние механоциклирования на развитие неупругой и пластической деформации проводили при изгибе.

В результате:

1. Исследованы закономерности развития неупругой мартенситной деформации и накопления пластической деформации в изотермических циклах « $\tau$ -  $\gamma$ » с последующим нагревом разгруженных образцов при кручении.

2. Исследовано влияния температуры изотермического нагружения на проявление сверхэластичности, ЭПФ и развитие пластической деформации при кручении образцов.

3. Исследовано влияние изотермического (298К) механоциклирования при изгибе на проявление эффектов сверхэластичности и памяти формы.

Степень внедрения: лабораторное оборудование

Область применения: медицинские технологии и авиакосмическая промышленность.

Экономическая эффективность/значимость работы: практически постоянное значение суммарной неупругой деформации в интервале температур мартенситных превращений позволяет упростить и снизить стоимость процесса предшествующего деформирования сплавов на основе TiNi. В свою очередь, механоциклирование позволяет стабилизировать значения сверхэластичности и повысить надёжность и срок службы деталей работающих в многоцикловом режиме.

В будущем планируется дальнейшее исследование влияния деформации на температуры и последовательности мартенситного превращения, а также проявление эффектов сверхэластичности и памяти формы.

## ABSTRACT

The final qualifying work consists of 112 pages, 40 pictures, 15 tables, 46 references.

Key words: titanium nickelide, martensitic transformations, inelastic deformation, shape memory effect, superelasticity, mechanocycling.

The object of the study are samples of two-component alloy based on titanium nickelide  $\text{Ti}_{49.3}\text{Ni}_{50.7}$  (at%)

The purpose of the work is to investigate the development of inelastic and plastic deformation in relation to the temperature of the isothermal loading-unload cycles under torsional deformation with followed heating of the unloaded  $\text{Ti}_{49.3}\text{Ni}_{50.7}$  (at.%) samples and to reveal the regularities of the effect of isothermal (295K) mechanocycling under bending on their functional properties.

The method of temperature resistometry was used to determine the sequence and temperatures of the martensitic transformations; isothermal cycles "loading-unloading" with followed heating of unloaded samples were carried out for studies of the accumulation and return of inelastic deformation in a type of reverse torsional pendulum; the investigation of the effect of mechanocycling on development inelastic and plastic deformation was carried out under bending.

The result was:

1. The regularities of the development of inelastic martensitic deformation and the accumulation of plastic deformation in isothermal cycles " $\tau$ - $\gamma$ " with subsequent heating of the unloaded samples during torsion are investigated.

2. The influence of the temperature of isothermal loading on the manifestation of superelasticity, ESR, and the development of plastic deformation in the torsion of samples was studied.

3. The effect of isothermal (298K) mechanocycling upon bending on the manifestation of superelasticity and shape memory effects was investigated.

Degree of implementation: laboratory equipment.

Scope: medical technology and aerospace industry.

Economic efficiency / significance of the work: the practically constant value of the total inelastic deformation in the temperature range of the martensitic transformations makes it possible to simplify and reduce the cost of the process of previous deformation of TiNi-based alloys. In turn, mechanocycling allows you to stabilize the values of superelasticity and increase the reliability and service life of parts working in a multi-cycle mode.

In the future, it is planned to continue research of effect of deformation at superelasticity and shape memory effect.



## Обозначения и сокращения

B2: кубическая высокотемпературная  $\beta$ -фаза

МП: мартенситное превращение

B19': моноклинный мартенсит

R: ромбоэдрическая фаза

$M_n$ : температура начала МП R $\rightarrow$ B19' или B2 $\rightarrow$ B19' при охлаждении образцов

$M_k$ : температура конца МП R $\rightarrow$ B19' или B2 $\rightarrow$ B19' при охлаждении образцов

$T_R$ : температура превращения в R фазу при охлаждении

$A_k$ : температура конца МП B19' $\rightarrow$ B2 при нагреве образцов

$A_n$ : температура начала МП B19' $\rightarrow$ B2 при нагреве образцов

$T_d$ : температура деформирования образцов

ЭПФ: эффект памяти формы

СВ: эффект сверхэластичности

СНД: суммарная обратимая неупругая деформация

$\gamma$ : деформация при кручении образцов

$\varepsilon$ : деформация при изгибе образцов.

## Оглавление

Введение .....	13
1 Мартенситные превращения в сплавах на основе TiNi.....	14
2 Влияние деформации на последовательность и температуры МП в сплавах на основе TiNi .....	16
3 Классификация неупругих эффектов в сплавах на основе TiNi.....	20
4 Эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичность в сплавах на основе TiNi .....	25
5 Влияние термического и механотермического циклирования на мартенситные превращения и функциональные свойства сплавов на основе никелида титана .....	29
6 Постановка задачи.....	38
7 Материалы и методы исследования .....	41
7.1 Материалы.....	41
7.2 Методы исследования.....	41
7.2.1 Исследование накопления и возврата деформации в изотермических циклах «нагрузка - разгрузка».....	42
7.2.2 Исследование закономерностей влияния механоциклирования при изгибе на развитие пластической и неупругой деформации.....	46
8 Микроструктура и температуры мартенситных превращений .....	49
9 Развитие неупругой и пластической деформации в образцах сплава Ti <sub>49,3</sub> Ni <sub>50,7</sub> (ат.%) при деформировании кручением .....	51
9.1 Влияние температуры нагружения на развитие деформации при кручении образцов сплава Ti <sub>49,3</sub> Ni <sub>50,7</sub> (ат.%).....	51
9.2 Развитие обратимой неупругой деформаций в процессе кручения образцов сплава Ti <sub>49,3</sub> Ni <sub>50,7</sub> (ат.%) с исходной структурой мартенсита B19' .....	55
9.3 Развитие неупругой деформаций в процессе кручения образцов сплава Ti <sub>49,3</sub> Ni <sub>50,7</sub> (ат.%) с исходной структурой B2 фазы.....	57

9.4	Влияние температуры изотермических циклов «нагрузка – разгрузка» на проявление обратимой неупругой и пластической деформаций в образцах сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ (ат.%) .....	66
10	Влияние многоциклового изгиба на развитие неупругой и пластической деформации в образцах сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ (ат.%).....	69
11	Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение .....	79
11.1	Оценка коммерческого потенциала и перспективности проведения научных исследований с позиции ресурсоэффективности и ресурсосбережения.....	80
11.1.1	Инициализация исследования и его технико-экономическое обоснование.....	80
11.1.2	Потенциальные потребители результатов исследования .....	80
11.1.3	SWOT – анализ.....	81
11.2	Планирование исследовательской работы.....	83
11.2.1	Структура работ в рамках научного исследования .....	83
11.2.2	Определение трудоемкости выполнения работ .....	84
11.3	Бюджет научно-технического исследования.....	88
11.3.1	Расчет материальных затрат НТИ.....	88
11.3.2	Расчет величины амортизационных отчислений.....	89
11.3.3	Расчет основной заработной платы.....	90
11.3.4	Расчет бюджета затрат НТИ.....	92
11.4	Определение ресурсной (ресурсосберегающей), финансовой, бюджетной, социальной и экономической эффективности исследования .....	94
12	Социальная ответственность.....	97
12.1	Производственная безопасность.....	97
12.1.1	Вредные факторы .....	98
12.1.2	Опасные факторы .....	101
12.2	Экологическая безопасность.....	103
12.3	Организационные мероприятия обеспечения безопасности .....	103

12.4 Безопасность в чрезвычайных ситуациях.....	105
Заключение.....	107
Список использованной литературы.....	109

## Введение

Сплавы с памятью формы, в особенности сплавы на основе никелида титана, широко применяются в различных областях техники и медицины благодаря уникальным свойствам (эффект памяти формы, сверхэластичность, высокая прочность, биосовместимость, циклическая и коррозионная стойкость и др.). Однако, внимание к сплавам, способным испытывать термоупругие мартенситные переходы, обусловлено не только их исключительными свойствами в мартенситном состоянии, но и особым характером изменений в предпереходной (предмартенситной) области.

Никелид титана и сплавы TiNi с небольшим отклонением от эквиатомного состава (49.5÷50.2 ат.% Ni) в основном применяются в качестве материалов с большой величиной формовосстановления (10-12%) при нагреве после предварительной деформации образцов, которую проводят, как правило, при температурах ниже температур завершения мартенситного превращения  $B2 \rightarrow B19'$ , где B2 и B19' – кубическая (CsCl) высокотемпературная фаза и низкотемпературная мартенситная фаза с моноклинной структурой, соответственно. В качестве материалов со сверхэластичностью сплавы данной группы не используются. Вместе с тем известно, что практически значимая величина эффекта сверхэластичности даже при изотермическом нагружении и разгрузке образцов получена, например, в сплавах In-Tl, Cu-Al-Ni. В этом случае сверхэластичность обусловлена перемещением при нагружении двойниковых границ мартенситных доменов и их обратным перемещением при разгрузке образцов. Эффект переориентации доменов мартенсита B19' при приложении внешней нагрузки в сплавах на основе TiNi известен, однако систематизированные данные о проявлении сверхэластичности в изотермических циклах «нагружение-разгрузка» при  $T < M_K$  отсутствуют.

Благодаря уникальному набору физико-механических свойств сплавы на основе TiNi нашли широкое применение в медицине, в качестве имплантируемых в организм длительно функционирующих материалов.

## 1 Мартенситные превращения в сплавах на основе TiNi

Мартенситные превращения свойственны широкому классу веществ, в том числе и сплавам на основе TiNi. Для МП типичны слабая зависимость температур начала и окончания превращения от скорости изменения температуры, обратимый характер превращения, заметное несовпадение (гистерезис) температур прямой и обратной реакции, очень часто сильная зависимость температур перехода от механических напряжений и другие признаки [1].

В сплавах на основе TiNi особенно четко проявляются предмартенситные явления. Исходная фаза в сплавах TiNi имеет ОЦК структуру B2, упорядоченную по типу CsCl. При охлаждении в интервале температур 400 ÷ 100К в соединении TiNi наблюдается термоупругое мартенситное превращение. Возможность и последовательность реализации этих переходов сильно зависит от температурной обработки и незначительного (до 2 ат. %) изменения содержания Ti и Ni. Например, в закалённых сплавах с содержанием никеля более 50 ат. % при охлаждении наблюдается последовательность: B2 → B2 + B19' → R + B19' → B19'. В сплавах с содержанием титана более 50 ат. % переход при охлаждении идет по более простой схеме: B2 → B2 + B19' → B19'.

Трудности в установлении типа структуры мартенсита TiNi обусловлены его внутренней дефектностью: наличием большого количества двойников и дефектов упаковки, а также рядом других структурных особенностей, присущих TiNi. В настоящее время общепризнано, что мартенситная фаза в TiNi имеет моноклинно искаженную ячейку с параметрами при комнатной температуре: a=0,289 нм, b= 0.412 нм, c=0.462 нм, β=97° и обозначается как B19'. Методом электронной микроскопии при 113 К было показано, что в сплавах TiNi, состав которого близок к эквиаtomному, после закалки из области гомогенности B2 фазы низкотемпературная фаза состоит из двух моноклинных решеток. На рисунке 1 приведена элементарная ячейка моноклинного мартенсита B19'.

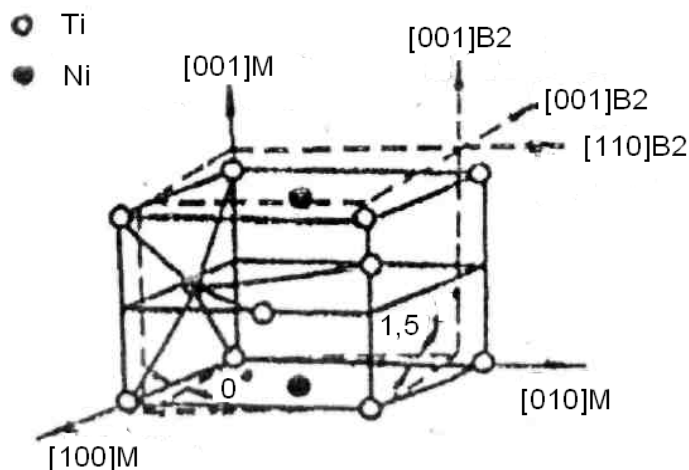


Рисунок 1 - Элементарная ячейка моноклинного мартенсита [1]

В сплавах на основе TiNi наряду с превращениями B2 фазы в моноклинный мартенсит B19' может протекать превращение в ромбоэдрическую R фазу, которая при дальнейшем охлаждении может также превращаться в мартенсит B19'. После завершения превращения остается только моноклинный мартенсит B19'.

Изменение состава TiNi, режима обработки, а также легирование приводит к изменению не только характеристических температур мартенситных превращений, но и морфологии микроструктуры.

## 2 Влияние деформации на последовательность и температуры МП в сплавах на основе TiNi

Предварительная пластическая деформация оказывает существенное влияние как на физико-механические свойства, так и на характеристики мартенситных превращений (МП). Многочисленными изменениями, происходящими в деформированных сплавах, управляет дислокационная система. Образование дефектов и их взаимодействие с растворенными атомами, мелкодисперсными частицами и т. д. ведет к изменению микронапряжений в локальных областях кристаллической решетки, влияет на ее устойчивость, следовательно, и на зарождение мартенсита.

Деформирование до 80-90 % создает гетерогенную структуру, состоящую из областей высокодисперсного кристаллического и “квазиаморфного” материала. Фрагменты, являются практически бездефектными однородно ориентированными кристаллитами, а источники внутренних напряжений находятся на его границах. Поэтому конечная структура деформированного кристалла включает отдельные напряженные объемы с границами, представляющие так называемые релаксированные объемы. В свободных объемах наблюдается образование мартенситных кристаллов после деформации сплава на основе TiNi на 80 %.

Исследование влияния деформации на структуру и свойства сплава Ti-47 ат. % - 3 ат. % Fe в предпереходном состоянии методом электронной микроскопии показали, что прокатка на величину более 20 % подавляет, предпереходное состояние, переводя материал в устойчивую B2-фазу. Эти результаты соответствуют данным, полученным методом измерения электросопротивления и механическими испытаниями [2].

При деформации TiNi с мелкозернистой структурой возникает квазиоднородное поле напряжений. В случае деформирования крупнокристаллического мартенсита возникают области повышенной концентрации напряжений, соизмеримые с размерами зерен.



Исследования физико-химических свойств деформированного никелида титана показали увеличение в 2-3 раз микротвердости, примерно в 3 раза прочности, примерно в 2 раза плотности, отсутствие минимума на температурной зависимости модуля Юнга. Значения предела текучести сильнодеформированного никелида титана примерно в 2 раз превосходит соответствующее значение недеформированного литого материала. Но при этом материал имеет вязкий характер разрушения и значительную предельную деформацию, которая обуславливается высокой плотностью релаксированных объемов.

Наряду с изменениями субструктуры при пластической деформации, в деформированных сплавах на основе TiNi протекают фазовые превращения. Методами дилатометрии влияние пластической деформации на эффекты памяти формы в сплавах Ti-50,5 ат. % Ni было исследовано в работе [3]. Эффекты однократной и многократной памяти формы имеют наибольшую величину обратимой деформации после 12 % предварительной деформации растяжением в интервале температур проявления МП  $B2 \rightarrow B19'$ . Увеличение степени деформации уменьшает величину деформации, накопленной при превращении. После деформации прокаткой эффекты памяти существенно меньше, чем после растяжения. Дилатометрическими исследованиями после 0,7% деформации растяжением показано значительное смещение температур МП. При этом небольшие остаточные деформации, препятствующие МП, могут быть получены за счет двойникования B2-фазы при деформировании.

Встречаются в литературе достаточно разноречивые сведения о влиянии деформации на образование и структуру R-фазы. Так [4] приводятся данные о том, что деформирование двойного сплава на основе никелида титана изгибом на небольшую величину (0,8 %), в высокотемпературном состоянии вблизи температуры  $T_R$ , соответствующей образованию R-фазы, приводит к подавлению образования мартенсита с ромбоэдрической структурой за счет образования мартенситной фазы B19'. Увеличение деформации до 2,5% изменяет интенсивность рефлексов мартенсита B19' и параметры решетки

структуры В19'. Деформация растяжением на величину от 2 до 30 % сплава Ti-48,9 ат. % Ni в двухфазном состоянии (B2 + B19') вызывает появление R-фазы, которая при больших деформациях стабилизируется остаточными напряжениями. Деформация сжатием или обжатием при прокатке стабилизирует B2-фазу, а растяжение образцов приводит к стабилизации мартенсита В19'. Результаты исследований  $M_H$  и  $T_R$  с увеличением напряжений при растяжении двойных сплавов на основе TiNi приведены на рисунке 2 и 3. Оценка показывает, что в сплаве с 50,4 ат. % Ni температура начала МП В19' – В2 во всем интервале напряжений при растяжении практически линейно возрастает с увеличением напряжений.

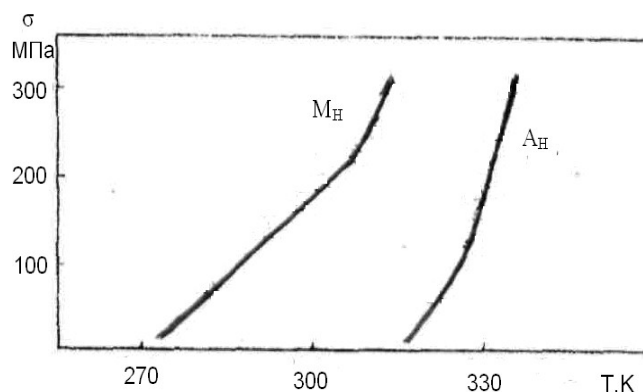


Рисунок 2 - Влияние напряжений при растяжении на температуры прямого МП В2 → В19' ( $M_H$ ) в процессе нагружения и обратного МП В19' → В2 ( $A_H$ ) при разгрузке в тонких фольгах сплава Ti +50,4 ат.% Ni [2]

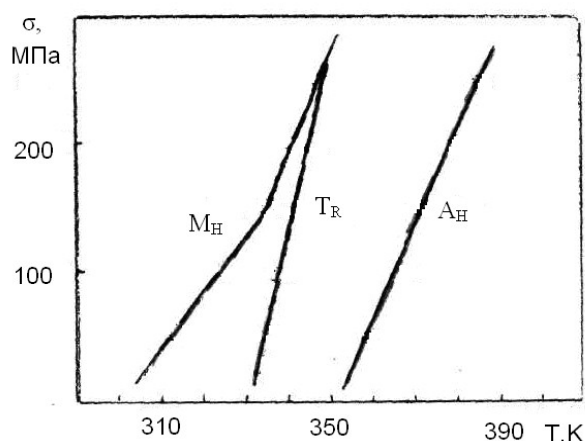


Рисунок 3 - Влияние напряжения при растяжении на температуры прямых МП в структуру ромбоэдрического R( $T_R$ ) и моноклинного В19' ( $M_H$ ) и обратного превращения В19' → В2 ( $A_H$ ) в сплаве Ti + 49,5 ат. % Ni [2]

Таким образом, предварительная деформация, изменяя структуру и внутреннюю энергию материала, на разных этапах эволюции дислокаций структуры по-разному и сложным образом влияет на характеристики мартенситных превращений и параметры эффекта памяти формы. Закономерности этого влияния изучены недостаточно и требуют дальнейшего систематического исследования.

### 3 Классификация неупругих эффектов в сплавах на основе TiNi

Возможность изменения механических свойств материалов в результате структурных и фазовых превращений известна давно и широко используется. При МП и двойниковании закономерности и механизмы деформации существенно отличаются от закономерностей и механизмов упругой деформации и деформацией скольжением, которые обеспечивают упругость и пластичность металлов и сплавов. Характерной особенностью двойникования и МП является кооперативность движения атомов, при котором возможно сохранение их соседства несмотря на значительную (до 10-20 %) деформацию решетки и локальных областей [2]. Частично или в полной мере такая возможность реализуется при двойниковании и термоупругом МП. Благодаря этому деформация, сопровождающая оба процесса, обратима (хотя и с гистерезисом). Такая деформация получила название неупругой. Очевидно, что неупругое поведение материалов при МП является более общим, чем неупругость двойниковой природы. Структурными носителями механического аномального поведения могут быть диффузионно-контролируемые фазовые переходы (распад пересыщенных твердых растворов замещения или внедрения, атомное упорядочение), бездиффузионные фазовые переходы, механическое двойникование или раздвойникование и дислокационные превращения (обусловленные дислокационными реакциями) [2].

Ряд необычных и уникальных свойств сплавов никелида титана как в предпереходном состоянии, предшествующем мартенситным превращениям, так и в его процессе или после завершения заставляют предполагать, что при деформации наряду с упрочнением следует ожидать очень существенное повышение величины деформируемости, намного превышающей значения, обычно наблюдаемые в других метастабильных материалах.

Особенности проявления мартенситной неупругости обусловлены спецификой развития термоупругих МП. Во-первых, термоупругое МП – это одновременно и структурный фазовый переход и геометрически обратимый фазовый процесс. Во - вторых, оно одинаково хорошо реализуется как при изменении температуры в интервалах  $M_H \div M_K$  и  $A_H \div A_K$ , так и под действием механического напряжения при температурах ниже  $M_d$  (максимальная температура, при которой МП можно стимулировать механическим напряжением) ( $M_d > M_H$ ). При этом закономерности формирования мартенсита при свободном охлаждении и под нагрузкой существенно отличаются.

При свободном охлаждении рост мартенситной фазы осуществляется самосогласованно: новые направления мартенситных сдвигов определяются предыдущими так, что результирующая мартенситная деформация и внутренние упругие напряжения минимальны. Это достигается формированием мартенситной структуры в виде доменов всех кристаллографически возможных эквивалентных ориентаций, внутримономенным двойникованием, периодическим включением дефектов упаковки. При таком развитии превращения не происходит макроскопического изменения формы образца, несмотря на значительную деформацию решетки и локальных областей [2].

В случае присутствия механического напряжения предпочтительно формируются домены с мартенситной деформацией, совпадающей по направлению с приложенным напряжением.

Особенности развития термоупругих МП определяют закономерности механического поведения сплавов. В зависимости от совокупности и последовательности воздействия на сплавы температуры, напряжений и деформаций можно выделить три группы эффектов: деформационные  $\varepsilon = f(\sigma, T)$ , силовые  $\sigma = f(\varepsilon, T)$  и температурные  $T = f(\sigma, \varepsilon)$  [2]. Конкретные проявления деформации, являющейся проявлением реакции твёрдого тела на механическое воздействие, т.е. функции  $\varepsilon = f(\sigma, p, T)$ , зависят от многих причин, но в первую очередь от поведения кристаллической решётки под влиянием напряжения,

давления и температуры. Кроме собственно упругой деформации можно выделить, хотя и несколько условно, три основных механизма деформации твердого тела: скольжением, двойникованием и путем мартенситного превращения.

МП в сплавах на основе никелида титана выступает в двух качествах одновременно: фазового перехода и геометрически высокообратимого деформационного процесса. Как фазовый переход оно сопровождается сильными экзотермическими и эндотермическими эффектами, а как деформационный процесс – значительной обратимой собственной (мартенситной) деформацией и аккомодационными напряжениями и деформациями [5]. Поэтому изменения температуры, давления, внешние и внутренние напряжения, активно влияют на протекание МП и определяют закономерности механического поведения сплавов.

Мартенситная термоупругость представляет собой особый вид деформационного поведения кристаллических материалов. В сплавах, способных к термоупругому МП, наиболее яркими и практически важными особенностями механического поведения, отличающими их от обычных металлов и сплавов, являются следующие:

1. Однократный эффект памяти формы (ЭПФ) – способность сплава частично или полностью возвращать приобретенную ранее в мартенситном состоянии деформацию и соответственно восстанавливать первоначальную форму при нагреве, рисунок 4.

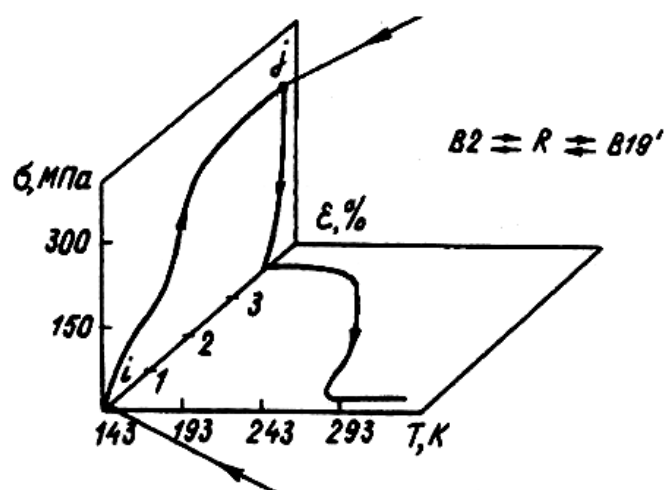


Рисунок 4 – Однократный ЭПФ в сплаве Ti+ 47 ат.%Ni+ 3 ат.%Fe [6]

2. Эффект сверхупругости (сверхэластичности) – способность сплава испытывать в процессе нагружения сильную (до 10-15 %) неупругую деформацию, которая возвращается полностью или в значительной степени, рисунок 5а, при снятии нагрузки, рисунок 5.

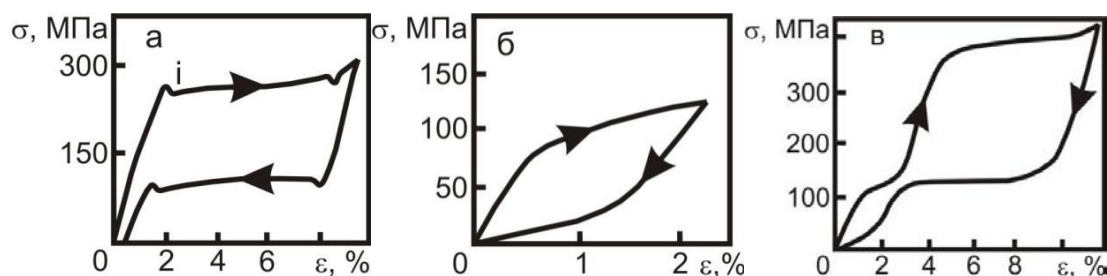


Рисунок 5 – Сверхупругое поведение сплавов системы TiNi: а – Ti+ 51 ат.%Ni (деформация при 293 К); б, в – Ti+ 47 ат.%Ni+ 3 ат.%Fe (деформация при 213 К) [6]

3. Эффект обратной памяти формы (ЭОПФ или ОЭПФ) – способность сплава при определенных условиях в ненапряженном (без нагрузки), но предварительно структурно или механически подготовленном состоянии испытывать при термоциклировании через температурный интервал прямых и обратных МП самопроизвольную деформацию при охлаждении и обратное восстановление исходной формы при нагреве, рисунок 6.

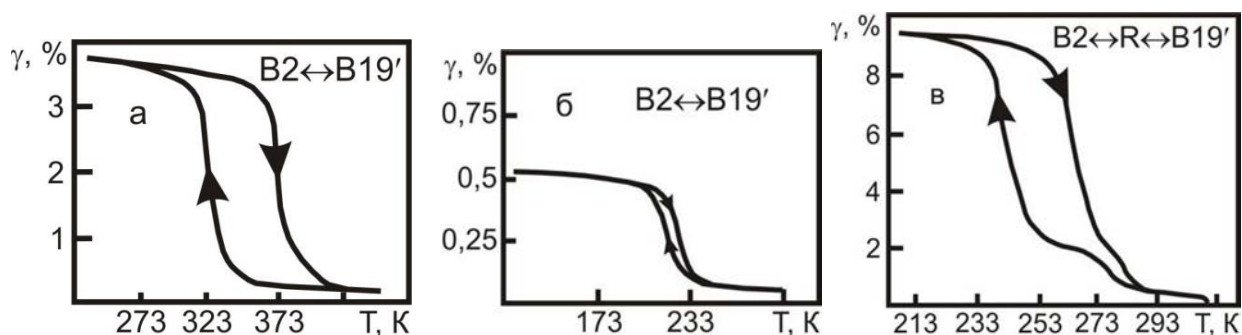


Рисунок 6 – Эффект обратной памяти формы при различных структурных переходах в сплавах системы: а – Ti + 49 ат.% Ni; б – Ti + 45 ат.% Ni + 5 ат.%Fe; в – Ti +49ат.% Ni + 0,5 ат.% Mo [6]

В процессе изотермического нагружения и последующей разгрузки, в зависимости от температуры деформирования ( $T_{\text{деф}}$ ), возможны следующие частные случаи: когда  $T_{\text{деф}}$  больше  $A_K$ , возникшая мартенситная фаза будет термодинамически абсолютно неустойчивой и значит, во время снятия нагрузки мартенситная фаза превратится в аустенитную, а приобретенная деформация полностью вернется. Если  $T_{\text{деф}}$  находится в интервале от  $A_N$  до  $A_K$ , то сверхупругий возврат деформации будет неполным и завершится при последующем нагреве в интервале температур от  $T_{\text{деф}}$  до  $A_K$ , то есть материал продемонстрирует частично эффект сверхэластичности, а частично ЭПФ. Наконец, в случае, когда  $T_{\text{деф}}$  меньше  $A_N$ , наведенная мартенситная фаза будет стабильной и разгрузка не сопровождается проявлением сверхэластичности; вернуть деформацию можно будет нагревом, когда возврат обусловлен реализацией ЭПФ.

Максимальная величина неупругой деформации определяется ее кристаллографическим ресурсом в монокристалле, т.е. максимальной деформацией кристаллографической решетки при мартенситном превращении  $\epsilon_{\text{max}}$  в данном сплаве. Последнее же определяется соотношением между параметрами решетки мартенсита и исходного аустенита. Поэтому параметры решетки мартенсита- важнейшие параметры сплавов с памятью формы (период же решетки аустенита изменяется в значительно меньшей степени и поэтому на деформацию решетки при превращении влияет мало).



#### 4 Эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичность в сплавах на основе TiNi

Упругие напряжения и пластическая деформация оказывают сильное влияние на МП уже на стадии зарождения мартенсита. Именно поэтому температура начала превращения повышается тем значительнее, чем выше напряжение. Деформация образует новые места, где зарождение облегчено. ЭПФ и сверхэластичность связаны между собой, однако, не все сплавы с памятью формы системы TiNi проявляют сверхэластичность. Сверхэластичное поведение характерно, например, для сплавов, обогащенных титаном, легированных железом и молибденом.

Общая деформация материала на основе TiNi состоит из упругой, мартенситной и пластической составляющих, причем, чем меньше вклад пластической деформации в общую деформацию материала, тем полнее реализуется ЭПФ.

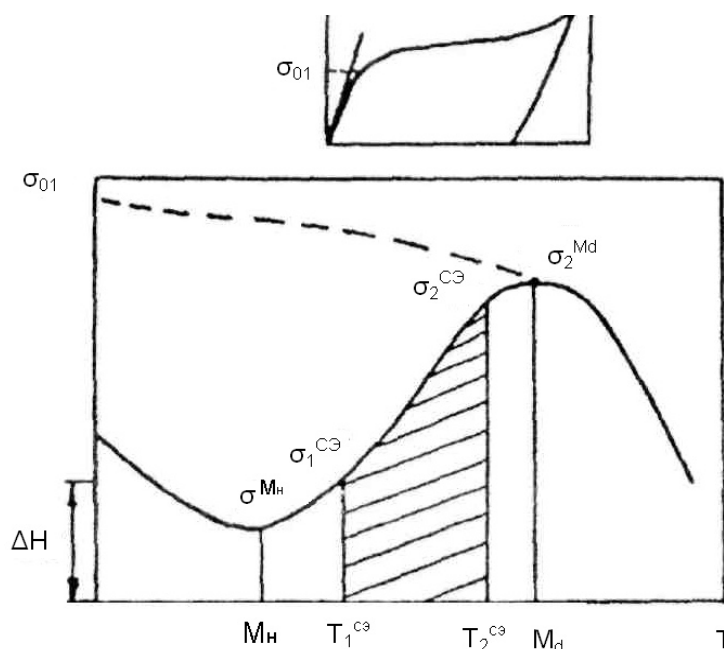


Рисунок 7 - Температурная зависимость напряжений мартенситного сдвига и предела текучести сплавов [7]

Вклад пластической деформации в общую деформацию резко возрастает вблизи температуры  $M_d$  (предельная температура, ниже которой образуется

мартенсит напряжения), когда уровни критического напряжения возникновения мартенсита и предела текучести вблизи  $M_d$ , рисунок 7, равны.

Эффект сверхэластичности реализуется не во всех сплавах с температурами МП. В обогащенных никелем сплавах TiNi (до 51 ат. % Ni) наблюдается яркое проявление сверхэластичных свойств (до 10 % обратимой деформации), а в обогащенных титаном сплавах (более 50 ат. % Ti) эффект сверхэластичности практически отсутствует.

Механизм проявления сверхэластичного поведения связан с возникновением мартенситной фазы в результате действия внешнего напряжения при температуре выше  $M_H$  и обратного перехода в высокотемпературную фазу при снятии внешней нагрузки. Накопление и возврат деформации, сопровождающие эти процессы, обусловлены высокой подвижностью границ раздела. Противодействие, преодолеваемое границами при их образовании, перемещении, взаимодействии, обуславливает диссипацию энергии, которая характеризуется шириной петли гистерезиса на зависимости напряжение-деформация. Для сплавов в основе соединений TiNi величина гистерезиса соответствует 200÷400 МПа. В связи с этим сверхэластичные свойства могут проявляться только в определенном интервале температур, рисунок 8, когда напряжение мартенситного типа превышает величину гистерезиса. В противном случае возврат деформации не происходит при снятии нагрузки. Восстановление формы в этом случае можно осуществить лишь при последующем нагреве, рисунок 9. Участие в процессах напряжения и возврата деформации даже незначительной части пластической составляющей приводит к снижению подвижности межфазных границ раздела и, как следует, к уширению петли гистерезиса и увеличению степени недовозврата деформации. Пока мартенситный переход при снятии нагрузки остается не запрещенным (кривая 1, 2), возврат деформации при снятии нагрузки осуществляется полностью. Но как только при дальнейшей деформации достигается предел текучести, и появляется вклад пластической составляющей, гистерезис сверхэластичного поведения резко возрастает, рисунок 9.

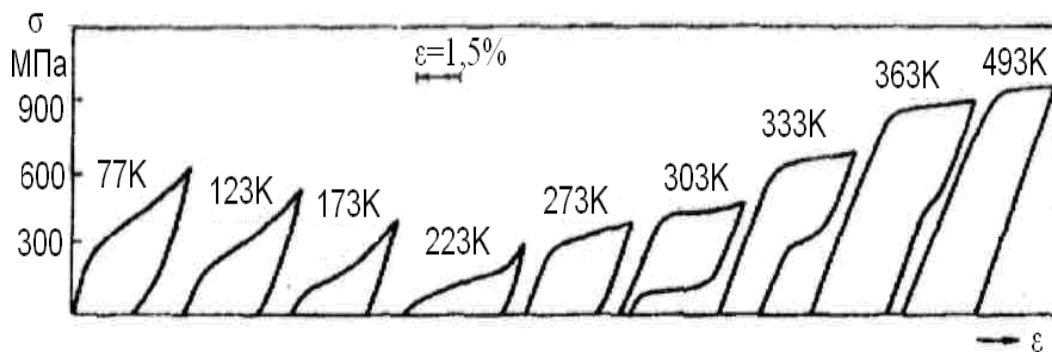


Рисунок 8 - Влияние температуры деформации на зависимость  $\sigma$ - $\epsilon$  сплава Ti-51 ат. Ni [7]

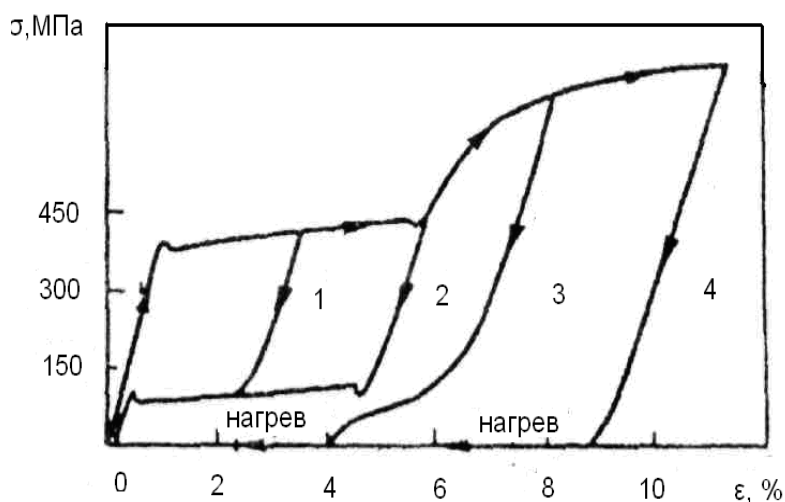


Рисунок 9 - Влияние степени деформации на сверхпластичное поведение сплава Ti+51 ат.% Ni [7]

Однако увеличивается и степень недовозврата формы. При достижении некоторой критической величины напряжения обратное движение межфазных границ раздела вообще становится невозможным, и эффект сверхэластичности полностью подавляется (кривая 4), рисунок 9. Возврат деформации (неполный) становится возможным только в результате нагрева (реализуется ЭПФ).

Особенную роль играет пластическая деформация при уровнях мартенситного сдвига, близких к значению предела текучести в интервале температур  $T_{2c3} - M_d$ , рисунок 7. Даже при незначительной деформации сплава в таком состоянии релаксация напряжений осуществляется в основном не путем возникновения мартенситной фазы, а пластическими сдвигами. В интервале температур  $T_{1c3} - T_{2c3}$  сплавы проявляют эффект сверхэластичности, который ограничен со стороны низких температур величиной гистерезиса.

Точка  $M_d$  на рисунок 7 отвечает максимальной температуре, при которой ещё появляется мартенситная фаза под действием напряжения. При этой температуре предел текучести и величина мартенситного сдвига совпадают.

Минимальная величина напряжения мартенситного сдвига соответствует, как правило, в сплавах TiNi области температур, расположенных вблизи  $M_H$ .

Сверхэластичное поведение можно подавить в тех случаях, когда процессы релаксации напряжений пластическим сдвигом зависят от времени, в течение которого проводится деформация мартенсита, от скорости деформации и других условий эксперимента.

## 5 Влияние термического и механотермического циклирования на мартенситные превращения и функциональные свойства сплавов на основе никелида титана

Для обеспечения надежности функционирования изделий и рабочих элементов с памятью формы и сверхэластичностью из сплавов на основе TiNi с составами вблизи экваторного необходимым условием является стабильность таких параметров, как последовательность и температуры МП при термоциклировании и стабильность величины необходимой неупругой деформации. Это особенно актуально для рабочих элементов, функционирующих в условиях циклического изменения температуры.

Впервые понижение температуры начала МП в моноклинный мартенсит B19',  $M_H$ , при термоциклировании было обнаружено в [8], подтверждено в [7], а затем были выполнены многочисленные исследования, основные результаты которых совпадают с результатами, полученными в [10-19]. В [10] методом просвечивающей электронной микроскопии *in situ* в циклах «охлаждение-нагрев» было показано, что на границе растущих кристаллов мартенситной фазы генерируются дислокации как следствие развития (наряду с процессами упругой аккомодации и двойникования) локального пластического течения, обусловленного несоответствием кристаллических решёток исходной и мартенситной фаз, то есть возникает так называемый фазовый наклеп. Позднее в [11] было показано, что плотность дислокаций после одного термоцикла через интервал МП в образцах сплава Ti<sub>49,5</sub>Ni<sub>50,5</sub> (ат.%) составляет  $10^{13} \text{ м}^{-2}$  и возрастает до  $5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  после 100 термоциклов. Результаты оценки количества дефектов кристаллической структуры, которые возникают при термоциклировании экваторного никелида титана через интервал температур прямого и обратного МП, методом позитронной аннигиляции показали хорошую корреляцию с выводами [11]: после 6-8 циклов плотность дислокаций достигает  $10^{12} \text{ м}^{-2}$ . Следует отметить, что в [12] установлено, что термоциклирование не оказывает

влияния на накопление дефектов кристаллической структуры при МП В2 → В19 (В19 – орторомбический мартенсит) в сплаве  $Ti_{50}Ni_{31}Pd_{19}$  (ат.%). Тем самым показана возможность стабилизации температур МП при термоциклировании через интервалы температур прямого и обратного МП с помощью легирования, но при выборе легирующих элементов следует принимать во внимание неизбежное изменение температурных интервалов МП вследствие изменения химического состава сплава. В [13,14] было обнаружено, что в результате термоциклирования через интервалы температур прямого и обратного МП двойных сплавов с однородной исходной структурой В2 фазы (при содержании никеля менее 50,3 ат.% и в закаленных двойных сплавах с более высоким содержанием никеля, в частности, до 51,5 ат.%) происходит переход от последовательности МП В2 → В19' к В2 → R → В19', где R – мартенситная фаза с ромбоэдрической структурой, что может также способствовать понижению  $M_H$ .

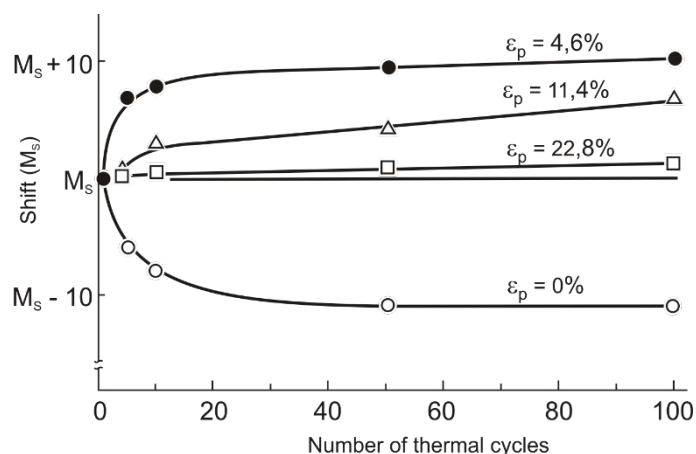


Рисунок 10 - Сдвиг температуры начала МП В2 → В19' при термоциклировании образцов сплава  $Ti_{50,2}Ni_{49,8}$  (ат.% Ni) без предварительной деформации ( $\epsilon_p=0$ ) и предварительно деформированных растяжением при комнатной температуре на  $\epsilon_p=4,6\%$ ,  $\epsilon_p=11,4$  и  $\epsilon_p=22,8\%$  [15]

Результаты исследований [15, 16] влияния термоциклирования на температуры МП в мартенситную фазу В19' в закаленных от 1273К (из области гомогенности В2 фазы) образцах двойных сплавов на основе TiNi с 49,8, 50,6 и 51,6 ат.% никеля показали, что  $M_H$  уже после 10 циклов понижается на 10-15

градусов, а при увеличении числа циклов до 100 дальнейшего изменения температур МП не наблюдается. Для почти эквиатомного TiNi (49,8 ат.% Ni) изменение  $M_H$  от числа циклов  $N$  приведено на рисунке 10 (зависимость  $\epsilon_p = 0$ ). Аналогичная стабилизация температур  $M_H$ ,  $M_K$ ,  $A_H$  и  $A_K$  при увеличении числа термоциклов наблюдается и в образцах сплавов с 50,6, и 51,6 ат.% Ni. Качественно подобное понижение температур МП при термоциклировании закаленных от 1123К образцов двойных сплавов с 49,5, 50,2 и 50,5 ат.% Ni наблюдали и в [14]. Однако в закаленных образцах двойных сплавов с 51,0, 51,2 и 51,5 ат.% Ni температуры МП при увеличении числа термоциклов в [14] повышались, рисунок 11, а не понижались, как в сплаве с 51,6 ат.% Ni после закалки от 1273К в [15, 16]. При этом авторы [14] отмечали, что при содержании никеля ~50,8 ат.% воздействие термоциклирования на температуры МП выражено незначительно. Природа различного влияния термоциклирования на температуры МП в обогащенных атомами Ni двойных сплавах на основе TiNi после закалки из области гомогенности В2 фазы не выявлена.

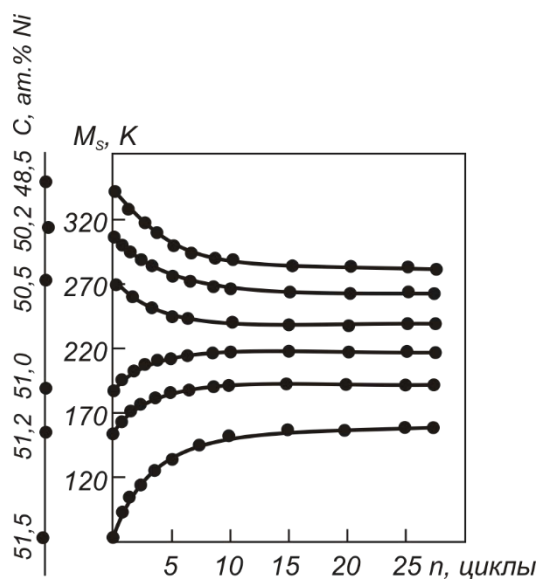


Рисунок 11 - Влияние фазового наклепа в режиме термоциклирования (нагрев-охлаждение-нагрев) через интервалы превращений на температуру  $M_H$  в закаленных двойных сплавах на основе TiNi [14]

Принципиальная возможность подавления влияния термоциклирования на последовательность и температуры МП связана с изменением фазового

состава двойных сплавов на основе TiNi с содержанием более 50,3 ат.% Ni. Известно, что область гомогенности B2 фазы в этих сплавах резко сужается при понижении температуры (концентрированные данные по диаграмме состояния сплавов TiNi вблизи эквипотенциального состава приведены, например, в [17,18]). При этом сплавы с содержанием никеля более 50,3 ат.% при термообработках ниже 773К – 873К являются стареющими, и в них формируется фаза Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>. В [15,16] впервые было показано, что после отжига в течение 1 ч при 673К закаленных от 1273К образцов двойных сплавов с 50,6 и 51,6 ат.% Ni даже после 100 циклов в интервалах МП B2 ↔ R ↔ B19' последовательность и температуры МП остаются неизменными.

Результаты, полученные в [15, 16], коррелируют с выводами работ [19,20], в которых показано, что в двойном сплаве с 50,9 ат.% Ni эффективное подавление дислокационной активности и развития остаточной пластической деформации при изотермическом механоциклировании (295К) наблюдается после низкотемпературного старения (623К и 673К в течение 1 ч) вследствие формирования высокой плотности наноразмерных (10-50 нм) выделений фазы Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>, когерентных с B2 фазой. При увеличении размеров выделений когерентность границы выделений с B2 фазой теряется, и при размерах выделений фазы Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> ~500 нм наблюдается существенное усиление дислокационной активности в процессе изотермического (295К) механоциклирования, что приводит к деградации проявления эффекта сверхэластичности.

В двойных нестарящихся сплавах на основе TiNi с составами, незначительно отличающимися от эквипотенциального (49,8-50,3 ат.% Ni), в которых соответственно, отсутствует упрочняющее влияние выделений вторичной фазы Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>, возможности подавления влияния термоциклирования на последовательность и температуры МП могут быть обусловлены формированием соответствующих дислокационных субструктур при предварительной пластической деформации (холодной [15,16] или тёплой [20])



как без последующих термообработок [20], так и с финальным последеформационным отжигом [15,16]. На рисунке 10 приведены изменения температуры начала МП в мартенситную фазу В19' ( $M_H$ ) образцов двойного сплава с 49,8 ат.% Ni, закалённых от 1273К, с различной величиной предварительной пластической деформации, заданной в процессе растяжения при комнатной температуре (зависимости с  $\epsilon_p$ , равной 4,6%, 11,4% и 22,8%) в зависимости от количества термоциклов ( $N$ ) через интервал МП при охлаждении и нагреве. Видно, что в предварительно растянутых образцах наблюдается повышение  $M_H$  при увеличении  $N$ , а не понижение, как в недеформированных образцах после закалки (зависимость с  $\epsilon_p=0$ ). При этом величина повышения  $M_H$  уменьшается при увеличении  $\epsilon_p$  и в образцах с  $\epsilon_p=22,8\%$  незначительна. Основные изменения  $M_H$  после растяжения с  $\epsilon_p$  11,4% и 4,6% происходят после примерно 10-ти термоциклов, а при увеличении  $N$  до 100  $M_H$  остается практически неизменной. Авторы [15,16] полагают, что в слабо упрочненных образцах после малых предварительных деформаций (4,6% и 11,4%) в процессе термоциклирования через интервалы прямых и обратных МП возможны перераспределения дислокаций, в результате которых формируются поля внутренних напряжений, способствующих повышению  $M_H$ . В сильно упрочненных образцах ( $\epsilon_p=22,8\%$ ) с большой плотностью дефектов кристаллической структуры дислокационная активность при термоциклировании подавлена, что обуславливает стабилизацию  $M_H$ . Это предположение коррелирует с полной стабилизацией температур МП в образцах этого же сплава после больших степеней деформирования в процессе холодной вытяжки проволоки и последующего её отжига при 673К, приводящего к формированию полигонизированной структуры.

В последние годы интерес к исследованиям влияния термоциклирования на МП в сплавах на основе TiNi связан с развитием методов интенсивной пластической деформации, направленных на получение объёмных высокопрочных материалов с ультрамелкозернистыми

(субмикроструктурными (СМК) и нанокристаллическими) структурами. Среди немногочисленных пока работ в этом направлении существенные результаты получены в [21,22]. Работа [21] выполнена на исходных крупнозернистых (средний размер зёрен 40 мкм) образцах сплава  $Ti_{50,7}Ni_{49,3}$  (ат.%) и образцах с СМК структурой после равноканально-углового прессования (РКУП) при 673К, 698К, и 723К (средний размер зёрен-субзёрен 0,1 мкм и 0,2–0,3 мкм после РКУП при 673К и 723К, соответственно). Исходные образцы испытывали МП  $B2 \rightarrow B19'$ , а образцы после РКУП – последовательность МП  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19' \rightarrow B2$ . В целом, полученные в [21] результаты, коррелируют с результатами работ [15,16]. После 5-ти термоциклов исходных образцов через МП в них наблюдали понижение  $M_H$  на 9 градусов,  $A_H$  на 4 градуса, а в образцах после РКУП изменения температур МП  $B2 \rightarrow R$ ,  $R \rightarrow B19'$  и  $B19' \rightarrow B2$  практически отсутствовали, как и после предварительной пластической деформации с последеформационным отжигом при 673К в сплаве  $Ti_{50,2}Ni_{49,8}$  (ат.%) в [15, 16]. Однако в образцах [22] двойного сплава с 50,2 ат.% Ni с СМК структурой (средний размер зёрен 190 нм), полученной также после теплового РКУП при 723К, наблюдали усиление влияния термоциклирования на температуру МП  $B2 \rightarrow B19'$  при охлаждении образцов по сравнению с их изменением при термоциклировании исходного крупнозернистого образца (средний размер зёрен 50 мкм). Как исходные, так и образцы после РКУП в [23], испытывали МП  $B2 \rightarrow B19'$ . После 20-ти термоциклов в интервале температур от 77 К до 473К понижение  $M_H$ ,  $M_K$ ,  $A_H$  и  $A_K$  в исходных крупнозернистых образцах составило 3, 12, 18 и 13 градусов, соответственно. В образцах с СМК структурой  $M_H$  и  $M_K$  после 20-ти термоциклов понизились значительно существеннее (на 46 и 39 градусов, соответственно), но температуры  $A_H$  и  $A_K$  (начало и конец обратного МП  $B19' \rightarrow B2$ ) при этом не изменились, как и в [21]. Факторы, обуславливающие различное влияние термоциклирования на температуры  $M_H$  и  $M_K$  при близких

составах сплавов с практически одинаковой СМК структурой в [21] и [22] не выявлены.

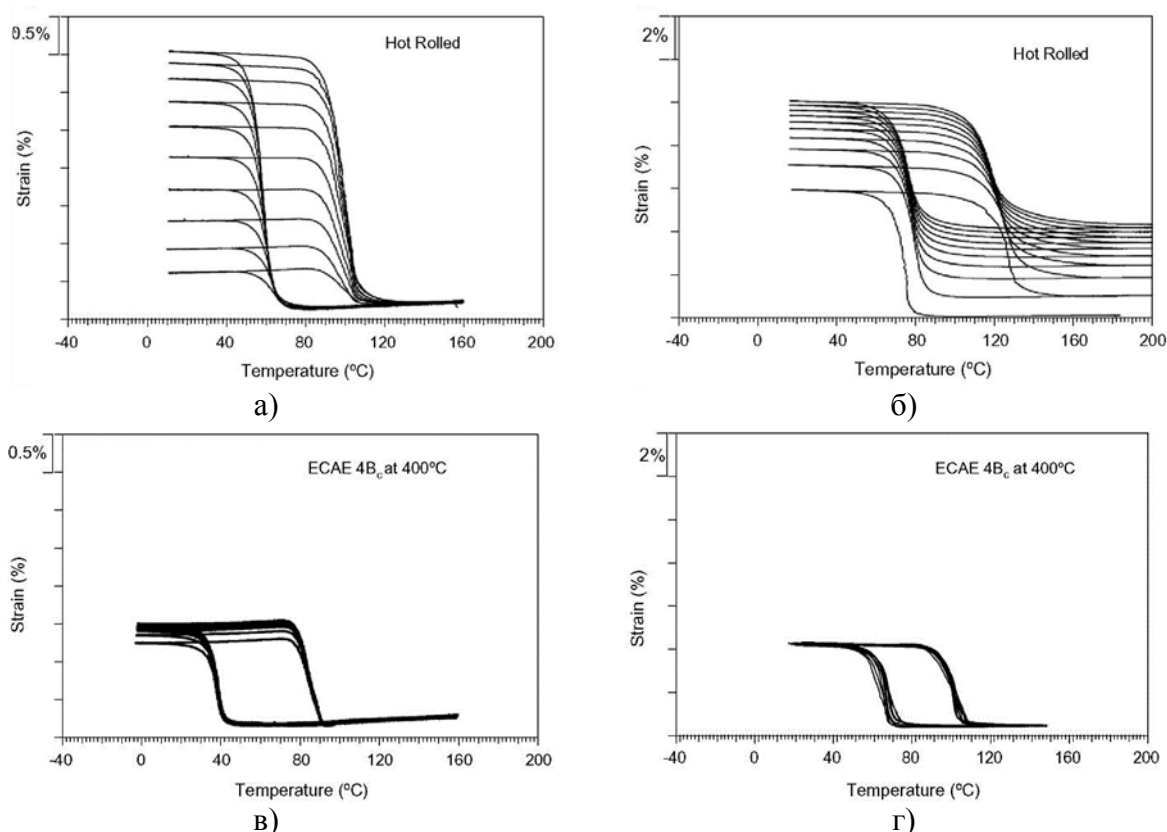


Рисунок 12 - Температурные зависимости накопления и возврата деформации ( $\epsilon$ ) при циклическом (10 циклов) охлаждении и нагреве образцов сплава  $Ti_{50,7}Ni_{49,3}$  (ат.%) с крупнозернистой (а, б) и СМК (в, г) структурами при постоянных внешних напряжениях 50 МПа (а, в) и 150 МПа (б, г) [21]

Другой важный результат получен в [21] при исследовании влияния термомеханического циклирования на стабилизацию накопления и возврата обратимой неупругой деформации и развитие пластической деформации в циклах «охлаждение-нагрев» с постоянным внешним напряжением в образцах с крупнозернистой и СМК структурами, рисунок 12. Из рисунка 12 видно, что при крупнозернистой структуре образцов и малой внешней нагрузке (50 МПа, рисунок 12а) наблюдается практически равномерный прирост накапливаемой и возвращаемой неупругой деформации со слабо выраженной тенденцией к её стабилизации к 10-ому циклу, а развития пластической деформации при этом практически не наблюдается. При повышении внешнего напряжения до

150 МПа (рисунок 12б) прирост накапливаемой и возвращаемой неупругой деформации (~6%) при увеличении числа циклов до 10-ти практически отсутствует, но при этом пластическая деформация интенсивно накапливается в первых термомеханических циклах, а затем темп её приращения существенно замедляется. К 10-ому циклу наблюдается полная стабилизация обратимой неупругой деформации при практически неизменной величине пластической деформации (на уровне ~4%). Характер стабилизации накопления и возврата неупругой деформации при аналогичных термомеханических циклах образцов с СМК структурой существенно иной, рисунки 12в и 12г. Как при внешнем напряжении 50 МПа, так и 150 МПа наблюдается значительно более быстрая стабилизация обратимой неупругой деформации при малой и практически неизменной пластической деформации. При этом температурные интервалы накопления и возврата неупругой деформации и в крупнозернистых образцах и в образцах с СМК структурой отличаются незначительно. Подавление развития пластической деформации и более интенсивную стабилизацию величины обратимой неупругой деформации при термоциклировании в [21] связывают с формированием в образцах с СМК структурой тонколамельной наноразмерной (3 нм) двойниковой структуры мартенсита B19', обуславливающей эффективную аккомодацию внутренних напряжений в процессе роста мартенситных доменов, без развития локальной пластической деформации. Однако насколько общим является этот вывод в целом для сплавов на основе TiNi с ультрамелкозернистыми структурами в настоящее время не установлено.

Таким образом, исследования предшествующего периода позволили установить ряд важных факторов, способствующих стабилизации в двойных сплавах на основе никелида титана вблизи эквиатомного состава последовательности и температур МП, величины обратимой неупругой деформации. Вместе с тем, анализ полученных результатов показывает, что в основном исследовались возможности стабилизации температур МП и сравнительно невысоких обратимых неупругих деформаций (~6%), проявляющихся при сравнимых величинах заданной деформации. В то же время

кристаллографический ресурс мартенситной деформации двойных сплавов на основе TiNi при МП B2  $\leftrightarrow$  B19' составляет  $\sim 12\%$  [23], но его достижение сопряжено, как правило, с развитием заметной пластической деформации. В последнее время получены данные о достижении в сплавах на основе TiNi аномально больших неупругих деформаций (до 17%) при изгибе и при кручении [24, 25]. Это является предпосылкой создания силовых элементов и приводов с повышенными характеристиками развиваемых реактивных напряжений и перемещений, например, для авиакосмической техники. Однако, как условия их проявления, так и проблемы термоциклической, термомеханической и механоциклической устойчивости проявления больших обратимых неупругих деформаций до настоящего времени не исследовались.

## 6 Постановка задачи

В сплавах на основе TiNi наиболее важным функциональным свойством является способность накапливать и возвращать высокие неупругие деформации при проявлении эффектов памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности, обусловленных реализацией термоупругих мартенситных превращений (МП)  $B2 \leftrightarrow R$ ,  $B2 \leftrightarrow B19'$  и  $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$ , где  $B2$  – высокотемпературная фаза, упорядоченная по типу CsCl,  $R$  и  $B19'$  – мартенситные фазы с ромбоэдрической и моноклинной структурой, соответственно [26].

Исследования максимального ресурса обратимой неупругой деформации в поликристаллических сплавах на основе TiNi в настоящее время актуальны, но в основном выполнены при заданных деформациях менее 15-20%. В последнее время выполнен ряд работ, в которых показано, что ресурс обратимой неупругой деформации в этих материалах может заметно превосходить максимальный кристаллографический ресурс обратимой мартенситной деформации для мартенситных превращений в  $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$  мартенситные фазы, равный 11-12% при содержании никеля 50-51 ат.%. Влияние температур нагружения на развитие обратимой неупругой и пластической деформаций немногочисленны и актуальны, так как в ряде работ показано, что максимум обратимой неупругой деформации достигается и в пластически деформированных образцах [15, 25, 27, 28].

Вместе с тем, получение материалов с высокими функциональными свойствами является важным, но не единственным условием их практического применения. Надёжность функционирования изделий и рабочих элементов из сплавов на основе никелида титана определяется стабильностью воспроизводства таких параметров как последовательность и температуры МП, величины проявления ЭПФ и сверхэластичности, величина накопленной пластической деформации.

Стабильность этих параметров особенно значима для изделий и рабочих элементов, функционирующих в режиме многократного проявления ЭПФ и сверхэластичности. Этим обусловлена актуальность исследований физических процессов, обуславливающих закономерности эволюции этих параметров при многоцикловых термомеханических воздействиях, являющихся основой для разработки методов их стабилизации. Для сплавов на основе никелида титана, испытывающих разные последовательности МП ( $B2 \rightarrow B19'$  и  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$  при охлаждении и  $B19' \rightarrow B2$ ,  $B19' \rightarrow R \rightarrow B2$  при нагреве) выделяются три основных направления подобных исследований.

Эффективная стабилизация температур МП в ненагруженных образцах достигается при термоциклировании через температурные интервалы этих МП после  $\sim 5$  термоциклов [11,15]. При этом температура превращения в R фазу ( $T_R$ ) повышается, а температуры  $M_n$ ,  $M_k$  и  $A_n$ ,  $A_k$  (температуры начала и завершения МП  $B2 \rightarrow B19'$  или  $R \rightarrow B19'$  при охлаждении и  $B19' \rightarrow R$  или  $B19' \rightarrow B2$  при нагреве, соответственно) как правило понижаются. При последующем увеличении количества термоциклов эти температуры практически не меняются. Вторая группа работ направлена на исследования стабилизации температурных интервалов и величины ЭПФ при термомеханическом циклировании под постоянной нагрузкой через интервалы МП при нагреве и охлаждении (вариант: охлаждение под нагрузкой, а нагрев в разгруженном состоянии) [18, 29]. Показано, что в процессе подобного термоциклирования повышается до стабильного уровня величина обратимой неупругой деформации при реализации ЭПФ и стабилизируются температуры начала и завершения формовосстановления. Третье направление составляют работы по исследованию закономерностей влияния механоциклирования при постоянной температуре на параметры реализации эффекта сверхэластичности [30-33]. Результаты этих работ показали, что в процессе механоциклирования величина обратимой деформации при реализации сверхэластичности и напряжение мартенситного сдвига уменьшаются после 10-15 механоциклов и остаются практически постоянными при дальнейшем увеличении их числа.

Деградацию параметров проявления сверхэластичности связывают преимущественно с развитием в процессе механоциклирования пластической деформации, величина которой достигает насыщения также после первых 10-15 циклов и далее почти не изменяется. Подавляющее большинство работ по последним двум направлениям исследования выполнено при деформировании образцов растяжением. Значительно меньше работ связано с исследованиями закономерностей изменения ЭПФ при термоциклировании под нагрузкой пружинных элементов из сплавов на основе никелида титана [34,35]. Данные о влиянии механоциклирования на проявление обратимой неупругой деформации и развития при этом пластической деформации при нагружении изгибом образцов из сплава на основе TiNi не выявлены среди работ предшествующего периода, хотя рабочие элементы с ЭПФ и сверхэластичностью, функционирование которых связано с деформацией при изгибе, применяются на практике. Лишь в [36] представлены результаты исследования закономерностей накопления неупругой и пластической деформаций при квазистатическом и циклическом изгибе с малыми заданными деформациями (< 1,4%) образцов сплава Ti<sub>49,4</sub>Ni<sub>50,6</sub> (ат.%).

Цель работы - исследовать развитие неупругой и пластической деформации в зависимости от температуры изотермических циклов «нагружение – разгрузка» с последующим нагревом разгруженных образцов сплава Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub>(ат.%) при деформировании кручением и выявить закономерности влияния изотермического (295К) механоциклирования при изгибе на их функциональные свойства.



## 7 Материалы и методы исследования

### 7.1 Материалы

Для исследований были выбраны образцы  $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ (ат.%) двойного сплава на основе никелида титана, изготовленные в ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ».

В образцах сплава  $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ (ат.%) наблюдается присутствие фазы со структурой типа  $Ti_4Ni_2(O,N,C,H)_x$ . Для деформирования кручением образцы были приготовлены из стержней диаметром 30 мм, полученных методом горячей ротационнойковки, термическая обработка не проводилась. Для изгиба образцы имели форму тонких пластин (толщина от 0,7 до 1мм) шириной 2 мм и длиной 45 мм.

### 7.2 Методы исследования

Исследования методом оптической металлографии проводили на микроскопе AXIOVERT 200 MAT.

Исследование зависимости температур и последовательности МП проводили методом температурной резистометрии. По полученным этим методом температурным зависимостям электросопротивления  $\rho(T)$  можно определить температуры прямых и обратных МП, а также проследить за изменением последовательности МП.

Для измерения температурных зависимостей электросопротивления,  $\rho(T)$ , использовали установку принципиальная схема, которой, изображена на рисунке 13.

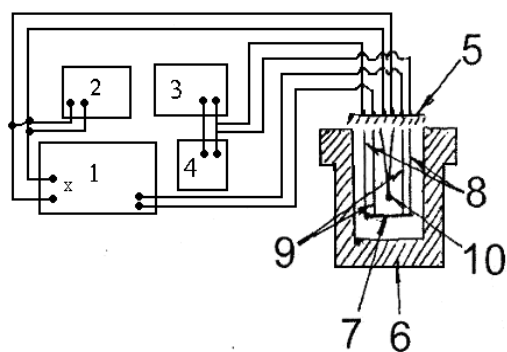


Рисунок 13 - Схема установки для измерения электросопротивления

Образец (7) с помощью точечной сварки приваривали к четырём контактным проводам, установленным на головке (5), два из которых были токопроводящими (8), а два других (9) служили для снятия падения напряжения с участка образца, заключённую между токоподводящими проводами. Нагрев образца производили в печи (6). Скорость охлаждения и нагрева образца составляла примерно 3 град/мин. Температуру образцов контролировали хромель-алюмелевой термопарой (10), спай которой касался средней части образцов. При такой схеме съёмки и скорости охлаждения градиент температур по длине образцов незначителен (меньше или равен 2 градусам). С источника питания (3) на образец подавали постоянное напряжение 6 В при стабилизированном токе 0,97 А. Падение напряжения с образца подавали на клеммы «У» двухкоординатного самописца (1) сигнал с термопары - на клеммы «Х» и на цифровой вольтметр (2) для визуального контроля температур.

### 7.2.1 Исследование накопления и возврата деформации в изотермических циклах «нагрузка - разгрузка»

Исследование накопления и возврата деформации в изотермических циклах «нагрузка - разгрузка» ( $\tau - \gamma$ ), изучение закономерностей формовосстановления при последующем нагреве разгруженных образцов проводили на установке типа обратного крутильного маятника (далее - УИДК)

с рабочим интервалом температур от 120К до 650К, схема, которой приведена на рисунке 14.

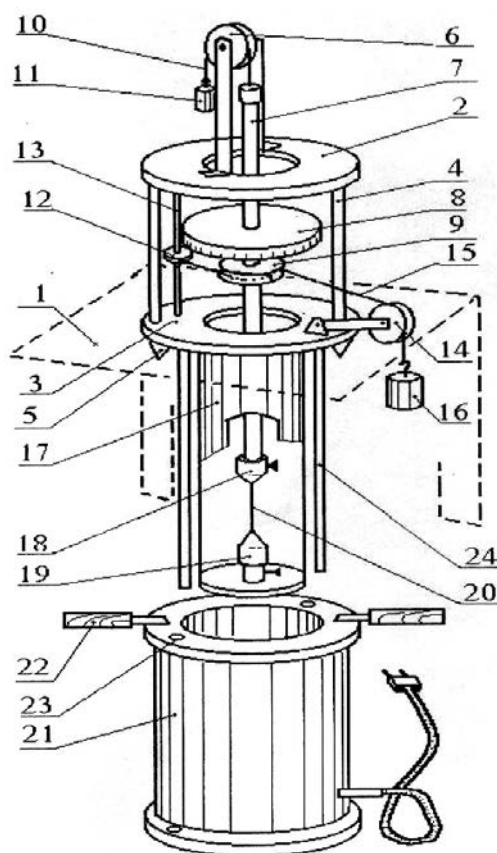


Рисунок 14 - Установка для исследования деформации кручения УИДК

В установку УИДК (рисунок 14) входит станина (1), закрепленная на стене или на специальной подставке. Горизонтальная плоскость станины имеет центральное сквозное отверстие. На горизонтальной плоскости станины (1) установлены два разнесенных основания (2) и (3), соединенных между собой шпильками (4), причем нижнее основание (3) имеет регулируемые по высоте винтовые опоры (5), а на верхнем основании (2) установлен вращающийся верхний блок (6). В центре верхнего и нижнего оснований (2, 3) имеются сквозные отверстия, соосные отверстию в станине (1), сквозь которые проходит стержень (7) с жестко закрепленными на нем измерительным диском (8) со шкалой и центральным шкивом (9). Через верхний блок перекинут канат (10), одним концом соединенный с торцом стержня (7). Ко второму

концу каната подвешен груз (11), уравнивающий вес стержня (7) с измерительным диском (8) и центральным шкивом (9). Кроме того, между основаниями (2, 3), в плоскости центрального шкива (9), расположен дополнительный шкив (12), жестко закрепленный на спице (13), а на нижнем основании (3) установлен регулируемый по высоте подвижный блок (14). Дополнительный шкив (12), центральный шкив (9) и регулируемый подвижный блок (14) связаны между собой вторым канатом (15), на одном конце которого подвешен груз (16), создающий момент пары сил. Канат (15) обвивает центральный шкив (9) петлей, вследствие чего центральный шкив (9) (а вместе с ним и стержень (7) с измерительным диском (8)) могут совершать колебательные движения вокруг своей оси вращения.

К отверстию нижнего основания (3) прикреплен цилиндрический кожух (17) со сквозными пазами, в который входит стержень (7) с измерительным диском (8) и центральным шкивом (9), уравновешенный грузом (11). Нижняя оконечность стержня (6), входящего в цилиндрический кожух (17), оканчивается захватом (18). Аналогичный захват (19) установлен на дне цилиндрического кожуха (17). В захваты вставляется исследуемый образец (20). Поверх цилиндрического кожуха (17) надевается латунный стакан.

Нагрев образца осуществляется электрической печью (21), выполненной в виде полого цилиндра и состоящей из корпуса с расположенным в нем нагревательным элементом, и теплоизолирующих рукояток (22). На фланцах печи имеются отверстия (23).

Для установки печи (21) с целью нагрева образца (20) отверстия (23) фланцев печи совмещают с двумя направляющими (24), установленными на нижнем основании (3) параллельно цилиндрическому кожуху (17), и надвигают печь (21) на цилиндрический кожух. Подключение печи (21) к сети осуществляется через трансформатор, контроль подаваемого напряжения - с помощью вольтметра. Контроль над температурой в печи осуществляется с помощью термопары и измерительного милливольтметра, за величиной

подаваемого напряжения с помощью вольтметра. Деформацию, накопленную образцами при нагружении и разгрузке, рассчитывали следующим образом:

$$\gamma = \operatorname{arctg} \frac{\Delta\varphi}{l} \quad (1)$$

где  $\gamma$  - деформация, накопленная образцами при нагружении и разгрузке, %;

$r$  - радиус образца, мм;

$l$  - длина образца, мм;

$\Delta\varphi$  – угол закручивания, рад.

Расчет напряжений вычисляли по формуле:

$$\tau = \frac{2M}{\pi r^2}, \quad (2)$$

где  $\tau$  – напряжение, Па;  $M$  – закручивающий момент, Н;  $R$  – радиус образца, мм.

Типичные зависимости накопления и возврата деформации в изотермических циклах « $\tau$ - $\gamma$ » и при последующем нагреве разгруженных образцов приведены на рисунке 15, на котором указаны основные экспериментально определяемые параметры.

Заданная в процессе изотермического нагружения деформация ( $\gamma_t$ ), включает неупругую ( $\gamma_{\text{снд}}$ ) и пластическую ( $\gamma_{\text{пл}}$ ) деформацию, развивающуюся по дислокационным механизмам, рисунок 15а. Суммарная неупругая деформация ( $\gamma_{\text{снд}}$ ) является суммой величин эффектов:

$$\gamma_{\text{снд}} = \gamma_{\text{св}} + \gamma_{\text{ЭПФ}} \quad (3)$$

Величину сверхэластичности определяли как величину возврата неупругой деформации в изотермических циклах «нагружение-разгрузка» при деформировании образцов кручением, включая малую деформацию Гука, рисунок 15а. Величина ЭПФ равна возврату неупругой деформации при последующем нагреве разгруженных образцов через интервал температур обратного МП, рисунок 15б. Накопленная при данной  $\gamma_t$  пластическая деформация соответствует остаточной деформации при

завершении формовосстановления в процессе нагрева разгруженных образцов, рисунок 15б. В каждом последующем цикле  $\gamma_t$  увеличивалась (вплоть до разрушения образцов).

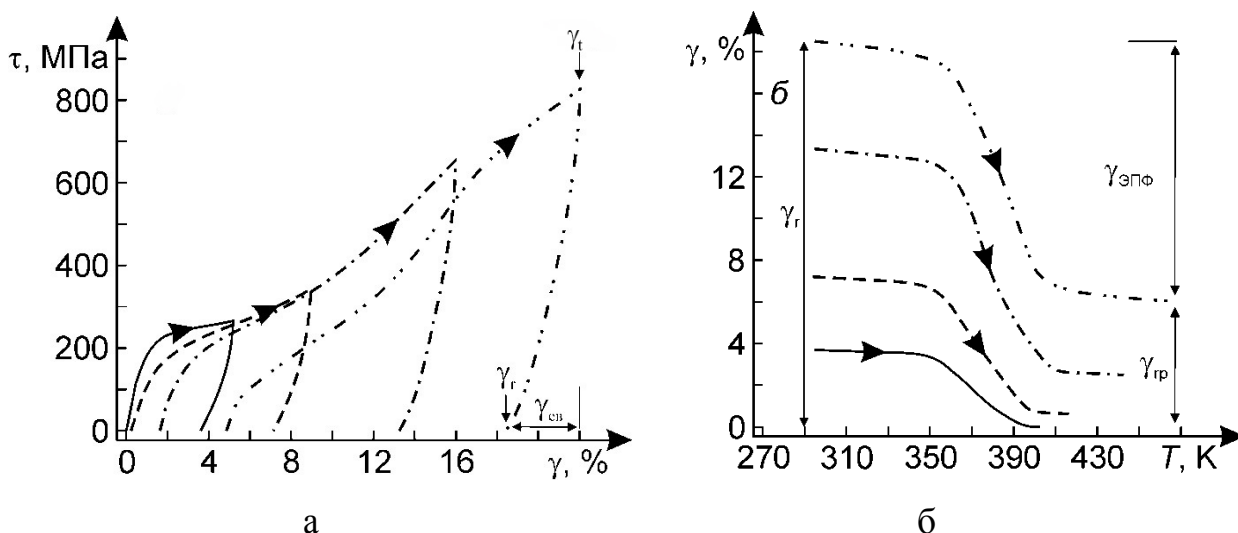


Рисунок 15 - Типичные зависимости накопления и возврата неупругой деформации в изотермических циклах «напряжение-деформация» (а) и возврата неупругой деформации при промежуточных нагревах разгруженных образцов (б)

### 7.2.2 Исследование закономерностей влияния механоциклирования при изгибе на развитие пластической и неупругой деформации

Исследование закономерностей влияния многоциклового изгиба на развитие пластической и неупругой деформации проводили в изометрических циклах «нагрузка – разгрузка» при комнатной (295К) температуре с промежуточным нагревом разгруженных образцов до 490К для выявления пластической деформации после завершения формовосстановления за счёт обратного превращения в В2 фазу деформационного мартенсита В19', сохранившегося после разгрузки. Эти исследования проводили на установке описанной ниже.

Установка включает в себя пресс-форму со сквозным V-образным каналом с плоскими поверхностями (угол между стенками канала  $90^\circ$ ), жёстко закреплённую на основании устройства типа струбцины. Струбцина имеет шток, жёстко скреплённый с её основанием, и снабжена подвижной консолью для перемещения её по штоку. На консоли жёстко закреплён винтовой привод, при кручении которого осуществляется нагружение блока со сменными цилиндрами, радиус которых определяет величину заданной деформации при изгибе образцов.

Деформация растяжения на внешней поверхности изгибаемого образца,  $\varepsilon_t$ , заданная при изотермическом нагружении, определяется из выражения:

$$\varepsilon_t = \frac{t}{2R+t}, \quad (4)$$

где  $R$  – радиус нагружающего цилиндра,  $t$  – толщина образца.

Зона деформации образцов при нагружении в пресс-форме существенно меньше общей длины образцов. Это даёт возможность определить внутренние углы  $\varphi_r$  и  $\varphi_{пл.}$  между прямолинейными недеформированными зонами концов образца по его фотоизображениям после изотермической разгрузки и охлаждения образцов после нагрева (например, обработкой изображений в фоторедакторе). При данной схеме деформирования деформации  $\varepsilon_r$  и  $\varepsilon_{пл.}$  определяются из выражений:

$$\varepsilon_r = \frac{(180-\varphi_r)t}{180R+(180-\varphi_r)t^2} \quad (5)$$

$$\varepsilon_{пл.} = \frac{(180-\varphi_{пл.})t}{180R+(180-\varphi_{пл.})t^2} \quad (6)$$

где  $\varphi_r$  и  $\varphi_{пл.}$  выражены в градусах.

Отметим, что  $\varphi_r=90^\circ$  соответствует заданной деформации  $\varepsilon_t$ , т.е. отсутствию обратимой неупругой деформации (без учета упругого возврата при разгрузке), а  $\varphi_r=180^\circ$  соответствует полному возврату деформации при изотермической разгрузке, т.е. реализации эффекта сверхэластичности.

Таким образом, используя  $\varepsilon_r$  и  $\varepsilon_{пл.}$ , рассчитываются все компоненты деформации заданной при нагружении по формуле 7:

$$\varepsilon_t = \varepsilon_{\text{СВ.}} + \varepsilon_{\text{ЭПФ}} + \varepsilon_{\text{Пл.}} = \varepsilon_{\text{СНД}} + \varepsilon_{\text{Пл.}}, \quad (7)$$

где  $\varepsilon_{\text{СВ.}} = \varepsilon_t - \varepsilon_r$  – неупругая деформация, возвращаемая при реализации сверхэластичности при изотермической разгрузке образцов (включает в себя малую гуковскую деформацию и  $\varepsilon_r$  деформацию образца после разгрузки);  $\varepsilon_{\text{ЭПФ}} = \varepsilon_r - \varepsilon_{\text{Пл.}}$  – неупругая деформация, возвращаемая в режиме проявления ЭПФ при нагреве разгруженных образцов;  $\varepsilon_{\text{СНД}} = \varepsilon_{\text{СВ.}} + \varepsilon_{\text{ЭПФ}}$  – суммарная обратимая неупругая деформация.

Преимущества данной схемы нагружения по сравнению с традиционным методом трёхточечного изгиба, в котором реализуются исследования при малых заданных деформациях (менее 5%) – возможность проводить исследования развития обратимых неупругих и пластических деформаций в широком диапазоне заданных деформаций  $\varepsilon_t$  (до 35-40%). Оценочная погрешность измерений при этом составляет 0,1-0,3% (в зависимости от  $\varepsilon_t$ ).

Механоциклирование проводили в широком интервале заданных деформаций  $\varepsilon_t$  (до 22,8%). При каждой заданной деформации проводили 11 циклов «нагружение – разгрузка» при 295К с промежуточными подогревами разгруженных образцов до 490К между циклами.



## 8 Микроструктура и температуры мартенситных превращений

Исследования методом оптической микроскопии показали, что микроструктура образцов является крупнозернистой. Из рисунка 16б видно, что основную долю зёрен составляют зёрна с размерами от 50 до 100 мкм. При этом средний размер зёрен равен 77 мкм.

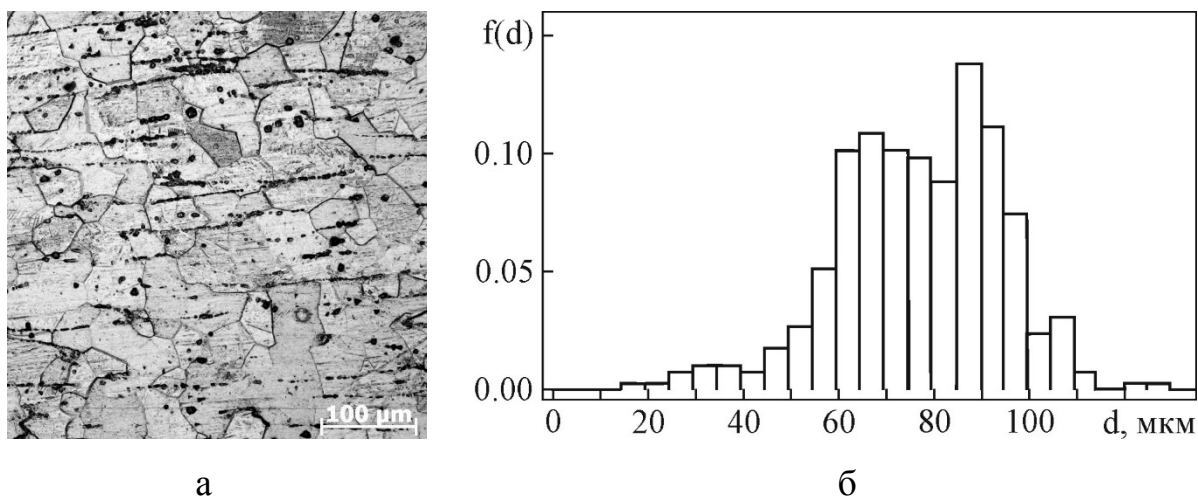


Рисунок 16 - Оптико-металлографическое изображение образцов сплавов Ti<sub>49.3</sub>Ni<sub>50.7</sub>(ат.%) (а) и гистограмма распределения зёрен по размерам (б)

Методом температурной резистометрией было определено, что в образцах сплава Ti<sub>49.3</sub>Ni<sub>50.7</sub>(ат.%) реализуется только последовательность МП В2↔В19', рисунок 17. Рост удельного электросопротивления в процессе охлаждения образцов до М<sub>Н</sub> обусловлен развитием предпереходного состояния В2 фазы [26]. Температуры начала и конца МП при охлаждении образцов составляют: М<sub>Н</sub>=252К и М<sub>К</sub>=223К, соответственно. При последующем нагреве реализуется только МП В19'→В2, температуры начала и конца которого равны А<sub>Н</sub>=258К и А<sub>К</sub>=273К, соответственно.

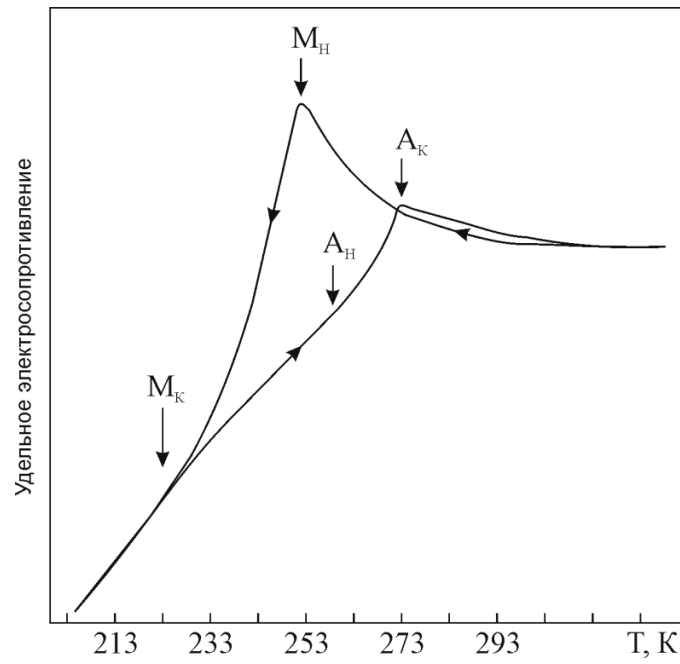


Рисунок 17 - Температурная зависимость электросопротивления в интервалах мартенситных превращений при охлаждении и нагреве образцов сплава Ti<sub>49.3</sub>Ni<sub>50.7</sub>(ат.%) с исходной крупнозернистой структурой

## 9 Развитие неупругой и пластической деформации в образцах сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ (ат.%) при деформировании кручением

### 9.1 Влияние температуры нагружения на развитие деформации при кручении образцов сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ (ат.%)

Из предыдущего раздела следует, что при температуре ниже  $M_k=217K$  образцы сплава имеют структуру мартенсита  $B19'$ . Вид зависимости «напряжение-деформация» при температуре деформирования  $T_d=164K$  приведённый на рисунке 18, характерен для развития деформации как при растяжении [6], так и при кручении образцов с исходной структурой мартенсита  $B19'$ . После небольшой стадии линейного возрастания  $\gamma$  при увеличении внешнего напряжения  $\tau$  (упругая деформация) наблюдается выше  $\tau=210MPa$  наблюдается площадка псевдотекучести, обусловленная раздвойникованием и переориентацией доменов мартенсита  $B19'$ . При заданной деформации  $\gamma_r \approx 10\%$  наблюдается переход к двум стадиям деформационного упрочнения (наиболее эффективное упрочнение на первой из них, а на второй коэффициент упрочнения  $d\tau/d\gamma$  меньше, чем на первой).

При кручении образцов с исходной  $B2$  структурой (при температурах  $T_d=281K$  и  $298K$ , т.е. на 29 и 46 градуса выше начала МП в мартенсит  $B19'$ ) вид зависимостей « $\tau - \gamma$ » качественно такой же, как и при кручении на 164K, рисунок 18. Присутствие площадки псевдотекучести при этих температурах деформирования обусловлено формированием мартенсита  $B19'$  под действием внешнего приложенного напряжения. При этом напряжение мартенситного сдвига  $\tau_m$  тем выше, чем выше температура деформирования (160 МПа при 281K и 310 МПа при 298K).

При повышении  $T_d$  до 315K и 339K примерно до  $\tau = 390MPa$  зависимости « $\tau - \gamma$ » почти линейны, рисунок 19, а затем коэффициент упрочнения заметно понижается (вид зависимостей становится близким к параболическому), а при дальнейшем повышении  $\tau$  наблюдается протяжённая

стадия почти линейного развития деформации. Подобного типа зависимости « $\tau - \gamma$ », на которых отсутствуют в явном виде площадки псевдотекучести, характерны для интервала температур  $T_d$ , при которых параллельно протекают как МП в мартенсит В19', так и происходит развитие пластической деформации. Площадка псевдотекучести при этом не выявляется, что не позволяет определить, соответственно,  $\tau_m$ .

Из рисунков 18 и 19 видно, что наиболее существенное различие зависимостей « $\tau - \gamma$ » наблюдается в интервале деформаций  $\gamma_t$  до  $\sim 24\%$ , а при более высоких деформациях наблюдается тенденция к сближению этих зависимостей. При этом наиболее высокое упрочнение реализуется в процессе кручения при 339К образцов с исходной В2 структурой, и незначительно меньше упрочняются образцы с исходной структурой мартенсита В19' в процессе кручения при 164К. В процессе кручения при 281К, 298К и 315К образцов с исходной В2 структурой достигаемый уровень упрочнения ещё ниже. В частности, для достижения  $\gamma_t = 30\%$  необходимые напряжения составляют 1070 МПа и 1015 МПа при  $T_d$  равной 339К и 164К, соответственно, а при температурах 281К, 298К и 315К – 945( $\pm 10$ ) МПа. При этом закономерности развития пластической деформации тоже будут отличаться при кручении образцов при разных температурах  $T_d$ .

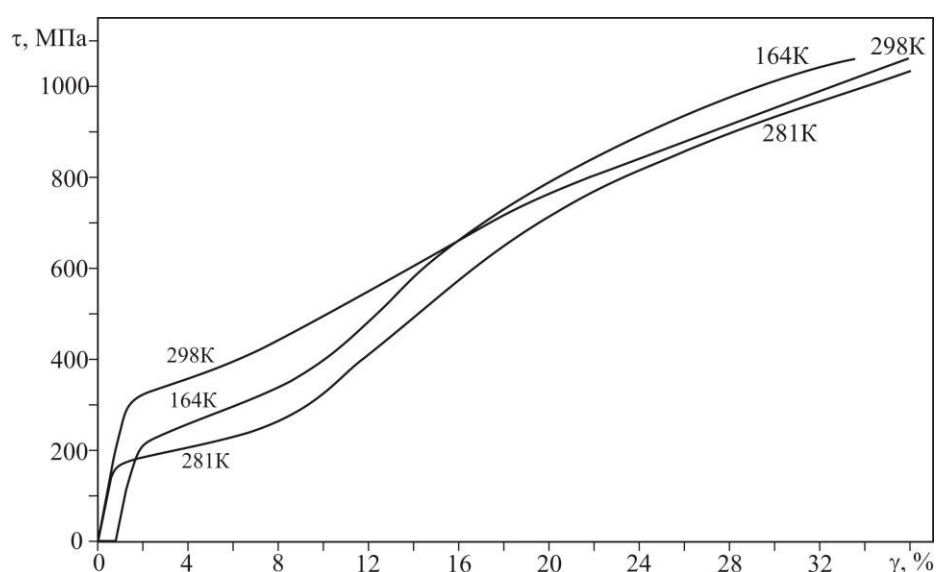


Рисунок 18 - Зависимость «напряжение( $\tau$ ) – деформация( $\gamma$ )», полученные в процессе кручения при температурах( $T_d$ ) – 163К, 281К и 298К.

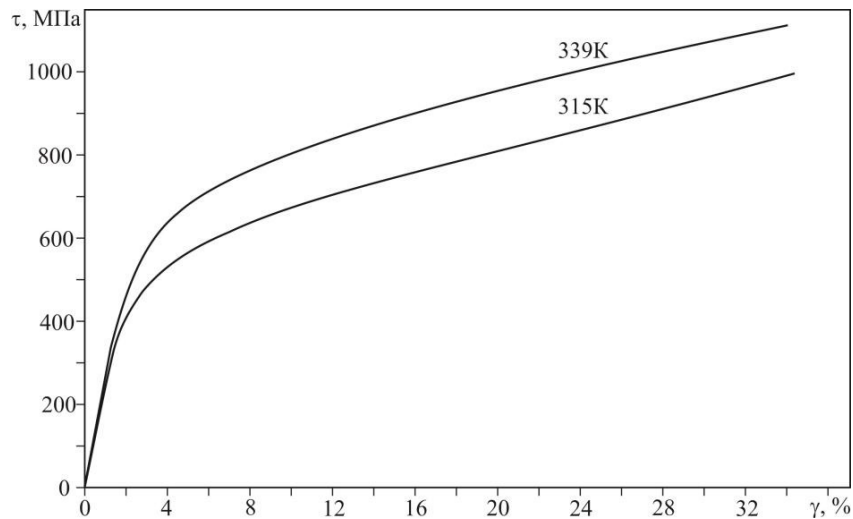


Рисунок 19 - Зависимость «напряжение – деформация», полученные в процессе кручения при температурах ( $T_d$ ) - 315К и 339К

В сплавах, испытывающих обратимые мартенситные превращения в процессах изотермического нагружения и разгрузки, а так же при последующем нагреве разгруженных образцов, заданная деформация  $\gamma_t$ , соответствующая приложенным внешним напряжениям  $\tau$ , включает суммарную обратимую неупругую деформацию ( $\gamma_{\text{СНД}}$ ) и накопленную пластическую деформацию ( $\gamma_{\text{пл}}$ ):  $\gamma_t = \gamma_{\text{СНД}} + \gamma_{\text{пл}}$ , где  $\gamma_{\text{СНД}}$  содержит и малую обратимую гуковскую деформацию, выделить которую в чистом виде не удаётся.

Пластическая деформация  $\gamma_{\text{пл}}$  определяется как остаточная деформация после завершения возврата обратимой неупругой деформации в процессе изотермической разгрузки образцов при  $T_d$  и последующего их нагрева в разгруженном состоянии (в частности при 490К, когда процесс формовосстановления завершился). Зависимости  $\gamma_{\text{пл}}$  после деформирования при 164К, 281К, 298К, 315К и 339К от величины заданной деформации  $\gamma_t$  приведены на рисунке 20.

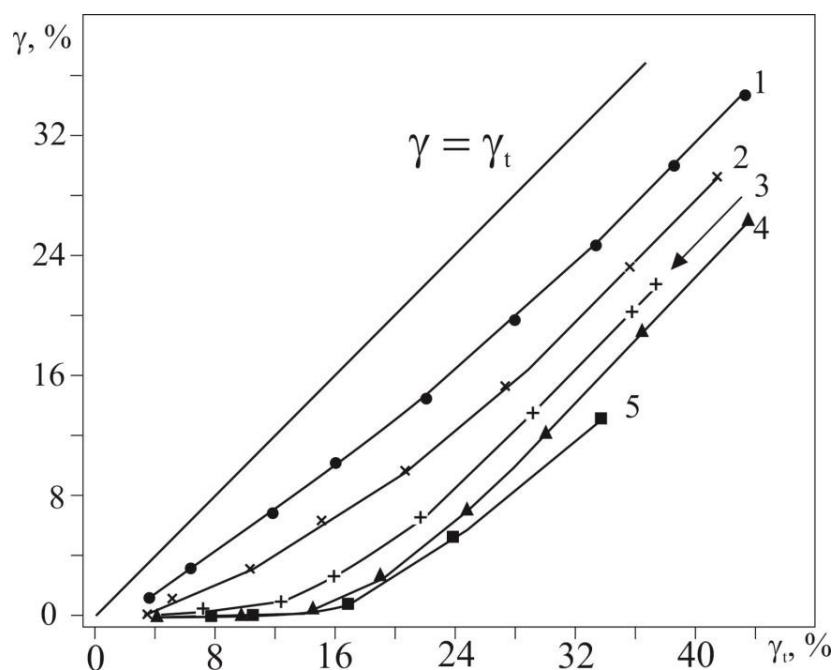


Рисунок 20 – Зависимость  $\gamma_{\text{пл}}$  от заданной деформации  $\gamma_t$  при кручении образцов.

Температура испытаний составляла: 1- 339К, 2 – 315К, 3 – 298К, 4 - 281К и 5 – 164К

Из рисунка 20 видно, что накапливаемая пластическая деформация при увеличении  $\gamma_t$  тем меньше, чем ниже температура изотермического деформирования. В образцах с исходной структурой мартенсита В19' (зависимость 5 на рисунке 20 –  $T_d = 164\text{K}$ ) и структурой В2 фазы (зависимость 4 на рисунке 20 –  $T_d = 281\text{K}$ ) при  $\gamma_t \leq 14\%$   $\gamma_{\text{пл}}$  отсутствует, а при  $\gamma_t > 14\%$  начинается её накопление. При этом значения  $\gamma_{\text{пл}}$ , накапливаемые при 164К и 281К, отличаются слабо. При повышении  $T_d$  до 298К темп прироста  $\gamma_{\text{пл}}$  заметно увеличивается (уже при  $\gamma_t \approx 10\%$   $\gamma_{\text{пл}}$  составляет  $\sim 1\%$ ). Ещё более интенсивное развитие пластической деформации наблюдается при повышении  $T_d$  до 315К и 339К (уже при  $\gamma_t \approx 6\%$   $\gamma_{\text{пл}}$  составляет  $\sim 1,5\%$  и  $3\%$ , соответственно). Приведённые на рисунке 20  $\gamma_{\text{пл}}$  и  $\gamma_t$  позволяют качественно оценить влияние температуры изотермического деформирования на суммарную обратимую неупругую деформацию, равную интервалам деформаций между зависимостью  $\gamma = \gamma_t$  и соответствующими зависимостями  $\gamma_{\text{пл}}$  от  $\gamma_t$ . Из рисунка 20 следует, что при любой  $\gamma_t \leq 44\%$   $\gamma_{\text{снд}}$  тем меньше, чем выше  $T_d$ .

Особенности влияния  $T_d$  на эволюцию  $\gamma_{\text{СНД}}$  и составляющих её вкладов  $\gamma_{\text{СВ}}$  и  $\gamma_{\text{ЭПФ}}$  (неупругие деформации, возвращаемые при проявлении эффектов сверхэластичности и памяти формы, соответственно) более детально изложены в последующих разделах работы.

## 9.2 Развитие обратимой неупругой деформаций в процессе кручения образцов сплава $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$ (ат.%) с исходной структурой мартенсита В19'

Неупругие свойства образцов сплава  $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$  (ат.%) были исследованы после нагружения в состоянии мартенситной фазы В19' при температуре  $(164 \pm 2)\text{K}$ .

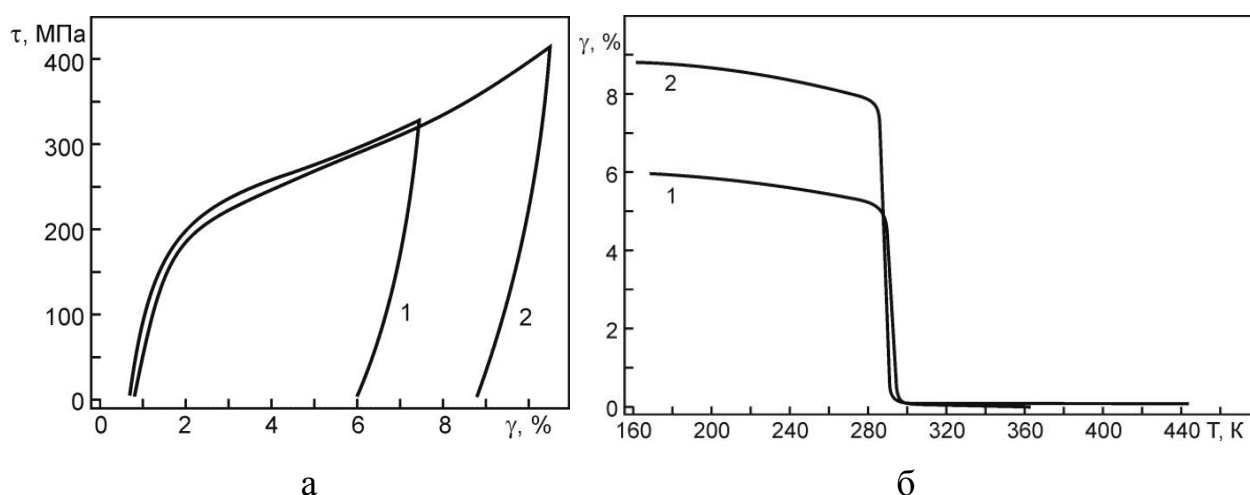


Рисунок 21 - Типичные зависимости накопления и возврата неупругой деформации в изотермических  $(164 \pm 2 \text{ K})$  циклах «напряжение-деформация» (а) и возврата неупругой деформации при промежуточных нагревах разгруженных образцов (б). Образцы сплава  $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$ (ат.%), циклы 1 и 2

Так как при  $T_d=164\text{K}$  образцы находятся в состоянии мартенситной фазы В19', то в процессе деформирования кручением их фазовый состав не меняется. Площадка псевдотекучести, следующая за стадией упругой (гуковской) деформации, обусловлена развитием процессов раздвойникового

и переориентации доменов мартенсита В19', формирующихся в процессе охлаждения до  $T_d$  образцов с малым постоянным внешним напряжением (~5МПа), что обуславливает накопление небольшой деформации (~1%) перед последующим изотермическим нагружением, рисунок 21. В процессе изотермической разгрузки возврат деформации при уменьшении  $\tau$  близок к линейному при  $\gamma_t < 20\%$ , а затем кривизна зависимости « $\tau - \gamma$ » на стадии разгрузки увеличивается, и, соответственно, возрастает величина эффекта сверхэластичности. После полной разгрузки сохраняется значительная остаточная деформация, частично возвращаемая в процессе последующих нагревов разгруженных образцов в виде однократного эффекта памяти формы при реализации МП В19' → В2, рисунок 21б.

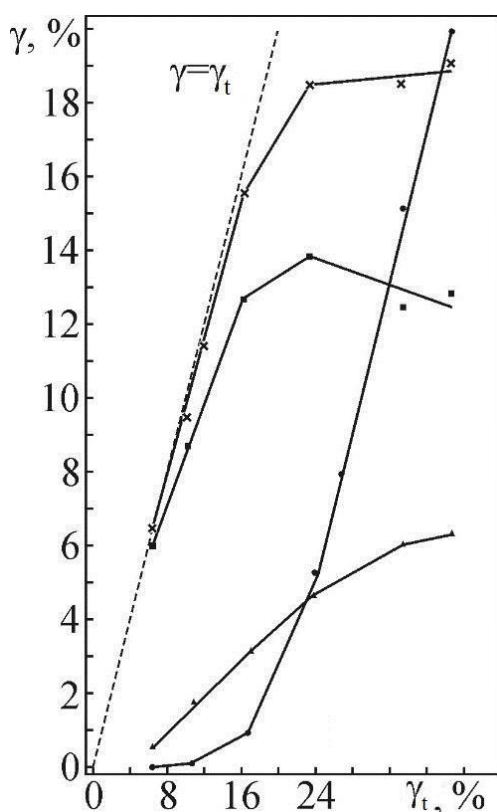


Рисунок 22 - Зависимости  $\gamma_{св.}$  (▲),  $\gamma_{ЭпФ}$  (■),  $\gamma_{снд}$  (×) и  $\gamma_{пл.}$  (●) от заданной деформации  $\gamma_t$  при кручении образцов сплава  $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$  (ат. %).  $T_d = 164 \pm 2K$

Зависимость  $\gamma_{св.}$ ,  $\gamma_{ЭпФ}$  и  $\gamma_{снд}$  от  $\gamma_t$  полученные при предварительных изотермических нагружениях и разгрузках образцов при 164К и последующем



нагреве разгруженных образцов, приведены на рисунке 22. Из рисунка 22 видно, что в составе  $\gamma_{\text{СНД}}$  доминирует  $\gamma_{\text{ЭПФ}}$ , максимум которой достигается вблизи  $\gamma_t = 24\%$  и составляет  $\sim 13,5\%$ . Обратимая деформация, возвращаемая в виде эффекта сверхэластичности при изотермической разгрузке ( $\gamma_{\text{СВ}}$ ), возрастает по мере увеличения  $\gamma_t$  до  $40\%$  и достигает  $\sim 6\%$ . Суммарная обратимая неупругая деформация  $\gamma_{\text{СНД}}$  монотонно возрастает при увеличении  $\gamma_t$  до  $24\%$  и достигает в интервале  $\gamma_t$  24-39% максимальных значений равных 18,5 – 19%, которые наблюдаются при одновременно развитии  $\gamma_{\text{пл}}$  от 5,5% до 20%.

### 9.3 Развитие неупругой деформаций в процессе кручения образцов сплава Ti49.3Ni50.7(ат.%) с исходной структурой В2 фазы

Вид зависимостей « $\tau - \gamma$ » с возрастающей величиной заданной деформации  $\gamma_t$ , полученных при 281К (на 29 градусов выше начала МП В2→В19') приведён на рисунке 23а, а возврат деформации при нагревах разгруженных образцов – на рисунке 23б.

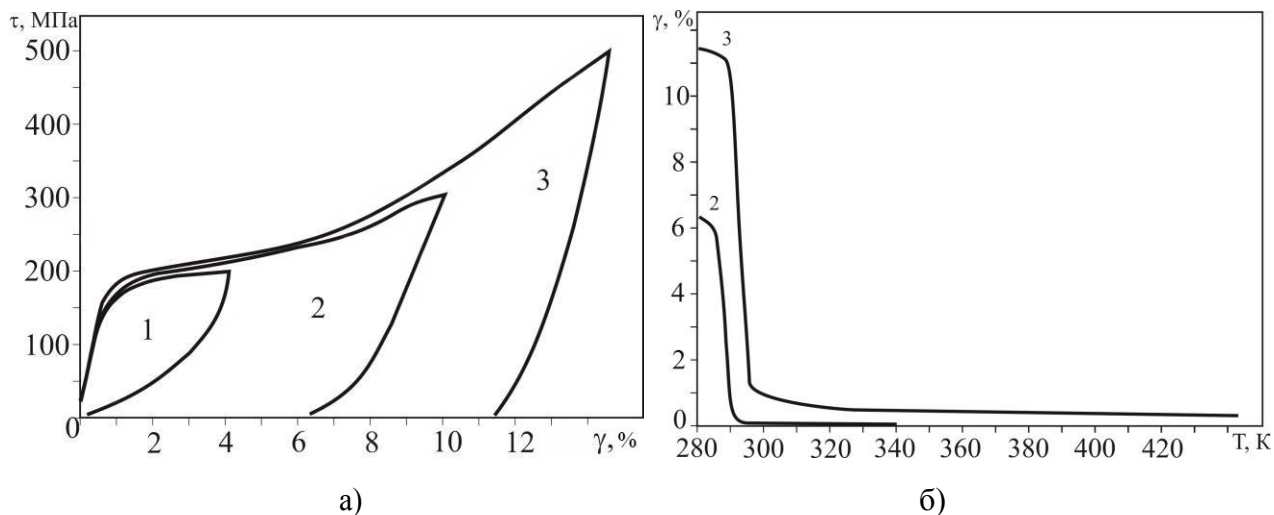


Рисунок 23 - Типичные зависимости накопления и возврата неупругой деформации в изотермических (281К) циклах «напряжение-деформация» (а) возврата неупругой деформации при промежуточных нагревах разгруженных образцов (б)

Из рисунка 23а видно, что при заданной деформации  $\gamma_t \leq 4\%$  в процессе разгрузки наблюдается полный возврат деформации (реализуется эффект сверхэластичности). По мере увеличения  $\gamma_t > 4\%$  растёт доля заданной деформации, сохраняющейся после разгрузки образцов, что обусловлено стабилизацией мартенсита В19', формирующего при возрастании внешнего приложенного напряжения. Соответственно, при последующем нагреве разгруженных образцов возрастает доля неупругой деформации, возвращаемой в качестве проявления однократного эффекта памяти формы, рисунок 23б.

Развитие  $\gamma_{снд}$ ,  $\gamma_{св}$  и  $\gamma_{ЭПФ}$  при увеличении  $\gamma_t$  в процессе кручения образцов при 281К приведено на рисунке 24.

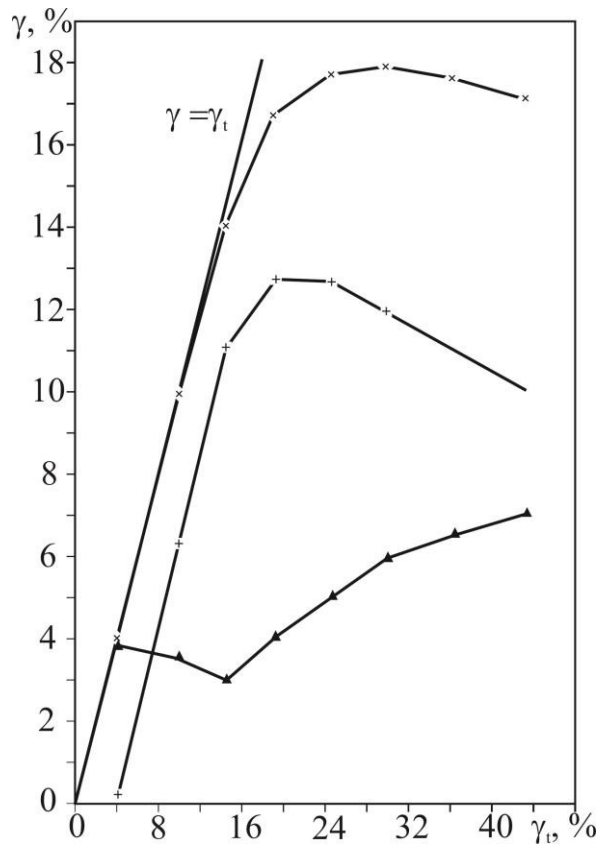


Рисунок 24 - Зависимости  $\gamma_{св}$  (▲),  $\gamma_{ЭПФ}$  (+),  $\gamma_{снд}$  (×) от заданной деформации  $\gamma_t$  при кручении образцов сплава  $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$  (ат.%) при  $T_d = 281K$

Из рисунка 24 следует, что при  $\gamma_t > \sim 7\%$  доминирует возврат неупругой деформации в режиме проявления однократного ЭПФ, максимальное значение которой ( $\sim 12,5\%$ ) достигается в интервале  $\gamma_t$  20-24%. Зависимость  $\gamma_{св}$  от  $\gamma_t$  немонотонна:  $\gamma_{св}$  уменьшается на  $\sim 1\%$  при  $\gamma_t < 14\%$ , а затем возрастает вплоть до  $\gamma_t = 44\%$ , достигая 7%. Суммарная обратимая неупругая деформация монотонно растёт вплоть до  $\gamma_t = 30\%$ , при которой наблюдается её максимальное значение ( $\sim 18\%$ ), а затем  $\gamma_{снд}$  незначительно (на  $\sim 1\%$ ) понижается в интервале  $\gamma_t$  от 30% до 44%.

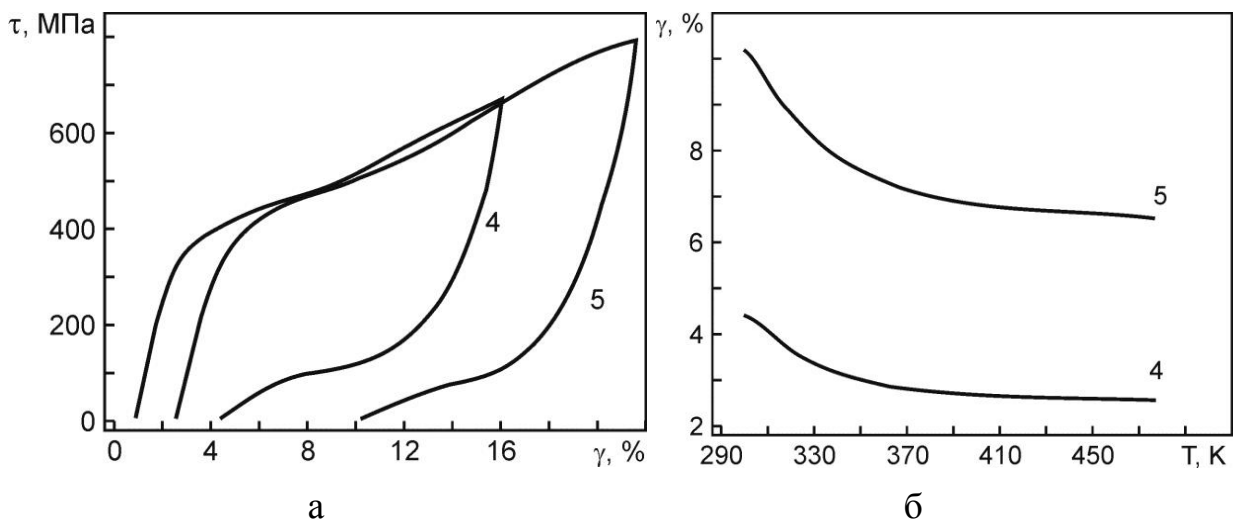


Рисунок 25 - Типичные зависимости накопления и возврата неупругой деформации в изотермических (298К) циклах «напряжение-деформация» (а) и возврата неупругой деформации при промежуточных нагревах разгруженных образцов (б). Образцы сплава

$Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ (ат.%), циклы – 4 и 5

Повышение температуры изотермических циклов « $\tau - \gamma$ » до 298К приводит к более выраженному возврату деформации в процессе разгрузки: на соответствующих зависимостях появляется площадка псевдотекучести при сравнительно невысоких напряжениях (~100 МПа), рисунок 25. Возврат деформации разгруженных образцов при последующем нагреве начинается сразу же при незначительном повышении температуры выше 298К, рисунок 25б.

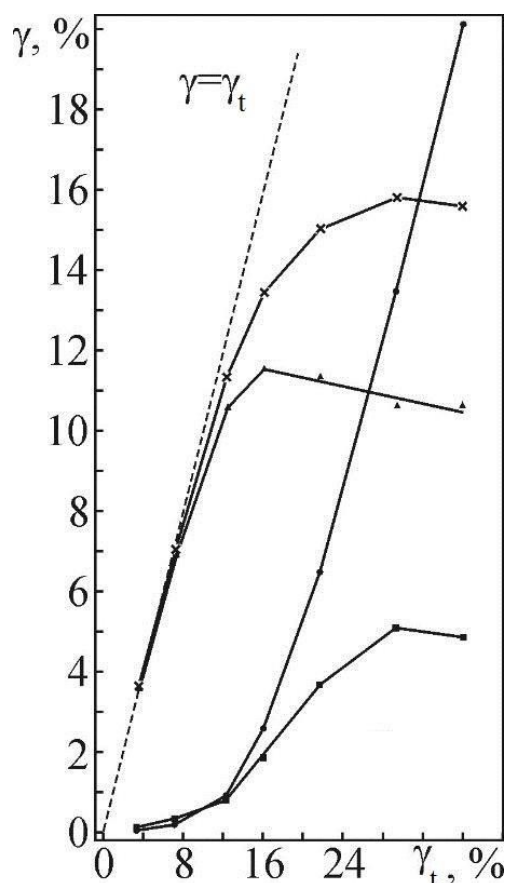
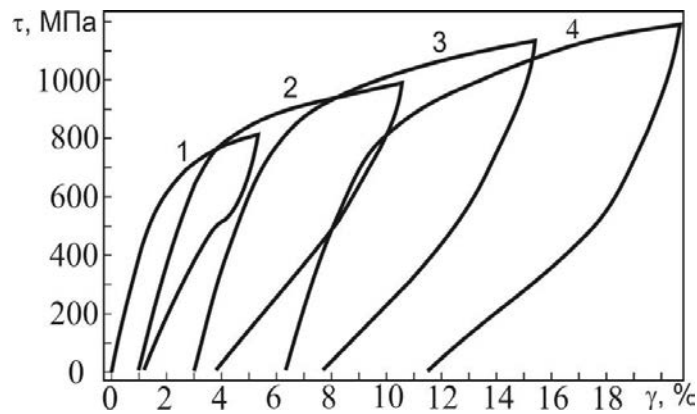
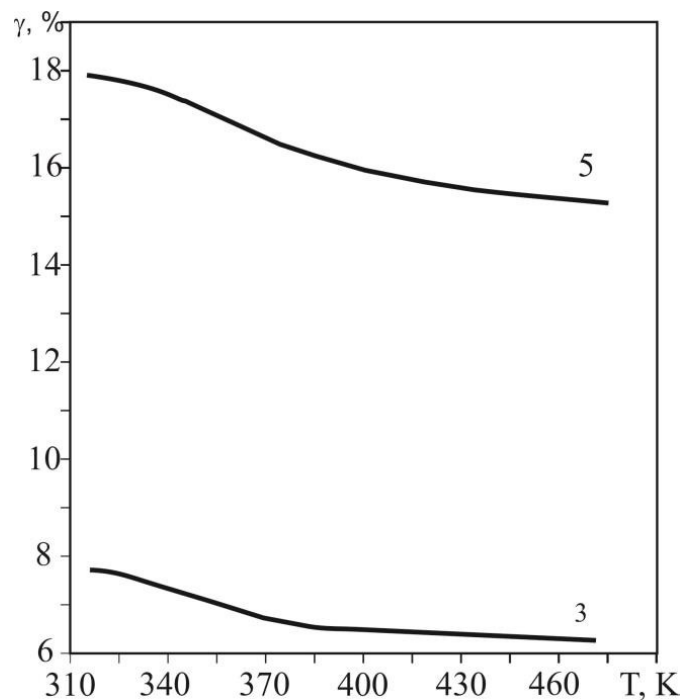


Рисунок 26 - Зависимости  $\gamma_{св}$  (▲),  $\gamma_{ЭПФ}$  (■),  $\gamma_{снд}$  (×) и  $\gamma_{пл}$  (●) от заданной деформации  $\gamma_t$  при кручении крупнозернистых образцов сплава  $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$  (ат.%).  $T_d = 298 \pm 2K$

Из рисунка 26, на котором приведена зависимости  $\gamma_{снд}$ ,  $\gamma_{св}$  и  $\gamma_{ЭПФ}$  от  $\gamma_t$  после деформирования при 298K, следует, что  $\gamma_{снд}$  сохраняется на высоком уровне (~16%). При этом максимальное значение достигается при величине заданной деформации  $\gamma_t \approx 30\%$ . Повышение температуры деформирования до 298K привело к изменению вкладов, составляющих  $\gamma_{снд}$ . После деформирования при 298K во всём интервале заданных деформаций  $\gamma_t$  доминирует возврат неупругой деформации в виде проявления эффекта сверхэластичности, максимальная величина которого (~11.5%) достигается вблизи  $\gamma_t \sim 14\%$ . Возврат деформации в виде однократного ЭПФ при нагреве разгруженных образцов незначителен при  $\gamma_t < 12\%$ , а затем на стадии развития пластической деформации (при  $\gamma_t > 12\%$ )  $\gamma_{ЭПФ}$  достигает максимума (~5,5%).



а)



б)

Рисунок 27 - Типичные зависимости накопления и возврата неупругой деформации в изотермических ( $315 \pm 2$  К) циклах «напряжение-деформация» (а) и возврата неупругой деформации при промежуточных нагревах разгруженных образцов (б)

Вид зависимостей « $\tau - \gamma$ » в циклах «нагрузка – разгрузка» при 315К приведён на рисунке 27а. Как уже отмечалось ранее, при одновременном развитии в процессе нагружения пластической деформации и формирования мартенсита В19' площадка псевдотекучести при нагружении не наблюдается. Вместе с тем, в первом цикле на стадии разгрузки от  $\gamma_t = 5,3\%$  слабое проявление площадки псевдотекучести наблюдается, а на последующих циклах с более высокими  $\gamma_t$  на стадии разгрузки

наблюдается только ярко выраженная кривизна зависимости « $\tau$  -  $\gamma$ ». Возврат деформации в процессе нагрева разгруженных образцов начинается сразу при повышении температуры выше 315К и очень мал по величине, рисунок 27б.

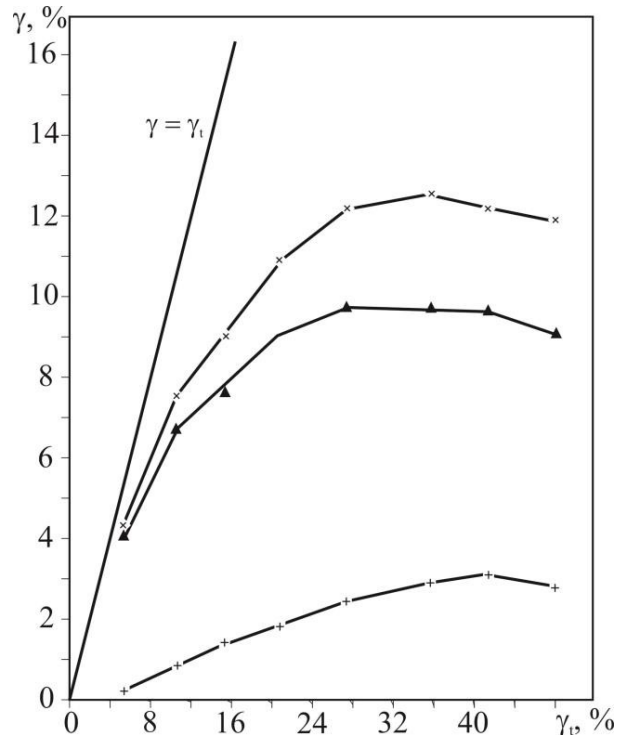


Рисунок 28 - Зависимости  $\gamma_{СВ}$  ( $\blacktriangle$ ),  $\gamma_{ЭПФ}$  (+),  $\gamma_{СНД}$  (x) от заданной деформации  $\gamma_t$  при кручении образцов сплава  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ (ат.%). Температура испытаний составляла  $315 \pm 2$  К

Зависимости  $\gamma_{СНД}$ ,  $\gamma_{СВ}$  и  $\gamma_{ЭПФ}$  от  $\gamma_t$ , полученные после деформирования при 315К, рисунок 28, качественно подобны аналогичным зависимостям, полученным после деформирования при 298К, рисунок 26:  $\gamma_{СВ}$  доминирует во всём интервале заданных деформаций  $\gamma_t$ . Вместе с тем, значения достигаемых максимальных деформаций  $\gamma_{СНД}$ ,  $\gamma_{СВ}$  и  $\gamma_{ЭПФ}$  заметно меньше, а пластическая деформация развивается более интенсивно (рисунок 20), чем после деформирования при 298К. Максимальные значения  $\gamma_{СНД}$ ,  $\gamma_{СВ}$  и  $\gamma_{ЭПФ}$  после нагружения при 315К оставляют 12,5%, 9,7% и 3%, соответственно.

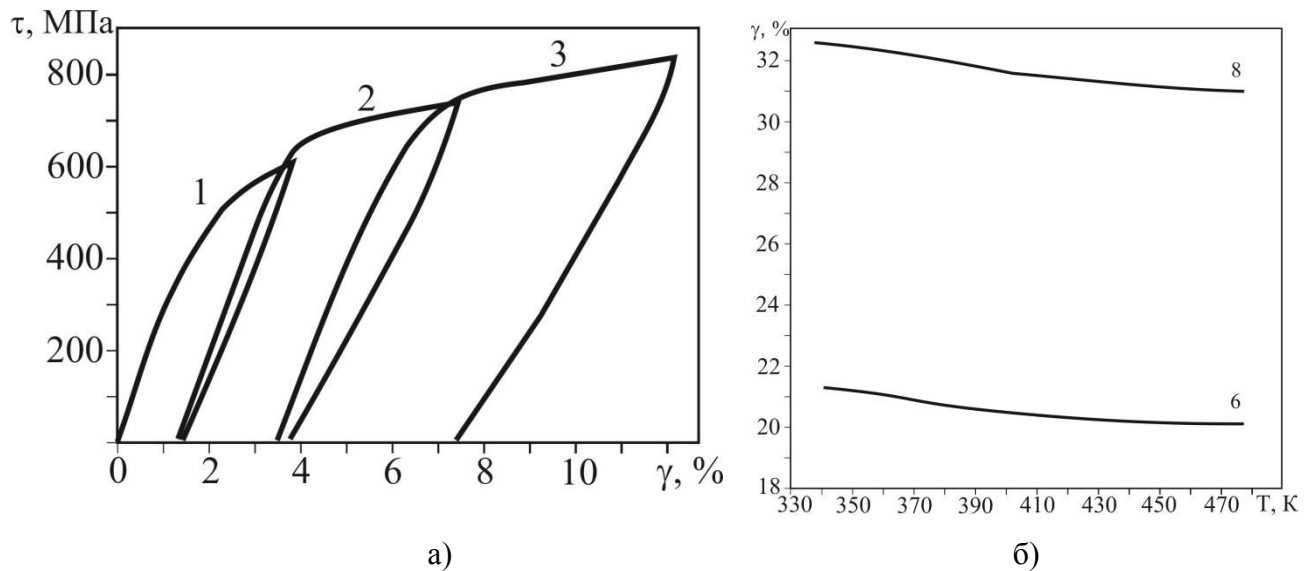


Рисунок 29 - Типичные зависимости накопления и возврата неупругой деформации в изотермических (339 К) циклах «напряжение-деформация» (а) и возврата неупругой деформации при промежуточных нагревах разгруженных образцов (б)

Ещё более существенная деградация обратимой неупругой деформации наблюдается после деформирования при  $T_d = 339\text{K}$ , которая на 87 градусов выше начала превращения в мартенсит В19'. Зависимости « $\tau - \gamma$ » в циклах «нагрузка-разгрузка» при 339К качественно подобны таковым при 315К, но отличаются почти линейной зависимостью « $\tau - \gamma$ » на стадии разгрузки, рисунок 29а. После нагружения и разгрузки при 339К ещё более слабо выражен возврат деформации при нагреве разгруженных образцов, рисунок 26б, чем после деформирования при 315К, рисунок 27б. Деградация неупругих свойств обусловлена более интенсивным развитием пластической деформации в процессе нагружения при 339К, чем после деформирования при более низких температурах, рисунок 20.



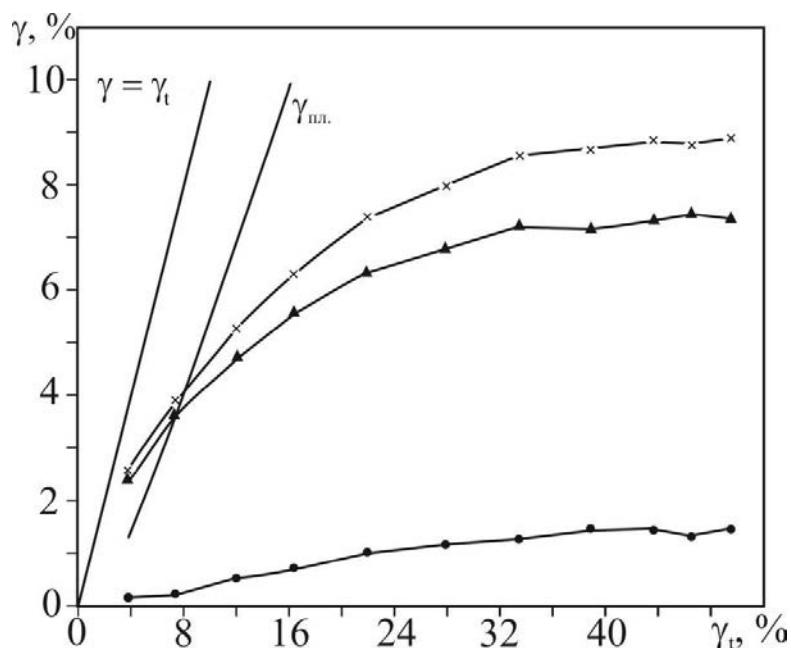


Рисунок 30 - Зависимости  $\gamma_{св.}$  (▲),  $\gamma_{ЭПФ}$  (●),  $\gamma_{снд}$  (×) от заданной деформации  $\gamma_t$  при кручении образцов сплава  $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ (ат.%). Температура испытаний составляла 339К

Вместе с тем, даже в условиях развития пластической деформации величина эффекта сверхэластичности сохраняется на достаточно высоком уровне (~7%), рисунок 30. Вклад ЭПФ в суммарную неупругую деформацию невелик (~ 1,5%), а  $\gamma_{снд}$  тоже существенно ниже (~ 9%), чем после деформирования при 315К.

Таким образом, после деформирования кручением при температурах 164К - 339К в образцах сплава  $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ (ат.%) наблюдается как эффект сверхэластичности, так и эффект памяти формы. Систематизированные данные о влиянии температуры деформирования на  $\gamma_{снд}$ ,  $\gamma_{св.}$  и  $\gamma_{ЭПФ}$  приведены в следующем разделе.

9.4 Влияние температуры изотермических циклов «нагрузка – разгрузка» на проявление обратимой неупругой и пластической деформаций в образцах сплава  $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ (ат.%)

Из результатов, изложенных в предыдущем разделе, следует, что  $\gamma_{снд}$  достигает практически максимальных значений после деформирования с  $\gamma_t \approx 30\%$  при температурах 164К, 281К, 298 К и 315К, а после деформирования при  $T_d = 339К$  с  $\gamma_t = 30\%$   $\gamma_{снд} = 8,2\%$ , а максимум  $\gamma_{снд}$  равный 9,0% достигается при  $\gamma_t$  44-48%.

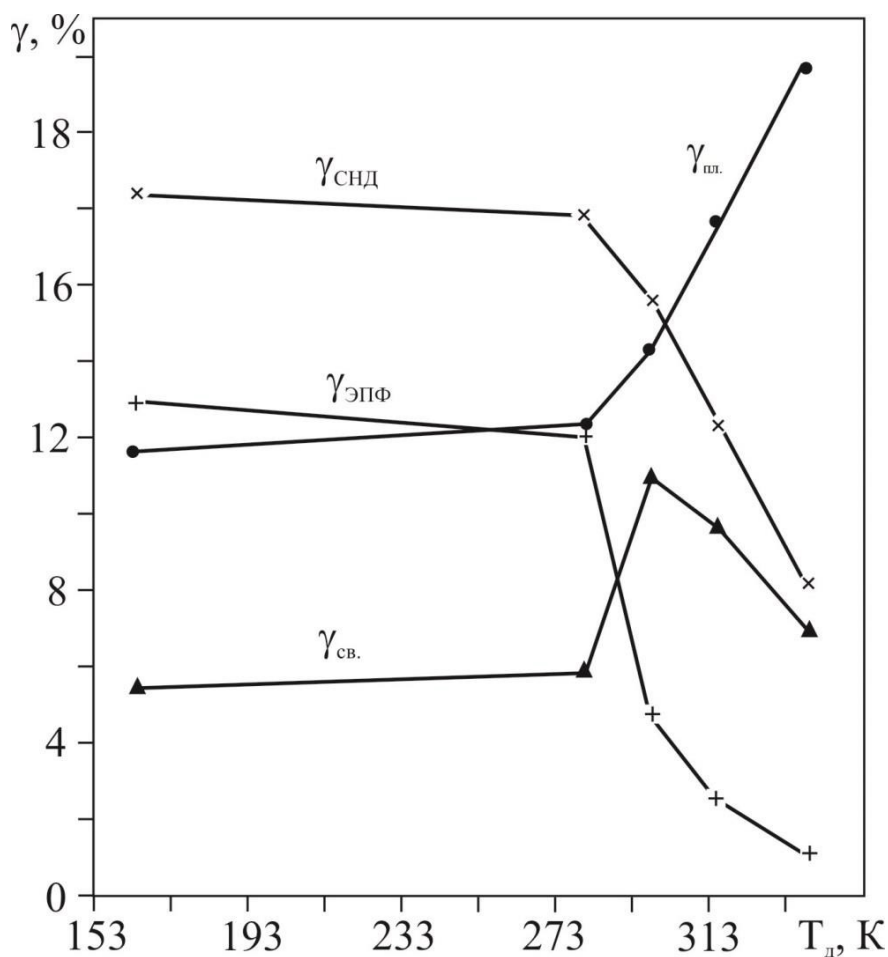


Рисунок 31 - Влияние температуры  $T_d$  изотермических циклов «нагрузка-разгрузка» с заданной деформацией  $\gamma_t = 30\%$  на эффект сверхэластичности ( $\gamma_{св.}$ ), память формы ( $\gamma_{эфф}$ ), суммарную неупругую деформацию ( $\gamma_{снд}$ ) и пластическую деформацию ( $\gamma_{пл.}$ )

На рисунке 30 представлены неупругие деформации  $\gamma_{\text{СНД}}$ ,  $\gamma_{\text{СВ}}$ ,  $\gamma_{\text{ЭПФ}}$  и пластическая деформация  $\gamma_{\text{Пл}}$  после деформирования с  $\gamma_t = 30\%$  при всех температурах  $T_d$ . Из рисунка 30 видно, что как  $\gamma_{\text{СВ}}$ ,  $\gamma_{\text{ЭПФ}}$ , так и  $\gamma_{\text{СНД}}$  слабо меняются в интервале температур деформирования от 164К до 281К. Изменения накопленной пластической деформации в циклах «нагрузка – разгрузка» при этих же температурах также малы. Таким образом, независимо от исходного структурного состояния образцов (мартенсит В19' при 164К, В2 фаза при 281К) при кручении достигается практически одинаковый ресурс неупругой деформации  $\gamma_{\text{СНД}}$ , и наблюдаются близкие значения  $\gamma_{\text{СВ}}$  и  $\gamma_{\text{ЭПФ}}$  при доминировании возврата неупругой деформации в виде ЭПФ в процессе нагрева разгруженных образцов.

Интенсивное развитие пластической деформации в процессе деформирования при  $T_d > 281\text{К}$  приводит к деградации неупругих обратимых деформаций. При этом  $\gamma_{\text{СНД}}$  уменьшается практически линейно при повышении  $T_d$ , величина ЭПФ монотонно понижается, а величина эффекта сверхэластичности достигает максимума ( $\sim 11\%$ ) после деформирования при 298К, а затем почти линейно уменьшается при повышении температуры деформирования до 339К. После деформирования при  $T_d \geq 298\text{К}$  возврат неупругой деформации в режиме проявления сверхэластичности существенно выше величины ЭПФ.

В заключении следует отметить, что максимальные значения  $\gamma_{\text{СНД}}$  ( $\sim 18\%$ ) после деформирования при 164К и 281К тоже достигаются в условиях развития достаточно большой ( $\sim 12\%$ ) пластической деформации. В этом отношении сплав  $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$ (ат.%) не является исключением среди двойных сплавов на  $\text{TiNi}$ , обладающих ЭПФ и сверхэластичностью. Максимум  $\gamma_{\text{СНД}}$  в условиях одновременного развития пластической деформации при кручении наблюдали в двойных сплавах на основе  $\text{TiNi}$  с 50,2 ат.%Ni [28], 50,8 ат.%Ni [12], 50,9 ат.% Ni [25] с нанокристаллической, микрокристаллической и крупнозернистой структурами, соответственно. При изгибе образцов

двойного сплава с 50,9 ат.% Ni и аналогичными структурами [15] также наблюдали максимальные значения  $\epsilon_{снд}$  при интенсивном развитии пластической деформации. Вместе с тем, физические факторы, обуславливающие проявление максимального ресурса обратимой неупругой деформации в условиях развития значительной пластической деформации, в настоящее время не выявлены.

Из рисунка 26 видно, что в образцах сплава  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ (ат.%) после нагружения и разгрузки при комнатной температуре при всех заданных деформациях кручения  $\gamma_t$  доминирует возврат мартенситной деформации в виде эффекта сверхэластичности (до 9%), а формовосстановление в виде проявления эффекта памяти формы также составляет заметную долю, достигая 5%. Кроме того, величина сверхэластичности при 298К максимальна в исследованном температурном интервале. Это даёт основание ожидать качественно подобного состояния компонентов суммарной обратимой мартенситной деформации в процессе аналогичных исследования развития неупругой и пластической деформаций в изотермический (298К) циклах «нагружение – разгрузка» при деформировании изгибом с последующим нагревом разгруженных образцов и выявить влияние механоциклирования при изгибе на проявления эффектов сверхэластичности и памяти формы.

## 10 Влияние многоциклового изгиба на развитие неупругой и пластической деформации в образцах сплава Ti49.3Ni50.7(ат.%)

Закономерности изменения  $\varepsilon_{св.}$ ,  $\varepsilon_{ЭПФ}$ , суммарной неупругой деформации ( $\varepsilon_{снд} = \varepsilon_{св.} + \varepsilon_{ЭПФ}$ ) и развития пластической деформации  $\varepsilon_{пл.}$  в процессе механоциклирования образцов с разной величиной заданной деформации  $\varepsilon_t$  приведены на рисунках 32-35.

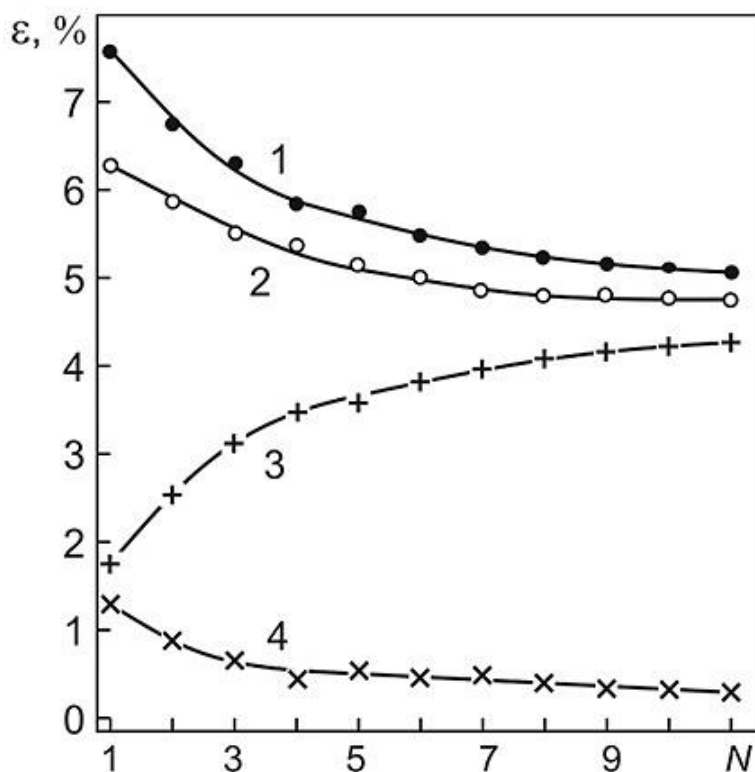


Рисунок 32 - Влияние механоциклирования ( $N$  – число циклов) при изгибе образцов на  $\varepsilon_{снд}$ , равную  $\varepsilon_{св.} + \varepsilon_{ЭПФ}$ , (1),  $\varepsilon_{св.}$  (2),  $\varepsilon_{пл.}$  (3) и  $\varepsilon_{ЭПФ}$  (4) при  $\varepsilon_t = 9,3$  %

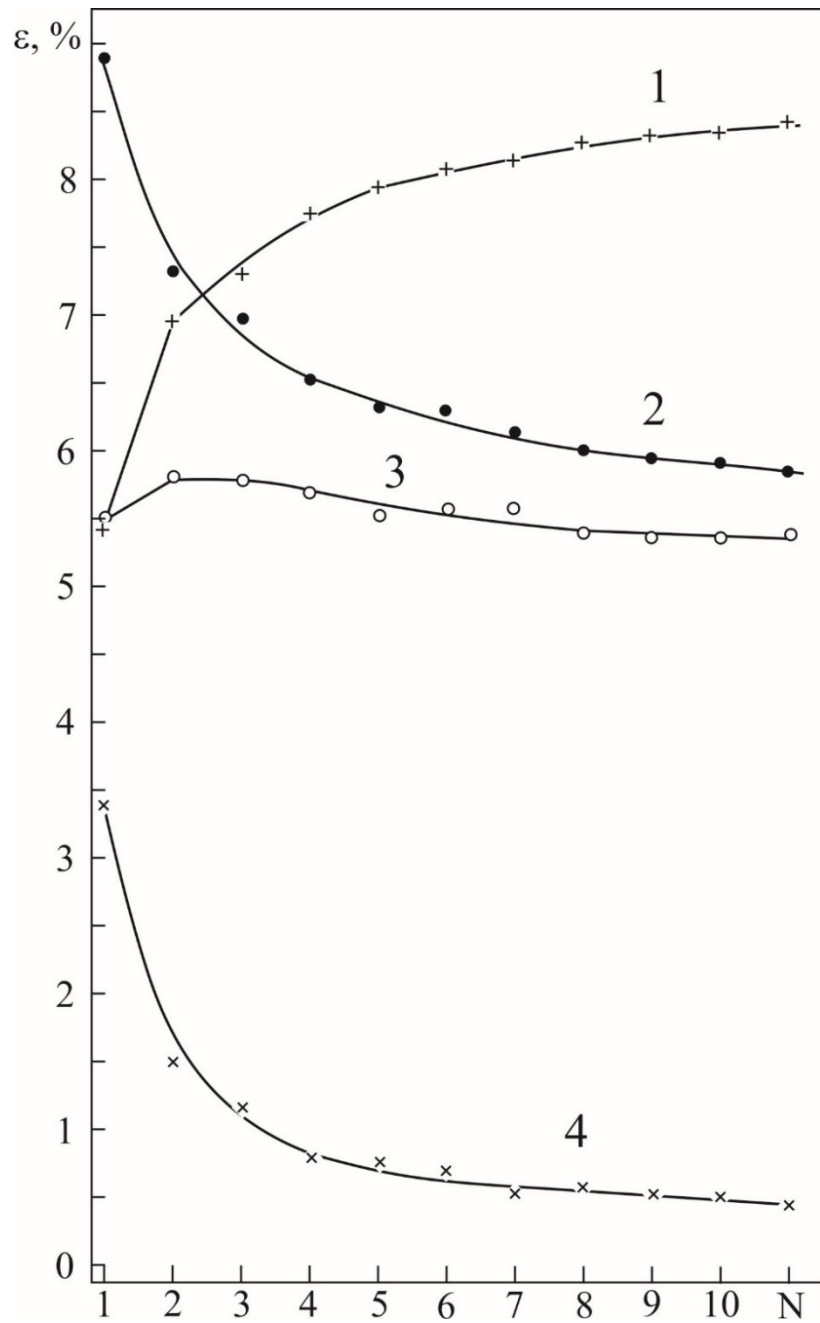


Рисунок 33 – Влияние механоциклирования ( $N$  - число циклов) при изгибе образцов на  $\epsilon_{пл.}$ (1),  $\epsilon_{снд}$ , равную  $\epsilon_{св.} + \epsilon_{ЭПФ}$  (2),  $\epsilon_{св.}$ (3), и  $\epsilon_{ЭПФ}$  (4) при  $\epsilon_t = 14,3\%$

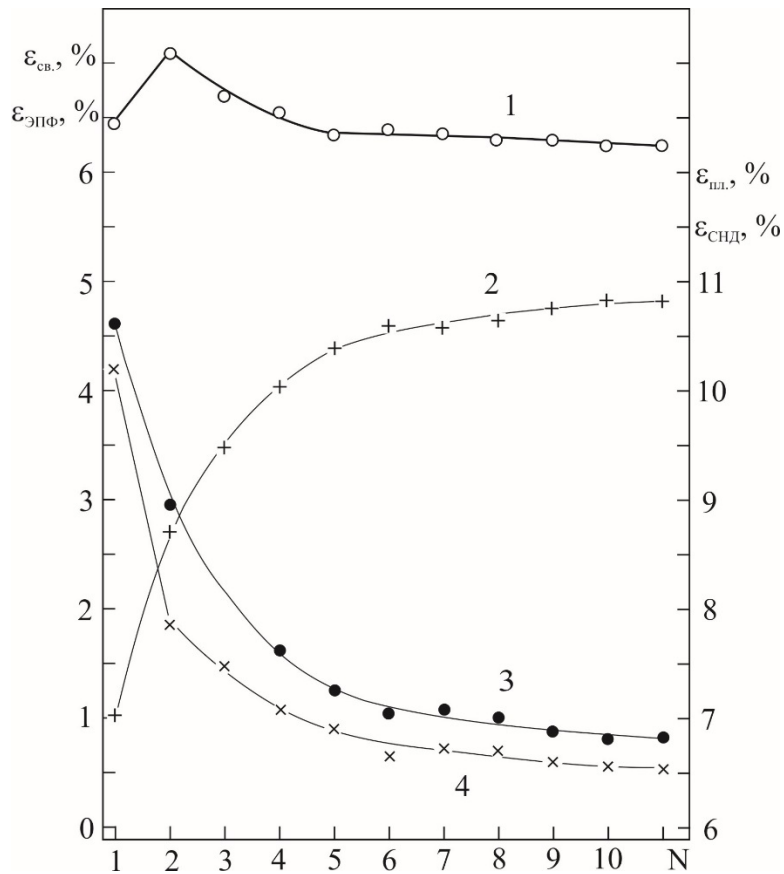


Рисунок 34 – Влияние механоциклирования ( $N$ - число циклов) при изгибе образцов на  $\epsilon_{\text{св.}}$  (1),  $\epsilon_{\text{пл.}}$  (2),  $\epsilon_{\text{снд}}$ , равную  $\epsilon_{\text{св.}} + \epsilon_{\text{ЭПФ}}$  (3), и  $\epsilon_{\text{ЭПФ}}$  (4) при  $\epsilon_t = 17,7\%$

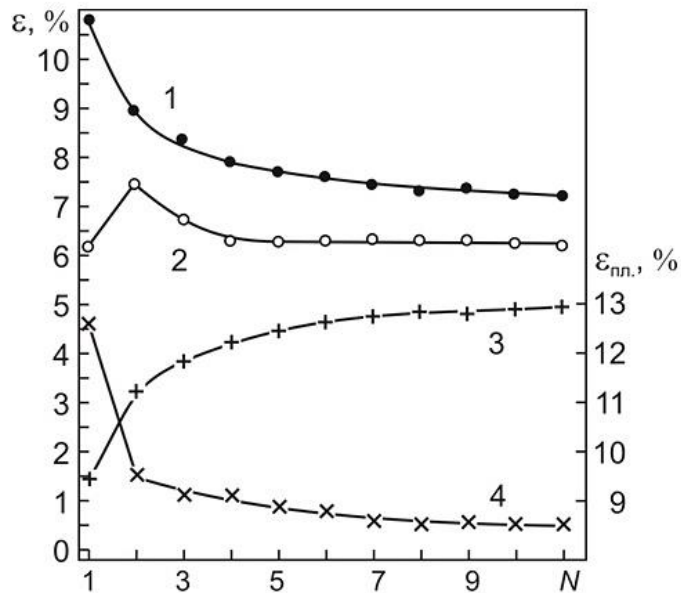


Рисунок 35 - Влияние механоциклирования ( $N$  – число циклов) при изгибе образцов на  $\epsilon_{\text{снд}}$ , равную  $\epsilon_{\text{св.}} + \epsilon_{\text{ЭПФ}}$ , (1),  $\epsilon_{\text{св.}}$  (2),  $\epsilon_{\text{пл.}}$  (3) и  $\epsilon_{\text{ЭПФ}}$  (4) при  $\epsilon_t = 20,2\%$

Зависимости указанных выше параметров от числа циклов ( $N$ ) приведенные на рисунках 32-35, характерны для интервалов деформаций

$\varepsilon_t < 9.3\%$  и  $\varepsilon_t$  от  $\sim 12\%$  до  $\sim 23\%$ , соответственно. При этом зависимости  $\varepsilon_{\text{снд}}$ ,  $\varepsilon_{\text{св.}}$ , и  $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}$  от числа механоциклов имеют качественно подобный вид:  $\varepsilon_{\text{снд}}$  и  $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}$  уменьшаются при увеличении  $N$ , а  $\varepsilon_{\text{пл.}}$  возрастает. При  $\varepsilon_t$  менее  $\sim 9.3\%$  наиболее значимые изменения этих параметров происходят на первых шести циклах, а затем темп изменений уменьшается, рисунок 32. При  $\varepsilon_t$  от  $17.7\%$  до  $22.9\%$  уже во втором цикле происходит резкое уменьшение  $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}$ . После 8-го цикла значения всех указанных выше параметров стабилизируются, рисунки 33-35. Влияние механоциклирования на величину обратимой неупругой деформации при реализации сверхэластичности заметно отличается в интервалах заданных деформаций  $\varepsilon_t$  менее  $9.3\%$ , рисунок 32, и при более высоких  $\varepsilon_t$ , рисунки 33-35. При  $\varepsilon_t$  до  $\sim 9.3\%$  механоциклирование при изгибе образцов сплава  $\text{Ti}_{49.3}\text{Ni}_{50.7}$  (ат.%) приводит только к деградации  $\varepsilon_{\text{св.}}$ , рисунок 32. При  $\varepsilon_t$  более  $\sim 12\%$  после первого цикла  $\varepsilon_{\text{св.}}$  увеличивается, и только затем наблюдается её уменьшение, как и в предшествующем интервале  $\varepsilon_t$ , рисунки 33-35.

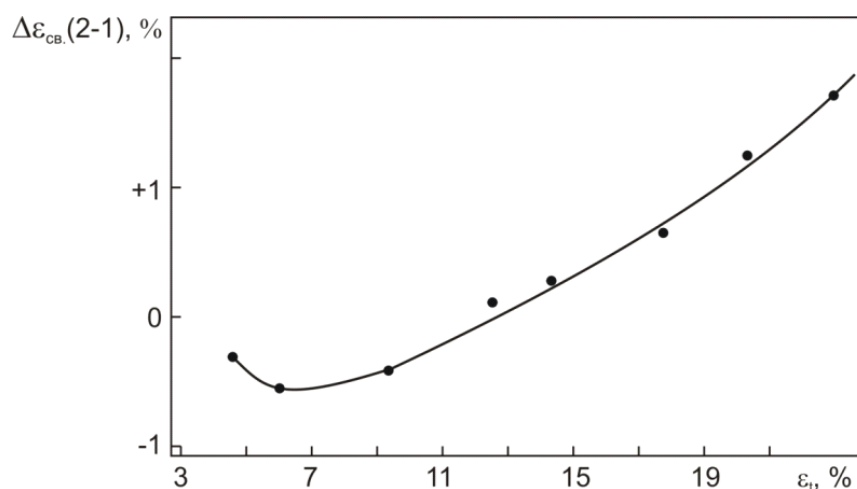


Рисунок 36 - Приращение обратимой деформации при реализации эффекта сверхэластичности во втором цикле «нагружение - разгрузка»,  $\Delta\varepsilon_{\text{св.}}(2-1) = \varepsilon_{\text{св.}}(2) - \varepsilon_{\text{св.}}(1)$ , в зависимости от  $\varepsilon_t$

Из рисунка 36 следует, что величина изменения обратимой неупругой деформации во втором механоцикле относительно первого,  $\Delta\varepsilon_{\text{св.}}(2-1) = \varepsilon_{\text{св.}}(2) - \varepsilon_{\text{св.}}(1)$ , закономерно зависит от  $\varepsilon_t$ . При  $\varepsilon_t$  менее  $\sim 12\%$   $\Delta\varepsilon_{\text{св.}}(2-1)$ , в целом, остается отрицательной (деградация сверхэластичности), достигая максимума (по



абсолютной величине) вблизи  $\varepsilon_t \sim 6\%$ , начинает уменьшаться и становится равной нулю вблизи  $\varepsilon_t = 12\%$ . Обнаружено, что в процессе механоциклирования с  $\varepsilon_t = 12.3\%$   $\varepsilon_{св.}$  при возрастании числа циклов от 3 до 11 остается неизменной. Увеличение  $\varepsilon_t$  более  $\sim 12\%$  приводит к почти линейному повышению величины прироста сверхэластичности во втором цикле, рисунок 36.

Прирост  $\varepsilon_{св.}$  во втором механоцикле при всех  $\varepsilon_t$ , превышающих  $\sim 12\%$ , сменяется последующим её уменьшением, рисунки 33-35. Общая величина изменений  $\varepsilon_{св.}$  в цикле 11 относительно её значения в цикле 2,  $\Delta\varepsilon_{св.}(11-2) = \varepsilon_{св.}(11) - \varepsilon_{св.}(2)$ , приведена на рисунке 37 в зависимости от  $\varepsilon_t$ .

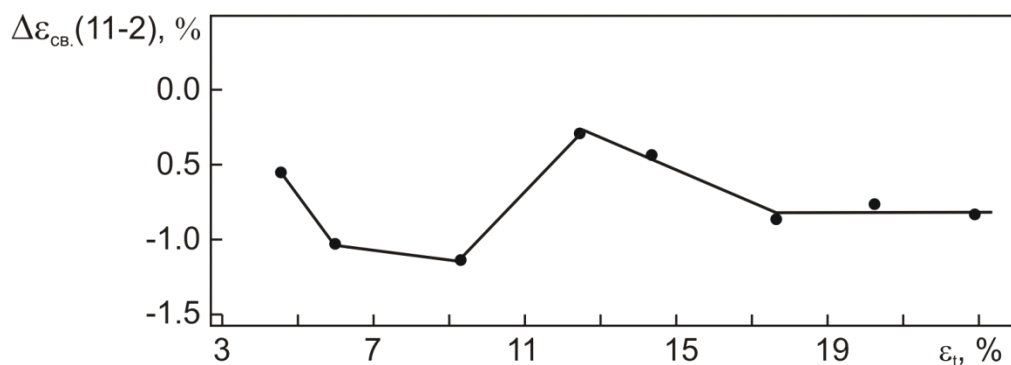


Рисунок 37 - Изменение обратимой деформации при реализации эффекта сверхэластичности в процессе механоциклирования образцов (циклы 2 и 11),  $\Delta\varepsilon_{св.}(11-2) = \varepsilon_{св.}(11) - \varepsilon_{св.}(2)$ , в зависимости от  $\varepsilon_t$

Видно, что эта зависимость немонотонна:  $\Delta\varepsilon_{св.}(11-2)$  при  $\varepsilon_t$  от  $\sim 6\%$  до  $\sim 12\%$  уменьшается, в интервале  $\varepsilon_t$  от  $\sim 12\%$  до  $\sim 18\%$  дегградация  $\varepsilon_{св.}$  замедляется, а при  $\varepsilon_t$  от  $\sim 18\%$  до  $\sim 23\%$  остаётся неизменной, но заметно меньшей, чем повышение  $\varepsilon_{св.}$  во втором цикле ( $\Delta\varepsilon_{св.}(2-1)$  на рисунке 36).

Стадийность прироста неупругой обратимой деформации  $\varepsilon_{св.}$  во втором механоцикле, рисунок 36, и её последующей дегградации при увеличении числа циклов до 11, рисунок 37, в зависимости от  $\varepsilon_t$  практически не отражается на зависимостях от  $\varepsilon_t$  стабилизированных при механоциклировании величин пластической деформации ( $\varepsilon_{пл.}(11)$  на рисунке 38), обратимой неупругой деформации при реализации эффекта сверхэластичности ( $\varepsilon_{св.}(11)$  на рисунке 39) и суммарной обратимой неупругой деформации ( $\varepsilon_{снд.}(11)$  на рисунке 40).

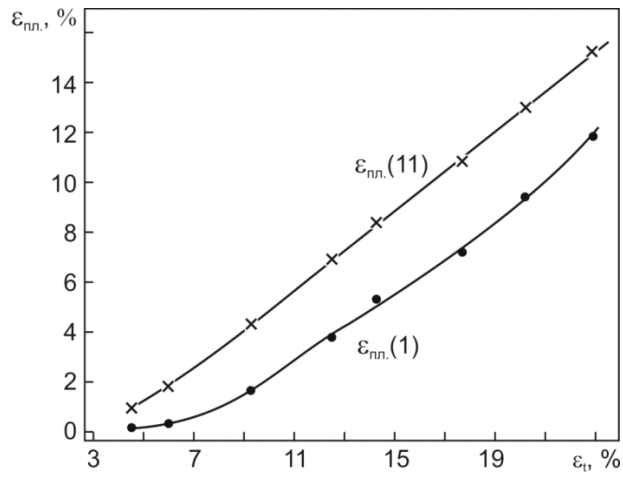


Рисунок 38 - Пластическая деформация,  $\epsilon_{пл.}$ , в первом цикле «напряжение-разгрузка» и после 11 циклов в зависимости от  $\epsilon_t$

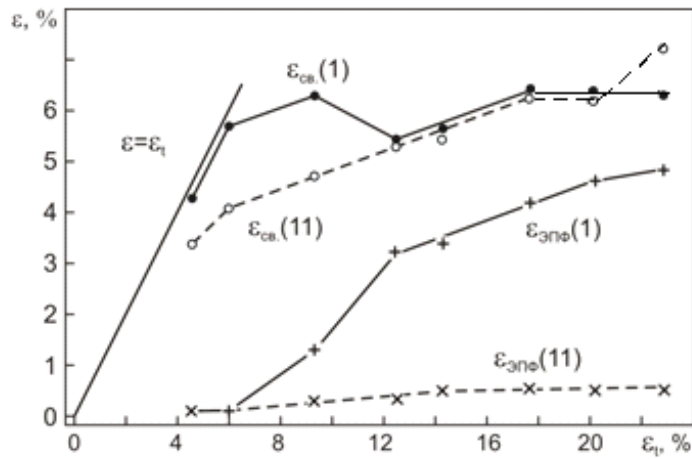


Рисунок 39 - Обратимые неупругие деформации,  $\epsilon$ , при реализации эффектов сверхэластичности  $\epsilon_{св.}(1)$  и памяти формы,  $\epsilon_{ЭПФ}(1)$ , в первом цикле «напряжение-разгрузка» и после цикла 11,  $\epsilon_{св.}(11)$  и  $\epsilon_{ЭПФ}(11)$ , в зависимости от  $\epsilon_t$

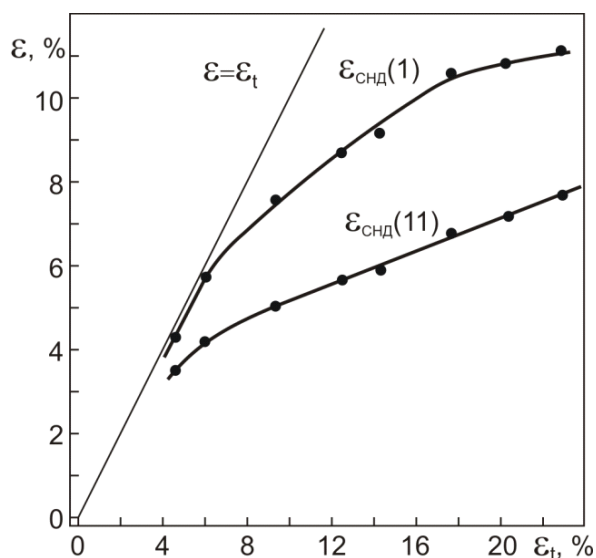


Рисунок 40 - Зависимость суммарной обратимой неупругой деформации  $\epsilon_{снд} = \epsilon_{св.} + \epsilon_{ЭПФ}$ , в первом цикле «нагрузка-разгрузка»,  $\epsilon_{снд}(1)$ , и после 11 циклов,  $\epsilon_{снд}(11)$ , в зависимости от  $\epsilon_t$

Достигнутые в процессе механоциклирования значения  $\epsilon_{пл.}(11)$ ,  $\epsilon_{св.}(11)$  и  $\epsilon_{снд}(11)$  практически линейно возрастают при увеличении  $\epsilon_t$ . Вместе с тем, выявляется корреляция стадийности развития  $\epsilon_{св.}(1)$  со стадиями проявления сверхэластичности при повышении  $\epsilon_t$  на первом цикле ( $\epsilon_{св.}(1)$  на рисунке 39). Наиболее вероятно, что это связано с особенностями реализации МП в зёрнах с различной ориентацией и различными действующими напряжениями в условиях развития локализации деформации в процессе изгиба, включающего деформации растяжения и сжатия на внешней и внутренних сторонах деформируемого образца. В частности, интенсивное развитие локализации деформации, как при растяжении, так и при сжатии образцов никелида титана наблюдали, например, в [37,38]. В процессе механоциклирования её влияние ослабляется и на зависимостях  $\epsilon_{св.}(11)$  от  $\epsilon_t$  не выявляется.

По-видимому, особенности развития пластической деформации при нагружении образцов обуславливает и специфику проявления ЭПФ на первом и одиннадцатом циклах (зависимости  $\epsilon_{ЭПФ}(1)$  и  $\epsilon_{ЭПФ}(11)$  на рисунке 39). На первом цикле в процессе нагружения с  $\epsilon_t$  от 4% до 6% накапливаемая пластическая деформация незначительна и не приводит к стабилизации генерируемой мартенситной фазы В19' после разгрузки и, соответственно, к появлению ЭПФ.

Увеличение  $\varepsilon_t$  от 6% до 12% приводит к заметному повышению пластической деформации ( $\sim 3\%$  при  $\varepsilon_t \sim 12\%$ , рисунок 38) и, соответственно, наблюдается интенсивное увеличение  $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}(1)$ . Но при дальнейшем повышении  $\varepsilon_t$  прирост  $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}$  существенно уменьшается. При  $\varepsilon_t = 22,8\%$   $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}(1)$  становится сравнимой по величине с  $\varepsilon_{\text{св.}}(1)$ . При этом в первом цикле «нагрузка – разгрузка» образца до  $\varepsilon_t = 22,8\%$  суммарная обратимая неупругая деформация максимальна ( $\varepsilon_{\text{снд}}(1) = 11\%$ , рисунок 40) и соответствует максимально возможному кристаллографическому ресурсу мартенситной деформации в сплаве  $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$  (ат.%), который определяется деформациями кристаллической решётки В2 фазы при МП В2 $\rightarrow$ В19' [23]. Заметный прирост пластической деформации в процессе дальнейшего механоциклирования (циклы 2-11) и развитие при этом её локализации может обусловить значительное упрочнение сплава, особенно в мезообъёмах полос локализованной деформации. Это может приводить либо к понижению температуры  $M_n$  в этих мезообъёмах и повышению в них напряжения мартенситного сдвига при 295К до уровня, превышающего уровень напряжений, необходимых для изгиба образцов с  $\varepsilon_t$  до  $\sim 23\%$ , либо к полной стабилизации в них В2 фазы при высокой плотности дефектов кристаллической структуры (как это происходит, например, при холодной прокатке [39]), что может приводить к сильной деградации ЭПФ в процессе механоциклирования при 295К ( $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}(11)$  на рисунке 39) и, соответственно, к уменьшению  $\varepsilon_{\text{снд}}(11)$ , рисунок 40.

Влияние развития пластической деформации в процессе механоциклирования при изгибе на эффект сверхэластичности не столь катастрофично, как на ЭПФ, даже при  $\varepsilon_t < 12\%$ , рисунок 35 и рисунок 39), в котором наблюдается деградация  $\varepsilon_{\text{св.}}$ , качественно подобная обнаруженной ранее в процессе механоциклирования при растяжении образцов с  $\varepsilon_t < 8\%$  (при больших заданных деформациях подобные исследования ранее не проводились) [30-33]. Расширение диапазона заданных деформаций от  $\sim 12\%$  до  $\sim 23\%$  показало, что  $\varepsilon_{\text{св.}}$  в результате механоциклирования изгибом либо не меняется ( $\varepsilon_t$  от 12,3% до 20,2%), либо даже увеличивается на  $\sim 1\%$  (при  $\varepsilon_t = 22,9\%$ ) по

сравнению с её величиной в первом цикле, рисунок 39, и это обусловлено развитием прироста  $\epsilon_{св.}$  на втором цикле «нагружение-разгрузка», рисунок 36.

В целом, полученные результаты согласуются с известными результатами исследований влияния механоциклирования при растяжении образцов на проявление сверхэластичности в сплавах на основе TiNi. Однако для выявления факторов, обеспечивающих стабилизацию (и даже повышение) обратимой неупругой деформации при реализации эффекта сверхэластичности при заданных деформациях более 12% и деградацию ЭПФ во всём диапазоне заданных деформаций до 23% необходимо проведение специальных исследований структуры образцов и особенностей развития пластической деформации в процессе механоциклирования при изгибе.

**ЗАДАНИЕ ДЛЯ РАЗДЕЛА  
«ФИНАНСОВЫЙ МЕНЕДЖМЕНТ, РЕСУРСОЭФФЕКТИВНОСТЬ И  
РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ»**

Студенту:

Группа	ФИО
4Б41	Гусаренко Ангелина Андреевна

Инженерная школа	Новых производственных технологий	Отделение	Материаловедения
Уровень образования	бакалавр	Направление/специальность	Материаловедение и технологии материалов

**Исходные данные к разделу «Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение»:**

1. Стоимость ресурсов научного исследования (НИ): материально-технических, энергетических, финансовых, информационных и человеческих	Работа с информацией, представленной в российских и иностранных научных публикациях, аналитических материалах, статистических бюллетенях и изданиях, нормативно-правовых документах.
2. Нормы и нормативы расходования ресурсов	
3. Используемая система налогообложения, ставки налогов, отчислений, дисконтирования и кредитования	

**Перечень вопросов, подлежащих исследованию, проектированию и разработке:**

1. Оценка коммерческого потенциала, перспективности и альтернатив проведения НИ с позиции ресурсоэффективности и ресурсосбережения	Оценка перспективности исследования, потенциальные потребители результатов, SWOT-анализ проекта
2. Планирование и формирование бюджета научных исследований	Бюджет научно – технического исследования (НТИ) 1. Расчет материальных затрат НТИ 2. Расчет затрат на специальное оборудование для научных работ 3. Основная заработная плата исполнителей темы 4. Отчисления на социальные нужды 5. Накладные расходы 6. Формирование бюджета затрат научно – исследовательского проекта

**Перечень графического материала (с точным указанием обязательных чертежей):**

1. Матрица SWOT
2. Альтернативы проведения НИ
3. График проведения и бюджет НИ

Дата выдачи задания для раздела по линейному графику	
--	--

**Задание выдал консультант:**

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Старший преподаватель	Гаврикова Н.А.			

**Задание принял к исполнению студент:**

Группа	ФИО	Подпись	Дата
4Б41	Гусаренко Ангелина Андреевна		

## **11 Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение**

Тема данной дипломной работы –закономерности развития неупругой и пластической деформации в образцах двойного сплава на основе TiNi. Объектом исследования были образцы никелида титана с содержанием никеля 50,7 ат. %.

Цель работы – исследовать закономерности развития неупругой и пластической деформации при разных схемах нагружения, а также исследовать влияние многоциклового изгиба на стабилизацию параметров мартенситного превращения(МП) в образцах.

В результате исследования были изучены:

- закономерности развития неупругой деформации и её влияние пластической деформации на максимальный ресурс эффекта памяти формы в TiNi;

- механоциклирование образцов изгибом и выявлена стабилизация параметров МП данным методом при больших значениях деформации.

Целью раздела «Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение» является определение перспективности и успешности исследования, оценка его эффективности, уровня возможных рисков. Для достижения обозначенной цели необходимо решить следующие задачи:

- 1) Оценка коммерческого потенциала и перспективности проведения научного исследования;
- 2) Планирование научно-исследовательской работы;
- 3) Оценка материально-технической стоимости исследования;
- 4) Оценка ресурсоэффективности.

11.1 Оценка коммерческого потенциала и перспективности проведения научных исследований с позиции ресурсоэффективности и ресурсосбережения

11.1.1 Инициализация исследования и его технико-экономическое обоснование

В настоящее время все большее развитие получает направление по созданию специальных медицинских сплавов титана. Это обосновывается возрастающими требованиями к имплантатам. Сплавы титана не являются химически инертными материалами, их поверхность быстро покрывается оксидной пленкой, которая и обеспечивает им высокую антикоррозийную устойчивость. Однако сплавы на основе никелида титана ценятся не только за это качество, а ещё за свою способность возвращать исходную форму и способность работать в режиме многоциклового функционирования. Для этого требуется стабильность параметров мартенситного превращения в данном сплаве. Данная работа направлена на изучение влияния деформации на проявление эффекта памяти формы и исследование методов стабилизации его параметров.

11.1.2 Потенциальные потребители результатов исследования

В настоящее время в технике и медицине широко используются изделия из никелида титана. Это обуславливается его уникальными свойствами: способностью сохранять и возвращать заданную форму под воздействием температуры. Для достижения наиболее лучших результатов в этом направлении проводятся исследования на образцах данного материала. Надёжность функционирования изделий и рабочих элементов из сплавов на основе никелида титана определяется стабильностью воспроизводства таких параметров как последовательность и температуры мартенситных превращений, величины



проявление ЭПФ и сверхэластичности, величина накопленной пластической деформации.

Исследование дипломной работы связано с изучением закономерностей проявления неупругих деформаций в зависимости от схем нагружения и температуры деформирования, а также способы стабилизации параметров мартенситного превращения и проявления эффекта памяти формы. Данное исследование не имеет коммерческого потенциала, поскольку проводится только в рамках научной исследовательской работы. Потенциальными потребителями данной работы могут быть предприятия, занимающиеся производством медицинских имплантатов, стентов, крепежей протезов; пожарных сигнализаций и др.

### 11.1.3 SWOT – анализ

SWOT – Strengths (сильные стороны), Weaknesses (слабые стороны), Opportunities (возможности) и Threats (угрозы) – представляет собой комплексный анализ научно-исследовательского проекта. SWOT-анализ применяют для исследования внешней и внутренней среды проекта.

Данный анализ проводится в несколько этапов. Первый этап заключается в описании сильных и слабых сторон проекта, в выявлении возможностей и угроз для реализации проекта, которые проявились или могут появиться в его внешней среде (таблица 1).

Таблица 1 – SWOT-анализ проекта

Сильные стороны	Возможности во внешней среде
С1. Эффективные методы исследования материалов. С2. Методы оценки ресурса неупругой деформации материалов и способов стабилизации МП в данной работе являются экономичными и ресурсоэффективными; С3. Полученные данные имеют прикладной характер для улучшения	В1.Простая адаптация научного исследования под иностранные языки; В2.Большой потенциал применения полученных данных как в России, так и в зарубежных странах.

методов стабилизации параметров мартенситных превращений; С4. Актуальность исследования.	
Слабые стороны	Угрозы внешней среды
Сл1. Отсутствие современного и качественного оборудования для проведения испытания опытного образца; Сл2. Вероятность получения брака при эксперименте.	У1. Возможность создания более эффективного способа оценки методов стабилизации мартенситных превращений в TiNi; У2. Более качественное исследование в других научных центрах;

Второй этап состоит в выявлении соответствия сильных и слабых сторон научно-исследовательского проекта внешним условиям окружающей среды. Это соответствие или несоответствие должны помочь выявить степень необходимости проведения стратегических изменений.

Таблица 2 – Сильные стороны проекта

Возможности проекта		C1	C2	C3	C4
	B1	+	0	+	+
	B2	+	+	+	+

При анализе таблицы 2 были выявлены следующие коррелирующие сильные стороны и возможностей: B1C1C3C4 и B2C1C2C3C4.

Таблица 3 – Слабые стороны проекта

Возможности проекта		Сл1	Сл2
	B1	-	-
	B2	-	-

При анализе таблицы 3 коррелирующих слабых сторон и возможностей выявлено не было.

Таблица 4– Сильные стороны проекта

Угрозы		C1	C2	C3	C4
	У1	+	+	0	-
	У2	+	+	+	-

При анализе таблицы 4 были выявлены следующие коррелирующие сильные стороны и возможностей: У1С1С2, У2С1С2С3.

Таблица 5 – Слабые стороны проекта

Угрозы		Сл1	Сл2
	У1	-	-
	У2	-	-

При анализе таблицы 5 коррелирующих слабых сторон и угроз выявлено не было.

Был проведен комплексный анализ научно-исследовательского проекта. Самой большой угрозой для проекта является более качественные следования в других исследовательских центрах.

Среди слабых сторон – отсутствие современного и качественного оборудования для более точного проведения эксперимента. Поскольку бюджет лаборатории ИФПМ не позволяет приобрести более дорогостоящее оборудование.

## 11.2 Планирование исследовательской работы

### 11.2.1 Структура работ в рамках научного исследования

Данную НИР можно разделить на следующие этапы (Таблица 6):

- Разработка технического задания;
- Выбор направления исследований;
- Теоретические и экспериментальные исследования;
- Обобщение и оценка результатов;
- Составление отчета;
- Защита отчета.

Работу выполняли 2 человека: научный руководитель (науч. рук.), инженер-дипломник (инж.).

Перечень этапов, работы и распределение представлены в таблице 6.

Таблица 6 - Перечень этапов, работ и распределение исполнителей

Основные этапы	№ раб	Содержание работ	Должность исполнителя
Разработка технического задания	1	Составление и утверждение технического задания	Науч. рук, инж.
Выбор направления исследований	2	Подбор и изучение материалов по теме	Науч. рук, инж.
	3	Выбор направления исследований	Науч. рук, инж.
	4	Календарное планирование работ по теме	Науч. рук, инж.
Теоретические и экспериментальные исследования	5	Подготовка образцов TiNi для исследования. Металлографический анализ образцов	Инж.
	6	Деформирование образцов TiNi разными схемами нагружения	Науч. рук, инж.
Обобщение и оценка результатов	7	Обработка полученных результатов	Инж.
	8	Научное обоснование результатов и выводы	Науч. рук, инж.
Оформление отчета по НИР	9	Разработка плана по оформлению НИР	Инж.
	10	Оформление отчета НИР	Инж.
Защита отчета	11	Защита выпускной квалификационной работы	Инж.

### 11.2.2 Определение трудоемкости выполнения работ

Трудоемкость выполнения научного исследования оценивается экспертным путем в человеко-днях и носит вероятностный характер, т.к. зависит от множества трудно учитываемых факторов. Для определения ожидаемого (среднего) значения трудоемкости  $t_{ожи}$  используется следующая формула [40]:

$$t_{ожи} = \frac{3t_{\min i} + 2t_{\max i}}{5}, \quad (8)$$

где  $t_{ожи}$  – ожидаемая трудоемкость выполнения  $i$ -ой работы чел.-дн.;

$t_{\min i}$  – минимально возможная трудоемкость выполнения заданной  $i$ -ой работы (оптимистическая оценка: в предположении наиболее благоприятного стечения обстоятельств), чел.-дн.;

$t_{\max i}$  – максимально возможная трудоемкость выполнения заданной  $i$ -ой работы (пессимистическая оценка: в предположении наиболее неблагоприятного стечения обстоятельств), чел.-дн.

Исходя из ожидаемой трудоемкости работ, определяется продолжительность каждой работы в рабочих днях  $T_p$  [40]:

$$T_{pi} = \frac{t_{ожi}}{Ч_i}, \quad (9)$$

где  $T_{pi}$  – продолжительность одной работы, раб. дн.;

$t_{ожi}$  – ожидаемая трудоемкость выполнения одной работы, чел.-дн.;

$Ч_i$  – численность исполнителей, выполняющих одновременно одну и ту же работу на данном этапе, чел.

Для удобства построения графика, длительность каждого из этапов работ из рабочих дней следует перевести в календарные дни. Для этого необходимо воспользоваться следующей формулой [40]:

$$T_{ki} = T_{pi} \cdot k_{\text{кал}}, \quad (10)$$

где  $T_{ki}$  – продолжительность выполнения  $i$ -й работы в календарных днях;  
 $T_{pi}$  – продолжительность выполнения  $i$ -й работы в рабочих днях;  $k_{\text{кал}}$  – коэффициент календарности.

Коэффициент календарности определяется по следующей формуле [40]:

$$k_{\text{кал}} = \frac{T_{\text{кал}}}{T_{\text{кал}} - T_{\text{вых}} - T_{\text{пр}}}, \quad (11)$$

где  $T_{\text{кал}}$  – количество календарных дней в году;

$T_{\text{вых}}$  – количество выходных дней в году;

$T_{\text{пр}}$  – количество праздничных дней в году.

В 2018 году коэффициент календарности равен [40]:

$$k_{\text{кал}} = \frac{365}{365 - 118} = 1,478 = 1,5 \quad (12)$$

Результаты расчетов приведены в таблице 7.

Таблица 7 - Временные показатели проведения научного исследования

Номер работы	Трудоемкость работ						Длительность работ в рабочих днях $T_{pi}$	Длительность работ в календарных днях $T_{ki}$		
	$t_{min}$ , чел-дни		$t_{max}$ , чел-дни		$t_{ожид}$ , чел-дни			Научный руковод.	Инженер	Научный руковод.
	Научный руковод.	Инженер	Научный руковод.	Инженер	Научный руковод.	Инженер				
1	1	1	2	2	2	2	1	1	2	2
2	2	2	4	4	3	3	2	2	3	3
3	2	2	4	4	3	3	2	2	3	3
4	1	1	2	2	2	2	1	1	2	2
5	-	4	-	9	-	6	-	6	-	9
6	5	5	12	12	8	8	8	8	12	12
7	-	1	-	2	-	2	-	2	-	3
8	1	1	2	2	2	2	1	1	2	2
9	-	1	-	2	-	2	-	2	-	3
10	-	3	-	10	-	6	-	6	-	9
11	-	1	-	2	-	2	-	2	-	3

На основе таблицы 7 строится календарный план-график. График строится для максимального по длительности исполнения работ в рамках научно-исследовательского проекта на основе таблицы 7 с разбивкой по месяцам и декадам (10 дней) за период времени дипломирования.

Таблица 8 - Календарный план-график проведения НИОКР по теме

№	Вид работ	Исполнители	T <sub>кп</sub> , кал. дн.	Продолжительность выполнения работ													
				февр.		март			апрель			май			июнь		
				2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	
1	Составление и утверждение технического задания	Науч. рук, инженер (дипломник)	2		■												
2	Подбор и изучение материалов по теме	Науч. рук, инженер (дипломник)	3		■												
3	Выбор направления исследований	Науч. рук, инженер (дипломник)	3			■											
4	Календарное планирование работ по теме	Науч. рук, инженер (дипломник)	2				■										
5	Подготовка образцов TiNi для исследования. Металлографический анализ образцов	Инженер (дипломник)	9				■										
6	Деформирование образцов TiNi разными схемами нагружения	Науч. рук, инженер (дипломник)	12					■									
7	Обработка полученных результатов	Инженер (дипломник)	3							■							
8	Научное обоснование результатов и выводы	Науч. рук, инженер (дипломник)	2								■						
9	Разработка плана по оформлению НИР	Инженер (дипломник)	3									■					
10	Оформление отчета НИР	Инженер (дипломник)	9										■				



- руководитель



- инженер (дипломник)

### 11.3 Бюджет научно-технического исследования

В процессе формирования бюджета НТИ используется следующая группировка затрат по статьям [40]:

- материальные затраты НТИ;
- затраты на специальное оборудование для научных (экспериментальных) работ;
- основная заработная плата исполнителей темы;
- дополнительная заработная плата исполнителей темы;
- отчисления во внебюджетные фонды (страховые отчисления);
- затраты научные и производственные командировки;
- контрагентные расходы;
- накладные расходы.

При планировании бюджета НТИ должно быть обеспечено полное и достоверное отражение всех видов расходов, связанных с его выполнением.

#### 11.3.1 Расчет материальных затрат НТИ

Данная статья включает стоимость всех материалов, используемых при разработке проекта.

Расчет материальных затрат осуществляется по следующей формуле [40]:

$$Z_m = (1 + k_T) \cdot \sum_{i=1}^m \Pi_i \cdot N_{расxi}, \quad (13)$$

где  $m$  – количество видов материальных ресурсов, потребляемых при выполнении научного исследования;

$N_{расxi}$  – количество материальных ресурсов  $i$ -го вида, планируемых к использованию при выполнении научного исследования (шт., кг, м, м<sup>2</sup> и т.д.);

$\Pi_i$  – цена приобретения единицы  $i$ -го вида потребляемых материальных ресурсов (руб./шт., руб./кг, руб./м, руб./м<sup>2</sup> и т.д.);



$k_T$  – коэффициент, учитывающий транспортно-заготовительные расходы ( $k_T = 20\%$ ).

Материальные затраты, необходимые для данной разработки, заносятся в таблицу 9.

Таблица 9 - Материальные затраты

Наименование	Единица измерения	Количество	Цена за ед., руб.	Затраты на материалы, (З <sub>м</sub> ), руб.
Бумага наждачная водостойкая Р- 800 SMIRDEXP800	шт	20	25 руб/шт	500
Бумага наждачная водостойкая Р-1000 SMIRDEXP1000	шт	20	30 руб/шт	600
Образцы TiNi	кг	1	3000 руб/кг	3000
Спирт этиловый ректифицированный "Люкс" ГОСТ 5962-2013	мл	200	1200 руб/л	240
Вата мед.	г	200	400 руб/кг	80
Итого:				4420

### 11.3.2 Расчет величины амортизационных отчислений

Для проведения исследования располагаем оборудованием, представленным в таблице 10.

Таблица 10 - Расчет величины амортизационных отчислений

№ оборудования	Тип оборудования	Требуемое количество	Стоимость, руб	Срок эксплуатации, лет	Срок использования в НТИ, кал.дни	Амортизационные отчисления, руб
1	Микроскоп Axiovert 200 MAT инвертированный металлографический	1	1 600 000	8	6	3287,7
Итого						3287,7

Амортизация рассчитывается по следующей формуле [40]:

$$A_{\text{год}} = \frac{C}{T}, \quad (14)$$

Где  $C$  – стоимость оборудования;  $T$  – нормативный срок эксплуатации.

Амортизация за срок реализации проекта[40]:

$$A_{\text{пр}} = \frac{A_{\text{год}}}{365} \cdot T_{ki}, \quad (15)$$

Где  $T_{ki}$  – продолжительность этапов использования оборудования.

Расчёт амортизации:

$$A_{\text{год}} = \frac{1\,600\,000}{8} = 200\,000 \text{ руб}$$

$$A_{\text{пр}} = \frac{200\,000}{365} \cdot 6 = 3287,7 \text{ руб}$$

### 11.3.3 Расчет основной заработной платы

Для инженера 9-го разряда(студент - дипломник) месячный оклад составляет  $Z_{\text{от}}=9489$  руб/мес, для руководителя (профессора,дн, с ППС 4) -  $Z_{\text{от}}=33664$  руб/мес.

Заработная плата работников, непосредственно занятых выполнением НТИ, (включая премии, доплаты) и дополнительную заработную плату [40]:

$$Z_{\text{зп}} = Z_{\text{осн}} + Z_{\text{доп}}, \quad (16)$$

где  $Z_{\text{осн}}$  – основная заработная плата;  $Z_{\text{доп}}$  – дополнительная заработная плата (12-20 % от  $Z_{\text{осн}}$ ).

Основная заработная плата ( $Z_{\text{осн}}$ ) руководителя рассчитывается по следующей формуле [40]:

$$Z_{\text{осн}} = Z_{\text{дн}} \cdot T_p, \quad (17)$$

где  $Z_{\text{осн}}$  – основная заработная плата одного работника;  $T_p$  – продолжительность работ, выполняемых научно-техническим работником, раб. дн. (таблица 8);  $Z_{\text{дн}}$  – среднедневная заработная плата работника, руб.

Среднедневная заработная плата рассчитывается по формуле [40]:

$$Z_{\text{дн}} = \frac{Z_{\text{м}} \cdot M}{F_{\text{д}}}, \quad (18)$$

где  $Z_{\text{м}}$  – месячный должностной оклад работника, руб.;  $M$  – количество месяцев работы без отпуска в течение года: при отпуске в 24 раб. дня  $M=11,2$  месяца, 5-дневная неделя; при отпуске в 48 раб. дней  $M=10,4$  месяца, 6-дневная неделя;  $F_{\text{д}}$  – действительный годовой фонд рабочего времени научно-технического персонала, раб. дн. (таблица 11).

Таблица 11– Баланс рабочего времени

Показатели рабочего времени	Руководитель	Студент
Календарное число дней	365	365
Количество нерабочих дней		
- выходные дни	52	52
- праздничные дни	14	14
Потери рабочего времени		
- отпуск	48	48
- невыходы по болезни	0	0
Действительный годовой фонд рабочего времени	252	252

Месячный должностной оклад работника [40]:

$$Z_{\text{м}} = Z_{\text{тс}} \cdot (1 + k_{\text{пр}} + k_{\text{д}}) \cdot k_{\text{р}}, \quad (19)$$

где  $Z_{\text{тс}}$  – заработная плата по тарифной ставке, руб.;  $k_{\text{пр}}$  – премиальный коэффициент, равный 0,3 (т.е. 30% от  $Z_{\text{тс}}$ );  $k_{\text{д}}$  – коэффициент доплат и надбавок составляет примерно 0,2 – 0,5 (в НИИ и на промышленных предприятиях – за расширение сфер обслуживания, за профессиональное мастерство, за вредные условия: 15-20 % от  $Z_{\text{тс}}$ );  $k_{\text{р}}$  – районный коэффициент, равный 1,3 (для Томска).

Расчёт основной заработной платы приведён в таблице 12.

Таблица 12– Расчет основной заработной платы

№ п/п	Наименование этапов	Исполнители по категориям	Трудоемкость, чел.-дн	Заработная плата, приходящаяся на один чел.-дн., руб	Всего заработная плата по тарифу (окладам), руб
1	Составление и утверждение технического задания	Руководитель-профессор	1	2889,8	2889,8
		Инженер 9-го разряда	1	763,6	763,6
2	Подбор и изучение материалов по теме	Руководитель-профессор	2	2889,8	5779,6
		Инженер 9-го разряда	2	763,6	1527,2
3	Выбор направления исследований	Руководитель-профессор	2	2889,8	5779,6
		Инженер 9-го разряда	2	763,6	1527,2
4	Календарное планирование работ по теме	Руководитель-профессор	1	2889,8	2889,8
		Инженер 9-го разряда	1	763,6	763,6
5	Подготовка образцов TiNi для исследования. Металлографический анализ образцов	Инженер 9-го разряда	6	763,6	4581,6
6	Деформирование образцов TiNi	Руководитель-профессор	8	2889,8	23118,4
		Инженер 9-го разряда	8	763,6	6108,8
7	Обработка полученных результатов	Инженер 9-го разряда	2	763,6	1527,2
8	Научное обоснование результатов и выводы	Руководитель-профессор	1	2889,8	2889,8
		Инженер 9-го разряда	1	763,6	763,6
Итого					60 909,8

#### 11.3.4 Расчет бюджета затрат НТИ

Рассчитанная величина затрат научно-исследовательской работы является основой для формирования бюджета затрат проекта, который при

формировании договора с заказчиком защищается научной организацией в качестве нижнего предела затрат на разработку научно-технической продукции.

Определение бюджета затрат на научно-исследовательский проект по каждому варианту исполнения приведен в таблице 13.

Таблица 13– Бюджет затрат НИИ

№ п/п	Наименование статьи	Сумма, руб.	Порядок расчета
1	Материальные затраты НИИ	4420	Таблица 9
2	Амортизация оборудования	3 287,7	Таблица 10
3	Затраты по основной заработной плате исполнителей темы	60 909,8	Таблица 12
4	Затраты по дополнительной заработной плате исполнителей темы	7 309,2	$60\,909,8 \cdot 12\% = 7\,309,2$
5	Отчисления на социальные нужды	20 602,1	$(60\,909,8 + 7\,309,2) \cdot 30,2\% = 20\,602,1$
6	Затраты на научные и производственные командировки	-	-
7	Контрагентские расходы	-	-
8	Прочие накладные расходы	15 444,6	$(п_1 + п_2 + п_3 + п_4 + п_5) \cdot 16\% = 15\,444,6$
Бюджет затрат НИИ		111 973,4 руб	

#### 11.4 Определение ресурсной (ресурсосберегающей), финансовой, бюджетной, социальной и экономической эффективности исследования

Определение эффективности происходит на основе расчета интегрального показателя эффективности научного исследования. Его нахождение связано с определением двух средневзвешенных величин: финансовой эффективности и ресурсоэффективности.

По характеру получаемых результатов данную работу можно отнести к поисковой, так как результатами исследования не являются новые методы создания или внедрения новых материалов. Поэтому оценить эффективность данной работы не представляется возможным.