



**МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ  
ФЕДЕРАЦИИ**

**ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ  
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ  
«МОСКОВСКИЙ АВИАЦИОННЫЙ ИНСТИТУТ  
(национальный исследовательский университет)»**

---

На правах рукописи

**БУРНАЕВ АЛЕКСАНДР ВЛАДИМИРОВИЧ**

**ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ НИКЕЛИДА  
ТИТАНА НА ХАРАКТЕРИСТИКИ РАБОТОСПОСОБНОСТИ  
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ АКТУАТОРОВ**

Специальность 05.16.09 – Материаловедение (машиностроение)

**ДИССЕРТАЦИЯ**

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор  
Коллеров Михаил Юрьевич

Москва – 2018

## СОДЕРЖАНИЕ

Введение .....	4
Глава 1. Состояние вопроса .....	8
1.1. Основные понятия об актуаторах.....	8
1.2. Принципы проектирования и применения термомеханических актуаторов с эффектом памяти формы .....	10
1.3. Применение термомеханических актуаторов.....	16
1.4. Сверхупругое поведение материала и эффект памяти формы.....	29
1.5. Влияние химического состава и обработки на структуру сплавов на основе никелида титана.....	40
1.6. Влияние структуры сплавов на основе никелида титана на их термомеханическое поведение и характеристики эффекта памяти формы и сверхупругости.....	47
1.7. Заключение по Главе 1.....	51
Глава 2. Объекты и методы исследования .....	54
2.1. Объекты исследования .....	54
2.2. Методы исследования .....	55
2.2.1. Исследование структуры .....	55
2.2.2. Исследование характеристик ЭЗФ .....	57
Глава 3. Влияние химического состава и структуры на механическое поведение сплавов на основе никелида титана в изотермических условиях.....	68
3.1. Анализ механизмов формоизменения сплавов с памятью формы.....	68
3.2. Влияние химического состава и термической обработки на структуру сплава на основе никелида титана .....	76
3.3. Механическое поведение образцов сплава состава 1 в изотермических условиях .....	79
3.4. Механическое поведение образцов сплава состава 2 в	

изотермических условиях.....	83
3.5. Заключение по главе 3.....	86
Глава 4. Формоизменение сплавов на основе никелида титана при термоциклировании в условиях противодействия .....	88
4.1. Влияние предварительной деформации на формоизменение в условиях противодействия сплава состава 1 при термоциклировании.....	88
4.2. Влияние структуры сплава состава 3 на его формоизменение при термоциклировании под нагрузкой .....	92
4.3. Формоизменение образцов сплава состава 2 при термоциклировании под нагрузкой .....	99
4.4. Заключение по главе 4.....	103
Глава 5. Влияние химического состава и структуры сплавов на основе никелида титана на работоспособность актуаторов на основе эффекта памяти формы .....	106
5.1. Анализ влияния схемы противодействия на работоспособность актуаторов с элементами из никелида титана .....	106
5.2. Экспериментальное определение характеристик работоспособности пружинных элементов актуаторов из никелида титана .....	109
5.3. Рекомендации по выбору состава сплава на основе никелида титана и технологии его обработки для обеспечения требуемых характеристик актуаторов.....	128
Выводы по работе .....	133
Список литературы.....	135
Приложение. Акт использования результатов работы .....	147

## Введение

### Актуальность темы

Сплавы на основе никелида титана, обладающие эффектом памяти формы (ЭПФ) и сверхупругостью (СУ), являются перспективным материалом для разработки и производства функциональных изделий для различных областей техники, в том числе медицинской. Одним из видов таких изделий являются термомеханические актуаторы – исполнительные механизмы, приводимые в действие при изменении температуры.

Как правило актуаторы создаются на базе элементов из функциональных материалов (пьезоэлементов, биметаллических пластин и др.), способных преобразовывать электрическую, тепловую, магнитную энергии в механическую. По отношению к указанным типам материалов никелид титана уступает им в частоте срабатывания актуатора, но значительно превосходит в удельной работе, а также может совмещать функции управляющей системы и исполнительного механизма. Известны некоторые подобные устройства успешно применяющиеся в качестве терморегуляторов в системах охлаждения двигателей автомобилей, кондиционерах, рабочих элементов прессов и т.п.

Широкое использование актуаторов из никелида титана сдерживается высокой стоимостью материала и сложностью обеспечения заданных характеристик работоспособности в процессе серийного производства изделий. Это обусловлено высокой чувствительностью характеристик ЭПФ и СУ к точному химическому составу и структуре сплавов. Несмотря на многочисленные исследования, проведённые под руководством Хачина В.Н. [1, 2, 3], Фаткуллиной Л.П. [4, 5], Ильина А.А. [6, 7, 8], Чернова Д.Б. [9, 10, 11, 12], Прокошкина С.Д. [13, 14, 15, 16] и др., вопросы оптимизации состава и структуры сплава, а также технологии производства актуаторов различного назначения из сплавов на основе никелида титана остаются открытыми и актуальными, имеющими большое практическое значение.

Так, практически нет сведений о влиянии структуры материала на последовательность и полноту реализации механизмов накопления деформации в сплавах на основе никелида титана, определяющих формоизменение материала и характеристики ЭПФ и СУ. В работах сотрудников МАТИ им. К.Э. Циолковского и МАИ для определения максимально допустимых параметров нагружения материала предложено использовать понятие критических напряжений и деформаций. Ограничение области работоспособности конструкций из сплавов на основе никелида титана критическими напряжениями и деформациями является необходимым

условием для многократно срабатывающих устройств, таких как актуаторы. Однако закономерности влияния структуры материала и условий испытаний (температуры, схемы и усилий противодействия и т.п.) при термоциклировании в интервале прямого и обратного мартенситных превращений не установлены. Это сдерживает разработку и производство актуаторов, основанных на ЭПФ.

Результаты диссертационной работы получены при выполнении проекта по теме «Разработка класса биосовместимых функциональных композиционных материалов металл-полимер с эффектом памяти формы и сверхупругостью для медицинских изделий» (государственное задание №11.2372.2017/ПЧ от 31 мая 2017г.)

**Цель работы** состояла в установлении закономерностей влияния химического состава и структуры, формирующейся в процессе обработки полуфабрикатов и изделий из сплавов на основе никелида титана, на характеристики термомеханических актуаторов.

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие задачи:

1. Исследовать влияние химического состава и технологии обработки на структуру сплавов на основе никелида титана
2. Изучить термомеханическое поведение и характеристики эффекта памяти формы и сверхупругости образцов и макетов актуаторов из сплавов на основе никелида титана в различном структурном состоянии.
3. Установить связь между структурой и свойствами сплавов на основе никелида титана и характеристиками работоспособности актуаторов.
4. Разработать рекомендации по выбору химического состава сплавов на основе никелида титана и режимов технологии изготовления элементов актуаторов различного назначения с регламентированными характеристиками работоспособности.

### **Научная новизна**

1. Установлено, что работоспособность термомеханических актуаторов из материала с памятью формы определяется критическими напряжениями и деформациями, связанными с началом развития процессов дислокационного скольжения в материале в процессе нагружения и термоциклирования.

2. Показано, что увеличение содержания никеля в сплаве, его дисперсионное и/или деформационное упрочнение приводит к росту критических напряжений. Повышение температуры испытаний, относительно температуры обратного мартенситного превращения, и

напряжений, противодействующих восстановлению формы, приводит к снижению значений критических деформаций.

3. Выявлено влияние схемы и параметров противодействия на характеристики работоспособности актуаторов из сплавов на основе никелида титана. Установлено, что максимальная удельная работа элементов с ЭПФ актуаторов наблюдается в случае, когда противодействие восстановлению формы элемента генерирует в материале максимальное напряжение, равное критическому напряжению при термоциклировании.

### **Теоретическая и практическая значимость**

1. Установлено влияние химического состава сплавов и термической обработки на критические напряжения и деформации элементов с ЭПФ актуаторов. Показано, что их максимальные значения достигаются в сплавах с повышенным (>54,5% по массе) относительно эквивалентного состава содержанием никеля, состаренных при температуре 450°C. Элементы актуаторов в таком состоянии обладают наиболее высокими значениями удельной работы, превышающими 4 МДж/м<sup>3</sup>.

2. Определена связь температурных, деформационных и силовых свойств сплавов на основе никелида титана с характеристиками работоспособности актуаторов на основе элементов с ЭПФ. Установленные закономерности должны использоваться при разработке новых функциональных устройств.

Разработаны рекомендации по выбору состава сплавов на основе никелида титана, и технологии их обработки и изготовления элементов актуаторов различного назначения. Рекомендации успешно опробованы АО КИМПФ при разработке актуаторов с элементами из никелида титана.

### **Методология и методы испытания**

Методологической основой исследования послужили работы российских и зарубежных учёных, государственные стандарты РФ.

При выполнении работы были использованы современные методы исследования: металлографический, рентгеноструктурный, электронно-микроскопический анализы структуры, испытания свойств эффекта памяти формы и характеристик работоспособности макетов актуаторов.

### **Степень достоверности результатов**

Все результаты получены на поверенном оборудовании с использованием лицензионного программного обеспечения. Испытания и измерения проводились в соответствии с требованиями ГОСТ, достоверность результатов подтверждается хорошим совпадением теоретических расчётов и

экспериментальных данных, использованием методов математической статистики при обработке результатов.

### **Апробация результатов**

Материалы работы доложены на 9 научно-технических конференциях и семинарах, в том числе: на седьмом международном аэрокосмическом конгрессе IAC'12 (Москва, 2012г.), на международных конференциях «Ti в СНГ» (Украина, г.Донецк, 2013г.; Республика Беларусь, г. Минск, 2018), на III Международной научной школе молодёжи «Материаловедение и металлофизика лёгких сплавов» (Екатеринбург, УрФУ, 2014г.), на XXXIX, XL, XLII Международных молодежных научных конференциях «Гагаринские чтения» (Москва, МАТИ, 2013, 2014; МАИ 2016 г.), на семинаре по термомеханической обработке металлических материалов «Бернштейновские чтения» (Москва, МИСиС, 2016г.), на 60 Международной конференции «Актуальные проблемы прочности» (Республика Беларусь, г. Витебск, 2018г).

### **Положения, выносимые на защиту**

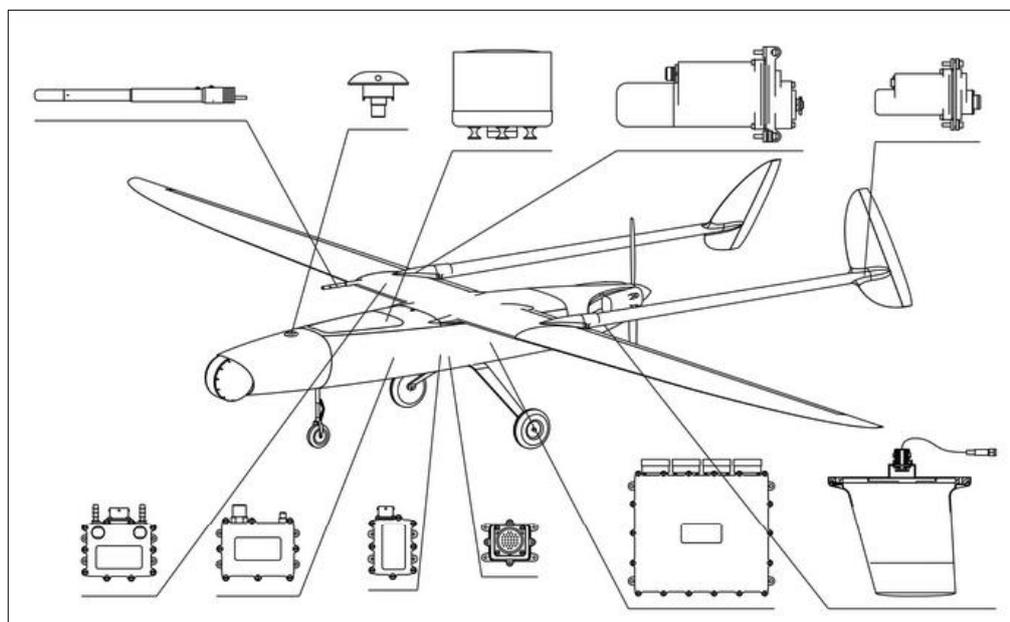
1. Закономерности влияния химического состава сплавов на основе никелида титана и технологии обработки на их структуру и термомеханическое поведение.
2. Закономерности влияния схемы и параметров противодействия на характеристики работоспособности актуаторов из сплавов на основе никелида титана.
3. Принципы выбора состава и технологии обработки сплавов на основе никелида титана для изготовления элементов актуаторов различного назначения.

## Глава 1 Состояние вопроса

### 1.1 Основные понятия об актуаторах

Актуаторы – это устройство, передающее воздействие от системы управления на управляемый объект. Если воздействие на объект имеет механический характер, то чаще всего такое устройство называют исполнительным механизмом. В настоящее время в большинстве случаев исполнительные механизмы включают электродвигатель постоянного или переменного тока с системой питания, которая включается по сигналу управляющей системы.

Вращающий момент электродвигателя через редуктор и систему преобразования движения передаётся управляемому объекту (рулевые машинки аэродинамических поверхностей летательных аппаратов и т.п.), рис. 1.1 [9, 11, 26]



а)



б)



в)

Рис. 1.1 Схема системы управления беспилотным летательным аппаратом (а), вращающийся (б) и линейный (в) исполнительные механизмы [17, 26].

Однако, такие исполнительные механизмы имеют значительные массогабаритные параметры и обладают невысокой удельной мощностью.

Кроме того, сложно минимизировать размеры актуаторов, рис. 1.2. Самая высокая удельная мощность реализуется в газотурбинных силовых установках, которые имеют минимальный вес в несколько сот килограмм.

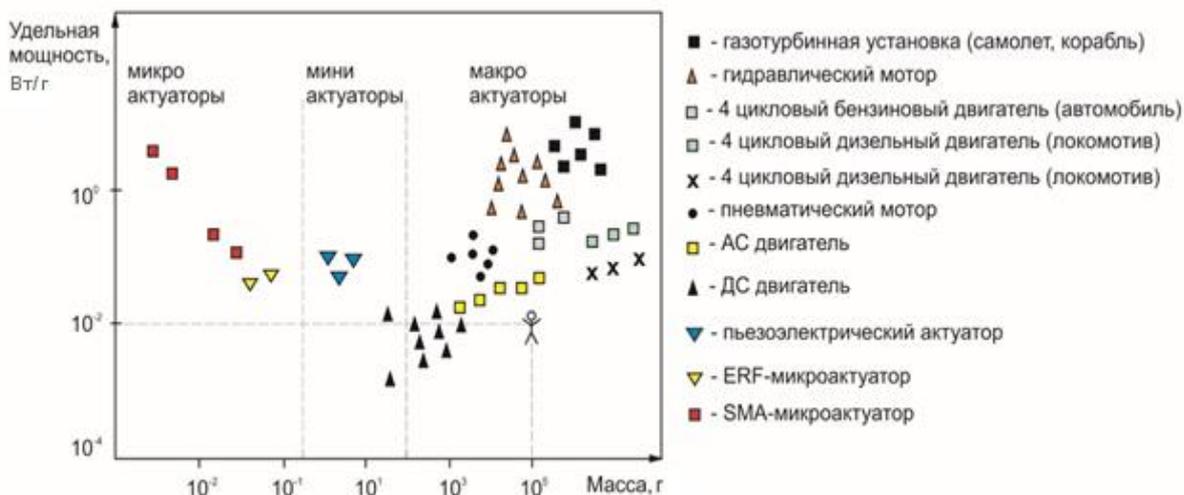


Рис. 1.2 Связь веса и удельной мощности различных актуаторов

Электромеханические исполнительные механизмы при значительно более низкой удельной мощности могут иметь минимальный вес в сотни грамм. В то же время актуаторы из функциональных материалов обеспечивают высокую удельную мощность, сравнимую с газотурбинными двигателями в размерах до 10 мкм и весом в единицы миллиграмм [11, 25, 31].

К функциональным материалам, на основе которых можно создавать актуаторы, можно отнести материалы, обладающие пьезо-эффектом, магнитной стрикцией, биметаллы и сплавы с эффектом памяти формы. Сравнение характеристик этих материалов показывает, что пьезокерамики и магнитострикционные материалы имеют значительное преимущество по сравнению с биметаллами и сплавами с эффектом памяти формы по частоте срабатывания (сотни и тысячи Герц). Однако, эти материалы и биметаллы в 1000 раз уступают по удельной работе сплавам с эффектом памяти формы. Это означает, что при регулировании быстротекущих процессов (более 1 Герца) необходимо использовать пьезо-эффект или магнитострикцию. Когда же процесс регулировки возможен с частотами меньше 1 Гц, преимущество получают сплавы с ЭПФ, рис. 1.3.

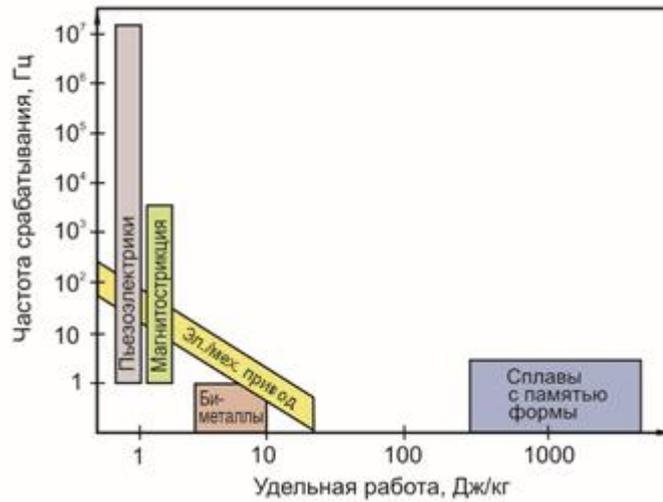


Рис. 1.3. Характеристика актуаторов различного типа [17]

Сравнение биметаллов, которые в больших объёмах используются в терморегуляторах бытовой техники, со сплавами с ЭПФ даёт явное преимущество последним. При близкой частоте срабатывания, определяемой скоростью изменения температуры в цикле нагрев-охлаждение, сплавы с ЭПФ характеризуются малым температурным интервалом срабатывания, значительными обратимой деформацией (перемещением) и удельной работой. В то же время актуаторы на основе сплавов с ЭПФ в настоящее время применяются в ограниченном объёме. Причиной этого являются сложности проектирования термомеханических устройств с требуемыми характеристиками работоспособности и обеспечение этих характеристик при серийном производстве актуаторов.

## 1.2 Принципы проектирования и применения термомеханических актуаторов с эффектом памяти формы

Разработка актуаторов требует соответствующих инструментов моделирования и методов оптимизации конструкции, а так же систематического проектирования. Для изготовления традиционных TiNi-актуаторов в основном используются такие полуфабрикаты, как проволока и лист, т.к. материал имеет плохие характеристики обработки резанием [9, 20]. Однако, благодаря использованию микротехнологий (лазерная резка и т.п.), могут быть созданы геометрически сложные микроактуаторы. Поэтому переход к микроадаптации ЭПФ приводит к модифицированному подходу к разработке термомеханических актуаторов [18, 20, 23].

Актуаторы с ЭПФ основаны на одностороннем (однопутевом) эффекте. Этот эффект может быть использован для генерации движения и/или усилия. Необходимый нагрев осуществляется либо косвенно, путём изменения температуры окружающей среды, либо непосредственно путём

электрического нагрева элемента с ЭПФ. Термомеханические актуаторы реагируют на изменения температуры окружающей среды и, таким образом, могут работать как в качестве датчиков температуры, так и приводов исполнительных механизмов. Актуаторы, приводимые в действие электрическим нагревом, выполняют определённые функции при температуре окружающей среды ниже  $M_n$ , которую можно контролировать мощностью нагрева. Так же функции сплавов с ЭПФ могут быть однократными или многократными. Эта многофункциональность позволяет использовать интеллектуальные решения с чрезвычайно компактными конструкциями [11, 18, 24].

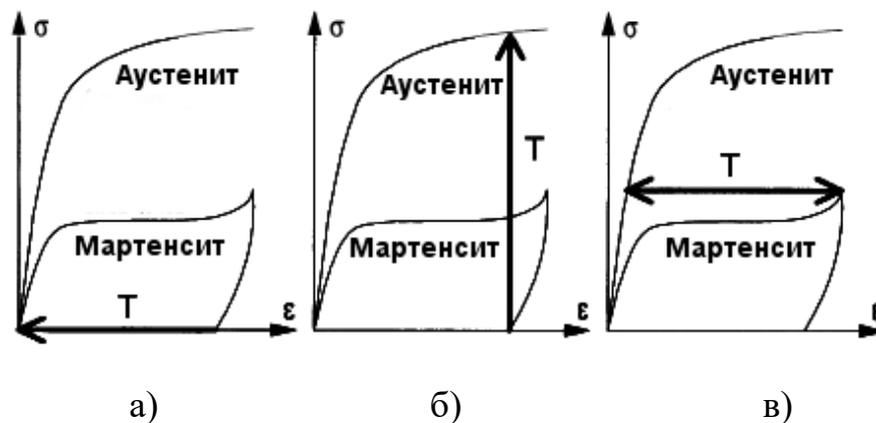


Рис. 1.4 Основные схемы актуаторов с ЭПФ на диаграмме зависимости деформации от напряжения: а) свободное восстановление, б) восстановление в заневоленном состоянии, в) совершение работы при постоянном противодействии [18].

Как показано на рисунке 1.4, функции термомеханических актуаторов обычно делятся на три категории в зависимости от схемы нагрузки [18, 24]:

а) Свободное восстановление в отсутствии внешней нагрузки: деформированный элемент с ЭПФ восстанавливает исходную форму при нагревании выше температуры конца аустенитного превращения. Дальнейшие изменения температуры не вызывают каких-либо заметных изменений формы.

б) Восстановление в заневоленном состоянии: если деформированный ЭПФ-элемент не может изменить свою форму при нагреве выше его температуры конца аустенитного превращения, возникает большое усилие. Этот принцип успешно применяется в термомеханических соединениях (соединительных муфтах или электрических разъёмах).

в) Совершение работы: если элемент с ЭПФ преодолевает внешнее противодействие при нагреве выше температуры конца аустенитного превращения, он совершает перемещение и работу. При охлаждении сила

противодействия со стороны элемента смещения приводит к возврату формы элемента с ЭПФ в исходное положение. Таким образом, повторные нагревание и охлаждение производят периодичные циклы срабатывания.

Рисунок 1.4(в) показывает возврат деформации при постоянном противодействии, в результате чего напряжение остаётся неизменным. В зависимости от выбора механизма смещения могут быть получены другие линии движения в интервале напряжений. Принцип работы с внешним механизмом смещения применяется в большинстве термомеханических актуаторах. Исключением являются актуаторы, основанные на двухпутевом (обратимом) эффекте. Однако, регулировать двухпутевой эффект является сложной задачей. Кроме того, величина такого эффекта не высока и редко превышает 1% [9, 18, 20].

Рисунок 1.5 показывает примеры различных схем возврата деформации при использовании растяжения проволоки с ЭПФ [18]. Как показано в случае (а), вес создаёт постоянный уровень усилия противодействия. Другой широко используемой схемой является пружина смещения (б). Использование второй проволоки с ЭПФ на растяжение с противоположным направлением срабатывания приводит к противодействующей схеме возврата (в). В этом случае противодействующие элементы срабатывают поочередно. Без активации противодействующие элементы находятся в мартенситном состоянии и представляют собой мягкий подвижный элемент, который можно легко деформировать, не требуя большой работы. Следовательно, противодействующая схема возврата позволяет получать большие обратимые перемещения механизмов. Случай уменьшения силы противодействия для увеличения восстанавливаемой деформации обеспечивает более сложное формоизменение элемента с ЭПФ (г).

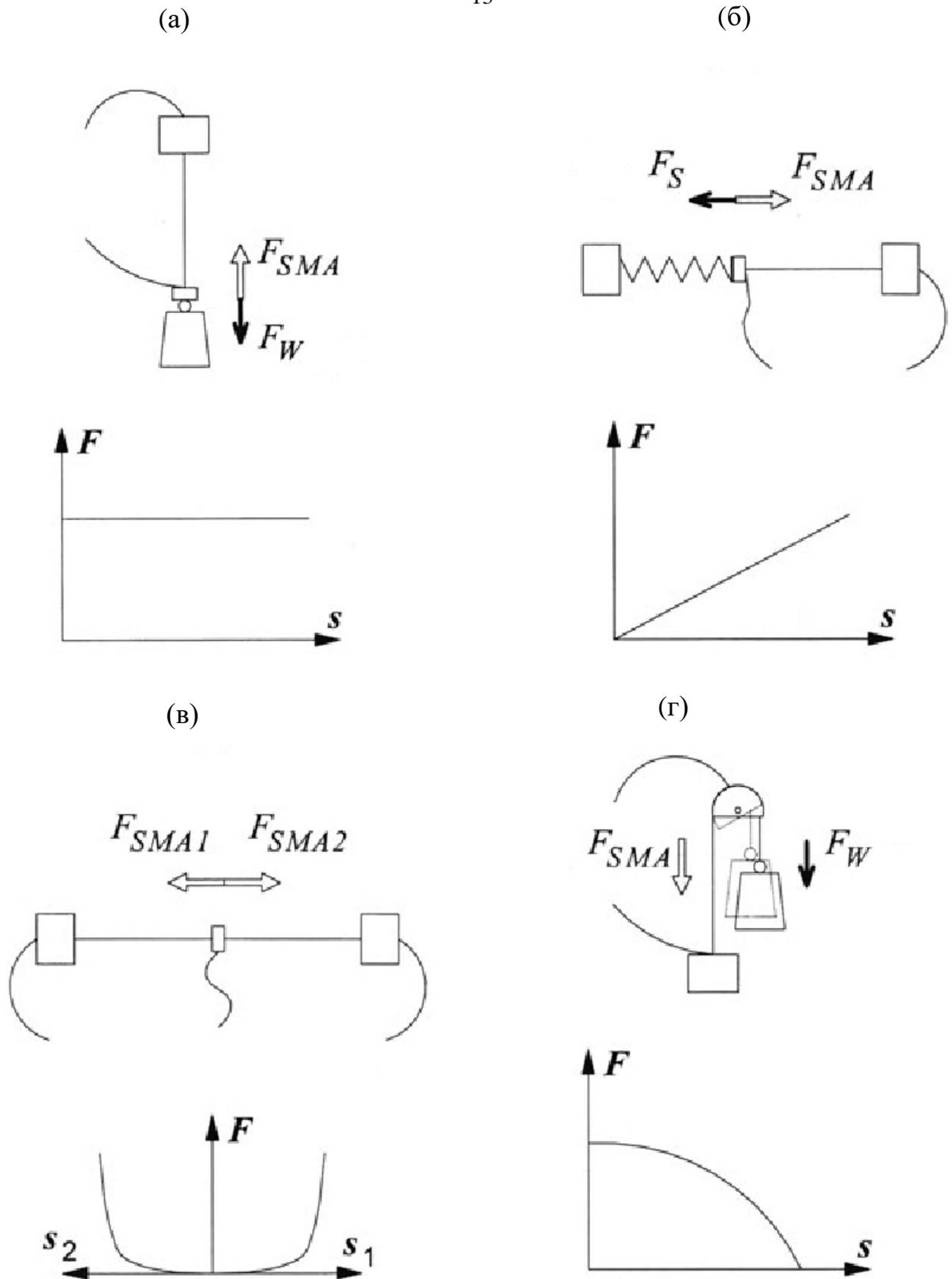


Рис. 1.5 Различные схемы формоизменения проволоки с ЭПФ (SMA) на растяжение, где  $F_s$  – усилие противодействия пружины,  $F_w$  – сила тяжести [18].

При растяжении или сжатии могут достигаться высокие значения усилия, но относительно небольшое перемещение. Большие перемещения достигаются при кручении или испытаниях на изгиб. Однако, в этих случаях ЭПФ-материал нагружается неоднородно, так что лишь часть его производит работу.

Проектирование термомеханических актуаторов обычно начинается с выбора полуфабрикатов на основе сплавов с памятью формы, которые в настоящее время включают в себя трубы, цилиндры, проволоки, пружины и пластины (листы). Определение геометрии ограничивается главным образом оптимизацией размеров полуфабриката. Например, при проектировании пружины на растяжение или сжатие могут применяться формулы расчёта для линейно-упругих пружин [19]. Это приводит к линейной зависимости деформации сдвига от напряжений сдвига для аустенитного и мартенситного состояния. В мартенситном состоянии линейное поведение представляет собой лишь грубое приближение. Однако, при введении «эффективного» модуля для данного состояния, это приближение обладает допустимой погрешностью. Точные характеристики пружины обычно определяются эмпирически [19, 20].

Под действием растяжения или сжатия пружины нагружаются неоднородно с максимальными значениями сдвига на внутренней стороне витков. Основываясь на определённых предельных значениях для напряжения  $\tau_G$  и деформации  $\gamma_G$  и заданных значений для усилия и перемещения, можно определить параметры диаметра проволоки, средний диаметр витков и их количество. При проектировании пружины смещения максимальный уровень напряжения должен оставаться ниже значения предела текучести материала. Зависимость перемещения от усилия для пружины из сплавов с памятью формы и пружины смещения представлена на рисунке 1.6 [18].

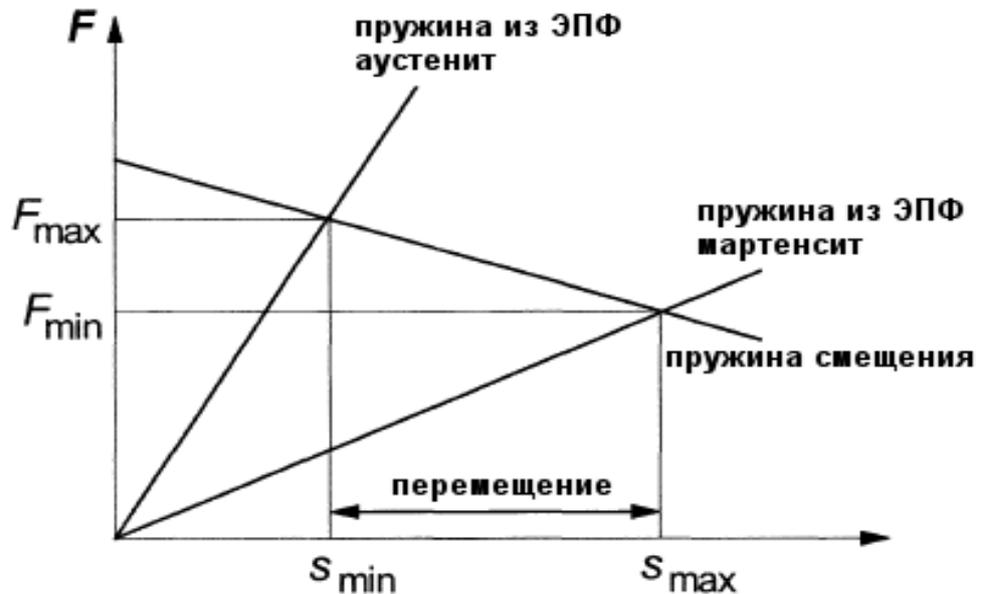


Рис. 1.6 Схема зависимости перемещения от усилия пружин на основе сплавов с памятью формы в аустенитном и мартенситном состоянии и пружины смещения. Жёсткость пружины смещения определяет максимально возможный ход актуатора с памятью формы [18].

При рабочих температурах большинства элементов с ЭПФ непрямым нагрев и охлаждение происходит в основном за счёт теплопроводности и теплообмена. Быстрая передача тепла с помощью теплопроводности требует прямого контакта с источником нагрева. Например, РТС резисторы очень подходят для нагрева. Когда они достигают определённой температуры, их электрическое сопротивление значительно увеличивается, что приводит к ограничению температуры нагрева [11, 18, 22]. Хорошая теплопередача требует больших поверхностей теплообмена и перепада температур.

Для пружин из сплава с памятью формы часто применяется прямой нагрев электрическим током. В этом случае, генерируемая тепловая мощность подчиняется закону Джоуля. Время реакции можно просто оценить из соотношения между силой нагрева  $RI^2$  и используемой тепловой энергией  $Q$ , включающей, в основном, удельную теплоёмкость и теплоту фазового превращения.

При максимальной нагрузке актуатора из сплава с памятью формы необходимо соблюдать критические пределы напряжений. Их можно легко анализировать благодаря простой геометрии полуфабриката. Однако, ограничивая геометрию элемента из сплава с памятью формы заданными геометриями полуфабрикатов, строго ограничиваются возможности оптимизации его свойств. В таких элементах, как правило, преобладает

неоднородное распределение напряжений, в следствие чего, уменьшается удельная работа и максимально возможное количество циклов срабатывания.

В настоящее время нет коммерчески доступного инструмента моделирования для расчёта режимов температур для электрически движимых компонентов с памятью формы [20]. По этой причине термическая оптимизация может выполняться только приближённо. Во многих конструкциях существует более или менее неоднородное распределение температуры по поперечному сечению и длине элемента с ЭПФ, что отрицательно влияет на время реакции (срабатывания) и, возможно, на циклоустойкость.

### **1.3 Применение термомеханических актуаторов**

С момента первых публикаций о ЭПФ, материалы с памятью формы постепенно стали появляться на рынке. В последние годы применение сверхупругого эффекта резко возросло, например, оправы для очков, антенны мобильных телефонов, брекеты, стенты [22]. Более того, на сегодняшний день существует ряд коммерчески успешных актуаторов, которые используют эффект памяти формы в полуфабрикатах из сплавов с ЭПФ, имеющих вид проволоки, пружины или пластины [18].

Обзор нескольких основных термомеханических актуаторов из сплавов с ЭПФ приведён в таблице 1.1. Наиболее распространёнными актуаторами являются муфты для соединения труб. Они характеризуются простой конструкцией, небольшими размерами, высокими контактными напряжениями (500-700 МПа) и надёжностью. Эти преимущества имеют особое значение, например, в авиационной и космической технике [18, 22].

Примеры термомеханических актуаторов из сплавов с ЭПФ

ЭПФ	Механизм действия	Применение
Односторонний	Термическое воздействие, восстановление в заневоленном состоянии	Соединительные муфты, Разъёмные кольца, Системы электрических разъёмов
Односторонний	Термическое воздействие, совершение работы с механизмом смещения	Предохранительные клапаны, Воздушные кондиционеры, Прерыватели цепи, Термовыключатели (термочувствительные реле)
Односторонний	Электрический нагрев, совершение работы с механизмом смещения	Регуляторы света, Захваты (зажимы)

Поскольку соединения при работе должны оставаться в аустенитном состоянии, сборку осуществляют при температурах значительно ниже диапазона рабочих температур. В настоящее время применяются две технологии сборки. Низкотемпературный метод использует жидкий азот для хранения и сборки соединений из никелида титана. В последнее время стали доступны сплавы на основе NiTiNb с чрезвычайно высоким гистерезисом, где не требуется охлаждение соединений. В этом случае для сборки достаточно непродолжительного нагрева («термоусадочная» технология) [20].

Между тем, схема заневоленного восстановления так же используется в промышленных целях в ряде других устройств. В качестве примера следует упомянуть системы электрических соединений [23]. Несмотря на жёсткие допуски, такие соединительные системы обеспечивают подключение контактных штифтов (разъёмов) без приложения усилий и обеспечивают хороший электрический контакт. Во всех устройствах данного типа применяются термомеханические актуаторы с односторонним эффектом.

Кроме того, термомеханические актуаторы используются для совершения работы. В большинстве случаев, они оснащены спиральной пружиной из сплава с ЭПФ и пружиной смещения. Типичными примерами являются клапаны с терморегулятором, рис. 1.7. В этом случае, актуатор работает как в качестве датчика изменения температуры окружающей среды, так и в качестве исполнительного механизма, управляющего потоком

жидкости. Результатом служит простое и компактное устройство [9, 18]. Благодаря высоким показателям полезной работы такое устройство позволяет контролировать высокие давления и большие потоки жидкости. Широко используемым примером является предохранительные клапаны для защиты от ожогов в душевых головках (лейках).

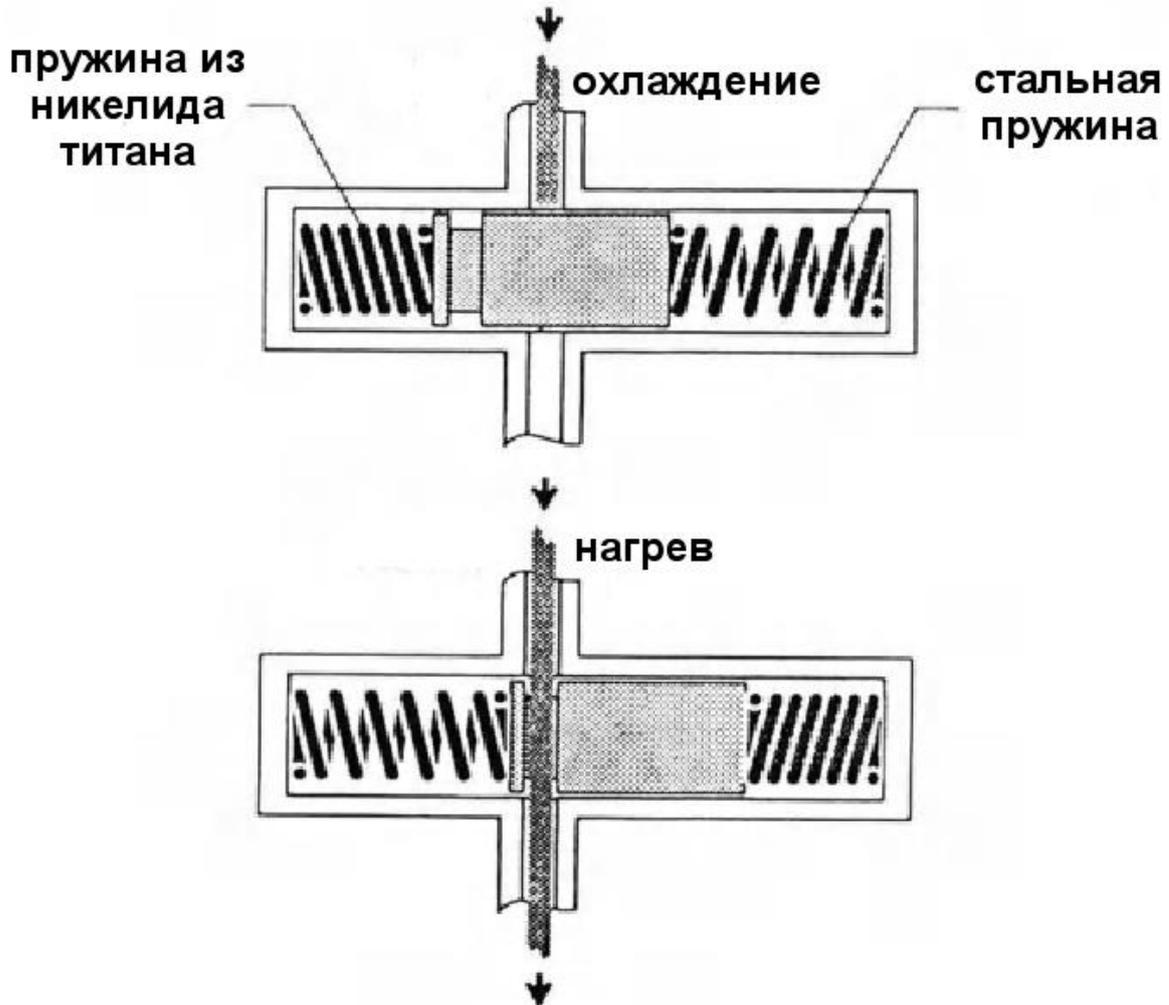


Рис. 1.7 Устройство и принцип работы терморегулирующего клапана [18]

До сих пор электрически движимые актуаторы из сплавов с ЭПФ использовались только в некоторых областях применения. В основном это связано с относительно высокими степенями нагрева, вызванными небольшой эффективностью и макроскопическими размерами. Множество прототипов было разработано для применения в робототехнике [18, 23]. В этой области особенно важны такие преимущества, как высокая плотность энергии, компактный дизайн, электронагрев и бесшумная работа. На рисунке 1.8 показан пример роботизированной руки, управляемой с помощью проволок из сплавов с ЭПФ.

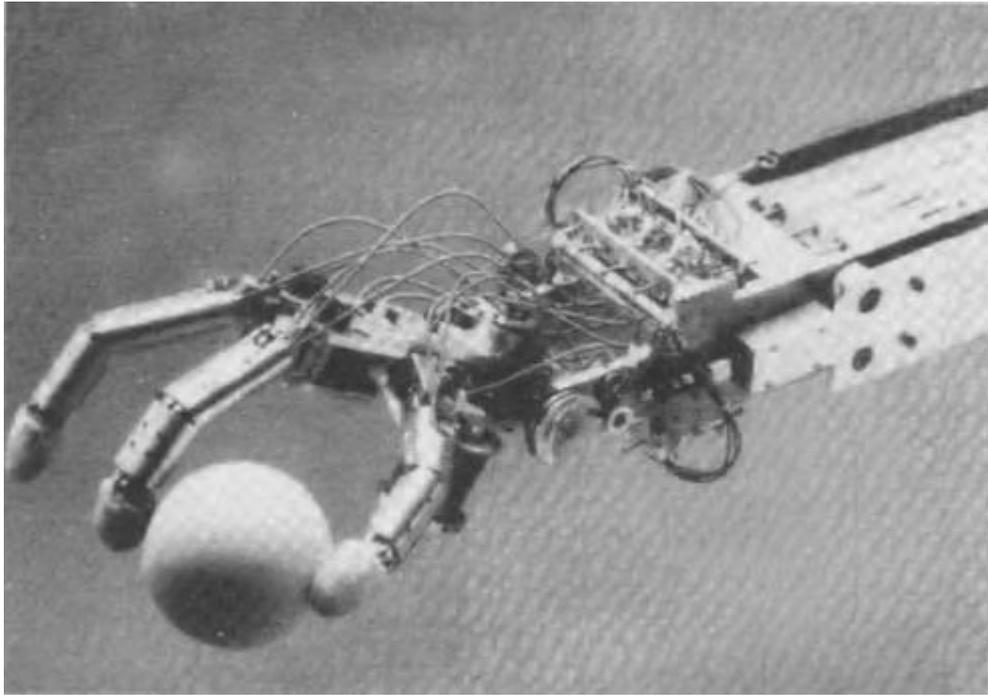


Рис. 1.8 Роботизированная рука, управляемая с помощью проволоки из сплава с ЭПФ [18]

Новой тенденцией развития в традиционной технологии актуаторов из сплавов с ЭПФ являются композиты компонентов сплавов с ЭПФ и окружающая матрица, например, из силикона, для получения многофункциональных свойств. В этом случае такие компоненты могут принимать активные функции движения, а окружающая матрица выполняет функцию возврата и, в случае необходимости, другие функции, такие как функции химической безопасности, охлаждения, и т.д. Примерами таких композитных актуаторов служат эндоскопы и захваты из сплавов с ЭПФ [22].

Термомеханические актуаторы с ЭПФ так же широко и успешно применяются в различных областях повседневной жизни:

– *Трансформирующиеся конструкции.* В этом случае изделие при температуре эксплуатации находится ниже  $A_H^B$  в деформированном (сложенном) состоянии. При нагреве выше температуры  $A_K^B$  оно принимает исходную (расправленную) форму. В таком расправленном состоянии на изделие не должны действовать значимые нагрузки, которые могли бы деформировать его при охлаждении до температур эксплуатации за счет развития пластичности превращения [21, 28].

Трансформирующиеся конструкции, как правило, включают в себя элементы из конструкционных материалов и материалов с ЭПФ. Задача элементов из материалов с ЭПФ при нагреве выше определенной температуры изменить свою форму заданным образом и придать новое положение соединенным с ними элементам из конструкционного материала [21]. Примером таких

конструкций могут быть системы разворачивания антенны и раскрытия солнечных батарей на космических аппаратах (рис. 1.9) [28].

В этом случае панели солнечных батарей соединены между собой пластинами или проволочными элементами с ЭПФ. В исходном состоянии этим элементам придается форма, отвечающая полностью раскрытой батарее. Затем элементы деформируются, и блоки складываются в компактную транспортную форму. После того, как космический аппарат выведен на орбиту, элементы с ЭПФ нагреваются выше температуры  $A_K^B$  (обычно пропусканием электрического тока) и, стремясь принять исходную форму, разворачивают солнечную батарею в рабочую форму [11, 26, 28]. Примером создания таких конструкций может служить эксперимент «Краб» на космическом аппарате «Прогресс-40», проведенный в марте 1989 года [28]. В этом эксперименте сложенные на Земле проволочные конструкции из сплава на основе никелида титана при их нагреве пропускаемым током расправились в космическом пространстве в два кольца с диаметром примерно 20 м каждое. Аналогичный эксперимент, названный «Рапана», был проведен космонавтами В. Циблиевым и А. Серебровым в 1993 г. На блоке «Квант» космической станции «Мир» (рис. 1.10). В нем сложенные на Земле детали фермы при нагреве расправились в мачту длиной около 6 метров.

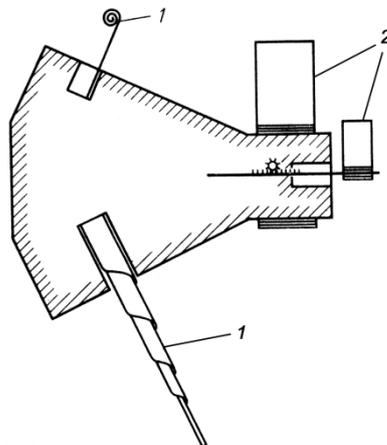


Рис. 1.9 Трансформирующиеся конструкции космического аппарата:

- 1 – саморазворачивающиеся антенны;
- 2 – элементы солнечных батарей [26]

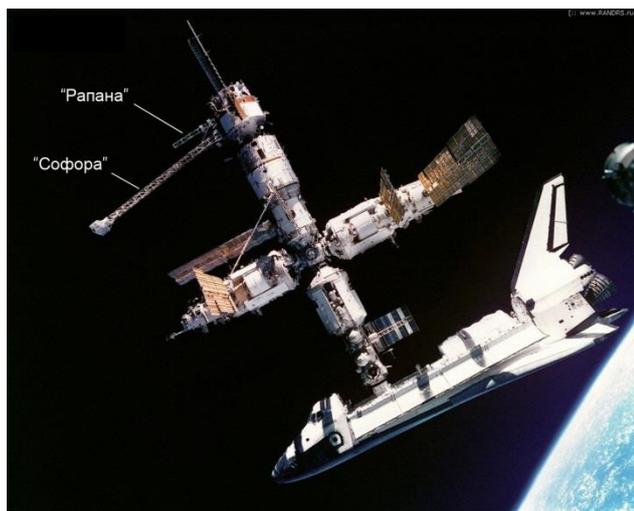


Рис. 1.10 На блоке «Квант» космической станции «Мир» установлены фермы «Софора» (14,5 м) и «Рапана» (6м).

На фото первая стыковка с комплексом "Мир" корабля "Шаттл" ("Атлантис"). Фото сделаны российскими космонавтами Соловьёвым и Будариным. Снимок из коллекции NASA [26].

Для оптимального использования в трансформирующихся конструкциях элемент с ЭПФ должен иметь температуры обратного мартенситного перехода выше температур эксплуатации изделия и максимальную величину восстанавливаемой деформации. Такие характеристики могут обеспечить сплавы на основе никелида титана с малым содержанием никеля с рекристаллизованной структурой.

В трансформирующихся конструкциях элементы с ЭПФ в процессе восстановления формы как правило не испытывают значительного противодействия. Поэтому эти элементы можно отнести к группе свободно восстанавливающихся конструкций. В зависимости от назначения – элементы могут быть предназначены как для однократного, так и для многократного срабатывания. Так как транспортная форма конструкции должна сохраняться до срабатывания в интервале температур эксплуатации, то материал для изготовления элементов должен иметь высокие температуры восстановления формы. Требования к коррозионной стойкости материала определяются средой эксплуатации конструкции [21, 26, 28].

Расчет элементов трансформирующейся конструкции в основном сводится к выбору оптимальной схемы и степени деформации, которые позволяют определить геометрию этого элемента и технологию его применения. При выборе схемы деформации необходимо руководствоваться следующими соображениями [28].

- 1) Максимальные перемещения можно реализовывать при деформации изгибом, минимальные – при сжатии.
- 2) Степень деформации элемента, предназначенного для многократного срабатывания, не должна превышать первую критическую степень деформации ( $\varepsilon_{\text{кр}}^1$ ). В этом случае при нагреве будет наблюдаться полное восстановление формы (СВФ=100 %) и после охлаждения до температуры  $M_{\text{д}}$  элемент можно повторно деформировать и нагревать без опасности нарушения его геометрии. Если элемент предназначен для однократного срабатывания, то степень деформации можно повысить до второй критической степени деформации ( $\varepsilon_{\text{кр}}^2$ ). В этом случае степень восстановленной деформации будет максимальна, но полного возвращения к исходной форме при нагреве не произойдет.

Температура конца восстановления формы ( $A_{\text{к}}^{\text{В}}$ ) кроме всего прочего зависит от степени деформации. Как правило, чем выше степень деформации – тем выше температура возвращения к исходной форме. Поэтому при выборе материала необходимо определить  $A_{\text{к}}^{\text{В}}$  после выбора необходимой степени деформации элемента [25]

– *Термосиловые исполнительные элементы.* Они используются в различных конструкциях, которые при естественном или принудительном изменении температуры выполняют определенную работу восстановления формы. Такие силовые элементы могут быть как однократно, так и многократно срабатывающими. По температурам срабатывания материал термосиловых элементов должен относиться к средне- или высокотемпературным.

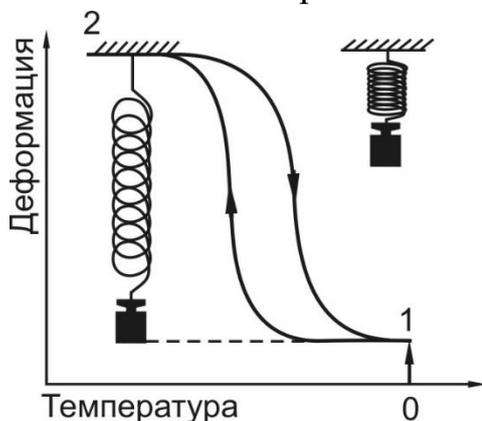
Примером могут служить датчики термостатов, которые в зависимости от температуры открывают или закрывают протоки с горячим или холодным воздухом (водой, топливом и т.п.) [22]. Материал таких элементов должен иметь обратимый, двухпутевой эффект памяти формы. Однако величина такого эффекта даже в лучших с этой точки зрения материалах, как правило, не превышает 1,5%. Поэтому целесообразнее использовать элемент смещения – т.е. элемент из конструкционного материала (титан, сталь, полимер и др.), который в сочетании с элементом с ЭПФ создает конструкцию, обратимо меняющую свою форму при термоциклировании через интервал мартенситного превращения [9, 20].

Самым простым примером такой конструкции может служить пружина с ЭПФ, которая одним концом прикреплена к опоре, а к другому концу подвешен груз, выполняющий роль элемента смещения. При охлаждении ниже  $M_{\text{н}}$  груз растягивает пружину, а при нагреве выше  $A_{\text{н}}$  пружина поднимает груз (рис. 1.11а). В результате этого конструкция

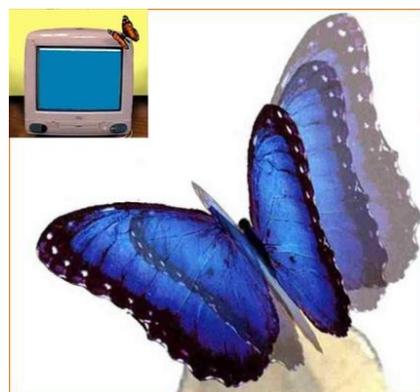
обратимо меняет свою форму при термоциклировании через интервал мартенситных превращений и может выполнять полезную работу.

Такого типа устройства уже используются в кондиционерах, термостатах спортивных автомобилей, в различных ювелирных изделиях и игрушках. В последнем случае, например, элемент с ЭПФ, соединенный со стальной пружиной или полимером при нагреве расправляет лепестки цветка или крылья бабочки, а при охлаждении складывает их (рис. 1.11б).

Материал для термосиловых исполнительных элементов должен обладать как высокими реактивными напряжениями, так и восстанавливаемой деформацией, что обеспечивается полигонизационным отжигом. Кроме того у такого материала должен быть строго выдержан интервал температур восстановления формы. Это обеспечивается соответствующим выбором химического состава сплава и режимов его термомеханической обработки.



а)



б)

Рис. 1.11 Примеры использования элементов с ЭПФ в различных устройствах:

- а) груз, подвешенный на пружине с ЭПФ (0 – исходное состояние пружины, 1 – упругая деформация пружины под действием груза, 2 – накопление обратимой деформации при охлаждении);
- б) декоративный элемент – бабочка [26].

– *Температурные датчики и терморегуляторы.* Температурные датчики чаще всего используют как однократно срабатывающие конструкции, свободно восстанавливающие свою форму. Примером могут служить пожарные датчики, которые при достижении определенной температуры включают сигнализацию или систему тушения [22, 24, 26]. Так как температура срабатывания таких датчиков выше  $70^{\circ}\text{C}$  и эксплуатируются они в атмосферных условиях, то в качестве элемента с ЭПФ могут быть использованы высокотемпературные сплавы на основе никелида титана

ТН1, ТНМ3 (5÷120°С) или сплавы титана ВТ16, ВТ22И (150÷450 °С). На рисунке 1.12 показана принципиальная схема пожарного датчика.

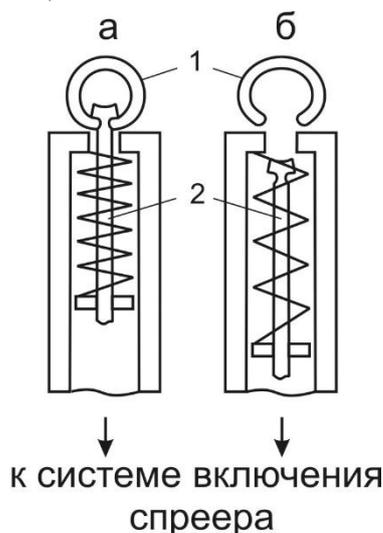


Рис. 1.12 Принципиальная схема пожарного датчика.

1 – элемент с ЭПФ; 2 - подпружиненный шток датчика.

а) во взведенном состоянии; б) после срабатывания при  $T \geq 70^\circ\text{C}$  [26]

В данном случае разрезное кольцо с ЭПФ предварительно сжимается так, чтобы уменьшить зазор между концами кольца в месте разреза. В таком деформированном виде кольцо заводится в прорезь подпружиненного штока датчика и удерживает его во «взведенном» положении. При достижении требуемой температуры кольцо восстанавливает свою форму, расстояние между концами разрезного кольца увеличивается, шток освобождается и включает систему сигнализации [9, 28].

В терморегуляторах элементы с ЭПФ могут выполнять более сложную задачу – в зависимости от температуры окружающей среды многократно совершать необходимое действие. В таких конструкциях может быть использован материал, обладающий обратимым (двухпутевым) эффектом памяти формы, который в достаточно узком интервале температур (15÷20°С) может при нагреве и охлаждении многократно менять свою форму и, например, замыкать или размыкать электрическую цепь, регулируя, таким образом, температуру окружающей элемент среды. В настоящее время для этой цели используют биметаллические элементы, состоящие из двух или более металлических материалов с разными коэффициентами линейного термического расширения [10, 11, 22] Но такие элементы характеризуются очень малым изменением формы от температуры (рис. 1.13) и могут совершать действие только в одном направлении. Использование элементов с ЭПФ для изготовления терморегуляторов позволяет значительно уменьшить габариты и массу конструкций, обеспечить более точное срабатывание в

требуемом интервале температур и совершать изменение формы при сложном пространственном перемещении.

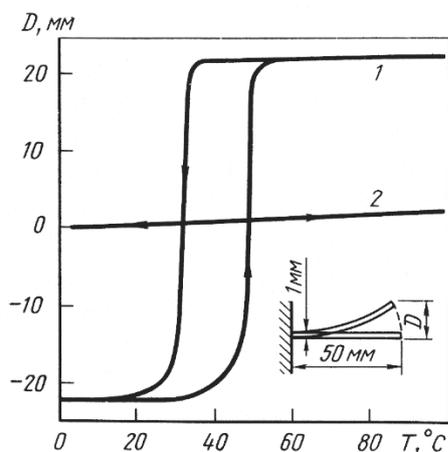


Рис. 1.13 Сравнение характеристик биметаллических элементов и термочувствительных элементов с эффектом запоминания формы: 1 – пластина из материала с обратимым эффектом запоминания формы; 2 – биметалл [26]

Однако использование обратимого эффекта запоминания формы требует достаточно сложного технологического процесса обработки элемента и неэффективного использования дорогостоящего элемента с ЭПФ [26]. В большинстве конструкций терморегуляторов получить необходимый эффект можно, используя материал с односторонним ЭПФ и противодействующий элемент из обычного конструкционного материала. Примеры таких конструкций показаны на рис. 1.14 и рис. 1.15.

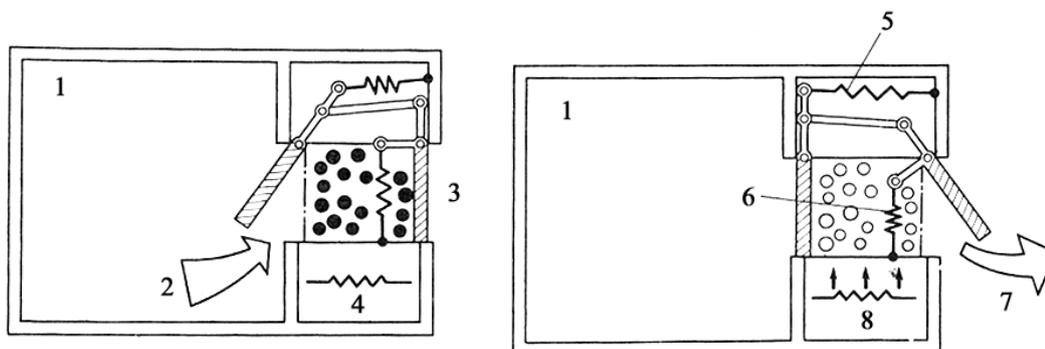


Рис. 1.14 Принципиальная схема действия автоматического сушильного шкафа: 1 – камера сушки; 2 – направление поглощения влаги; 3 – влагопоглотитель; 4 - выключенный нагреватель; 5 – пружина смещения; 6 – спираль из сплава с памятью формы; 7 – направление удаления влаги; 8 – включенный нагреватель [26]

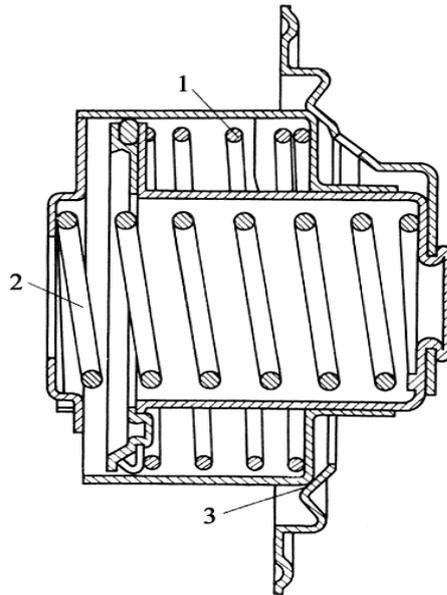


Рис. 1.15 Автомобильный радиационный термостат: 1 – пружина смещения; 2 – спираль из сплава с памятью формы; 3 – клапан [26]

– *Тепловые двигатели.* По принципу механического действия тепловые двигатели на основе элементов с ЭПФ можно разделить на три основные группы: 1) двигатели с кривошипно-шатунным механизмом; 2) турбодвигатели; 3) гравитационные двигатели [31].

Принцип действия двигателей с кривошипно-шатунным механизмом такой же, как и обычных бензиновых и дизельных двигателей. Элемент с ЭПФ устанавливается между колесом, имеющим центральный вал, и кривошипным валом, причем оси колеса и вала смещены относительно друг друга. Удлинение и сокращение элемента с ЭПФ в зависимости от температуры действуют так же, как возвратно-поступательное движение поршня в обычных двигателях и вызывают вращение колеса [31].

Схема такого двигателя показана на рисунке 1.16. В качестве силового элемента с ЭПФ применяются спирали или стержни из сплава TiNi. Силовой элемент в деформированном состоянии (спираль – сжата, а стержень – изогнут в форме буквы U) помещен между кривошипным валом, вращающимся вокруг фиксированной оси и приводным шкивом, вращающимся вокруг смещенной относительно кривошипного вала оси. При попадании в резервуар с горячей водой (например, нагретой с помощью солнечной энергии) силовой элемент восстанавливает свою исходную форму, что приводит к повороту шкива. После выхода из резервуара с нагретой водой силовой элемент охлаждается (достаточно разности температур горячей и холодной сред 3-4°) и под действием избыточной силы вновь деформируется. При дальнейшем повороте шкива силовой элемент снова

перемещается в резервуар с горячей водой и опять восстанавливает свою форму. В результате происходит непрерывное вращение. При этом частота вращения может достигать 60-80 об/мин, а мощность более 0,2 Вт [22, 31].

В турбинных двигателях мощность возникает в результате механического соединения валов, на которых с помощью элементов с ЭПФ образуются крутящие моменты (рис. 1.17). Рабочим элементом спираль из сплава TiNi, которая образует непрерывную петлю и проходит через резервуары с горячей и холодной водой и дифференциальный шкив. Крутящий момент воздействует на дифференциальный шкив в результате сокращения спирали со стороны резервуара с горячей водой. Удлинение спирали в резервуаре с холодной водой приводит к вращению шкива. Разность крутящих моментов на дифференциальном шкиве обуславливает мощность двигателя. Частота вращения таких двигателей может достичь 700 об/мин, при мощности 0,4-0,5 Вт [26, 31, 32]

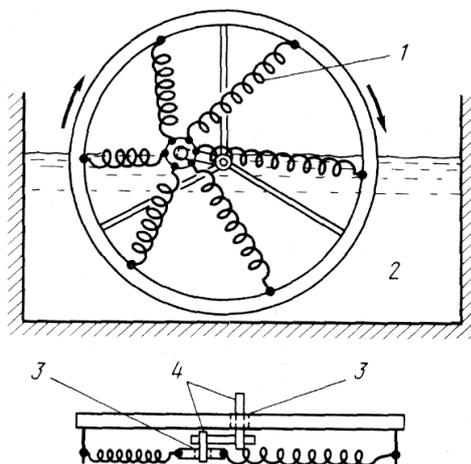


Рис. 1.16 Двигатель Гинеля с кривошипно-шатунным механизмом:

- 1 – спираль с ЭПФ; 2 – горячая вода;  
3 – подшипник; 4 – фиксированные оси [32]

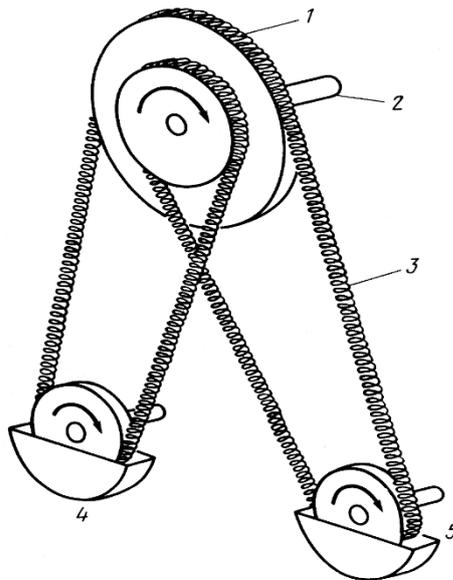


Рис. 1.17 Турбинный двигатель Джонсона: 1 – дифференциальный шкив; 2 – выходной вал; 3 – непрерывная петля с ЭПФ; 4 – резервуар с холодной водой [26]

В двигателях гравитационного типа (рис. 1.18) изменяют положение груза с помощью возбуждаемой силы элемента с ЭПФ и создают мощность под действием силы тяжести груза. Тепловой к.п.д. таких двигателей не особенно высокий, однако конструкция двигателей проста, поэтому их часто используют для демонстрации принципа действия тепловых двигателей и для изготовления игрушек.

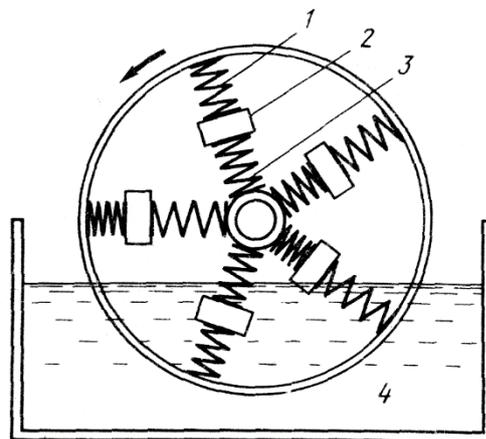


Рис. 1.18 Гравитационный двигатель: 1 – спираль с ЭПФ; 2 – груз; 3 – пружина смещения; 4 – горячая вода [22]

Анализ научно-технической литературы по проблеме разработки и применению термомеханических актуаторов показал, что основные принципы конструкции и направления возможного использования таких актуаторов достаточно хорошо проработаны. Показано, что в большинстве случаев необходимо использовать материал с односторонним эффектом памяти формы, а в конструкции актуатора предусматривать наличие

элемента смещения, обеспечивающего деформацию материала с ЭПФ в процессе охлаждения. Как правило, такие элементы смещения представляют собой свободно подвешенный груз для создания постояннодействующих напряжений или пружину из конструкционного материала, последовательно соединённую с элементом из материала с ЭПФ и создающую в нём переменные напряжения противодействия восстановлению формы.

Обратимый (двухпутевой) эффект памяти формы имеет ограниченные возможности применения из-за малых величин формоизменения (до 1%). Использование этого эффекта целесообразно в микроструктурах размером в сотни и даже десятки микрон вследствие сложности создания малоразмерной конструкции с элементом смещения.

Наиболее широко применяемым в конструкциях термомеханических актуаторов является сплав никелид титана и сплавы на его основе. Данный материал обладает удачным сочетанием высоких характеристик эффекта памяти формы, хороших механических свойств и отличной коррозионной стойкостью. Никелид титана успешно использован в различных термомеханических конструкциях, в том числе актуаторах. Однако, более широкому его применению препятствует отсутствие требований к его характеристикам и технологические сложности их обеспечения в серийном производстве.

#### **1.4 Сверхупругое поведение материала и эффект памяти формы**

В классическом виде под ЭПФ понимают способность материала устранять в процессе обратного мартенситного превращения (МП) наведенную в мартенситном состоянии деформацию. В более широком плане ЭПФ следует рассматривать как комплекс эффектов неупругого поведения, связанных со способностью материалов возвращать накопленную в процессе термомеханического или механотермического воздействия значительную по величине деформацию. В основе этих эффектов лежит МП как превращение, сопровождающееся деформацией формы. Однако для обеспечения полного возврата деформации необходимо выполнение совокупности следующих трех условий. Эти условия сформулированы в работе [3, 12].

1. МП должно быть кристаллографически обратимо.
2. МП должно быть термически обратимо.
3. Все деформационные процессы должны быть механически обратимы, что предполагает отсутствие дислокационного скольжения как способа аккомодационной деформации при МП.

Основным параметром, характеризующим ЭПФ, является обратимая деформация, предельная величина которой определяется деформацией решетки при МП и мартенсит-мартенситных превращениях (ММП). Текущая величина восстановленной деформации ( $\epsilon_v$  при деформации растяжением или сжатием и  $\gamma_v$  при кручении) при восстановлении формы (ВФ) определяется механизмами накопления и возврата деформации и внешними параметрами - температурой  $T$  и механическим напряжением ( $\sigma$  при растяжении и сжатии,  $\tau$  при кручении)[3, 6, 16, 18, 33]. В зависимости от того, изменение какого параметра является определяющим в процессе возврата накопленной деформации, все эффекты связанные с ВФ, можно разделить на две группы :

1. ЭПФ, обусловленные термомеханическим возвратом (рис. 1.19,а);
2. ЭПФ, обусловленные механотермическим возвратом (рис.1.19, б) .

Первая группа эффектов обусловлена в основном изменением температуры, а  $\sigma$  играет второстепенную роль, а вторая - изменением напряжения, когда температура обеспечивает только необходимые термодинамические условия. Естественно, что во всех случаях наведение деформации происходит при приложении напряжения. Эффекты, обусловленные термомеханическим возвратом, связаны с возвратом накопленной деформации в процессе обратного МП при нагреве до температур выше  $A_k$  (температуры конца обратного МП) [18, 33, 34]. В зависимости от способа наведения и механизма накопления деформации можно выделить среди них следующее:

односторонний или необратимый ЭПФ;

обратимый (двухпутевой, круговой, двухсторонний) ЭПФ.

Эффекты, обусловленные механотермическим возвратом накопленной при нагружении в изотермических условиях деформации при уменьшении или изменении знака деформирующей нагрузки. Они объединяются одним понятием – сверхупругость [33].

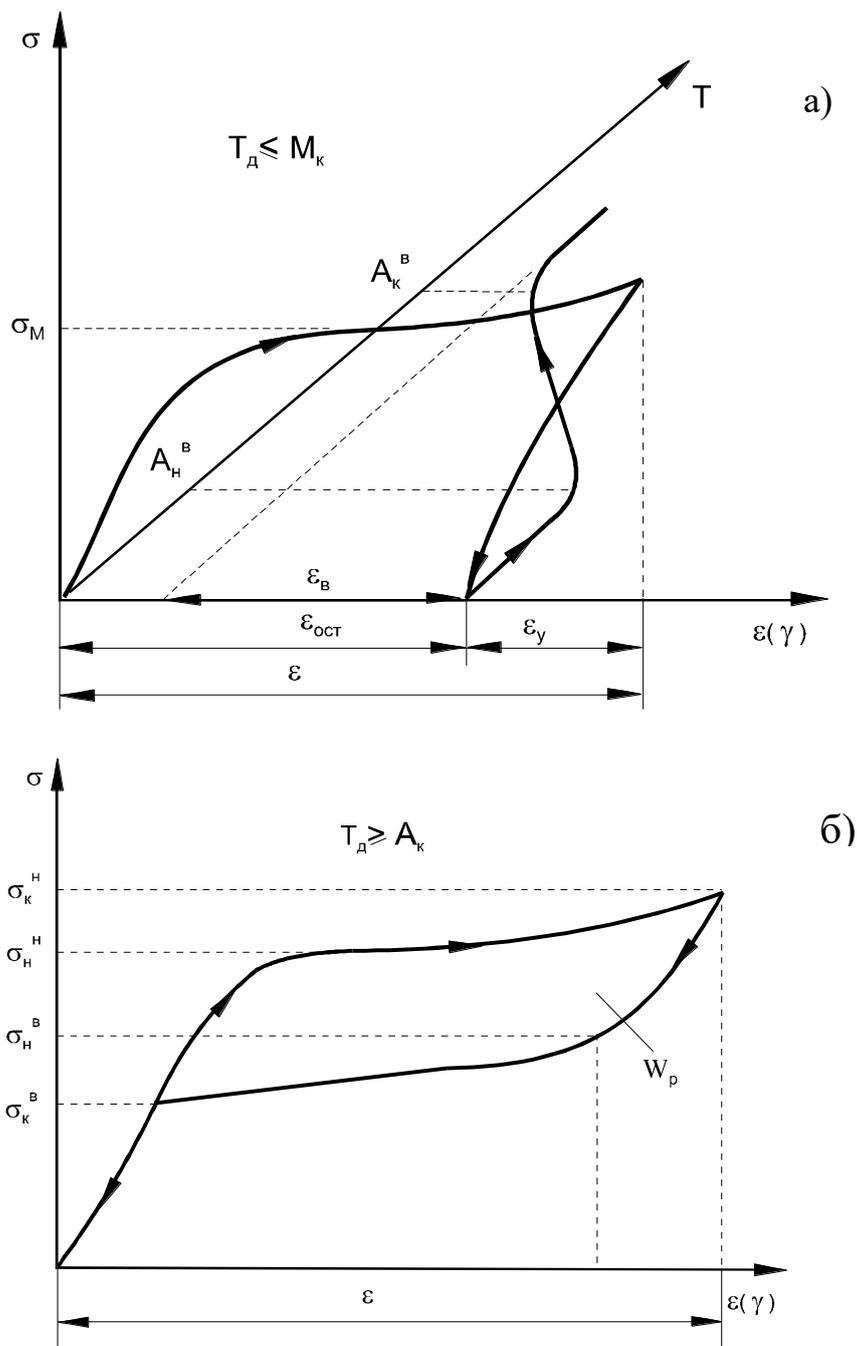


Рис.1.19. Диаграммы, иллюстрирующие накопление и возврат деформации при термомеханическом (а) и механотермическом (б) возврате.

В зависимости от механизма накопления и возврата деформации, а также соотношения температуры, при которой производится механическое воздействие, с характеристическими температурами МП можно выделить следующие основные виды сверхупругости:

1. собственно сверхупругость (СУ);
2. ферроупругость ;

### 3. высокое демпфирование.

Для удобства описания термомеханического поведения материала с ЭПФ обычно используют следующие характеристики [13]:

$T_d$  - температура, при которой происходит нагружения материала ;

$M_n, M_k$  - температуры начала и конца МП;

$A_n, A_k$  - температура начала и конца обратного МП;

$A_n^B, A_k^B$  - температура начала и конца ВФ

$\varepsilon, \gamma$  - общая наведенная деформация в процессе нагружения;

$\varepsilon_y, \gamma_y$  - сумма упругой и сверхупругой деформации, которая восстанавливается сразу после снятия нагрузки;

$\varepsilon_{ост}, \gamma_{ост}$  - остаточная деформация;

$\varepsilon_B, \gamma_B$  - восстановленная в процессе нагрева деформация;

$\varepsilon_n, \gamma_n$  - невосстановленная после нагрева деформация.

(Таким образом:  $\varepsilon = \varepsilon_y + \varepsilon_{ост}$ ,  $\varepsilon_{ост} = \varepsilon_B + \varepsilon_n$ ).

*Односторонний или необратимый ЭПФ.* Классическим вариантом необратимого ЭПФ является ВФ при нагреве после накопления деформации образцами со структурой атермического мартенситного ( $T_d < M_k$ ) или со структурой мартенсита напряжения ( $A_k > T_d > M_n$ ). Другим вариантом необратимого ЭПФ является эффект, при котором накопление деформации происходит за счет пластичности МП при охлаждении в интервале  $M_n \div M_k$  в присутствии внешних напряжений. Рассмотренный ЭПФ при различных способах наведения деформации необратим в том смысле, что для его повторной реализации необходимо провести повторное нагружение для накопления деформации. Основными характеристиками необратимого ЭПФ являются уже упомянутые  $\varepsilon(\gamma)$ ,  $\varepsilon_B(\gamma_B)$ , степень ВФ (СВФ)  $= \varepsilon_B / \varepsilon_{ост} \cdot 100\%$  и температуры начала и конца ВФ ( $A_n^B$  и  $A_k^B$ ) (рис. 1.19, а). при ВФ в условиях внешнего противодействия определяют также удельную работу  $a_B$  и развиваемые реактивные напряжения  $\sigma_p, \tau_p$ .

Восстановление исходной формы при нагреве предварительного деформированного сплава осуществляется двумя механизмами в две стадии (рис. 1.20, кривая 3). ВФ начинается уже в изотермических условиях сразу

после снятия внешнего напряжения и продолжается при последующем нагреве. При этом заметный возврат деформации происходит еще до температур обратного МП, в интервале которого процесс ВФ заканчивается. Осуществление деформации смещением междоменных границ раздела приводит не только к диссипации, но и к накоплению внутренней упругой энергии. При этом, чем ниже температура деформации и соответственно выше модули упругости сплава (рис. 1.20, кривые 4 и 5), тем больше величина накопленной упругой энергии при тех же значениях остаточной деформации. В результате накопленная упругая энергия является термодинамическим стимулом к возврату переориентированной (частично монодоменизированной) мартенситной структуры к первоначальному недеформированному состоянию [3, 16, 34].

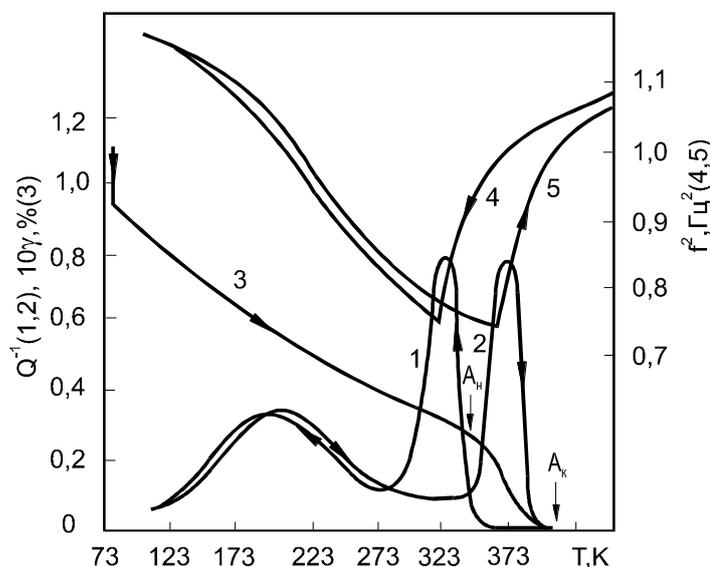


Рис.1.20. Температурные зависимости внутреннего трения (1, 2), возврата деформации (3), и квадрата частоты свободных колебаний (4, 5) для сплава  $Ti_{50}Ni_{50}$ .

*Обратимый ЭПФ.* Обратимый ЭПФ - свойство материала приобретать деформацию в процессе охлаждения в температурном интервале фазового перехода в направлении вектора действия внешнего напряжения и восстанавливать ее при последующем нагреве.

Этот эффект реализуется при многократном термоциклировании через интервал, охватывающий прямое и обратное МП. Существует два способа наведения обратимой при термоциклировании деформации.

Первый способ состоит в термоциклировании в условиях действия внешнего напряжения, когда накопленная за счет реализации пластичности

прямого МП деформация полностью или частично возвращается при нагреве при действии того же внешнего напряжения. Второй способ заключается в предварительном воздействии на материал, в результате которого создаются внутренние ориентированные напряжения, обеспечивающие реализацию пластичности МП и возврат накопленной деформации при обратном МП. Если нагрузить пластину из материала, обладающего памятью, изгибающим моментом, то при термоциклировании в интервале МП она будет многократно сгибаться и разгибаться, совершая определенную механическую работу. Обратимый ЭПФ может быть описан теми же характеристиками, что и необратимый, а также температурами начала и конца МП при охлаждении в нагруженном состоянии [16, 18]

Осуществление прямого и обратного МП при охлаждении и нагреве соответственно, и с одновременным наложением внешнего напряжения приводит к двум наиболее интересным явлениям неупругости. Охлаждение сплава под внешним напряжением сопровождается его интенсивной деформацией в интервале прямого МП (рис.1.21,а, кривая 1), а нагрев - возвратом к исходному состоянию в области обратного МП (рис.1.21.,а, кривая 2). Причина такого поведения заключается в следующем. Рост или сокращение доменов мартенситной фазы, соответственно накопление или возврат неупругой деформации при изменении температуры нагруженного сплава контролируется следующим энергетическим соотношением [39] (для одного моля материала, испытавшего превращения):

$$\Delta F(T) + A(\sigma_{вн}, \varepsilon_M) = \sigma_M(G) \varepsilon_M, \quad (1)$$

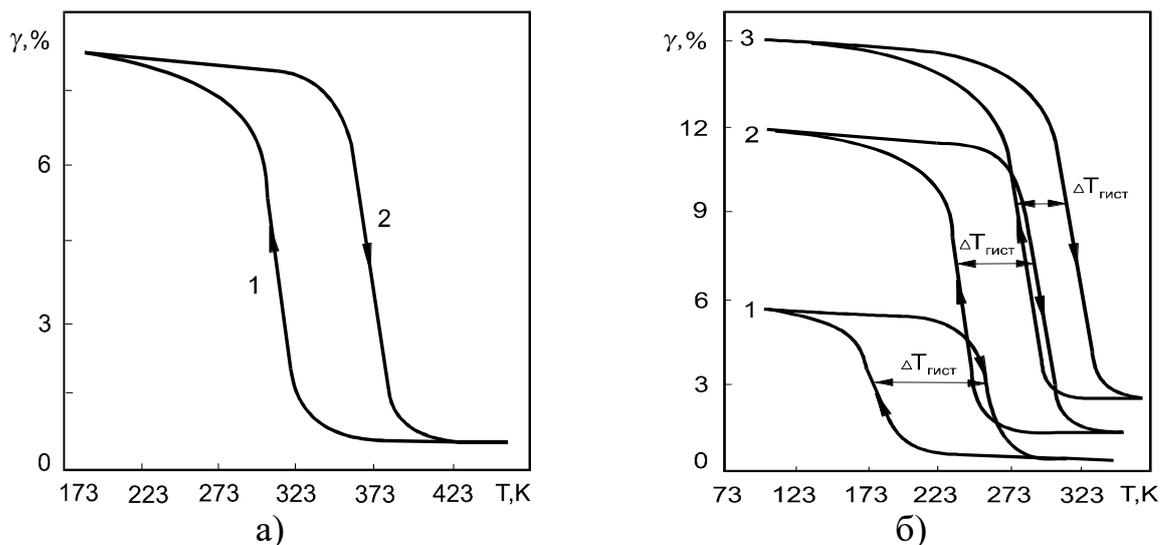


Рис.1.21 Закономерности накопления (1, а) и возврата (2, а) деформации при термоциклировании под напряжением 100МПа, а также закономерности развития и возврата деформации сплава  $Ti_{50}Ni_{50}$  при осуществлении прямого и обратного МП под напряжением 50(1, б), 150(2, б) и 350МПа(3, б).

где  $\Delta F$  - изменение «химической» составляющей свободной энергии, пропорциональное изменению температуры,  $A$  - механическая работа внешних сил, равная скалярному произведению  $(\sigma_{\text{вн}} \bullet \varepsilon_{\text{м}}) = |\sigma_{\text{вн}}| |\varepsilon_{\text{м}}| \cos(\hat{\sigma}_{\text{вн}} \bullet \hat{\varepsilon}_{\text{м}})$ ,  $\sigma_{\text{м}}$  - критическое напряжение начала интенсивного развития МП, соответствующее площадке текучести кривой  $\sigma(\varepsilon)$ ,  $\varepsilon_{\text{м}}$  - неупругая деформация при переходе.

При охлаждении под нагрузкой оба левых члена уравнения (1) стимулируют МП, причем из всех кристаллографически возможных напряжений мартенситных сдвигов преимущественно реализуется такие, для которых работа  $A$  положительна и максимальна  $\cos(\hat{\sigma}_{\text{вн}} \bullet \hat{\varepsilon}_{\text{м}}) \rightarrow 1$ , т.е. преимущественно образуются домены, векторы сдвига которых  $\varepsilon_{\text{м}}$ , совпадают с направлением действия внешнего напряжения  $\sigma_{\text{вн}}$ . В результате ориентированного роста мартенситной фазы и накапливается макроскопическая неупругая деформация. Доказательством такого развития превращения является сильная текстура мартенситной фазы, возникающая при охлаждении под напряжением, по сравнению с охлаждением без нагрузки. Степень текстурованности и величина накопленной деформации растут с увеличением внешнего напряжения (рис. 1.21, б) вплоть до полной монодоминизации мартенсита и реализации возможной неупругой мартенситной деформации, которая в пределе равна деформации решетки при переходе.

Возврат неупругой деформации при нагреве происходит благодаря обратимости термоупругого МП. Данное проявление мартенситной неупругости получило название обратимого ЭПФ.

Температурный гистерезис обратимого ЭПФ, соответствующий гистерезису МП, в общем случае не является постоянным, а зависит от приложенного напряжения. Например, в  $\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{51}$  с увеличением от 50 до 350 МПа, гистерезис уменьшается с 85 до 35К (рис.1.21,б). Такая эволюция гистерезиса имеет следующую природу. Температурный гистерезис  $\Delta T_{\text{гист}}$  данного эффекта и механический гистерезис  $\Delta \sigma_{\text{гист}}$  эффекта сверхупругости тесно связаны, т.к. в обоих случаях обусловлены силами трения при движении межфазных границ раздела. Эта связь определяется соотношением Клаузиуса - Клайперона:

$$\Delta T_{\text{гист}} = \frac{T_0 \bullet \varepsilon_{\text{м}}}{\rho \bullet q} \Delta \sigma_{\text{гист}}, \quad (2)$$

где  $T_0$  - температура равновесия фаз,  $\rho$  - плотность материала,  $q$  - удельная энтальпия превращения.

Ориентирующее влияние механических напряжений особенно наглядно представляется при обратном МП. При нагреве из мартенситного состояния материала первоначально деформируется в направлении действующей силы, а затем возвращается в исходное состояние. С увеличением нагрузки температурные интервалы накопления и возврата деформации все больше смещаются в сторону низких температур, а величина обратимой деформации растет.

*Сверхупругость* - способность материала подвергаться аномально высокой деформации с последующим упругим полным или частичным ее восстановлением в процессе снятия деформирующих напряжений. Этот эффект обусловлен образованием мартенсита напряжения. Полный возврат накопленной деформации происходит только при условии, что  $M_n^\sigma > T_d > A_k$  (см. рис. 1.20, б), где  $M_n^\sigma$  – температура образование мартенсита под напряжением. При  $A_k > T_d > A_n$  только часть деформации устраняется за счет сверхупругости, а при  $T_d < A_n$  эффект сверхупругости полностью подавляется.

Критическое напряжение начала интенсивного развития МП (неупругой деформации)  $\sigma_m$ , соответствующее пределу текучести на кривой  $\sigma(\epsilon)$ , (рис.1.20,а) растет с повышением температуры испытания (рис.1.23, кривая 1) в соответствии с уравнением Клаузиуса - Клайперона, записанным для сдвиговых составляющих деформаций и напряжения :

$$\frac{d\sigma_m}{dT} = \frac{\rho q}{T_0 \cdot \epsilon_m} \quad (3).$$

Активизация МП нагрузкой продолжается до определенной температуры  $M_d$ , выше которой  $\sigma_m > \sigma_T$  ( $\sigma_T$  - обычный предел текучести) и предпочтительным становится обычная пластическая деформация. характерной особенностью эффекта сверхупругости является механический гистерезис, который обусловлен силами трения  $\sigma_f$  при движении межфазных границ раздела и равен удвоенному значению сил трения  $2\sigma_f$ .

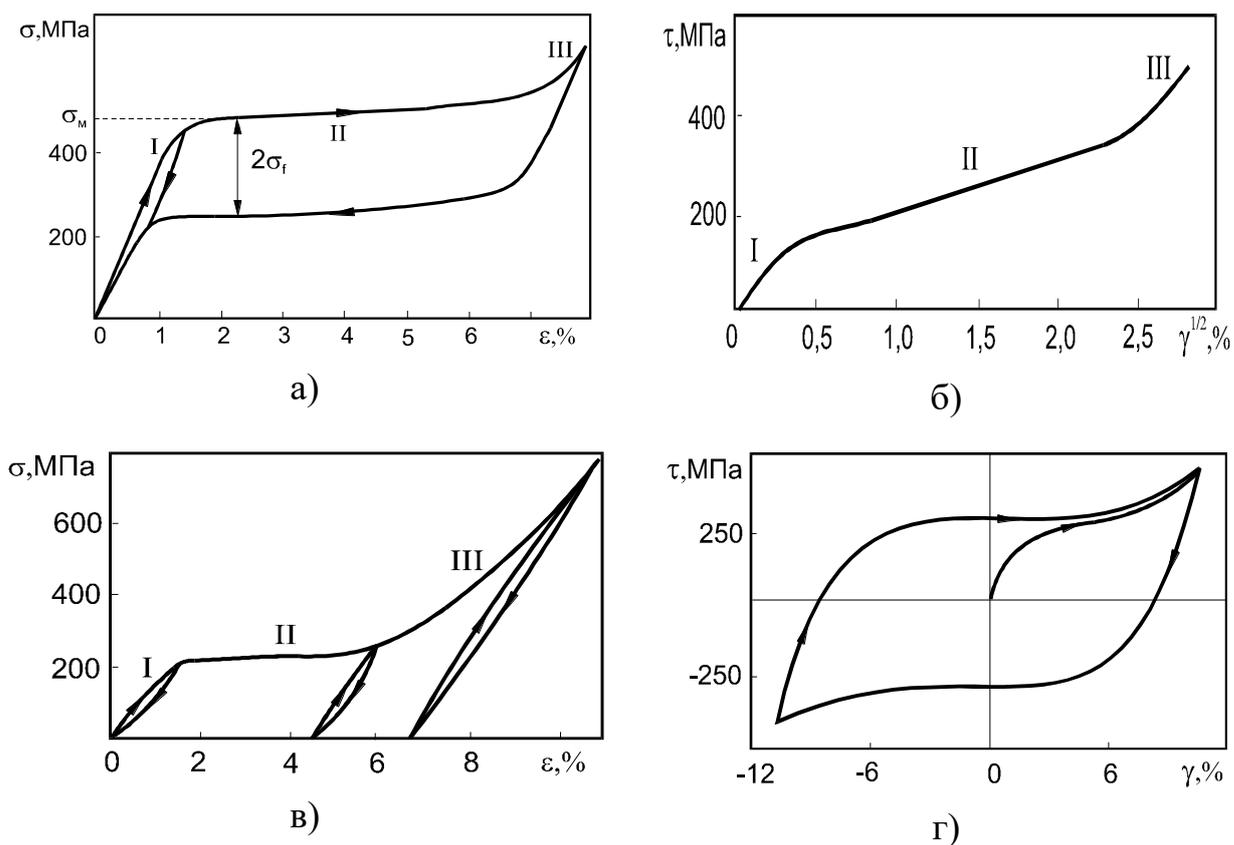


Рис.1.22 Закономерности развития неупругой деформации в сплаве  $Ti_{49}Ni_{51}$  при температурах выше  $M_n$  (а) и ниже  $M_k$  (б), в никелиде титана мартенситного состояния с промежуточными разгрузками (в) и проявление им эффекта ферроупругости (г).

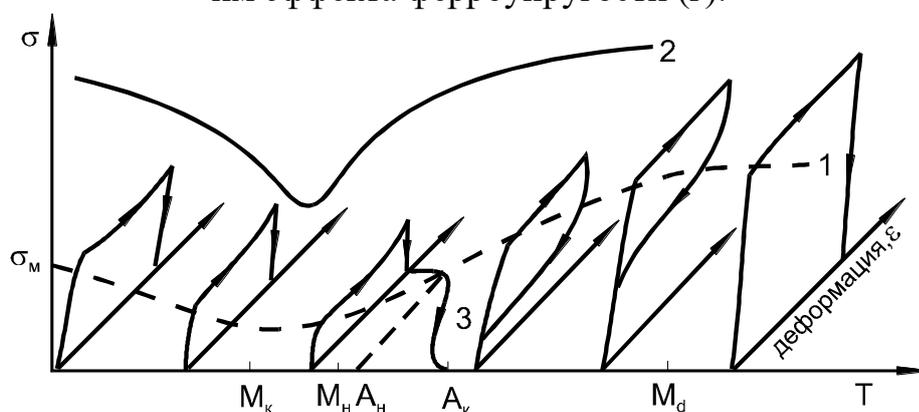


Рис. 1.23. Типичные диаграммы нагружения никелида титана в окрестности температур МП: 1-критическое напряжение начала макроскопической неупругой деформации, 2- модуль сдвига, 3- возврат деформации

Отсюда следует, что непосредственно ниже  $M_n$ , где межфазные границы уже существуют, критическое напряжение их сдвига  $\sigma_m$  должно быть минимальным и равным  $\sigma_f$ . Необходимо также заметить, что линейный характер зависимости  $\sigma_m(T)$ , формально следующей из уравнения (3)

экспериментально не всегда наблюдается. Причина «нарушения» закона Клаузиуса-Клайперона заключается в том, что в некоторых сплавах, в том числе в никелиде титана, предмартенситная область состоит из ряда промежуточных структурных состояний, которые постепенно формируют мартенситную фазу. В результате с каждой последующей промежуточной структурой разница в свободных энергиях (и энтальпия превращения  $q$ ) между ней и мартенситной фазой уменьшается, и соответственно постадийно уменьшается отношение  $d\sigma_m/dT$ .

Следует особо выделить стадийность развития неупругой деформации как при движении междоменных, так и межфазных границ раздела. При нагружении сплава в мартенситном состоянии наблюдается три основные стадии развития неупругой деформации (рис. 1.22, б).

Первая стадия характеризуется высоким коэффициентом деформационного упрочнения и начинается при очень малых напряжениях. Эта неупругая деформация до площадки текучести (до  $\sigma_m$ ) развивается, очевидно, внутри отдельных зерен, испытывает значительное сопротивление материала и при разгрузке почти полностью возвращается (рис. 1.22, в). Небольшая остаточная деформация аннигилирует при последнем нагреве в основном до температур обратного МП. Данная стадия неупругой деформации отвечает за высокие дефект модуля и внутреннее трение в мартенситном состоянии материала.

Вторая стадия начинается при  $\sigma_m$ , характеризуется слабым деформационным упрочнением, площадкой текучести и связана, вероятно, с распространением деформации через все сечение образца и на весь объем сплава. После разгрузки эта деформация практически полностью сохраняется. Обратное движение междоменных границ и возврат деформации осуществляется либо под действием напряжений противоположного знака (рис.1.22,г), либо при нагреве выше интервала обратного МП (рис.1.23, кривая 3). первый эффект накопления и возврата деформации при знакопеременной нагрузке получил название ферроупругости, второй - эффект запоминания формы.

Наконец, на третьей стадии коэффициент  $d\sigma/d\varepsilon$  сплава резко возрастает, т.е. переориентация последних кристаллов мартенсита встречает значительное сопротивление материала и почти вся накопленная деформация испытывает возврат при разгрузке (рис.1.22,в). Наблюдается свободное сверхупругое поведение сплава, которое, однако, принципиально отличается от сверхупругости выше  $M_n$ , т.к. обусловлено обратимым перемещением междоменных двойникующих границ во встречных полях внешних и внутренних напряжений без изменения «химической» составляющей

свободной энергией сплава, т.е. имеет чисто механическую природу, подобно «упругому» двойникованию в кристаллах.

*Ферроупругость* - свойство материала не упрочняться за счет наклепа при циклическом деформировании со сменой знака деформации. При циклическом деформировании материала со сменой знака деформации и при равных величинах этой деформации не наблюдается существенного наклепа. Кривая циклического деформирования приходит в начальную точку, а общий ее вид напоминает гистерезисную петлю ферромагнитных материалов. По этому внешнему сходству явление и получило название ферроупругости.

В условиях активного нагружения в зависимости от структурного состояния (предмартенситное или мартенситное) неупругая деформация осуществляется обратным движением как межфазных, так и междоменных границ. При этом закономерности движения этих границ и соответственно особенности накопления и возврата неупругой деформации зависят от температуры испытания, параметров МП ( $\varepsilon$ ,  $\rho$ ) и упругих характеристик сплава ( $E$ ,  $G$ ). В результате при разных температурах и напряжениях наблюдаются принципиально разные как по внешним признакам, так и по механизмам неупругие эффекты типа сверхупругости и ферроупругости.

*Демпфирование* - техническая характеристика, определяющая уровень затухания механических и акустических колебаний, и обусловлена количественными показателями внутреннего трения (ВТ) в материале. Высокое демпфирование обусловлено легкостью переориентации мартенситных структур, свойственных сплавам с памятью, и рассеиванием энергии при этих процессах. Аномально большое ВТ может наблюдаться при различных структурных превращениях. Пики ВТ, как правило, четко располагаются по температуре и имеют ярко выраженную частотную зависимость. К особенностям высокого демпфирования материалов с ЭПФ относятся значительная температурная область его реализации, которая определяется интервалом стабильности мартенситных структур, и широкий частотный диапазон, простирающийся от нескольких герц до десятков мегагерц. Высокое ВТ в области МП проявляется в виде частотного максимума, приходящегося приблизительно на середину интервала фазового перехода, который смещается в точном соответствии с температурным гистерезисом превращения при замене охлаждения нагревом (см. рис.1.21,а, кр.1,2).

Высокое демпфирование во всей области существования мартенситной фазы, в том числе и ниже  $M_n$ , где проявляется иногда в виде широкого максимума, положение которого практически не зависит от знака изменения температуры, т.е. диссипация энергии и высокое ВТ, как и неупругая

деформация в целом, обеспечиваются смещением как межфазных, так и междоменных границ раздела. Мартенситная неупругость в виде высокого ВТ и ЭПФ обеспечивается двумя механизмами: в интервале МП – движением межфазных границ, а ниже этого интервала – смещением междоменных. При этом эти два типа неупругости отличаются друг от друга как по внешним признакам, так и по существу.

### **1.5 Влияние химического состава и обработки на структуру сплавов на основе никелида титана**

По восприимчивости к термической и термомеханической обработкам все сплавы на основе TiNi можно разделить на две группы. Первая группа охватывает составы менее 50,5 Ni (ат.%), в которых не происходит диффузионного распада В2-фазы (49,5-50,5 Ni). Во вторую группу входят сплавы, содержащие более 50,5 Ni (ат.%), в которых В2-фаза может претерпевать многостадийный диффузионный распад с выделением в конечном итоге частиц TiNi<sub>3</sub> [33].

Фазовый состав сплавов первой группы не чувствителен к термической обработке. Поэтому единственным способом управления характеристиками ВФ для этих сплавов является изменение структурного состояния В2-фазы путем термомеханической [45] или термоциклической [3, 47] обработок. Сочетание пластической деформации с термической обработкой позволяет получить необходимую для проявления различных видов памяти дислокационную структуру.

При высокой плотности дислокаций после холодной пластической деформации сильно расширяется интервал МП и понижаются величины  $\epsilon_n$  и  $\epsilon_v$ . При степени сжатия более 25-35% ЭПФ вообще полностью подавляется [56]. При высокой степени дефектности кристаллической структуры В2-фазы гистерезис МП становится отрицательным ( $A_n - M_n < 0$ ) [45].

Температура начала рекристаллизации составляет около 600°C, а в интервале 200-550°C развивается полигонизация (рис. 1.24), при которой формируется субструктура В2-фазы. Последняя может быть также сформирована в результате фазового наклепа при термоциклировании в интервале  $M_k - A_k$  [33, 41]. При переходе к полигонизованной и далее рекристаллизованной структуре В2-фазы гистерезис МП становится положительным. Соответственно температурный интервал МП резко сужается и его протяженность составляет 20÷30°C, что обычно характерно для упорядоченной структуры В2-фазы с минимальным количеством дефектов кристаллического строения [5, 42].

При восстановлении формы в свободном состоянии полигонизованная структура менее предпочтительна, чем рекристаллизованная [42, 45, 53]. Однако она благоприятно влияет на повышение характеристик ВФ при внешнем противодействии. Например, субструктура, сформировавшаяся при полигонизационном отжиге при 550-600°C, приводит к повышению удельной работы ВФ [41], а субструктура, сформировавшаяся при ВТМО, к повышению реактивных напряжений [44].

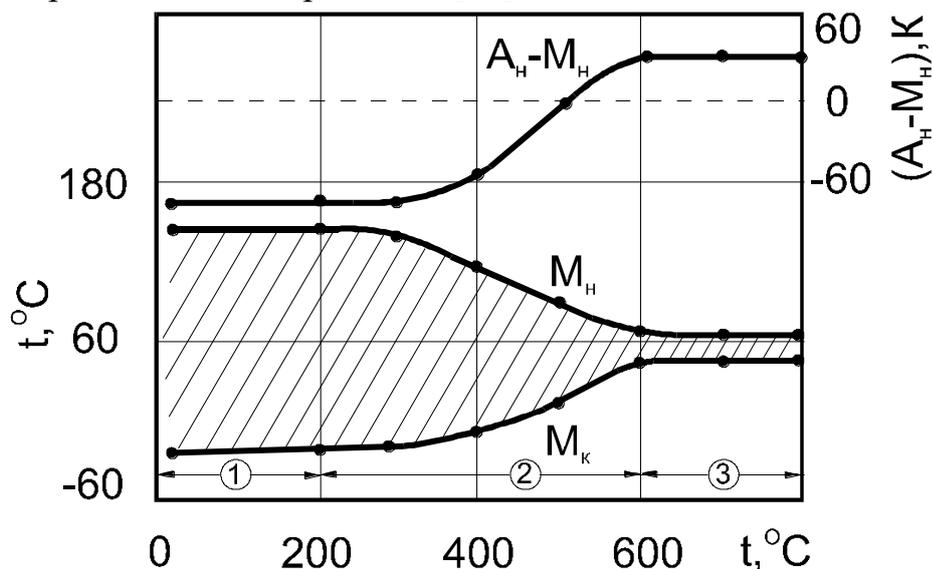


Рис. 1.24. Влияние температуры отжига ( $T=0,5$  часа) на температурный интервал ( $M_n - M_k$ ) и гистерезис ( $A_n - M_n$ ) МП в никелиде титана, деформированного прокаткой со степенью обжатия 40% (1 – деформированная, 2 – полигонизованная, 3 – рекристаллизованная структура В2-фазы) [26].

Полигонизованная структура В2-фазы оказывает влияние на характеристики ВФ не только через субструктуру, но и через текстуру В2-фазы [3, 41, 46], которая может быть получена путем холодной или теплой пластической деформации с последующим полигонизационным отжигом [37, 60]. Применение полигонизационного отжига обеспечивает уменьшение плотности дислокаций и сохранение текстуры пластической деформации [37]. Наличие в полуфабрикатах благоприятной текстуры приводит к увеличению величины  $\varepsilon_n$  как при переориентации атермического мартенсита, так и при ориентационном зарождении и росте мартенсита, к повышению  $\varepsilon_v$  и реактивных напряжений  $\sigma_p$  [60].

При ВФ с внешним противодействием существенную роль играет пластическая релаксация, которая минимальна при высоком пределе текучести В2-фазы. Поэтому, при необходимости генерирования высоких реактивных напряжений наиболее благоприятна структура,

сформировавшаяся в нижней части температурного интервала полигонизации (300-400°C) [15]. Такая же обработка позволяет стабилизировать характеристики эффекта СУ, по сравнению с рекристаллизованным состоянием при циклическом нагружении [30].

Изменение дислокационной структуры способствует переходу от одностадийного  $B2 \leftrightarrow B19'$  МП при рекристаллизованной структуре к двухстадийному  $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$  (рис. 1.25) [57]. Двухстадийное МП может быть реализовано, если структура B2-фазы была сформирована в нижней части температурной области полигонизации. При многостадийном МП  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$  величины  $\epsilon_H$  и  $\epsilon_B$  на 1,0-1,5 % выше, чем при одностадийном  $B2 \leftrightarrow B19'$  [16].

Для обеспечения наибольшей работоспособности при ВФ с внешним противодействием наиболее благоприятной является структура, полученная в средней температурной области полигонизации (400-500°C) [15, 56]. Сочетание высокого предела текучести и большой величины  $\epsilon_H$  в результате двухстадийности МП особенно благоприятно сказывается на работоспособности при обратимом ЭПФ, реализуемом при циклировании под постоянной нагрузкой [8, 64, 67]. При этом увеличивается не только величина  $\epsilon_B$  и  $a_B$ , но и количество циклов до полной потери способности ВФ.

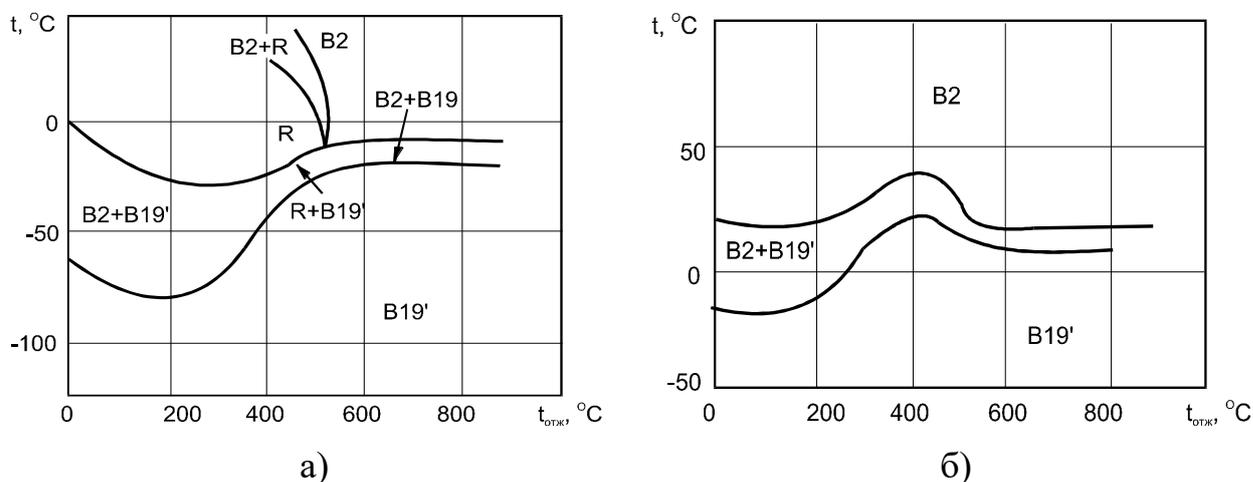


Рис. 1.25. Влияние температуры отжига после теплой деформации на последовательность МП при охлаждении (а) и нагреве (б) в сплаве Ti-48,3Ni (ат.%) [56].

Фазовый состав второй группы сплавов с содержанием Ni более 50, 5 % (ат.) чувствителен к термической обработке из-за существенной температурной зависимости границы фазовых областей TiNi/(TiNi+TiNi<sub>3</sub>). Например, охлаждение с печи с температур области гомогенности B2-фазы приводит к диффузионному распаду [57, 63]. Во многом именно это

породило противоречия между результатами различных исследований по последовательности МП в сплавах системы Ti-Ni [67].

Микроструктура сплава Ti-51ат.%Ni после охлаждения с печью (скорость охлаждения  $0,6 \div 3,0^\circ\text{C}$  в минуту) характеризуется присутствием большого количества дисперсных частиц ромбоэдрической фазы  $\text{Ti}_3\text{Ni}_4$  линзовидной формы. В структуре сплава так же присутствуют все кристаллографически эквивалентные варианты ориентировок R-мартенсита, мартенсит B19' не обнаружен [64]. Сплав Ti-52ат.%Ni также испытывает старение при охлаждении с печью. Однако процесс старения в нем проходит иначе. В процессе охлаждения сплава образуются крупные видманштеттовы кристаллы фазы  $\text{Ti}_3\text{Ni}_4$  и в промежутках между ними – дисперсные частицы этой же фазы (бимодальное распределение). при этом распределение никеля в матрице неоднородно: вблизи видманштеттовых кристаллов матрица обеднена никелем и близка по химическому составу к эквиатомному. На поверхности крупных линзовидных частиц фазы  $\text{Ti}_3\text{Ni}_4$  авторы [64, 65] наблюдали зарождение мартенсита B19'. При более медленном охлаждении (скорость охлаждения менее  $0,6^\circ/\text{мин}$ ) в работе [57] в сплаве Ti-52ат.%Ni были зафиксированы фазы  $\text{Ti}_{11}\text{Ni}_{14}$ ,  $\text{Ti}_2\text{Ni}_3$  и  $\text{TiNi}_3$ .

Наличие и интенсивность распада при изотермическом отжиге ( $t_0 > 600^\circ\text{C}$ ) или старении ( $250 < t_c < 600^\circ\text{C}$ ) зависят от содержания ni. Первые признаки распада при старении наблюдаются уже при содержании никеля 50,5 ат.% [30]. В сплаве Ti-51Ni распад при старении интенсифицируется [47, 67]. На начальных стадиях образуются концентрационные неоднородности или модулированные структуры с последующим выделением частиц состава  $\text{Ti}_x\text{Ni}_y$  [65].

При содержании 52% Ni распад B2-фазы при старении начинается с выделения частиц промежуточной ромбоэдрической фазы  $\text{Ti}_3\text{Ni}_4$  ( $\text{Ti}_{44}\text{Ni}_{56}$  или  $\text{Ti}_{11}\text{Ni}_{14}$ ), которые с увеличением времени выдержки или температуры обедняются до состава  $\text{Ti}_2\text{Ni}_3$  [63]. При  $t_0 > 600^\circ\text{C}$  выделения могут сразу иметь состав  $\text{Ti}_2\text{Ni}_3$  или даже  $\text{TiNi}_3$ . Диаграмма изотермического распада B2-фазы в сплаве Ti-52 % Ni по данным работы [66] приведена на рис. 1.26.

Наибольшее влияние на свойства стареющих сплавов оказывают частицы  $\text{Ti}_3\text{Ni}_4$  [65, 68, 69]. это связано с изменением морфологии частиц  $\text{Ti}_3\text{Ni}_4$  на разных стадиях старения [70] и возможностью получения различных типов распределения частиц по размерам. На рис. 1.27 [71] приведена зависимость продольных размеров частиц  $\text{Ti}_3\text{Ni}_4$  от температуры изотермического старения. С повышением температуры старения размеры частиц увеличиваются [71, 73]. Очевидно, что если крупные кристаллы фазы

$Ti_3Ni_4$  образуются при высоких температурах старения, а дисперсные - при низких, то за счет двухступенчатого старения можно получить бимодальное распределение частиц по размерам. Бимодальное распределение частиц после двухступенчатого старения характеризуется большей однородностью размеров частиц, чем распределение, полученное после старения при непрерывном охлаждении [71].

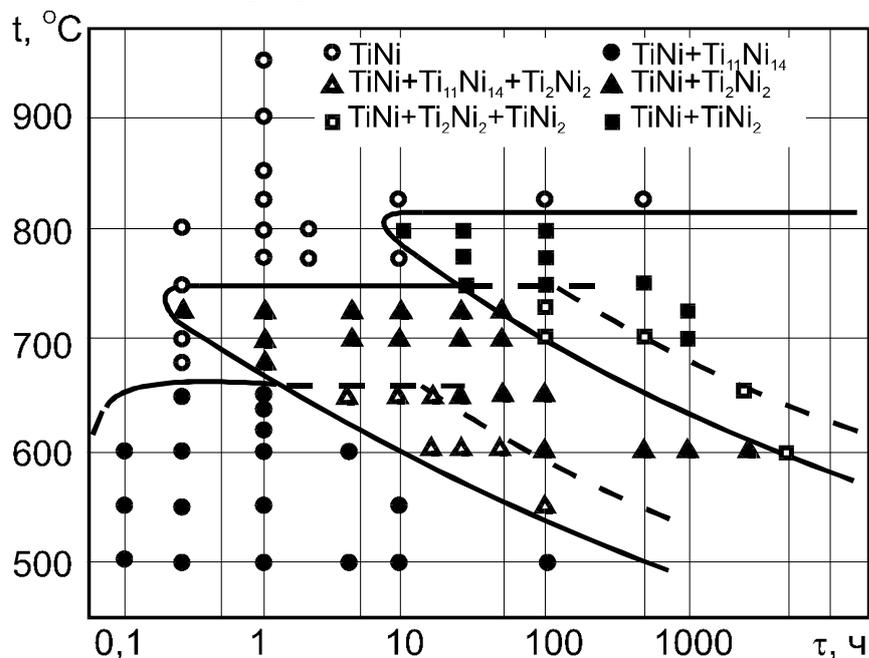


Рис. 1.26. Диаграмма изотермических превращений в сплаве Ti-52Ni (ат.%) [57].

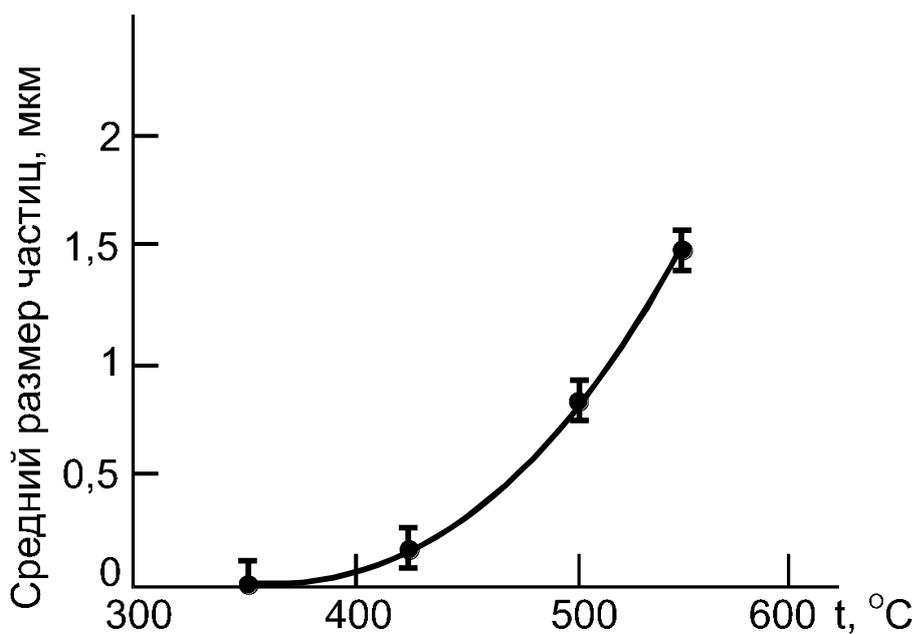


Рис. 1.27. Зависимость размеров частиц  $Ti_3Ni_4$  от температуры старения в сплаве  $Ti_{49}Ni_{51}$ , продолжительность старения 5 ч [61].

Старение сплавов никелида титана, обогащенных никелем, оказывает существенное влияние на их стабильность по отношению к мартенситным превращениям [41, 59]. Например, если в сплавах, закаленных от высоких температур (из области гомогенности В2-фазы), происходит единственное превращение В2→В19', то в охлажденных на воздухе или в подвергнутых изотермическому старению ему предшествует или сопутствует В2→R переход. Важным фактором, влияющим на МП и ЭПФ в сплавах никелида титана, является изменение типа распределения частиц по размерам и его характеристик. Кроме того, на характеристики МП оказывают влияние процессы, предшествующие образованию частиц выделений: перераспределение атомов в субмикрообъемах и образование зон с незначительными нарушениями кристаллической структуры матрицы [74].

Изменение характеристических температур и последовательности МП при увеличении длительности старения носит довольно сложный характер и не отличается единообразием [75]. Однако общая тенденция такова, что старение вызывает рост  $T_R$  и  $M_n$ , расширяя температурный интервал существования как однофазной R, так и двухфазной R+В19'-областей [24].

Результаты исследования [24, 47, 76-82] влияния структурного состояния В2-фазы на характеристические температуры В2→В19' МП позволили установить следующие закономерности. Однородная по химическому составу рекристаллизованная В2-фаза претерпевает В2→В19' МП в узком температурном интервале около 20 К с гистерезисом  $A_n - M_n = 15$  К. Наличие в В2-фазе химической микронеоднородности приводит к повышению  $M_n$  и  $A_k$  и к понижению  $M_k$  и  $A_n$ . В результате этого температурный интервал МП расширяется до 30-35 К, а гистерезис уменьшается до 5 К. Такое изменение характеристических температур МП обусловлено по крайней мере двумя факторами. Во-первых, наличие химической микронеоднородности В2-фазы приводит к повышению уровня микронапряжений, которые, с одной стороны, стимулируют МП подобно напряжениям от внешней нагрузки [83, 84], а с другой – создают неравнозначные условия для формирования зародышей В19'-фазы в растянутых и сжатых частях кристаллической решетки. Во-вторых, наличие химической микронеоднородности, вследствие сильной зависимости  $T_o$ ,  $M_n$  и  $A_n$  от содержания никеля [25], обеспечивает одинаковые термодинамические условия для начала МП в разных микрообъемах при различных температурах. Совокупность перечисленных факторов, а также затрудненный рост мартенситных кристаллов в поле микронапряжений и обуславливают расширение температурного интервала прямого и обратного

МП в сплавах на основе никелида титана при наличии химической микронеоднородности В2-фазы.

Наличие в структуре частиц второй фазы, не претерпевающей МП, приводит к некоторому расширению температурного интервала прямого ( $M_n - M_k = 25$  К) и обратного ( $A_k - A_n = 20$  К) МП и к уменьшению гистерезиса ( $A_n - M_n = 5$  К) по сравнению с эквивалентным составом. Основная причина такого влияния – наличие полей упругих напряжений вокруг частиц второй фазы, которые облегчают зарождение как при прямом, так и при обратном МП. Расширение температурного интервала МП обусловлено влиянием частиц второй фазы на процесс роста мартенситных пластин в радиальном направлении. Для завершения МП необходима более высокая степень переохлаждения, что приводит к расширению температурного интервала МП.

Частицы  $Ti_3Ni_4$  имеют тенденцию к упорядоченному единообразному расположению (выстраиванию) в одном направлении в пределах отдельных зерен В2-фазы [25]. Выстраивание когерентных с матрицей выделений частиц обусловлено, очевидно, стремлением к минимизации упругой энергии системы матрица - когерентные частицы в процессе их роста при ромбоэдрическом характере растягивающих матрицу напряжений [34]. С увеличением размеров частиц  $Ti_3Ni_4$  поля упругих ромбоэдрических искажений вокруг них также увеличиваются. При этом образование мартенсита В19' подавляется и реализуется В2→R превращение [72]. Дальнейший рост частиц  $Ti_3Ni_4$  приводит к нарушению когерентной связи с матрицей и ослаблению полей упругих ромбоэдрических искажений. При дальнейшем увеличении размеров частиц МП проходят по схеме В2→R→В19' и В2→В19'.

Влияние фазового состава и структуры, сформировавшихся на разных стадиях старения, на весь комплекс характеристик ЭПФ и СУ в настоящее время не установлено. Однако известно, что небольшое количество упрочняющей фазы благоприятно влияет на характеристики работоспособности при ВФ в условиях внешнего противодействия [47, 76, 85], стабильность характеристик СУ при циклическом нагружении и обеспечивает проявление обратимого ЭПФ, который после старения под нагрузкой трансформируется в полный круговой ЭПФ. Выделение дисперсных частиц  $TiNi_3$  способствует упрочнению матрицы, что тормозит процесс пластической релаксации напряжений, создаваемый внешним противодействием. В этом отношении более эффективно ступенчатое старение, которое дает значительное повышение работоспособности не только при однократном, но и при многократном ВФ [25].

В сплавах рассматриваемой группы из-за термической нестабильности В2-фазы возможно получение в основном рекристаллизованной структуры, т. к. процессы полигонизации проходят одновременно с распадом, что затрудняет формирование субструктуры. Однако именно такая структура обеспечивает наилучшие свойства при малоцикловой усталости, в то время как для получения высокого предела выносливости лучше иметь однофазную рекристаллизованную структуру [33, 86].

### **1.6 Влияние структуры сплавов на основе никелида титана на их термомеханическое поведение и характеристики эффекта памяти формы и сверхупругости.**

Для описания характеристик эффекта памяти формы сотрудниками кафедры «Материаловедение и технология обработки материалов» МАТИ/МАИ предложено вести понятия критических напряжений ( $\sigma_{кр}$ ,  $\tau_{кр}$ ) и деформаций ( $\varepsilon_{кр}$ ,  $\gamma_{кр}$ ) [6, 7, 44, 50], которые определяют максимальный уровень напряженно-деформированного состояния материала, при котором ещё не происходит формоизменения по механизму дислокационного скольжения и не происходит накопление необратимой при разгрузке и/или нагреве деформации. В качестве технической характеристики этих понятий используются значения  $\varepsilon_{кр}^{0,2}$ ,  $\gamma_{кр}^{0,3}$  – соответствующие появлению экспериментально определяемого минимального значения необратимой деформации в 0,2 и 0,3%, соответственно. Критические напряжения определяются при степени деформации, отвечающей значениям  $\varepsilon_{кр}^{0,2}$  и  $\gamma_{кр}^{0,3}$ . В том случае, когда напряжения и деформации не превышают критических значений формоизменения материала может происходить многократно без изменения характеристик ЭПФ. Это особенно важно для термомеханических актуаторов, которые в большинстве случаев работают в многоцикловом режиме. Поэтому определение характеристик эффекта памяти формы (температурных, силовых, энергетических) должно производиться в условиях, не превышающих критических значений [7, 50, 99].

Термомеханическое поведение образцов сплава на основе никелида титана при растяжении и изгибе практически аналогично их поведению при кручении с учетом особенностей каждой схемы нагружения и метода определения напряжений и деформаций. Так на рис. 1.28 показано изменение критических напряжений и деформаций, определенных по различным схемам испытания для образцов сплава состава с повышенным содержанием никеля (55,8% Ni по массе), состаренных при 520°C. Минимальные значения критической деформации в мартенситном состоянии наблюдаются после растяжения, а максимальные после кручения и изгиба. Но если сравнить

результаты испытаний по удельной работе ( $a_y$ ) формоизменения по мартенситному механизму как интеграл произведения нагружения и деформаций по сечению образца, то растяжение имеет явное преимущество над кручением и изгибом.

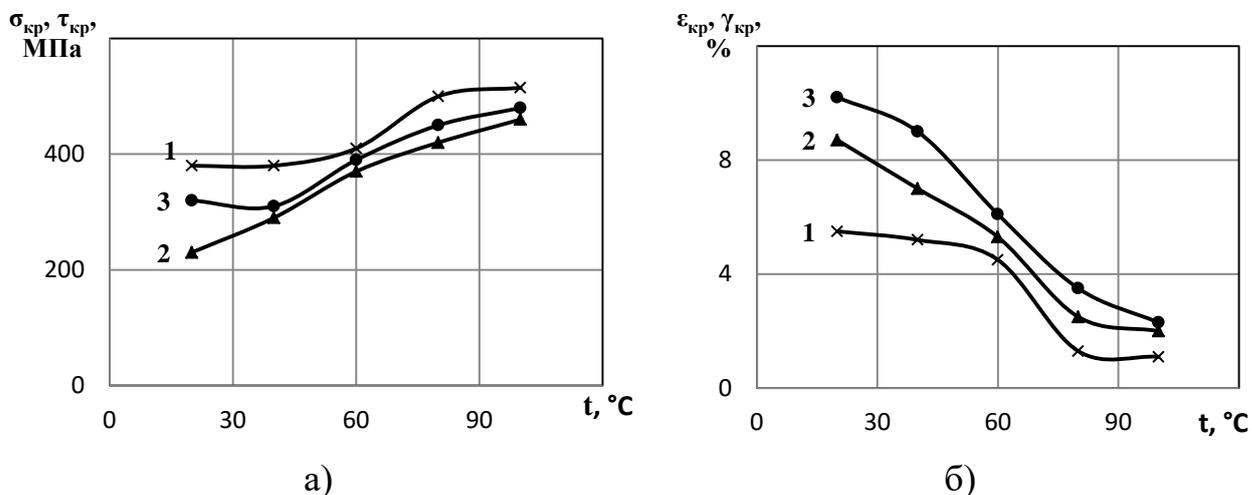


Рис. 1.28 Изменение критических напряжений (а) и деформаций (б) при различных схемах испытания: растяжении (1), изгибе (2), кручении (3).

В работе [99] было показано, что на значения критических напряжений и деформаций большое значение оказывает структура сплавов на основе никелида титана. Чтобы проводить анализ механической совместимости этого материала с другими, целесообразно ввести условное понятие «модуля сверхупругости» ( $E_{cy}$ ), как отношения критического напряжения к критической деформации, при достижении которых в материале начинаются интенсивные процессы скольжения, и появляется невозстановленная пластическая деформация.

$$E_{cy} = \sigma^{кр} / \epsilon^{кр}, \quad (4)$$

где  $\sigma^{кр}$  – максимальное напряжение в материале, при котором в нем еще не развивается деформация по механизму скольжения,

$\epsilon^{кр}$  – максимальная наведенная деформация, после которой наблюдается полное восстановление формы материала (образца) при разгрузке или последующем нагреве выше температуры обратного мартенситного превращения. В первом приближении можно считать  $\epsilon^{кр} = \epsilon_y^{max}$ .

Так как напряжения прямого мартенситного превращения и критическая деформация  $\epsilon^{кр}$  зависят от температуры испытания (точнее от разности температуры испытания и температур мартенситного превращения), то и модуль  $E_{cy}$  имеет ярко выраженную температурную зависимость. С ростом температуры деформации напряжения прямого мартенситного превращения увеличиваются и поэтому быстрее достигают

критической величины  $\sigma^{кр}$ . В результате  $\varepsilon^{кр}$  снижается, что вызывает рост модуля сверхупругости до значений, характерных для модуля нормальной упругости (рис. 1.29). Влияние различных факторов на упругие характеристики сплава на основе никелида титана приведены в табл. 1.2.

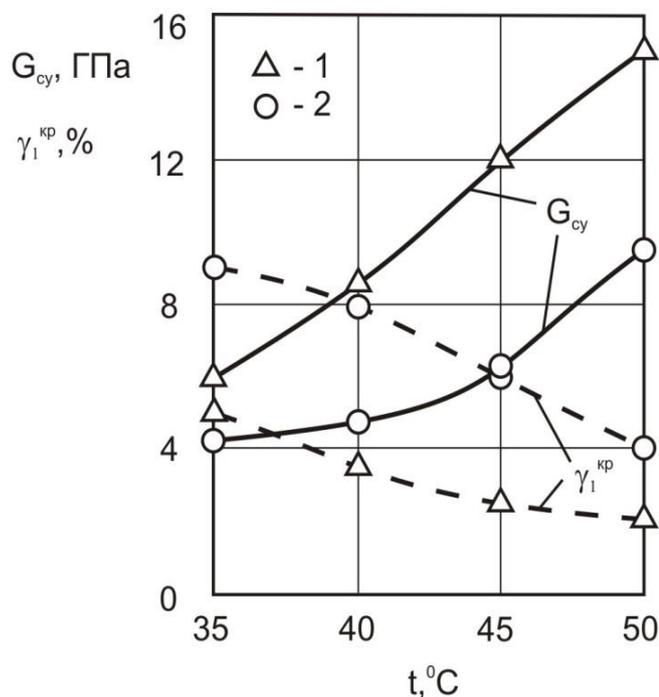


Рис. 1.29 Влияние температуры деформации на характеристики сверхупругости сплава Ti - 55,7 % Ni (по массе) при испытании кручением проволочных образцов с рекристаллизованной (1) и полигонизованной (2) структурой (температура конца восстановления формы образцов после деформации на 6,5 % –  $35 \pm 1^\circ\text{C}$ ,  $G_{су}$  – модуль сверхупругости при сдвиге,  $\gamma_1^{кр}$  – критическая деформация при сдвиге) [7]

Влияние структуры и температуры испытания на упругие характеристики сплава Ti-55,7%Ni (по массе)

Структурное состояние, обработка	Температуры восстановления формы, °С	Температура испытания, °С	Упругие характеристики		
			$\sigma^{кр}$ , МПа	$\varepsilon^{кр}$ , %	$E_{cy}$ , ГПа
Холодно-деформированное	-25÷5	23	550	12	4,6
полигонизованное; отжиг 450°С (1 час)	-10÷0	23	420	13	3,2
рекристаллизованное; отжиг 700°С (1 час)	-25÷-15	23	270	8	3,4
рекристаллизованное; отжиг 700°С (1 час)	-25÷-15	37	360	4	9,0
рекристаллизованное; отжиг 700°С (1 час)	-25÷-15	50	470	1,5	31,3

Величина максимальной упругой (сверхупругой) деформации тесно связана с циклической деформационной долговечностью материала. Чем выше  $\varepsilon_y^{max}$ , тем больше циклов ( $N_\varepsilon$ ) нагружения до заданной деформации он выдерживает без разрушения. Так, сравнение деформационной долговечности при изгибе с вращением проволочных образцов из нержавеющей стали 06Х19Н9Т, для которой  $\varepsilon_y^{max} = 0,44$  %, технически чистого титана VT1-00 ( $\varepsilon_y^{max} = 0,13$  %), сплава VT20 ( $\varepsilon_y^{max} = 0,76$  %) и сплавов на основе никелида титана ( $\varepsilon_1^{кр} = 6,0 \div 8,5$  %) показало (рис. 1.30), что при амплитуде деформации  $\varepsilon_a = 2$  % долговечность  $N_{\varepsilon=2}$  составляет 90, 70, 150 и 6000÷25000 циклов, соответственно. Соотношение  $N_{\varepsilon=2}$  для рассмотренных материалов подобно соотношению соответствующих  $\varepsilon_y^{max}$ . Такие закономерности обусловлены тем, что основная причина циклического усталостного разрушения – это накопление дефектов кристаллического строения при развитии микро- и макроскопической деформации по механизму скольжения. В сплаве на основе никелида титана формоизменение при деформации происходит либо двойникованием мартенсита (температура испытания ниже температур мартенситного превращения), либо за счет обратимого при нагружении мартенситного превращения (температура испытания выше температур мартенситного превращения). Оба эти механизма деформации практически не приводят к повышению

концентрации дефектов кристаллического строения, пока полностью не будут исчерпаны (кристаллографически обратимая деформация от 6 до 12%). Однако, из-за несовершенства структуры получаемых образцов сплава (частицы интерметаллидов типа  $Ti_2Ni_4$ ,  $Ti_3Ni_4$ , окисные пленки на поверхности и др.) развитие микропластической деформации все-таки происходит, но значительно медленнее, чем в обычных конструкционных сплавах.

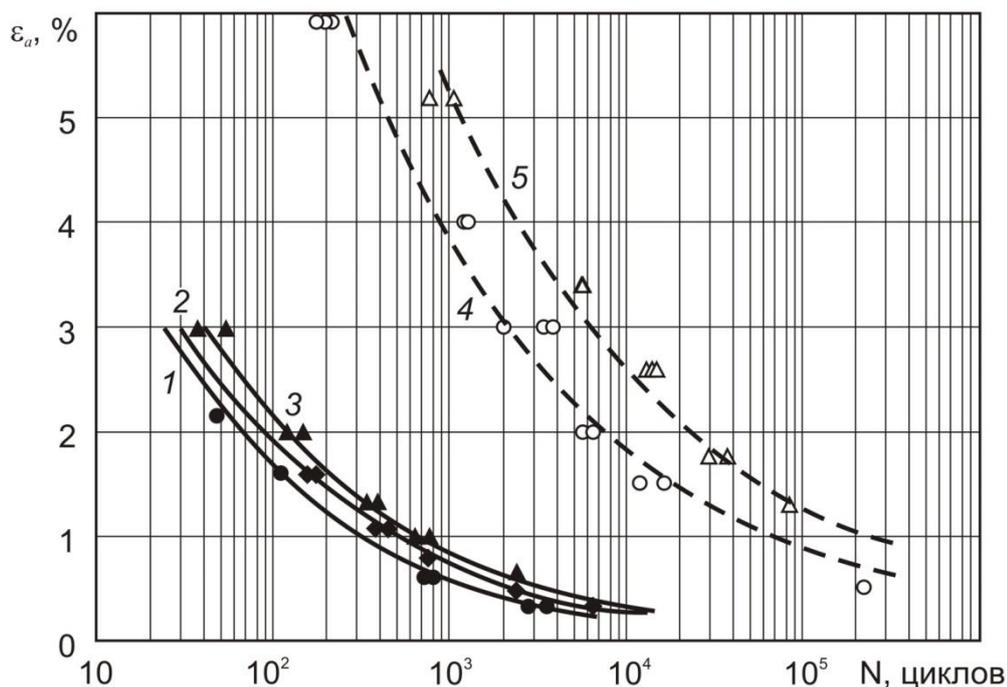


Рис. 1.30 Усталостные кривые, полученные в результате испытания изгибом с вращением проволочных образцов различных материалов:

1-ВТ1-00, 2-06Х19Н9Т, 3-ВТ20, 4-ТН1 ( $\varepsilon_1^{кр}=6,0\%$ ), 5-ТН1 ( $\varepsilon_1^{кр}=8,5\%$ ).

### 1.7 Заключение по Главе 1

В различных областях машиностроения широко используются различные виды актуаторов для передачи управляющего сигнала, а в некоторых случаях и усилия на управляемый объект. Перспективные конструкции таких устройств основаны на использовании функциональных материалов, в частности, сплавов с эффектом памяти формы, позволяющих преобразовывать тепловую энергию от внешней среды или системы управления в механическую. Термомеханические актуаторы из сплавов с ЭПФ характеризуются высокой удельной мощностью и возможностью

передавать управляемому объекту значительное усилие, т.е. они могут объединять несколько задач: вырабатывать управляющий сигнал при изменении температуры и играть роль исполнительного механизма. Это позволяет значительно минимизировать габариты и вес устройства и разрабатывать микроактуаторы размером в несколько микрон. К недостаткам таких термомеханических актуаторов следует отнести низкую частоту срабатывания, определяемую условиями нагрева и охлаждения элемента из сплава с ЭПФ.

В настоящее время разрабатывается широкая гамма термомеханических актуаторов различного назначения, использующихся для автоматического управления систем нагрева и охлаждения (термостаты, кондиционеры, нагревательные приборы и т.п.) и силовых приводов механизмов (домкратов, устройств для дробления камней при горных работах и т.п.). Наиболее часто в термомеханических актуаторах используются сплавы на основе никелида титана. Для этих сплавов можно достичь высоких характеристик эффекта памяти формы: восстанавливаемой деформации до 8-10%, реактивных напряжений восстановления до 400-450 МПа, удельной работы до 4-5 МДж/м<sup>3</sup>. Температурный интервал формоизменения сплавов на основе никелида титана находится в диапазоне от -70 до 110°C, что отвечает температурам эксплуатации подавляющего большинства актуаторов. Материал является коррозионностойким в большинстве агрессивных сред и биологически инертным, что позволяет использовать его в медицине и других областях промышленности. Основными недостатками сплавов на основе никелида титана является технологические сложности его получения и обработки, обеспечивающие заданный уровень температурных, деформационных и силовых характеристик эффекта памяти формы. Это связано с их сильной зависимостью от химического состава сплава и структуры, формирующейся на стадиях обработки полуфабриката и готового изделия. В результате только часть исходного материала может быть использована в изделиях с регламентированными характеристиками работоспособности, что приводит к увеличению его стоимости. Кроме того, не до конца установлены связь свойств сплавов на основе никелида титана с характеристиками работоспособности актуаторов. В частности, изменение температур формоизменения материала в условиях противодействия восстановлению формы, граничные условия многократности эксплуатации актуаторов и др. Поэтому вопросы выбора состава сплава на основе никелида титана и технологии его обработки при проектировании, разработке и производстве термомеханических актуаторов остаются не решёнными.

Целью данной работы является установление закономерностей влияния химического состава и структуры, формирующейся в процессе обработки полуфабрикатов и изделий из сплавов на основе никелида титана, на термомеханические характеристики элементов актуаторов.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Исследовать влияние химического состава и технологии обработки на структуру сплавов на основе никелида титана
2. Изучить термомеханическое поведение и характеристики эффекта памяти формы и сверхупругости образцов и макетных элементов актуаторов из сплавов на основе никелида титана в различном структурном состоянии.
3. Установить связь между структурой и свойствами сплавов на основе никелида титана и характеристиками работоспособности актуаторов.
4. Разработать рекомендации по выбору химического состава сплавов на основе никелида титана и режимов технологии изготовления элементов актуаторов различного назначения с регламентированными характеристиками работоспособности.

## Глава 2 Объекты и методы исследования

### 2.1 Объекты исследования

В работе исследование проводили на проволочных образцах диаметром 1,3, 1,8 и 2,3 мм из сплавов на основе никелида титана трёх различных составов (таблица 2.1), а так же на цилиндрических пружинах, изготовленных из этой проволоки.

Таблица 2.1

Химический состав исследуемых плавок сплавов на основе никелида титана

Состав	Химический состав, % по массе								
	Ti	Ni	Fe	Si	Co	C	N	O	H
1	основа	54,5	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	0,01	0,018	0,0004
2	основа	55,8	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	0,02	0,02	0,0010
3	основа	55,6	0,05	0,05	<0,01	0,03	0,02	0,10	0,0011

Для получения слитков использовали иодидный (состав 1) или губчатый (составы 2 и 3) титан и электролитический никель. Плавку проводили вакуумно-дуговым методом с нерасходуемым электродом (состав 1), в гарнисажной (состав 3) или индукционной (состав 2) печах. Сплавы составов 2 и 3 подвергали дополнительному вакуумно-дуговому переплаву с расходуемым электродом.

Из слитков методом свободной ковки получали прутки диаметром 10 мм. Ковку проводили на пневматическом молоте в оправках. Перед ковкой слитки нагревали в селитровой печи до температуры 1150°C. Ковку вели в несколько приемов. Далее прутки нагревали до 900÷950°C и проводили ротационную ковку в несколько проходов до диаметра 4,0±0,5 мм. Затем заготовку нагревали до температуры 500÷600°C и протягивали в проволоку на волочильном стане с помощью победитовых и алмазных фильер с обжатием 0,1 мм за один проход.

Для удаления окалины с поверхности проволоки применяли щелочное и щелочно-кислотное травление. После этого проволоку резали на заготовки длиной 2,5 м и выпрямляли в вертикальном положении под нагрузкой пропусканием электрического тока. Температура нагрева составляла 500-600°C в течение 5 минут.

Образцы, вырезанные из мерных заготовок, шлифовали на бесцентровом шлифовальном станке до заданного размера и часть образцов подвергали термической обработке в печах в вакууме при температурах 700÷900°C в вакуумной печи СВНЭ-1.31/16-И4 с глубиной вакуума порядка  $6,65 \times 10^{-3}$  Па. Скорость охлаждения в вакуумной печи при использовании

водоохлаждаемого кожуха составляет  $0,3 \div 0,4$  К/с. Некоторые образцы подвергали термообработке при температурах  $450-550^{\circ}\text{C}$  в лабораторных печах электросопротивления СНОЛ-1,5.2,5.1/9-И4 с воздушной атмосферой. Температуру в печах при термической обработке образцов определяли термопарами типа ХА, размещаемыми у образцов.

Из проволоки сплава на основе никелида титана составов 1 и 2 изготавливали макеты элементов актуаторов в виде цилиндрических пружин с различными внешним диаметром и количеством витков (таблица 2.2). Для получения пружин растяжения нужного диаметра проводили термофиксацию заготовок из проволоки сплава никелида титана различного состава при  $500^{\circ}\text{C}$  30 минут в несколько этапов. Заготовку огибали сначала вокруг цилиндра с диаметром 83 мм, фиксировали и проводили термообработку в лабораторных печах электросопротивления СНОЛ-1,5.2,5.1/9-И4 с воздушной атмосферой. Затем операция повторялась, но уже с цилиндрической оправкой меньшего диаметра. И так далее до получения необходимого диаметра пружины.

Таблица 2.2

Характеристики цилиндрических пружин из сплавов на основе никелида титана для макетов актуаторов

№ п/п	Состав	Количество витков, $i$	Диаметр проволоки $d$ , мм	Внешний диаметр пружины $D$ , мм
I	1	16	1,3	5,1
II		27		
III		45		
IV	2	7	2,3	41,8
V		6		27,5

Для обеспечения переменного противодействия так же использовались стальные цилиндрические пружины с внешним диаметром 16,5 мм и диаметром проволоки 1,8 мм различной жесткости: 0,22 Н/м и 0,4 Н/м, а так же с внешним диаметром 3,2 мм, диаметром проволоки 0,7 мм и жёсткостью 0,3 Н/мм.

## 2.2 Методы исследования

### 2.2.1 Исследование структуры

Исследования структуры образцов проводили методами оптической металлографии, просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурным анализом. Подготовка образцов для

металлографического исследования осуществлялась по стандартной методике [92]. После удаления газонасыщенного слоя грубой шлифовкой образцы подвергали тонкой шлифовке наждачной бумагой различных номеров и окончательной электрополировке в растворе следующего состава: 20% хлорной кислоты ( $\text{HClO}_4$ , плотность  $1,6 \text{ г/см}^3$ ), 80% уксусной кислоты ( $\text{CH}_3\text{COOH}$ , плотность  $1 \text{ г/см}^3$ ). Электрополировку проводили в стеклянном водоохлаждаемом сосуде. Использовали катод из аустенитной нержавеющей стали, напряжение на электродах поддерживали в пределах  $35 \div 40 \text{ В}$ . Последующее химическое травление для выявления структуры проводили в стандартном растворе плавиковой и азотной кислот: 5%  $\text{HF}$  + 35%  $\text{HNO}_3$  + 60% дистиллированной воды. Металлографические исследования проводили с помощью оптического микроскопа AXIO Observer A1M (Karl Zeiss Jena, Германия). Анализ полученных изображений осуществляли с помощью программного комплекса NEXSYS ImageExpert Pro3, а также просвечивающего электронного микроскопа JEM 200CX фирмы JEOL при ускоряющем напряжении 160кВ с разрешением  $5 \text{ \AA}$ .

Так как интерметаллидная фаза  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  выявляется на микрошлифах уже в процессе электрополировки образцов, а при малых временах травления (5-10 сек) происходит сильный «растрав» материала вокруг частиц, что приводит к образованию на поверхности шлифа темных участков, не отражающих действительной структуры сплава. Поэтому для исследования морфологии и измерения объемной доли  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  образцы подвергали количественному металлографическому анализу после электрополировки.

Рентгеноструктурный анализ проводили при нормальной и повышенной ( $\sim 100^\circ\text{C}$ ) температуре на дифрактометре ДРОН-4 с высокотемпературной приставкой УВД-2000 в фильтрованном  $K_\alpha$  медном излучении. Съемку дифрактограмм осуществляли со скоростью 2 градуса  $\theta$  в минуту. Интенсивность сигнала менялась в пределах  $1 \times 10^3 \div 4 \times 10^4$  импульсов в секунду. Значение угла отражения измеряли по центру массы дифракционных максимумов, а интенсивность отражений графическим методом по максимальному значению.

По результатам рентгеноструктурного анализа осуществляли качественный и количественный фазовый состав образцов в соответствии с методикой [94]. О степени искаженности кристаллической решетки судили по изменению полуширины дифракционных линий (ширина дифракционного максимума на половине высоты).

Объемную долю фаз оценивали по соотношению интегральных интенсивностей дифракционных максимумов различных фаз по формуле:

$$I_i = \frac{J_i}{\sum_{i=1}^n J_i} \cdot 100 \quad [\%] \quad (2.1)$$

где  $J_i$  - интегральная интенсивность дифракционного максимума  $i$ -ой фазы;  
 $n$  - количество фаз.

Интегральную интенсивность дифракционного максимума находили как произведение его максимальной интенсивности на полуширину.

Температуры превращений определяли методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на приборе DSC404 F3 Pegasus (температурный интервал:  $-150^{\circ}\text{C}$  -  $1000^{\circ}\text{C}$ ) с программным обеспечением Proteus version 6.1.0. ДСК-анализ проводили на фрагментах массой 6-25 мг. Нагрев осуществлялся в воздушной атмосфере со скоростью нагрева 20 и  $10^{\circ}/\text{мин}$ , охлаждение со скоростью 10 и  $5^{\circ}/\text{мин}$ . В результате исследования получали ДСК-кривые, по которым определяли температуры начала, конца и теплоту превращений.

### **2.2.2. Исследование характеристик ЭПФ**

Характеристики эффекта памяти формы материала определяли по специально разработанным методикам после предварительной деформации кручением.

Под температурными характеристиками ЭПФ понимали температуры начала ( $A_n^B$ ) и конца ( $A_k^B$ ) восстановления формы, а под деформационными – критическую степень деформации  $\gamma_{кр}$ , наведенную деформацию ( $\gamma_n^{\circ}$ ), остаточную деформацию ( $\gamma_o$ ), восстановленную ( $\gamma_b$ ) и невосстановленную деформацию ( $\gamma_{нв}$ ).

#### *Определение характеристик ЭЗФ при испытаниях на кручение*

Деформацию кручением проводили на универсальном приборе кручения УПК-РИТЦ (рис. 2.1). Прибор состоит из следующих частей: устройство «обратный крутильный маятник», печь для нагрева, электрический измерительный блок и сосуд с охлаждающей жидкостью.

«Обратный крутильный маятник» состоит из 3-х основных узлов: несущей рамы, подвижной и неподвижной частей. Несущая рама предназначена для закрепления на ней неподвижной частей и состоит из столика (21), на котором смонтированы основные узлы и укосин, посредством которых столик крепится к стене.

Подвижная часть предназначена для закрепления верхнего конца образца (1), закручивания его и измерения величины угла закручивания

(величины накапливаемой и возвращаемой деформации). Подвижная часть: шток (2) с диском(3), имеющим шкалу от  $0^\circ$  до  $360^\circ$  (4), удерживается на весу с помощью нити (5) с грузом (6), перекинутой через вертикальный блок (7), укрепленный стойкой (8) на верхней платформе (9) винтами (10). В нижний конец штока (2) вставлен верхний захват (11), предназначенный для закрепления верхнего конца образца. Под диском расположен горизонтальный блок (12), закрепленный на штоке (2). С помощью этого блока, лески (13) и двух других (горизонтального (14)), закрепленного на вспомогательном штоке (16) и вертикального (15), закрепленного рычагом (17) к нижней платформе (18) блоков и груза (19) на образец подается закручивающий момент. Верхняя и нижняя платформы жестко закреплены между собой тремя стойками (33) и затянуты гайками (34). Винт (20) служит для установления горизонтального положения лески (13). Сбоку к вертикальному блоку (15) подвешены уравнивающие друг друга стержни (29), (30), закреплена индукционная катушка (31) с помощью стойки (32). Вся подвижная часть устанавливается на верхней стороне столика (21) в горизонтальное положение на регулировочных винтах (22). Неподвижная часть прибора крепится на нижней стороне столика. Сюда входят: кронштейн (23) с нижним захватом (24) для нижнего конца образца. Защитный полый цилиндр (25), направляющие (26) для поднятия печи (27), защитный цилиндр (28) и термопара. Термопара устанавливается таким образом, чтобы зазор между нею и образцом был около 1 мм.

Измерение текущей величины деформации, а также величин наведенной и остаточной деформации осуществляется по градуировочной шкале (4), которая нанесена по длине окружности диска (3). Измерение температуры производится с помощью хромель-алюмелевой термопары и цифрового вольтметра типа В 738.

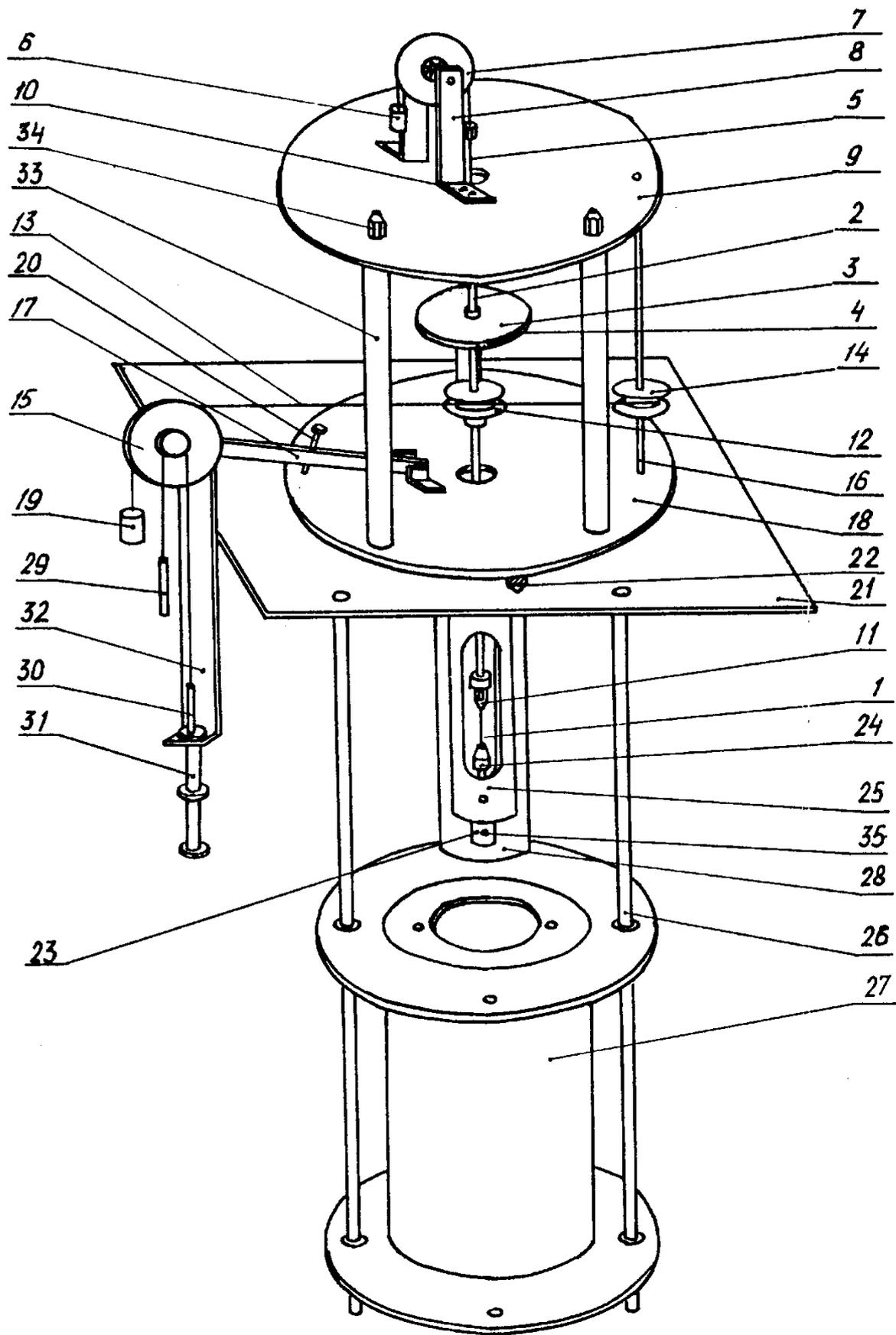
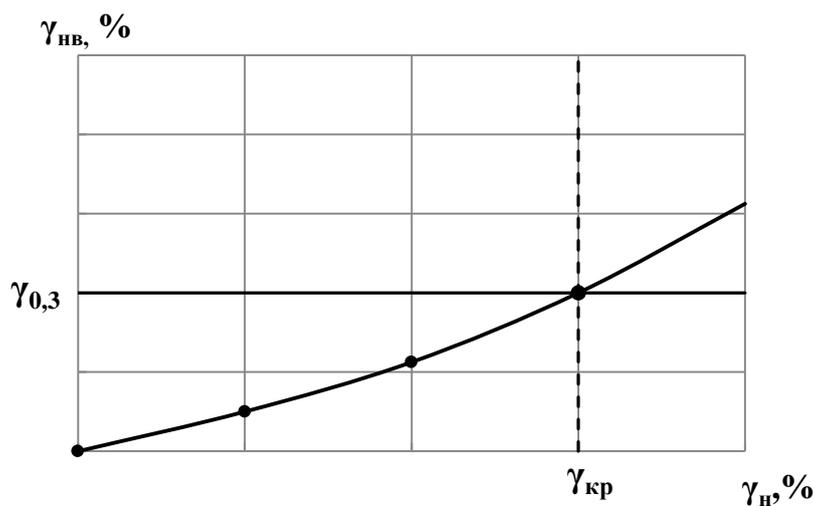
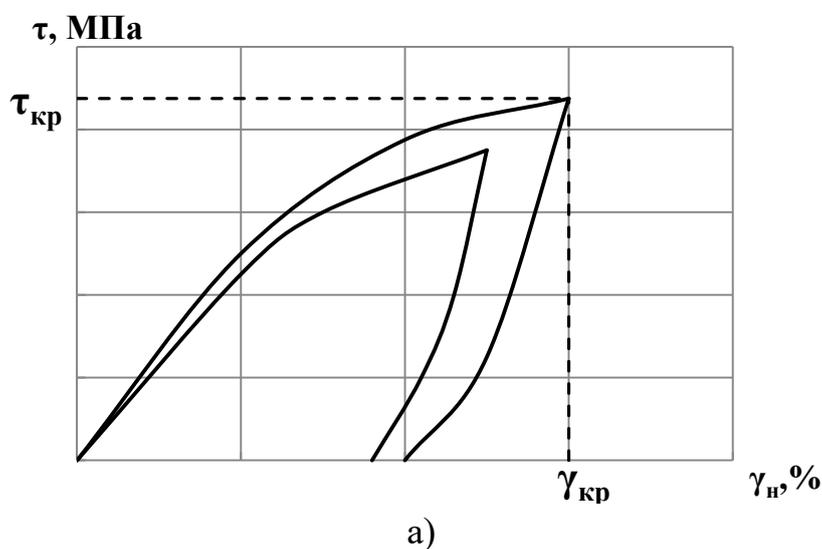


Рис. 2.1. Принципиальная схема универсального прибора кручения

В работе использовались различные схемы испытания образцов:

1. Исследование механического поведения образцов в изотермических условиях. Для этого образцы нагревали до заданной температуры в интервале от 20 до 100°C и циклически нагружали с увеличением деформации ( $\gamma_n$ ) примерно на 1%. После полного цикла образец разгружали с замером остаточной деформации, рис. 2.2а. Образец нагревали выше температуры  $A_k$  (~100°C) с замером невосстановленной деформации  $\gamma_{н.в.}$ . После этого проводили следующий цикл нагрузки. Испытания останавливали после того как необратимая деформация превышала 0,3%. Для более точного определения критической деформации ( $\gamma_{кр}$ ) и напряжений ( $\tau_{кр}$ ) строили зависимости необратимой деформации от наведённой. Значения  $\gamma_{кр}$  и  $\tau_{кр}$  рассчитывали методом интерполяции, рис. 2.2б.



б)

Рис. 2.2 Схема определения критических деформаций и напряжений в условиях изотермического нагружения.

2. Исследование механического поведения образцов при термоциклировании в условиях противодействия для различных составов сплавов:

- Для состава 1: образцы предварительно деформировали кручением при комнатной температуре на различные степени деформации (6, 10 и 20%). После разгрузки создавали постоянный крутящий момент, противодействующий восстановлению формы образцов. Далее проводился нагрев образцов до температуры на 10-15 °С превышающих окончание формоизменения образца. После окончания нагрева образцы под нагрузкой охлаждались до комнатной температуры и разгружались. После этого их нагревали ещё раз уже в свободном состоянии. В процессе термоциклирования измеряли деформацию образцов после нагрузки при комнатной температуре ( $\gamma_1$ ), нагрева под нагрузкой ( $\gamma_2$ ) и охлаждения до комнатной температуры ( $\gamma_3$ ) и свободного восстановления формы ( $\gamma_4$ ), а также температуры начала и конца восстановления формы под нагрузкой ( $A_n^\tau$ ,  $A_k^\tau$ ) и температуру начала пластической деформации при охлаждении под нагрузкой ( $M_n^\tau$ ).

- Для состава 2: образцы нагружали до заданного уровня касательных напряжений при комнатной температуре и охлаждали до -50 °С. После этого проводили нагрев в нагруженном состоянии до +40÷80 °С с последующим замером остаточной деформации после разгрузки и температур накопления деформации ( $M_n^\tau$ ,  $M_k^\tau$ ) и восстановления формы ( $A_n^\tau$ ,  $A_k^\tau$ ).

- Для состава 3: в образцах с различной структурой, сформированной деформацией волочением и последующей термической обработкой создавали касательные напряжения (50-150 МПа) при комнатной температуре. Затем образцы охлаждали до -40÷50 °С. При низкой температуре образцы разгружали и нагревали до 50÷60 °С для восстановления формы в свободном состоянии. В процессе исследования измеряли накопление деформации под нагрузкой ( $\gamma_3$ ) и остаточной деформации после свободного восстановления формы при нагреве ( $\gamma_4$ ), а также температуры начала ( $M_n^\tau$ ) и конца ( $M_k^\tau$ ) накопления деформации при охлаждении и начала ( $A_n$ ) и конца ( $A_k$ ) восстановления формы.

По результатам измерений определяли следующие характеристики ЭЗФ (рис. 2.3):

- наведенную деформацию  $\gamma_n$ ;
- упругую деформацию  $\gamma_y$ ;
- остаточную деформацию  $\gamma_o$ ;

- восстановленную деформацию  $\gamma_B$ ;
- невосстановленную деформацию  $\gamma_{HB}$ ;
- степень восстановления формы СВФ;
- температуры начала и конца восстановления формы  $A_H^B, A_K^B$ .
- предел текучести  $\tau_{0,3}$
- критические напряжения  $\tau_{кр}$
- критические деформации  $\gamma_{кр}$

Степень деформации рассчитывали по формуле:

$$\gamma = \frac{\varphi \times r}{l_{раб}} \times 100 \quad [\%] \quad (2.2)$$

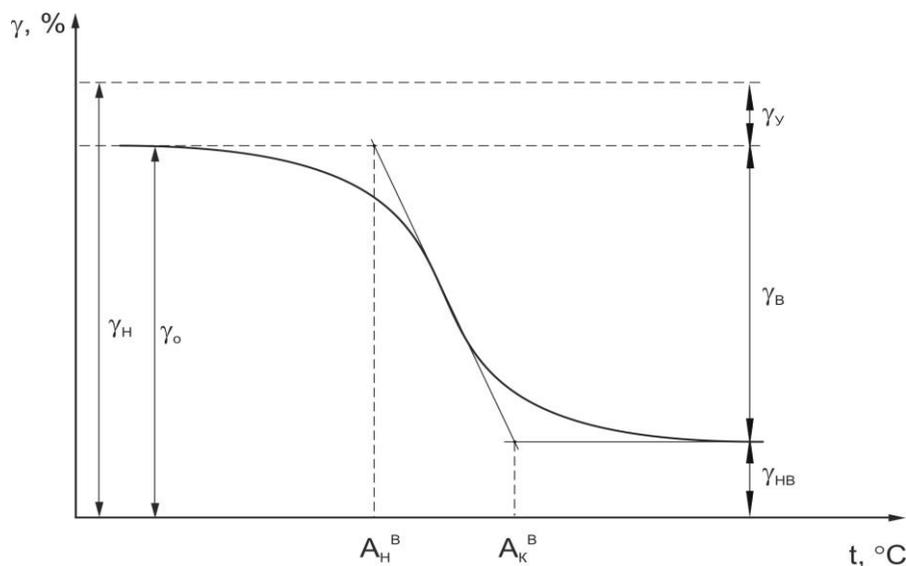


Рис. 2.3. Схема определения температурных и деформационных характеристик ЭЗФ при нагреве образцов, деформированных кручением где  $\gamma$  - степень деформации кручением (%);  $\varphi$  - угол, на который закручивается образец (рад);  $r$  – радиус поперечного сечения образца (м);  $l_{раб}$  – рабочая длина образца (м).

В процессе термоциклирования измеряли деформацию образцов после нагрузки при комнатной температуре ( $\gamma_1$ ), нагрева под нагрузкой ( $\gamma_2$ ) и охлаждения до комнатной температуры ( $\gamma_3$ ) и свободного восстановления формы ( $\gamma_4$ ).

Расчет касательных напряжений производили по следующей формуле:

$$\tau = 5 \frac{m \times R}{d^3} \quad [\text{МПа}] \quad (2.3)$$

где  $m$  – масса груза (кг);  $R = 0,023$  м – радиус диска, к которому прилагается нагрузка (плечо);  $d$  – диаметр поперечного сечения образца (м).

Степень восстановления формы рассчитывали по формуле:

$$\text{СВФ} = \frac{\gamma_{\text{в}}}{\gamma_0} \cdot 100 \quad [\%] \quad (2.4)$$

где  $\gamma_{\text{в}}$  – восстановленная деформация,  $\gamma_0$  – остаточная деформация.

Характеристики пружин растяжения определяли с помощью специальной установки ТМС-2М.01, разработанной специально для испытания (рис. 2.4).

Данная установка состоит из трех основных частей: нижней рамы, верхней рамы и подвижной части. Нижняя рама погружается в термостат с жидкостью и состоит из следующих частей: плита нижняя (1), которая с помощью стоек (4) крепится к верхней раме, на плите находится шток крепления нижнего захвата (2) с захватом (3).

Пружина из сплава никелида титана крепилась между двумя захватами стенда и помещалась в термостат при температурах  $14^{\circ}\text{C}$  и  $50^{\circ}\text{C}$ . Расстояние между захватами соответствовало длине пружины. Затем, вращением воротка (15) по часовой стрелке производили растяжение пружины до необходимого значения, которое отслеживали по шкале (19). При изменении размеров пружины изменяется и развиваемая им компрессия. При нагрузке и разгрузке пружины фиксировали усилие ( $P$ ) с помощью динамометра (18). Предварительное охлаждение проводили в смеси бензина и сухого льда.

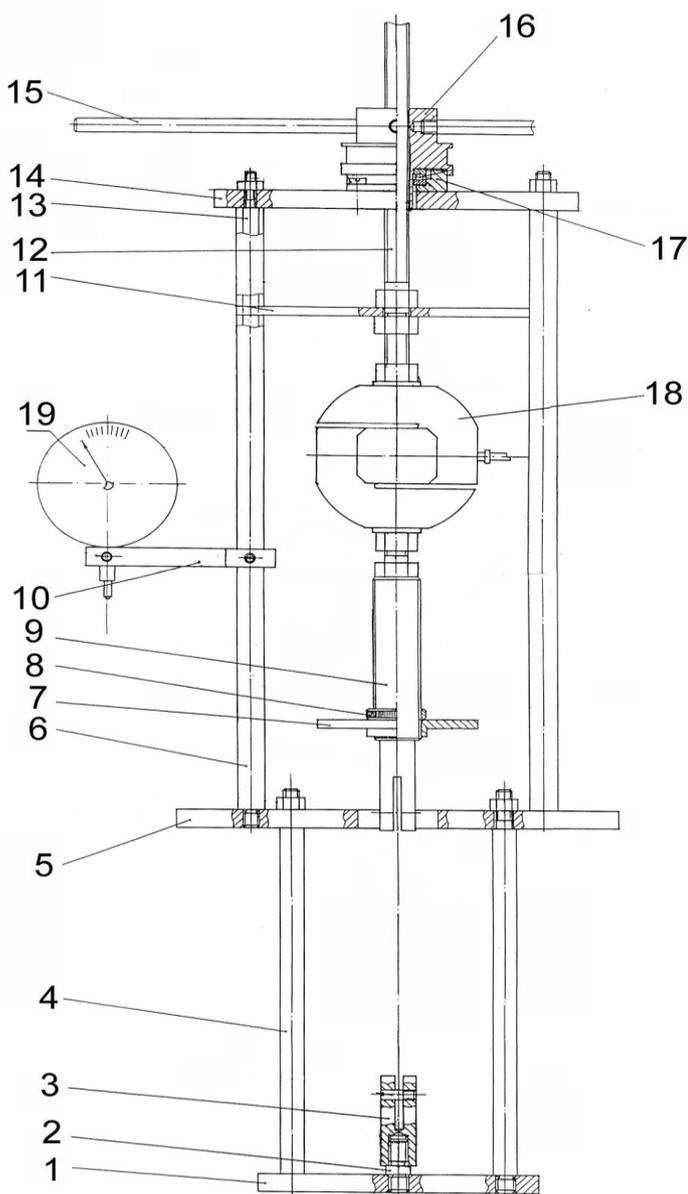
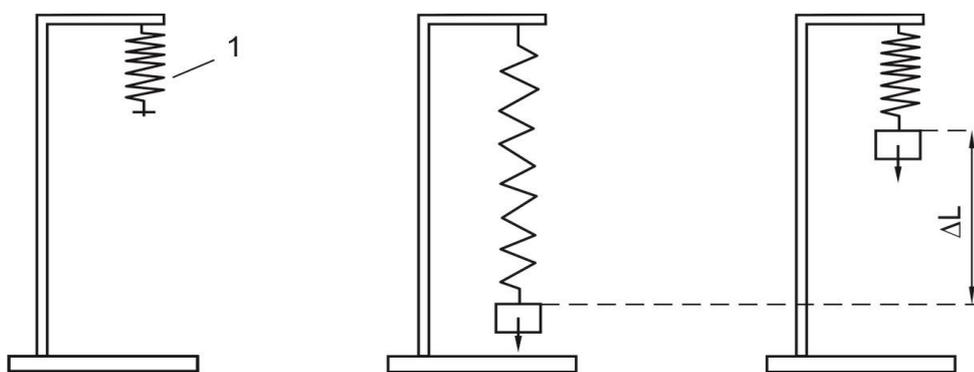
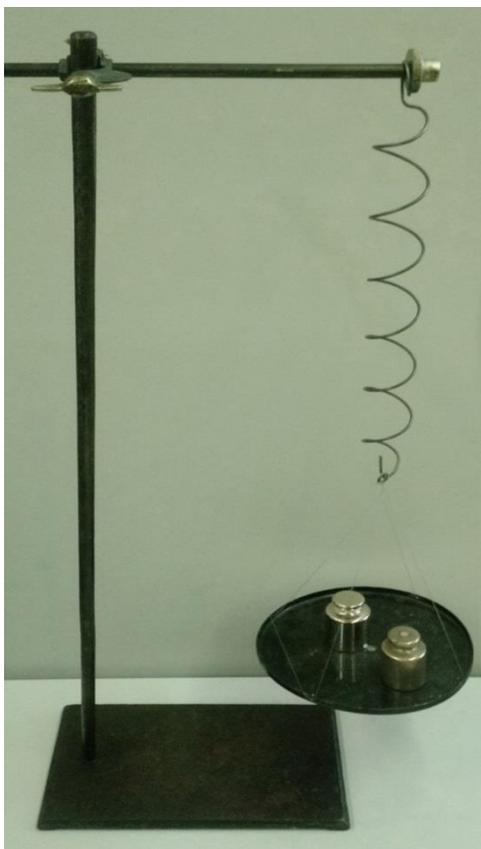


Рис. 2.4. Термомеханический стенд ТМС–2М.01: 1 – плита нижняя; 2 – шток крепления нижнего захвата; 3 – захват; 4 – стойка нижняя; 5 – плита средняя; 6 – стойка верхняя; 7 – диск; 8 – гайка стопорная; 9 – тяга; 10 – кронштейн; 11 – рейка; 12 – винт нагружающего механизма; 13 – направляющие; 14 – плита верхняя; 15 – вороток; 16 – гайка нагружающего механизма; 17 – опора; 18 – силоизмерительный тензорезисторный датчик С2А; 19 – датчик перемещения

Испытания макетов актуаторов проводили с использованием пружин из никелида титана (см. таблица 2.2). Перемещения с изменением температуры в термомеханических актуаторах определяли с помощью специальных установок, разработанных специально для испытания (рис. 2.5). Пружины испытывали по двум схемам – с постоянным и переменным противодействием. В первом случае к вертикально подвешенной пружине

подвешивали определенный груз и нагревали в жидкостном термостате в интервале температур 20-100°C (рис. 2.6а). При нагреве и охлаждении проводили запись изменения длины пружины от температуры.

Переменное противодействие обеспечивалось стальными пружинами различной жесткости, которые последовательно соединяли с пружинными образцами из никелида титана (рис. 2.5б). Свободные концы пружин растягивали на различную величину ( $\Delta l_{исх}$ ) и закрепляли на специальной рамке, которую помещали в термостат. При нагреве и охлаждении в термостате записывали изменения длины пружины из никелида титана от температуры. Значения нагрузок и изменения длины пружины пересчитывали в напряжения сдвига и деформацию кручения по известным формулам [72].



а)

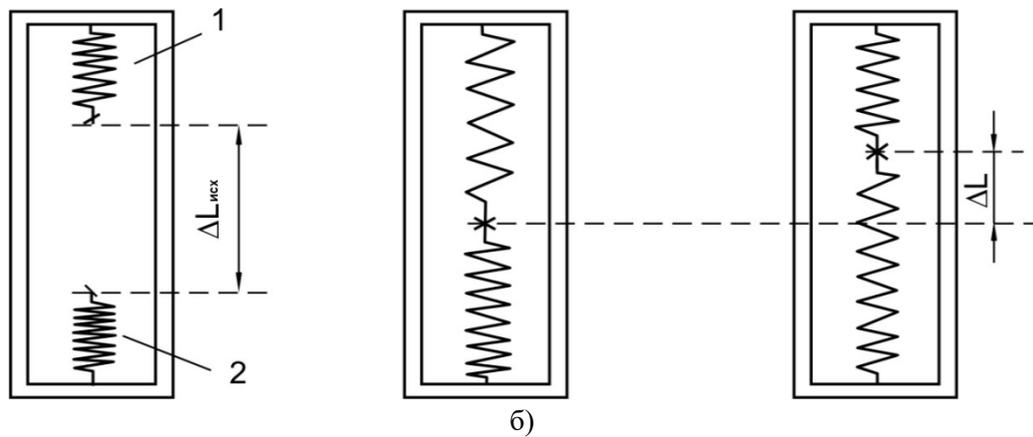
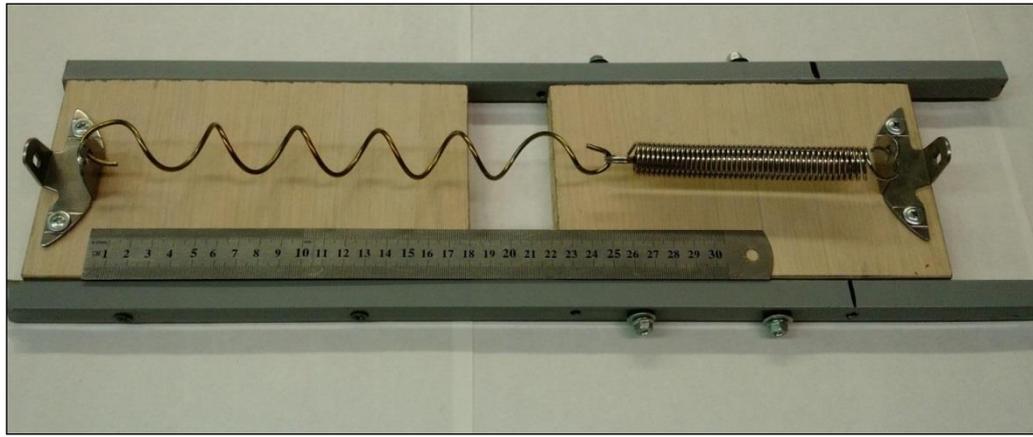


Рис. 2.5 Макеты актуаторов с пружинными элементами из никелида титана для работы с постоянным (а) и переменным (б) противодействием

Экспериментальные данные обрабатывали методами математической статистики [95, 96]. Величины абсолютной и относительной погрешностей измерений по основным методам исследования, рассчитанные с доверительной вероятностью  $\alpha=0,95$ , приведены в таблице 2.3. В том случае, если ошибка метода зависит от погрешности прибора, то для него в таблице приведена абсолютная погрешность, а если ошибка метода зависит от абсолютной величины измеряемого параметра – относительная погрешность.

Таблица 2.3 – Абсолютная и относительная погрешности измерений.

Измеряемая величина	Условное обозначение	Абсолютная ошибка	Относительная ошибка, %
Объемная доля фаз, %	$I_i$	–	5
Температура нагрева при термообработке	$t_n$	5°C	–
Температура восстановления формы	$A_n^B, A_k^B$	1°C	–
Размер структурных составляющих	–	–	0,01 мкм
Полуширина дифракционного максимума	$B_i$	$2 \cdot 10^{-4}$ рад	–
Наведенная деформация	$\gamma_n$	0,2%	–
Упругая деформация	$\gamma_y$	0,2%	–
Остаточная деформация	$\gamma_{ост}$	0,2%	–
Восстановленная деформация	$\gamma_B$	0,2%	–
Невосстановленная деформация	$\gamma_{нв}$	0,2%	–
Силовые характеристики	F	2 Н	–
Работа	A	0,02 Дж	–
Удельная работа	$a_y$	0,01 МДж/м <sup>3</sup>	–
Жёсткость	c	0,01 Н/мм	–

### **Глава 3 Влияние химического состава и структуры на механическое поведение сплавов на основе никелида титана в изотермических условиях**

Термомеханическое поведение сплавов на основе никелида титана во многом определяется их точным химическим составом и структурой, а так же условиями испытания. В зависимости от этих факторов в материале при нагружении могут последовательно или параллельно реализовываться различные механизмы формоизменения, приводящие к накоплению обратимой или необратимой деформации. Обратимая деформация может устраняться как в процессе разгрузки материала, так и при его нагреве выше температур обратного мартенситного превращения. Границы условий реализации того или иного механизма формоизменения, а, соответственно, и характеристики эффекта запоминания формы будут определяться температурой испытания, его схемой и структурным состоянием материала. Для нахождения закономерностей указанных факторов на свойства эффекта памяти формы сплавов на основе никелида титана необходимо провести теоретический анализ термомеханического поведения материала и параметров граничных условий механизмов формоизменения. Провести экспериментальные исследования влияния на установленные параметры химического состава и структуры сплавов на основе никелида титана.

#### **3.1 Анализ механизмов формоизменения сплавов с памятью формы**

Формоизменение сплавов с памятью формы при деформаций и последующем нагреве во многом определяется термосиловыми условиями реализации различных сдвиговых механизмов. К таким механизмам можно отнести:

1. Мартенситный, определяемый деформацией формы при переходе одного типа кристаллической решетки в другой. Температура этого перехода зависит от химического состава превращающихся фаз и напряжений от действующей на материал нагрузки или внутренних причин (дефектов кристаллического строения, вторых фаз и т.п.).

2. Двойникование мартенсита, которое в сплавах с эффектом памяти формы может происходить при относительно низких напряжениях. В процессе двойникования увеличивается объёмная доля тех вариантов двойникованных кристаллов, кристаллографическая ориентация которых снижают напряжения в материале.

3. Скольжение, реализующееся за счет образования и движения дислокаций. Напряжения, необходимые для начала скольжения мало зависят от температур в интервале реализации эффекта памяти формы, в таких сплавах как никелид титана ( $-30\div+100^{\circ}\text{C}$ ).

Особенностью первых двух механизмов является то, что величина накопленной по ним деформации определяется кристаллографическими особенностями превращающихся фаз (в первом) и двойниковой переориентацией (во втором). Т.е. формоизменение материала по этим механизмам имеет кристаллографическое ограничение и составляет в никелиде титана около 10% [99]. В тоже время формоизменение по механизму, обусловленному скольжением дислокаций, ограничено только пластичностью материала, и не является термически или механически обратимым. Если деформации накапливалась по механизмам мартенситного превращения или двойникования, то она может быть устранена при разгрузке или нагреве материала. Это приводит к реализации в первом случае сверхупругости, а во втором – эффекта памяти формы.

Условия реализации того или иного механизма формоизменения определяются тремя параметрами – напряжением ( $\sigma$ ,  $\tau$ ), деформацией ( $\varepsilon$ ,  $\gamma$ ) и температурой ( $T$ ). Граничные значения этих параметров, разделяющие тот или иной механизм, в свою очередь, зависят от химического состава и структуры материала. Рассмотрим эти условия в зависимости от изменения двух параметров при постоянстве третьего. В координатах напряжение-температура, рис. 3.1, мы имеем зависимости напряжений начала двойникования ( $\sigma_d$ ) и мартенситного превращения ( $\sigma_{A \leftrightarrow M}$ ), а также напряжения начала скольжения ( $\sigma_s$ ) от температуры испытаний. Уровень напряжений начала мартенситного превращения сильно зависит от соотношения температуры испытания и температуры термодинамического равновесия аустенита и мартенсита ( $T_0$ ). Эту зависимость можно описать уравнением Клайперона для твердых тел [86]. Для поликристаллических материалов всегда есть ориентировки кристаллов аустенита, для которых знак деформации формы при мартенситном превращении совпадает со знаком действующих на материал напряжений. Поэтому температура прямого мартенситного превращения благоприятно ориентированных по отношению к действующим на материал нагрузкам кристаллов аустенита будет повышаться. В тоже время, чем выше температура испытаний относительно температуры равновесия аустенита и мартенсита, тем больше напряжения, необходимы для начала развития мартенситного превращения.

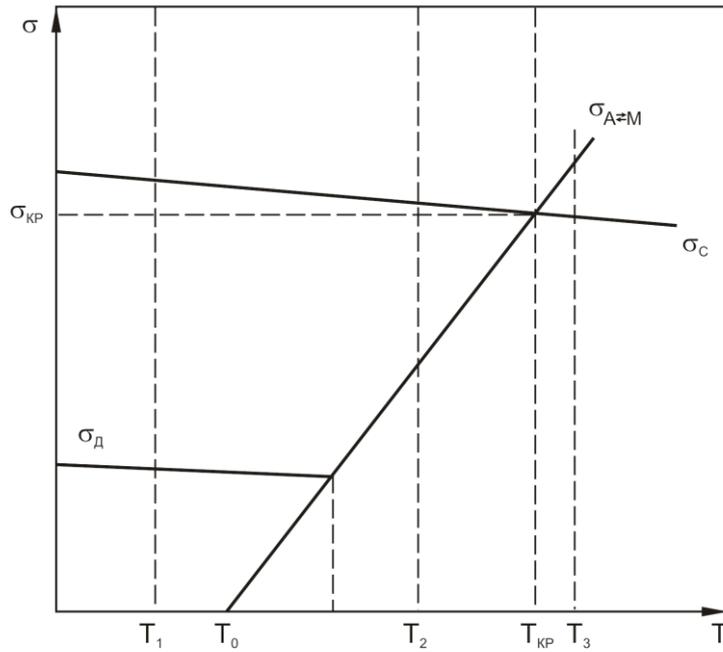


Рис. 3.1. Схема влияния температуры испытания на напряжения начала деформации сплавов с ЭПФ и СУ по механизмам мартенситного превращения ( $\sigma_{A \leftrightarrow M}$ ), двойникового ( $\sigma_{д}$ ), скольжения ( $\sigma_{с}$ ).  $T_0$  – температура термодинамического равновесия аустенита и мартенсита,  $T_{кр}$  – температуры равенства напряжений мартенситного превращения и скольжения, ( $T_1$ - $T_3$ ) – температуры испытаний образцов.

При достаточно высоких температурах испытаний ( $T_3$ ) напряжения начала мартенситного превращения превосходят уровень напряжений скольжения в материале. В этом случае для развития превращения необходима пластическая деформация и деформационное упрочнение, а образующийся при этом мартенсит будет называться мартенситом деформации, в отличие от мартенсита напряжений, образующимся при напряжениях ниже начала скольжения при температурах испытания незначительно превышающих  $T_0$  ( $T_2$  на рис. 3.1) [99]. Напряжения, при которых наблюдается равенство  $\sigma_{A \leftrightarrow M}$  и  $\sigma_{с}$  можно считать критическими ( $\sigma_{кр}$ ), характеризующими переход от механизмов накопления обратимой деформации к механизму, приводящему к необратимому формоизменению. Этому равенству будет соответствовать критическая температура ( $T_{кр}$ ), определяющая условия образования мартенсита напряжений и деформаций.

Когда температура испытаний ниже температуры термодинамического равновесия аустенита и мартенсита ( $T_1$ ), то имеющиеся в исходной структуре мартенситные кристаллы, как правило, ориентированы достаточно хаотично в поликристаллическом материале и изменения их формы в макромасштабе при охлаждении до этой температуры не происходит. При увеличении

напряжений до уровня двойникования в материале образуются благоприятно ориентированные двойники мартенсита, которые уменьшают уровень свободной энергии материала. Таким образом, происходит накопление деформации, которая может быть устранена при последующем обратном мартенситном превращении в процессе нагрева выше  $T_0$ .

Рассмотрим развитие формоизменения материала в процессе деформирования в координатах напряжение-деформация при некоторых постоянных температурах испытания ( $T_1, T_2, T_3$ ), рис. 3.2. При  $T_1$  (ниже температуры  $T_0$ ) – после незначительной упругой деформации происходит передвойникование мартенсита, в процессе которого наблюдается постепенное исчерпание наиболее благоприятно кристаллографически ориентированных по отношению к направлению нагрузки вариантов кристаллов мартенсита. Кроме того, двойникованию будут препятствовать дефекты кристаллического строения, наследуемые от предыдущей обработки материала и возникающие при двойниковании в процессе деформации. Все это приводит к росту напряжений двойникования – деформационному упрочнению. Как правило, напряжения двойникования в материалах с памятью формы, в частности в никелиде титана, достаточно низкие и полное передвойникование мартенсита успевает произойти до достижения напряжений скольжения. Поэтому после этапа двойникования (отрезок 1-2 на рис. 2) наблюдается повторная упругая деформация мартенсита (отрезок 2-3) пока напряжения не будут достаточны для развития скольжения. Последующая деформация материала будет приводить к накоплению необратимого формоизменения. Поэтому целесообразно выделить критическую деформацию ( $\epsilon_{кр}, \gamma_{кр}$ ), отвечающую началу развития скольжения, т.е.  $\sigma_{кр}, \tau_{кр}$ .

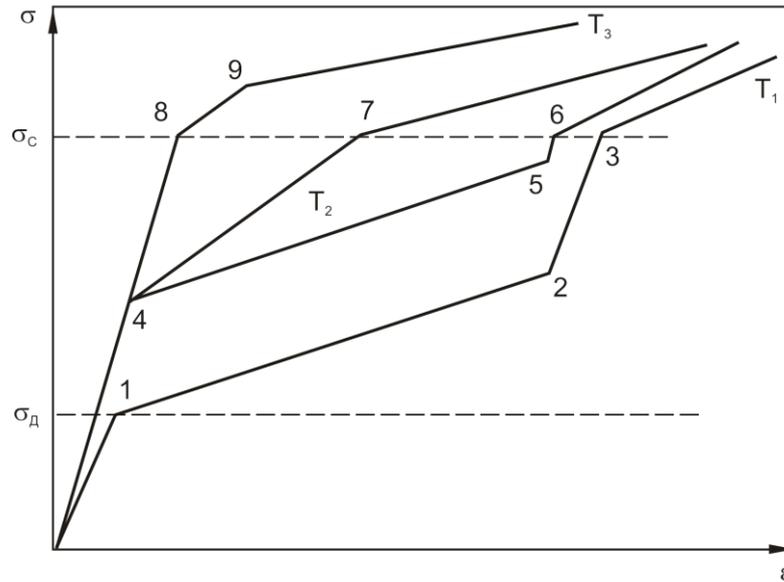


Рис. 3.2. Схема влияния степени деформации на механическое поведение сплава с ЭПФ и СУ при различных температурах испытания (номера точек указаны в тексте).

При температуре  $T_2$ , которая незначительно выше  $T_0$ , исходный аустенит упруго деформируется до достижения напряжений мартенситного превращения при этой температуре испытаний. Образование благоприятно ориентированных по направлению к действующей нагрузке кристаллографических вариантов мартенсита приводит к накоплению деформации (отрезок 4-5 на рис. 3.2), которая может быть устранена при последующей разгрузке или нагреве.

По мере развития мартенситного превращения под действием напряжений в материале будут накапливаться дефекты кристаллического строения от взаимодействия растущих кристаллов между собой, с границами зерен и частицами вторичных фаз ( $Ti_2Ni$ ,  $Ti_3Ni_4$  и др.). Кроме того, исчерпываются наиболее благоприятно ориентированные по отношению к действию нагрузки кристаллы аустенита. Все это приводит к росту напряжений мартенситного перехода. После завершения мартенситного превращения должна наблюдаться повторная упругая деформация мартенсита (отрезок 5-6), пока ее напряжения не достигнут напряжений скольжения и формоизменение материала не начнет реализовываться за счет образования и движения дислокаций.

В том случае, когда деформационное упрочнение на стадии формоизменения по мартенситному механизму значительно (отрезок 4-7), то напряжения скольжения достигаются до окончания полного перехода аустенита в мартенсит. После этого в материале происходит накопление

необратимой деформации, и при последующей разгрузке или нагреве исходная форма материала полностью не восстанавливается.

В некоторых случаях, когда температура испытаний достаточно высока ( $T_3 > T_{кр} > T_0$ ), а напряжения мартенситного сдвига близко к напряжениям скольжения, мартенситное превращение при деформации не завершается до начала скольжения. Поэтому начинает реализовываться смешанный механизм формоизменения, когда повышение напряжений вследствие деформационного упрочнения при дислокационном скольжении будет приводить к мартенситному сдвигу в части кристаллов и наоборот. Как видно из рис. 3.2 критическая деформация материала может значительно изменяться в зависимости от структуры (деформационное упрочнение) и условий (соотношение температуры испытаний с  $T_0$ ) нагружения, даже при постоянных критических напряжениях.

Накопление и восстановление деформации в материале с эффектом памяти формы может происходить при термоциклировании через интервал прямого и обратного мартенситного превращения. Рассмотрим этот процесс в координатах «деформация-температура», рис. 3.3. Когда на материал не действуют напряжения от внешних и внутренних факторов формоизменение [99] материала при охлаждении не происходит вследствие самоаккомодации кристаллов мартенсита, взаимно компрессирующих деформацию формы каждого из них (линия 1 на рис. 3.3). В том случае, когда в материале существует напряжения, при превращении образуются кристаллографические варианты мартенсита, в которых деформация формы снижает эти напряжения. В соответствии с ориентировкой напряжений меняется и форма материала, т.е. появляется накопленная деформация (линия 2). Чем выше уровень напряжений, тем большая деформация может быть накоплена по механизму мартенситного превращения. Кроме того, при этом увеличивается и температура начала накопления этой деформации в соответствии с зависимостью  $\sigma_A \leftrightarrow M$  на рис. 3.1.

Если уровень напряжений, действующих на материал превышает критический уровень (линии 3, 4 на рис.3.3), то накапливаемая в процессе охлаждения деформация полностью не устраняется при нагреве. Однако при повторным термоциклировании возможна реализация обратимого формоизменения (линия 4 на рис. 3) за счет деформационного упрочнения и повышения в следствии этого  $\sigma_{кр}$ . Такое поведение материала часто называют тренировкой [99] и используют для повышения характеристик работоспособности изделий.

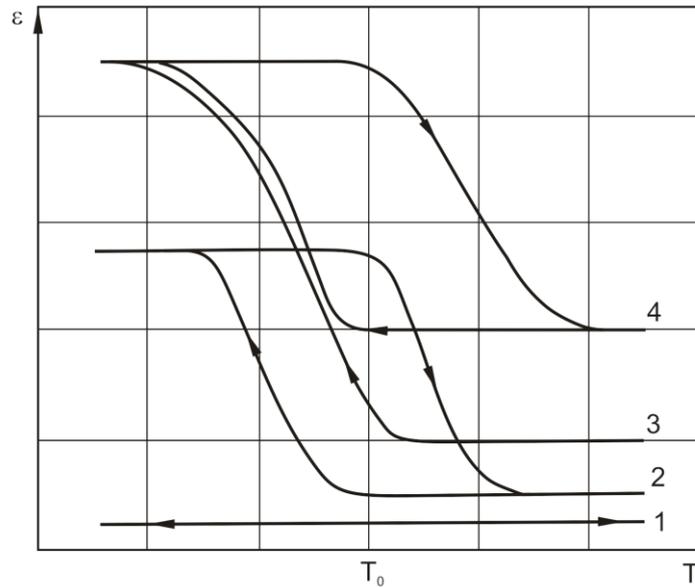


Рис 3.3. Схема влияния температуры нагрева и охлаждения на формоизменение сплава с ЭПФ и СУ при различных напряжениях (1 –  $\sigma=0$ ; 2 –  $\sigma < \sigma_{кр}$ ; 3, 4 –  $\sigma > \sigma_{кр}$ ).

Накопленная в процессе прямого мартенситного превращения под напряжениями деформация устраняется при последующем нагреве в интервале температур обратного превращения. Таким образом, в случае действия в материале напряжений и термоциклировании через температуры прямого и обратного мартенситного превращения форма материала обратимо изменяется. Если напряжения в материале обусловлены действием внутренних факторов, имеющих ориентацию в макромасштабе (текстурированные напряжения от дефектов кристаллического строения, выделений вторичных фаз и т.п.), то формоизменение при термоциклировании происходит без внешнего воздействия, и это явление принято называть обратимым эффектом памяти формы или двухпутевым эффектом [99]. Обратимое формоизменение под действием внешней нагрузки используют в различных актуаторах и других устройствах.

Накопленная за счет двойникования или мартенситного сдвига деформация является механически или термически обратимой и может быть устранена при разгрузке (сверхупругость) или нагреве выше  $A_k$  (эффект памяти формы). Деформация, накопленная по механизму скольжения, необратима и приводит к возникновению невозстановленной деформации. В связи с этим напряжения начала скольжения являются важной характеристикой, определяющей полное или только частичное восстановление формы материала. Такое напряжение можно назвать критическим ( $\sigma_{кр}$ ,  $\tau_{кр}$ ). Критической также является деформация ( $\epsilon_{кр}$ ,  $\gamma_{кр}$ ), отвечающая критическому напряжению [99].

Критическое напряжение и деформация материала будут определяться условиями испытаний (температурой, схемой нагружения и т.п.) и материалом (химическим составом, структурой).

В процессе формоизменения материала по механизмам двойникования и мартенситного превращения движение границы благоприятно ориентированного кристалла сопровождается образованием дефектов кристаллического строения для обеспечения его сопряжения по границе с другими вариантами кристаллов мартенсита или аустенита. Кроме того, при взаимодействии растущего кристалла с частицами вторых фаз и границами зерен так же будет происходить образование дефектов кристаллического строения. Эти дефекты могут быть частично устранены при обратном движении границы кристалла при разгрузке или нагреве, в процессе обратного мартенситного превращения. Однако при значительных деформациях материала накопление таких дефектов приводит к появлению необратимой деформации при относительно низких напряжениях. В результате этого, можно ожидать снижение критических напряжений при увеличении критических деформаций. Так, в частности, при деформации материала в мартенситном состоянии, когда реализуются значительные критические деформации, критические напряжения значительно ниже напряжений скольжения аустенитной структуры.

Схема деформации образцов должна влиять на формоизменение материала в соответствии с изменением их напряженно-деформированного состояния. Так при кручении, в котором степень деформации и величина касательных напряжений возрастают от центральной оси образца к поверхности, нельзя ожидать оптимальных условий реализации механизмов двойникования и мартенситного превращения во всем объеме материала по сравнению с однородным напряженно-деформированным состоянием при растяжении. Однако, оценка деформационных характеристик материала по  $\varepsilon_{\max}$  поверхностных слоев может создавать ложные впечатления об оптимальности схемы кручения при реализации ЭПФ. Это же можно сказать и об изгибе, для которого характерна значительная неоднородность напряженно-деформированного состояния с изменением его знака. В тоже время более простая методика испытаний образцов при кручении и изгибе делает эти схемы наиболее популярными при проведении исследований характеристик ЭПФ.

Химический состав и структура сплавов с ЭПФ влияет на их формоизменение как за счет изменения характеристических температур мартенситного превращения, так и за счет упрочнения материала по твердорастворному, деформационному и дисперсионному механизмам. Так

для сплавов на основе никелида титана повышение содержания никеля относительно стехиометрического состава эквиатомного интерметаллида  $TiNi$  приводит к значительному снижению температур мартенситного превращения [42]. Поэтому при одной и той же температуре испытания сплавы с разным составом могут иметь как аустенитную так и мартенситную структуру. Т.е. увеличение концентрации никеля в сплавах на основе никелида титана будет в какой то степени аналогично повышению температуры испытаний.

Увеличение дефектов кристаллического строения в результате легирования, деформационного упрочнения, выделения дисперсных частиц вторичных фаз должно приводить к повышению напряжений скольжения, а соответственно и к критическим напряжениям формоизменения материала с ЭПФ [50]. В то же время это затрудняет рост ориентированных мартенситных кристаллов по механизмам двойникования и мартенситного превращения, т.е. увеличивает деформационное упрочнение материала. Поэтому при некоторых условиях можно ожидать снижения критических деформаций материала.

Установленные в проведенном анализе закономерности были экспериментально изучены при исследовании термомеханического поведения сплавов на основе никелида титана в следующем разделе.

### **3.2 Влияние химического состава и термической обработки на структуру сплава на основе никелида титана**

Структура образцов в исходном после волочения и прямления состоянии представлена В2 зернами небольшого размера (около 15 мкм) со следами деформации (полосами сброса) и повышенной травимостью вследствие высокой концентрации дефектов кристаллического строения, рис. 3.4. В структуре сплавов также присутствуют равноосные частицы  $Ti_2Ni$  ( $Ti_4Ni_2O$ ), которые при последующей термообработке не меняют морфологию и свою объёмную долю. Поэтому при дальнейшем описании структуры их присутствие в сплавах не учитывали. По данным металлографического и рентгеноструктурного анализов [102] в образцах сплава состава 1 присутствует небольшое количество мартенсита В19'. Отжиг этих образцов при температуре 450°C вызывает процессы полигонизации В2-фазы, выражающиеся в уменьшении полуширины ее дифракционных линий на рентгенограммах. При температурах 550°C и выше в материале развивается рекристаллизация, приводящая к формированию равноосных В2-зерен, которые интенсивно растут при температурах отжига выше 700°C. Необходимо отметить, что по данным дифференциально сканирующей калориметрии температуры прямого и обратного мартенситного

превращения образцов сплава состава 1 практически не меняются после различных режимов термообработки, оставаясь на уровне  $M_H \approx 18^\circ\text{C}$ ,  $M_K \approx 0^\circ\text{C}$ ,  $A_H \approx 35^\circ\text{C}$ ,  $A_K \approx 45^\circ\text{C}$ , что свидетельствует об отсутствии при термообработке процессов выделения или растворения не эквиатомных интерметаллидов.

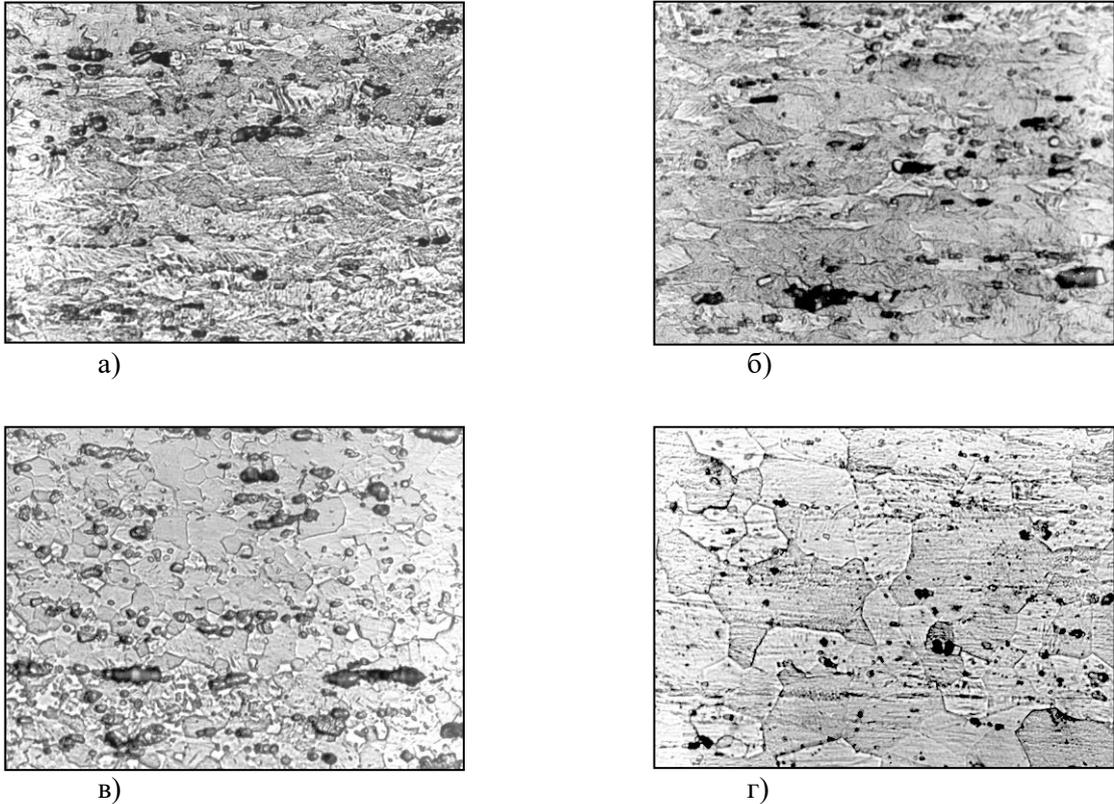


Рис. 3.4. Микроструктура сплава ТН1 состава 1 ( $\times 280$ ) в исходном и термообработанном состоянии:

- а) исходное деформированное состояние;
- б) полигонизованное при  $450^\circ\text{C}$ , 1 час состояние;
- в) рекристаллизованное при  $550^\circ\text{C}$ , 1 час состояние;
- г) рекристаллизованное при  $800^\circ\text{C}$ , 1 час состояние.

Для образцов сплава состава 2, характерно более сложное изменение структуры и температур превращения. После отжига при температурах выше  $700^\circ\text{C}$  структура представлена пересыщенной никелем В2-фазой с отрицательными температурами прямого и обратного мартенситного превращения. Последующее старение при  $450\text{-}550^\circ\text{C}$  приводит к выделению богатых никелем интерметаллидов, рис. 3.5. При низких температурах ( $450\text{-}490^\circ\text{C}$ ) это  $\text{Ti}_3\text{Ni}_4$  в виде мелкодисперсных ( $\sim 30\text{nm}$ ) гомогенно распределённых по В2-фазе частиц. При более высоких температурах старения ( $500\text{-}550^\circ\text{C}$ ) частицы интерметаллида  $\text{Ti}_2\text{Ni}_3$  имеют размеры  $0,2 \div 0,3$  мкм и располагаются гетерогенно по границам субзерен В2-фазы. Выделение

богатых никелем интерметаллидов приводят к обеднению им В2-фазы и повышению температур мартенситного превращения. Так после часового старения при 450° и 550°С они составляют  $M_H \approx 10^\circ\text{C}$ ,  $M_K \approx -5^\circ\text{C}$ ,  $A_H \approx 33^\circ\text{C}$ ,  $A_K \approx 45^\circ\text{C}$ . Таким образом, в образцах сплава состава 1 в исходном состоянии имеется деформированная структура, а после отжигов при 450, 550 и 800°С, соответственно, полигонизованная, рекристаллизованная (мелкозернистая), рекристаллизованная (крупнозернистая). В тоже время образцы сплава состава 2 после отжига при 800°С и старения при 450 и 550°С имеют структуру В2+  $Ti_3Ni_4(Ti_2Ni_3)$  с разной степенью дисперсности частиц богатых никелем интерметаллидов. Для всех образцов наблюдается очень близкие температуры мартенситного превращения, что свидетельствует о приблизительно одинаковом химическом составе В2-фазы.

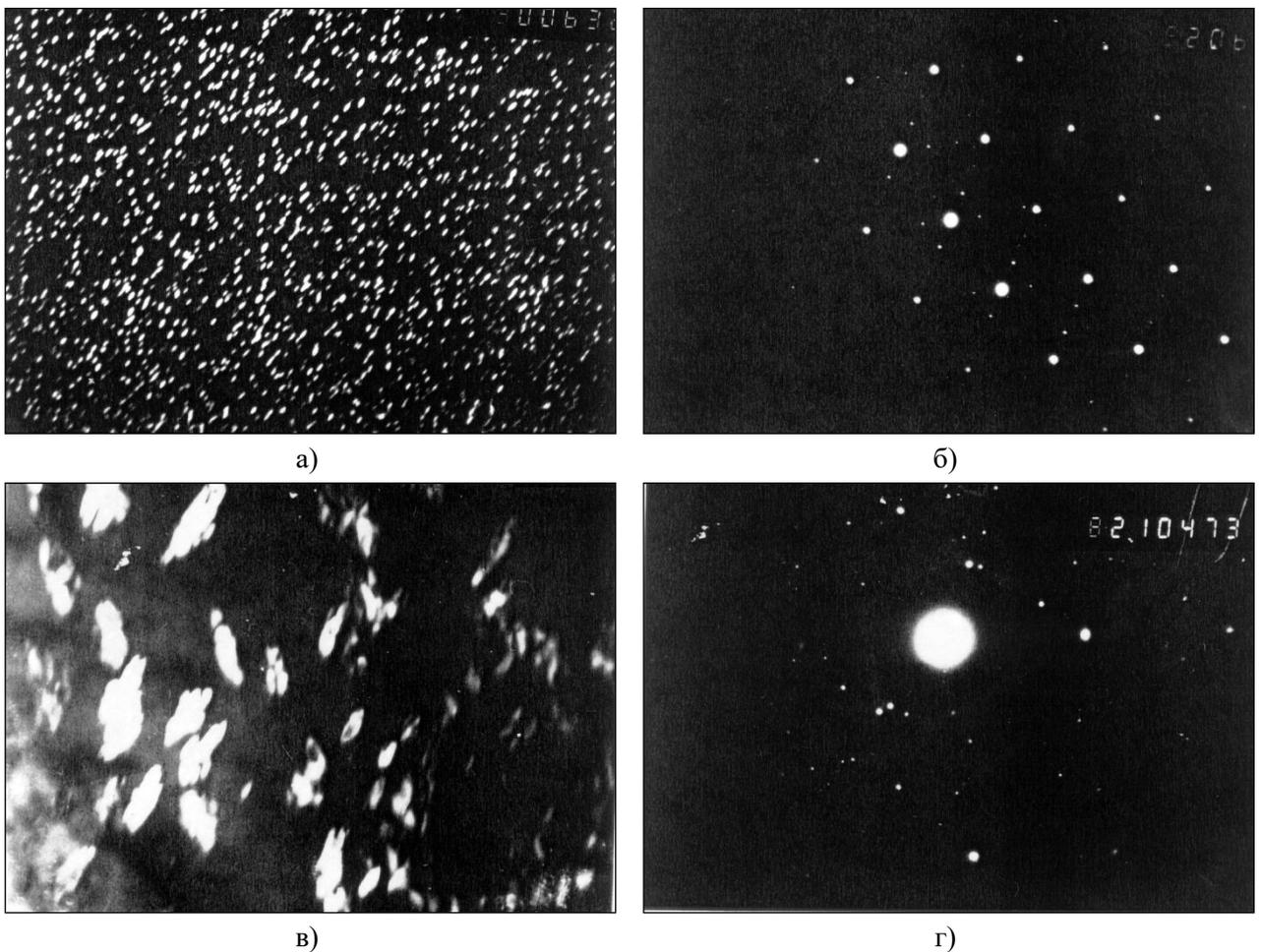


Рис. 3.5. Микроструктура сплава Ti-55,7 %Ni после отжига при 800°С, 1 час и старения 450°С (а, б) и 520°С (в, г), 1 час: а, в – темное поле в рефлексе [110]  $Ti_3Ni_4$ , х 40000, б, г – электронограмма с а, ось зоны [111] В2.

### 3.3 Механическое поведение образцов сплава состава 1 в изотермических условиях

Механическое поведение образцов сплава состава 1 при различных температурах испытания после полигонизационного отжига при 450°C представлено на рис. 6. Изменение напряжений при деформации вблизи температуры  $M_n$  носит многостадийный характер. После небольшого упругого участка следует стадия пластической деформации с изначально низким, а затем все более интенсивно увеличивающимся деформационным упрочнением. На этой стадии происходит образование мартенсита с наиболее благоприятной ориентировкой по отношению к действующим напряжениям. По мере исчерпания благоприятно ориентированных кристаллов аустенита и взаимодействия растущих кристаллов мартенсита с дефектами кристаллического строения (границами полигонов и зерен) напряжения превращения постепенно возрастают, пока не будет достигнут уровень образования дислокаций, и формоизменение пойдет по механизму скольжения. Значения напряжений начала скольжения и соответствующая им наведенная деформация будут критическими. Для рассматриваемых образцов эти величины при 20°C составляют, соответственно, 330 МПа и 10,5 %.

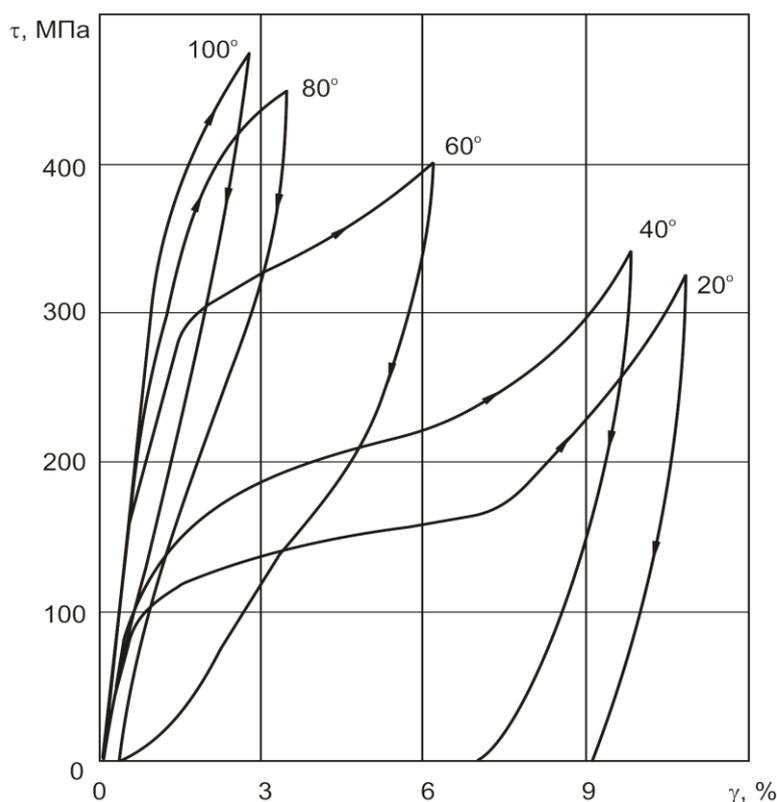


Рис. 3.6 Влияние температуры испытаний на механическое поведение образцов сплава состава 1, отожённых при 450 °С в течение часа. Цифры у кривых указывают температуру испытания.

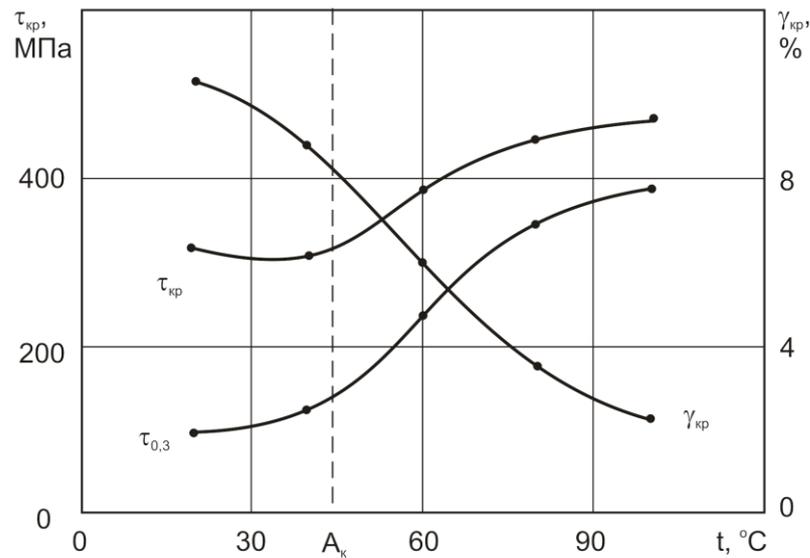


Рис. 3.7 Влияние температуры испытания на предел текучести ( $\tau_{0,3}$ ) и критические напряжения ( $\tau_{кр}$ ) и деформацию ( $\gamma_{кр}$ ) образцов сплава состава 1, отожжённых при 450 °С в течение часа

При увеличении температуры испытания происходит рост напряжения начала пластической деформации и снижение ее протяженности. Кроме того на этой стадии повышается деформационное упрочнение, что приводит к достижению критических напряжений при меньших деформациях материала.

Изменение условного предела текучести ( $\tau_{0,3}$ ), критических напряжений и деформаций с ростом температуры испытания образцов сплава состава 1, отожжённых при 450 °С, рис. 3.6, показывает повышение напряжений мартенситного приращения, которые соответствуют в данных условиях величине  $\tau_{0,3}$ . Эти напряжения повышаются, приближаясь к напряжениям скольжения материала. В тоже время критическая деформация снижается, достигая значений обычной упругой деформации материала [102].

Необходимо также отметить поведение образцов при разгрузке. Если температура испытаний была ниже  $A_{н}$ , то накопленная деформация, после снятия незначительной упругой части переходит в остаточную, которая восстанавливается после нагрева. В интервале температур испытания  $A_{н} \div A_{к}$  при разгрузке отмечается значительная нелинейность деформации и частичное ее устранение за счет сверхупругости при реализации обратного мартенситного превращения. Выше  $A_{к}$  при нагружении до критических напряжений вся накопленная деформация устраняется сверхупруго при разгрузке.

В целом можно сделать вывод, что теоретический анализ последовательности реализации механизмов формоизменения сплавов с

ЭПФ, основанный на рассмотрении конкуренции двойникования мартенсита его образования из аустенита и развития дислокационного скольжения, достаточно хорошо описывает их механические поведения сплавов на основе никелида титана при температурах реализации мартенситного превращения.

Рассмотрим влияния структуры сплава состава 1 на значения критических напряжений и деформаций, а также условный предел текучести материала, рис. 3.8-3.10.

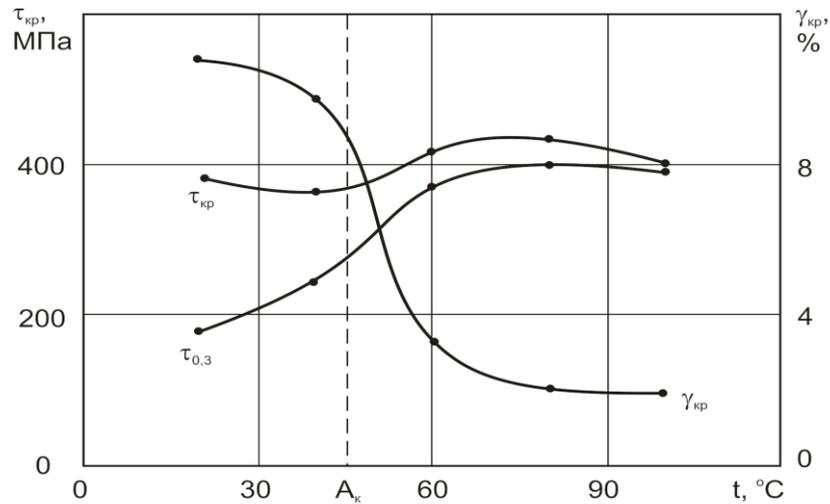


Рис. 3.8 Влияние температуры испытания на предел текучести ( $\tau_{0,3}$ ) и критические напряжения ( $\tau_{кр}$ ) и деформацию ( $\gamma_{кр}$ ) образцов сплава состава 1 с исходной структурой

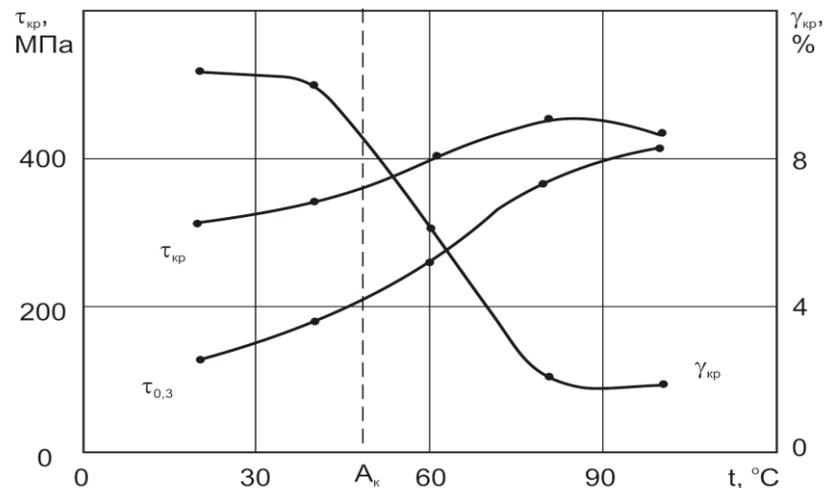


Рис. 3.9 Влияние температуры испытания на предел текучести ( $\tau_{0,3}$ ) и критические напряжения ( $\tau_{кр}$ ) и деформацию ( $\gamma_{кр}$ ) образцов сплава состава 1, отожённых при 550 °С в течение часа

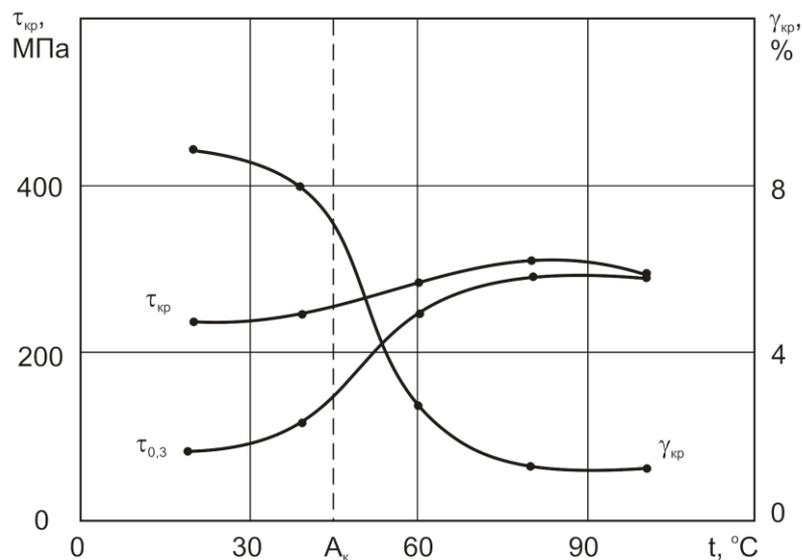


Рис. 3.10 Влияние температуры испытания на предел текучести ( $\tau_{0,3}$ ) и критические напряжения ( $\tau_{кр}$ ) и деформацию ( $\gamma_{кр}$ ) образцов сплава состава 1, отожжённых при 800 °C в течение часа

В образцах сплава состава 1 с исходной структурой, характеризующейся значительной концентрацией дефектов кристаллического строения, отмечается высокий уровень критических напряжений и деформаций в мартенситном состоянии. По мере увеличения температуры испытаний выше  $A_k$   $\tau_{кр}$  несколько повышаются, а  $\gamma_{кр}$  резко снижается. Условный предел текучести материала при этом интенсивно увеличивается и приближается к критическим напряжениям. Такое изменение характеристик механического поведения образцов обусловлено тем, что образующиеся или переориентирующиеся кристаллы мартенситы вынуждены взаимодействовать с дефектами с кристаллического строения смещая, обходя или поглощая их в процессе роста. Это требует затраты дополнительной энергии и приводит к росту напряжений. В тоже время высокая степень деформационного упрочнения аустенита затрудняет в нем интенсивное развитие скольжения. Поэтому формоизменение по мартенситному механизму при низких температурах развивается в достаточно полной мере и обеспечивает высокий уровень критической деформации. Однако, приближение с ростом температуры испытаний, напряжений начала образования мартенсита к  $\tau_{кр}$  приводит к все более раннему развитию скольжения и резкому снижению  $\gamma_{кр}$ , которая при температурах выше 80°C соответствует чисто упругой деформации.

Для образцов сплава состава 1, подвергнутых рекристаллизационному отжигу при 550°C, отмечается значительное снижение  $\tau_{кр}$  и  $\tau_{0,3}$ , обусловленное уменьшением концентрации дефектов кристаллического

строения, рис. 3.9. С ростом температуры испытаний эти характеристики увеличиваются, причем  $\tau_{0,3}$  более интенсивно, чем  $\tau_{кр}$ , что вызывает снижение критической деформации. В еще большей степени эти тенденции проявляются для образцов отожжённых при  $800^{\circ}\text{C}$  и имеющих крупнозернистое строение В2-фазы. У них отмечаются наименьший для сплава состава 1 уровень  $\tau_{кр}$  и  $\tau_{0,3}$ . Легкость начала скольжения в этих образцах обуславливает малое значение  $\gamma_{кр}$  при низких температурах испытания и интенсивное снижение с ее увеличением, рис. 3.10. Напряжения начала мартенситного превращения приближаются к критическим уже при  $60^{\circ}\text{C}$ , что всего на  $15^{\circ}\text{C}$  выше температуры конца обратного мартенситного превращения.

Подводя итог этой части экспериментального исследования можно сделать вывод, что для образцов сплава состава 1, для которых при термообработке не происходит изменения фазового состава, а могут развиваться только процессы полигонизации и рекристаллизации исходной деформированной структуры, граничные условия реализации различных механизмов формоизменения могут меняться в достаточно широких пределах. Наиболее полное протекание формоизменения по мартенситному механизму должно обеспечиваться полигонизованной структурой В2, для которой характерно относительно высокие  $\tau_{кр}$  и  $\gamma_{кр}$ , которые сохраняются при повышенных температурах испытания. Это должно обеспечивать хороший комплекс свойств ЭПФ сплава в широком диапазоне термомеханического циклирования.

### **3.4 Механическое поведение образцов сплава состава 2 в изотермических условиях**

Образцы сплава состава 2, отличающиеся от предыдущих образцов способностью к дисперсионному упрочнению, были состарены при температурах  $450$  и  $520^{\circ}\text{C}$ .

Для образцов с дисперсным упрочнением частицами  $\text{Ti}_3\text{Ni}_4$ , состаренных при  $450^{\circ}\text{C}$ , при комнатной температуре отмечается очень низкие напряжения перехода от упругого механизма формоизменения к мартенситному, рис. 3.11. При этом по мере деформирования происходит интенсивный рост напряжений, которые достигают уровня критических (около  $400$  МПа) при  $\gamma_{кр} \approx 10\%$ , рис. 3.12. Увеличение температуры испытаний выше  $A_k$  приводит к реализации в образцах сверхупругого поведения, характеризующегося высоким деформационным упрочнением. При этом возрастают как  $\tau_{кр}$ , так и  $\tau_{0,3}$ . Разность между этими характеристиками остается достаточно большой, что обеспечивает высокие значения  $\gamma_{кр}$ . Хотя критическая деформация с ростом температуры испытания снижается, но значительно медленнее, чем в

образцах состава 1. Такое механическое поведение этих образцов объясняется значительным дисперсионным упрочнением В2-фазы гомогенными выделениями наноразмерных частиц  $Ti_3Ni_4$ . Эти частицы, создавая вокруг себя значительные микронапряжения, облегчают процесс начала образования мартенсита и пластического формоизменения образца.

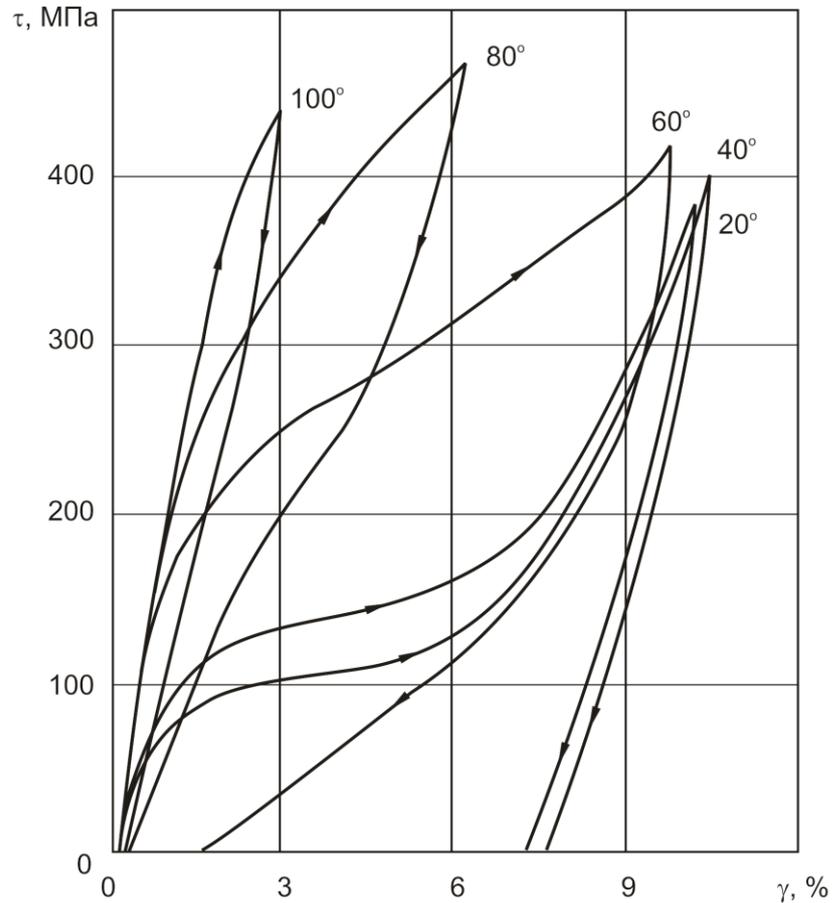


Рис. 3.11. Влияние температуры испытаний на механическое поведение образцов сплава состава 2, состаренных при 450 °C в течение часа. Цифры у кривых указывают температуру испытания.

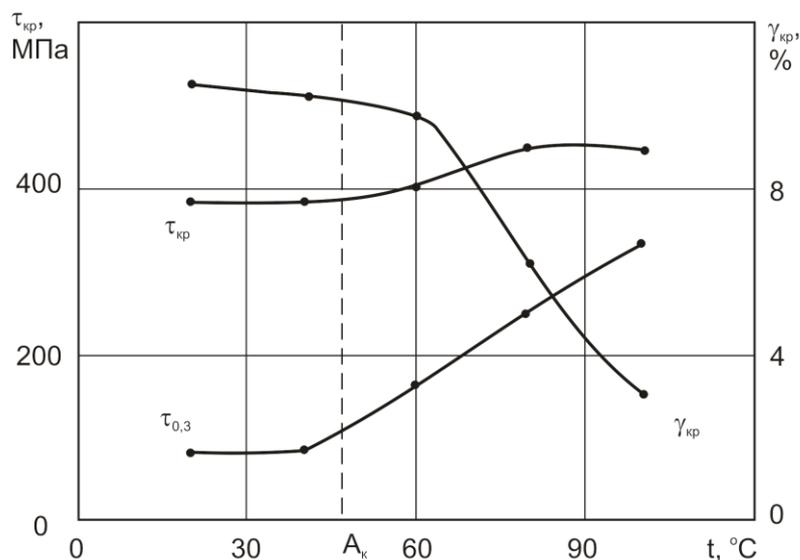


Рис. 3.12 Влияние температуры испытания на предел текучести ( $\tau_{0,3}$ ) и критические напряжения ( $\tau_{кр}$ ) и деформацию ( $\gamma_{кр}$ ) образцов сплава состава 2, состаренных при 450 °С в течение часа

В тоже время они являются препятствием для растущих кристаллов мартенсита, вынуждая их огибать, за счет образования других менее благоприятно ориентированных по отношению к внешней нагрузке вариантов. Это вызывает значительное деформационное упрочнение при формоизменении по мартенситному механизму. Поэтому несмотря на значительную разность  $\tau_{кр}$  и  $\tau_{0,3}$  критические напряжения достигаются не при самых высоких значениях  $\gamma_{кр}$ . В тоже время это позволяет замедлить падение критической деформации с ростом температуры испытания.

Увеличение температуры старения образцов до 520°С и укрупнение выделяющихся частиц  $Ti_3Ni_4$  ( $Ti_2Ni_3$ ) уменьшают дисперсионные упрочнение, а соответственно, уровень критических напряжений, рис. 3.13. В тоже время  $\tau_{0,3}$  остаются достаточно низкими при комнатной температуре, что обеспечивает высокие значения  $\gamma_{кр}$ . С ростом температуры испытания и увеличением напряжений начала мартенситного превращения критическая деформация снижается в значительно большей степени, чем для образцов, состаренных при 450°С.

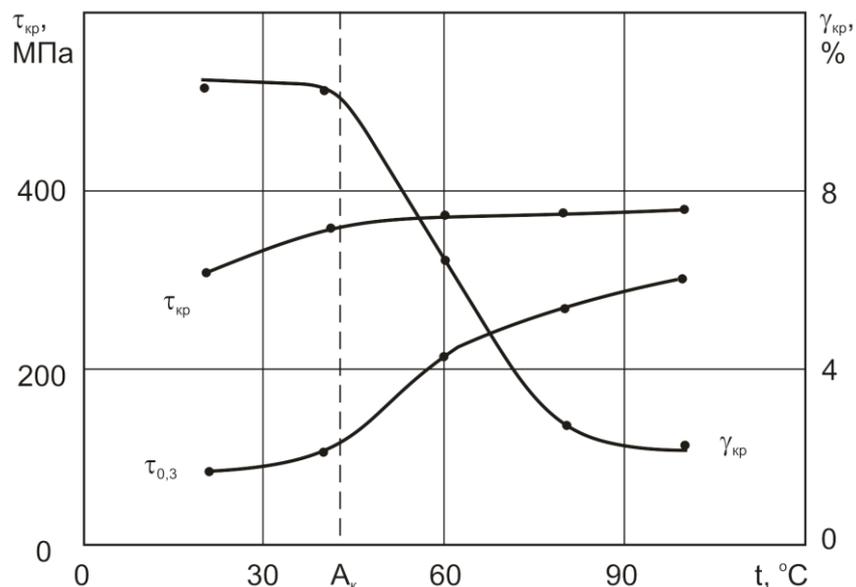


Рис. 3.13 Влияние температуры испытания на предел текучести ( $\tau_{0,3}$ ) и критические напряжения ( $\tau_{кр}$ ) и деформацию ( $\gamma_{кр}$ ) образцов сплава состава 2, состаренных при 520 °С в течение часа

В целом можно сделать вывод, что дисперсионное упрочнение образцов сплава состава 2 позволяет существенно повысить полноту формоизменения по механизму мартенситного превращения за счет увеличения уровня критических напряжений и деформаций. В образцах с мелкодисперсными выделениями богатых никелем интерметаллидов высокие обратимые деформации наблюдаются в широком диапазоне температур испытаний.

### 3.5 Заключение по главе 3

Теоретический и экспериментальный анализ термомеханического поведения образцов сплавов на основе никелида титана с разным химическим составом и структурой показал, что одними из наиболее важных характеристик этого материала являются критические напряжения и деформации, определяющие предельные показатели напряженно-деформированного состояния материала до которых его формоизменение протекает по механизму двойникования и/или мартенситного превращения. При соблюдении этих условий накопленная при нагрузке деформация обратима и устраняется (восстанавливается исходная форма) при разгрузке (сверхупругость) или нагреве (эффект памяти формы). При нагружении свыше критических значений в материале развиваются процессы скольжения, приводящие к накоплению необратимой деформации и неполному восстановлению исходной формы образцов.

Упрочнение В2-матрицы сплавов на основе никелида титана за счет твердорастворного, деформационного и дисперсионного механизмов приводит к повышению критических напряжений. В тоже время избыточная

дефектность кристаллической структуры затрудняет реализацию формоизменения по мартенситному механизму, что может приводить к снижению критической деформации.

## **Глава 4 Формоизменение сплавов на основе никелида титана при термоциклировании в условиях противодействия**

В большинстве конструкций, использующих элементы из сплавов с ЭПФ, изменение их формы при термоциклировании происходит при противодействии со стороны других частей устройства или внешней среды. В первую очередь это относится к актуаторам с ЭПФ, которые должны менять свою форму вполне определённым образом [11]. Такой процесс формоизменения можно разбить на два основных этапа. На первом, при охлаждении под действием нагрузки, материал должен накапливать деформацию, т.е. должна проявляться пластичность превращения [15]. При последующем нагреве накопленная деформация должна устраняться в процессе восстановления формы при противодействии со стороны действующей на материал нагрузки. Закономерности формоизменения элементов из сплавов с ЭПФ при чередовании циклов охлаждения и нагрева будут зависеть от особенностей термоциклирования (температурного интервала), нагружения (схемы нагружения, уровня напряжений), а так же химического состава и структуры материала.

### **4.1 Влияние предварительной деформации на формоизменение в условиях противодействия сплава состава 1 при термоциклировании**

Исследование влияния противодействия на закономерности формоизменения сплавов на основе никелида титана на первом этапе проводили на образцах сплава состава 1, отожжённых при 550 °С и имеющих структуру мелкозернистой рекристаллизованной В2-фазы. Образцы при комнатной температуре (20÷23 °С) деформировали кручением до степеней деформации ниже критической (6%), близкой к ней (10%) и значительно её превышающей (20%). После этого создавали постоянный крутящий момент, противодействующий восстановлению формы образцов. Величина касательных напряжений изменялась от 0 до 180 МПа. Нагрев образцов проводили до температуры на 10-15 °С превышающих окончание формоизменения образца. Так как в зависимости от напряжений противодействия восстановление формы заканчивалось при различных температурах, то и максимальная температура нагрева менялась в пределах 70÷170 °С. После окончания нагрева образцы под нагрузкой охлаждались до комнатной температуры и разгружались. После этого их нагревали ещё раз уже в свободном состоянии. В процессе термоциклирования измеряли деформацию образцов после нагрузки при комнатной температуре ( $\gamma_1$ ), нагрева под нагрузкой ( $\gamma_2$ ) и охлаждения до комнатной температуры ( $\gamma_3$ ) и свободного восстановления формы ( $\gamma_4$ ), рис. 4.1-4.3. Кроме того определяли

температуры начала и конца восстановления формы под нагрузкой ( $A_H^\tau$ ,  $A_K^\tau$ ), а так же температуру начала пластической деформации при охлаждении под нагрузкой ( $M_H^\tau$ ), рис. 4.1.

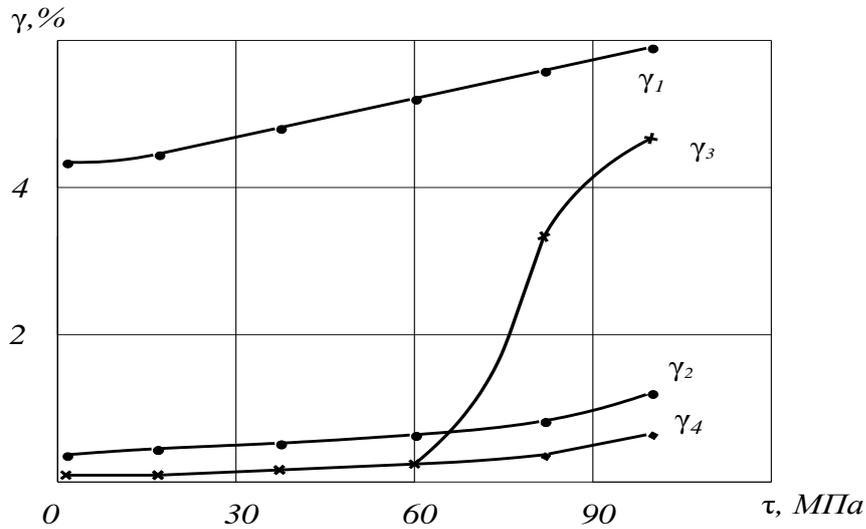


Рис.4.1 Влияние уровня напряжений на величину деформации образцов сплава состава 1, отожжённых при 570 °С в течение 1 часа после деформации 6% и нагрузки ( $\gamma_1$ ), нагрева ( $\gamma_2$ ) для восстановления формы и охлаждения до комнатной температуры под нагрузкой ( $\gamma_3$ ) и свободного восстановления формы ( $\gamma_4$ ).

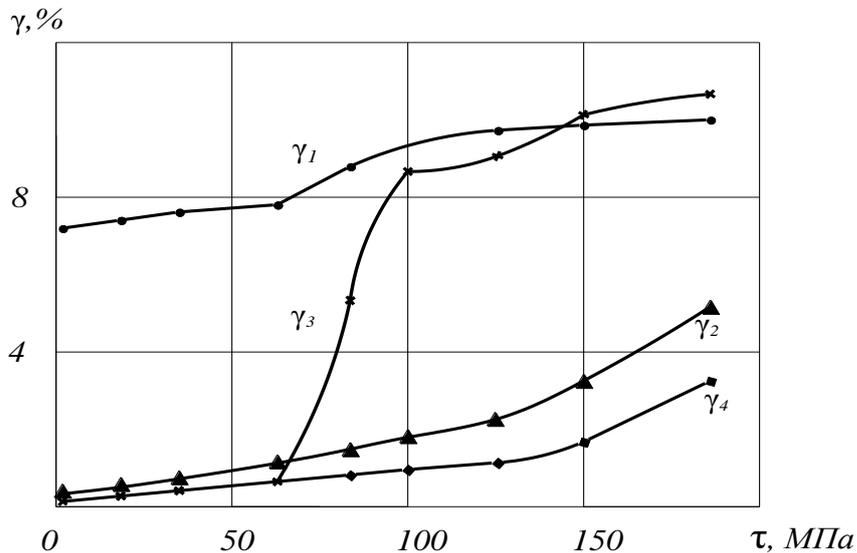


Рис. 4.2 Влияние уровня напряжений на величину деформации образцов сплава состава 1, отожжённых при 570 °С в течение 1 часа после деформации 10% и нагрузки ( $\gamma_1$ ), нагрева ( $\gamma_2$ ) для восстановления формы и охлаждения до комнатной температуры под нагрузкой ( $\gamma_3$ ) и свободного восстановления формы ( $\gamma_4$ ).

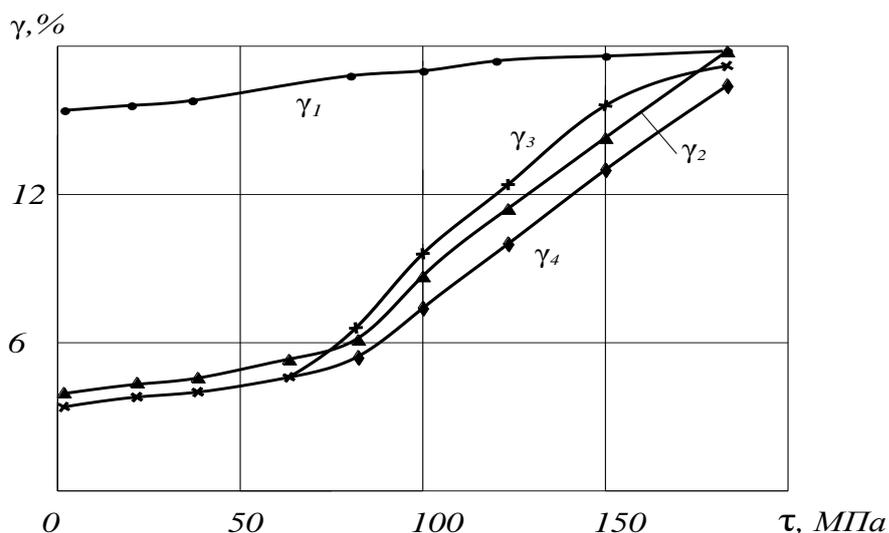


Рис. 4.3 Влияние уровня напряжений на величину деформации образцов сплава состава 1, отожжённых при 570 °С в течение 1 часа после деформации 20% и нагрузки ( $\gamma_1$ ), нагрева ( $\gamma_2$ ) для восстановления формы и охлаждения до комнатной температуры под нагрузкой ( $\gamma_3$ ) и свободного восстановления формы ( $\gamma_4$ ).

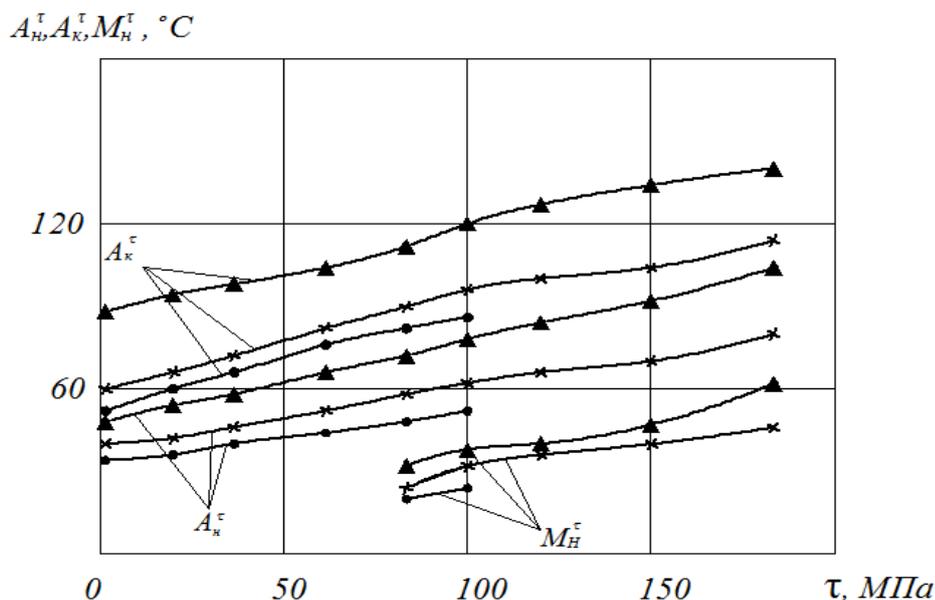


Рис. 4.4 Влияние уровня напряжений на температуры начала ( $A_n^T$ ), конца ( $A_k^T$ ) восстановления формы при нагреве и начала ( $M_n^T$ ) пластической деформации при охлаждении образцов сплава состава 1, отожжённых при 570 °С в течение 1 часа и предварительно деформированных при комнатной температуре на 6 (•), 10(×) и 20% (▲).

Для образцов сплава состава 1 деформация на 6% при комнатной температуре приводит к накоплению после разгрузки 4,3% остаточной деформации. Создание противодействующих восстановлению формы

напряжений вызывает увеличение деформации, которая при  $\tau > 100$  МПа достигает 6%, что вынуждает ограничивать дальнейшее нагружение образца в этой серии эксперимента (см. рис. 4.1). В процессе нагрева нагруженных образцов происходит восстановление их формы. При этом наблюдается рост температур  $A_n^\tau$  и  $A_k^\tau$  с увеличением противодействующих напряжений (см. рис. 4.4). Деформация, фиксируемая после цикла нагрева и охлаждения до комнатной температуры под нагрузкой ( $\gamma_3$ ), при противодействующих напряжениях до 60 МПа не превышает 0,3%. При больших значениях  $\tau$  происходит резкое увеличение  $\gamma_3$ , что обусловлено развитием пластичности превращения в материале под нагрузкой. Накопленная таким образом деформация восстанавливается при нагреве образца в свободном состоянии. Однако величина остаточной деформации ( $\gamma_4$ ) при  $\tau = 100$  МПа достигает 0,5%, что означает превышение критических условий реализации мартенситного механизма формоизменения и начало накопления деформации по механизму дислокационного скольжения.

Увеличение степени начальной деформации образцов до 10% приводит к накоплению невосстанавливаемой степени деформации свыше 0,3% уже при противодействии 60 МПа и более, (см. рис. 4.2). При напряжениях свыше 120 МПа накопление необратимой деформации интенсифицируется, достигая 3,5% при  $\tau = 180$  МПа. В диапазоне противодействующих напряжений 60-100 МПа пластичность превращения при охлаждении до комнатной температуры возрастает, достигая 8% ( $\gamma_1 - \gamma_2$ ).

Для образцов деформированных свыше критической деформации значительная необратимая деформация наблюдается уже при нагреве в свободном состоянии (см. рис. 4.3). При противодействующих до 60 МПа она незначительно увеличивается, а при больших значениях  $\tau$  – интенсивно растёт, достигая 16% при 180 МПа. При этом деформация, накапливаемая за счёт пластичности превращения, уменьшается до 2%.

Температуры формоизменения образцов сплава состава 1 линейно возрастают с увеличением напряжений противодействия, а их исходный уровень определяется степенью начальной деформации образцов (см. рис. 4.4).

Анализ полученных результатов позволяет определить некоторые отличия в термомеханическом поведении образцов при изотермических испытаниях, описанных в главе III и термоциклировании в условиях противодействия восстановлению формы.

Во-первых, необходимо отметить, что переход от мартенситного к дислокационному механизму формоизменения при термоциклировании с противодействием происходит при значительно более низких напряжениях

порядка 60÷100 МПа, чем в условиях изотермического нагружения и свободного восстановления формы (280÷330 МПа). Причём это наблюдается и для образцов исходно деформированных до 10% и уже деформационно упрочнённых (20%).

Во-вторых, величина деформации накопленной за счёт пластичности превращения максимальна при напряжениях противодействия свыше 100 МПа у образцов предварительно деформированных вблизи критической деформации.

В-третьих, с повышением противодействующих напряжений температуры формоизменения увеличиваются линейно примерно на 2-3 °С на каждые 10 МПа.

По-видимому указанные особенности могут быть обусловлены наличием предварительной деформации образцов перед термоциклированием под нагрузкой. В процессе такой деформации достигаются достаточно высокие напряжения, которые вызывают микропластическую деформацию при развитии передвйникования мартенсита. Поэтому, не смотря на то, что при деформации на 6 и 10% не превышаются критические условия мартенситного механизма формоизменения, могут образовываться дефекты кристаллического строения (дислокации), движение которых под напряжениями в процессе термоциклирования вызывает накопление необратимой деформации. При данных условиях можно условно говорить о сложении напряжений деформации образцов и противодействующих восстановлению формы напряжений при термоциклировании.

Эти закономерности необходимо проверить на сплавах другого состава и структуры, а так же при других схемах противодействия.

#### **4.2 Влияние структуры сплава состава 3 на его формоизменение при термоциклировании под нагрузкой**

На следующем этапе исследовали влияние уровня приложенных касательных напряжений на формоизменение образцов из сплава состава 3 с различной структурой, сформированной деформацией волочением и последующей термической обработкой. При термоциклировании напряжения в образце создавали при комнатной температуре, который затем охлаждали до -40÷50 °С. При низкой температуре образцы разгружали и нагревали до 50÷60 °С для восстановления формы в свободном состоянии. Это позволило определить влияние структуры материала на закономерности развития в нём пластичности превращения и накопления деформации.

Для образцов в исходном состоянии (после волочения и прямления пропускаемым током при температуре 500 °С в течение 5 минут) под напряжениями 50 МПа накопление деформации при охлаждении начинается при +8 °С, а заканчивается при -11 °С. При этом образцы деформируются до 6,7 %, рис. 4.5. Разгрузка при температуре -55 °С устраняет упругую деформацию около 0,5%. При последующем нагреве в свободном состоянии величина остаточной деформации образца незначительно снижается (на ~0,5%) до 20 °С, выше которой она интенсивно устраняется при нагреве до 32 °С. Невосстанавливаемая после нагрева деформация не превышает 0,1%.

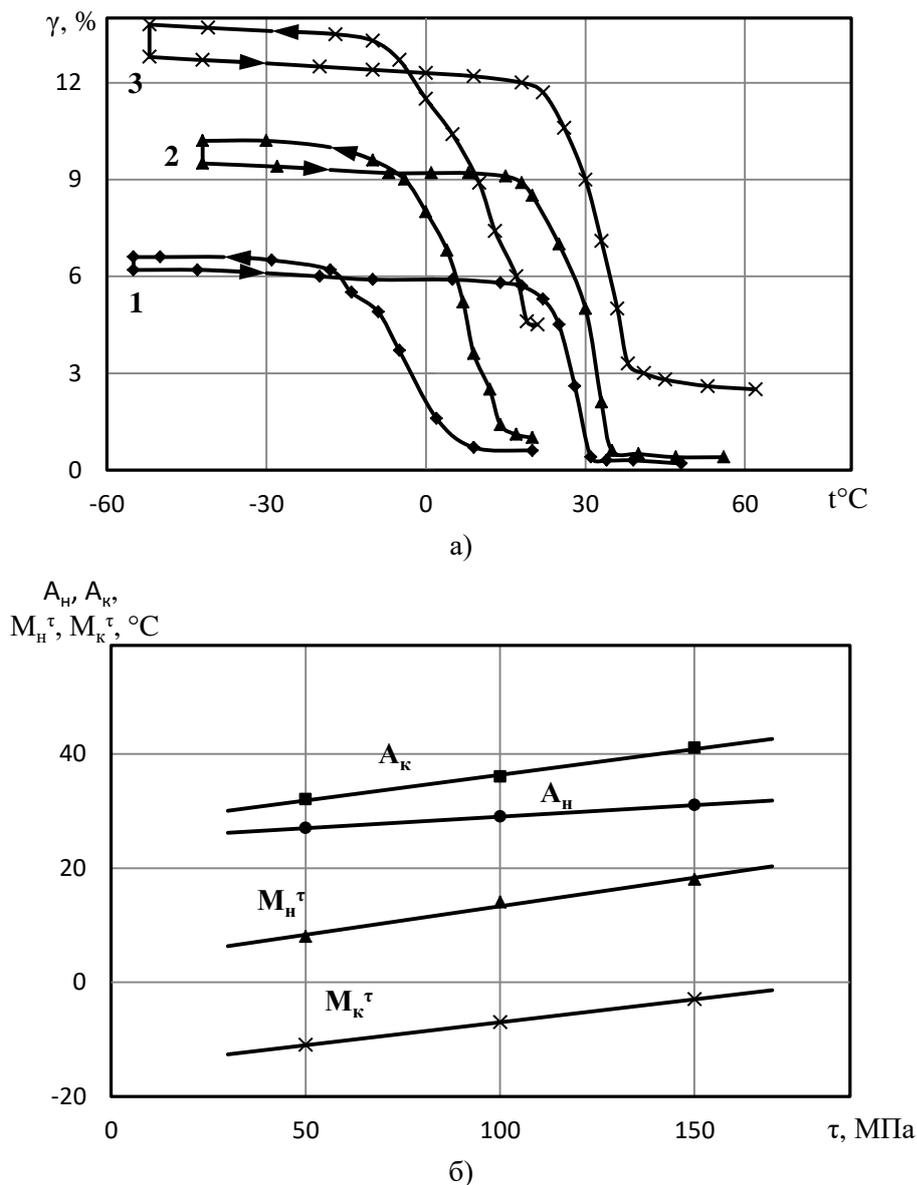


Рис. 4.5 Влияние уровня напряжений на формоизменение (а) и температуры начала ( $M_H^\tau$ ) и конца ( $M_K^\tau$ ) накопления деформации при охлаждении под нагрузкой и начала ( $A_H$ ) и конца ( $A_K$ ) восстановления формы при нагреве в свободном состоянии (б) образцов сплава состава 3 в исходном состоянии. 1 – 50 МПа, 2 – 100 МПа, 3 – 150 МПа

Повышение напряжений до 100 МПа приводит к более раннему накоплению деформации при охлаждении (начало при 13 °С, окончание - 8 °С), которая увеличивается до 10,3%. В процессе последующего нагрева образец восстанавливает форму в интервале температур 21÷36 °С с остаточной деформацией около 0,3%.

При напряжении 150 МПа накопление деформации происходит уже при комнатной температуре (~4,5%) и продолжается при охлаждении до -3 °С. Итоговая деформация достигает 13,8%. Восстановление формы образца при нагреве происходит только частично со значительной остаточной деформацией (2,5%).

Можно отметить, что с увеличением напряжений температуры начала и конца формоизменения при охлаждении линейно возрастают, что соответствует уравнению Клапейрона-Клазиуса [86]. В то же время при восстановлении формы в свободном состоянии температуры  $A_n$  и  $A_k$  так же возрастают с повышением напряжений на стадии охлаждения. По-видимому, это связано с большей степенью накопленной при этом деформации, что сопровождается повышением дефектности кристаллического строения образовавшегося мартенсита. Это же может быть причиной того, что напряжения, приводящие к появлению необратимой деформации, оказываются значительно ниже критических, определённых при изотермических условиях. В то же время необходимо отметить, что накопление необратимой деформации происходит в том случае, когда деформация при реализации пластичности превращения превышает критические значения деформации в изотермических условиях. Это ещё раз подтверждает отмеченную в главе III тенденцию снижения критических напряжений в условиях значительных деформаций материала по механизму мартенситного формоизменения.

Аналогичное поведение при термоциклировании под нагрузкой демонстрируют образцы состава 3, подвергнутые отжигу при 700 °С и имеющие рекристаллизованную структуру, рис. 4.6. Можно отметить некоторые особенности. В частности, более лёгкое накопление деформации при охлаждении по сравнению с образцами с исходной структурой. Это выражается в том, что при напряжениях до 50 МПа величина накопленной деформации выше, чем у образцов с исходной структурой и только при больших нагрузках начинает им уступать. В то же время остаточная (не восстановленная) деформация у образцов, отожжённых при 700 °С, ниже, чем у образцов с исходной структурой.

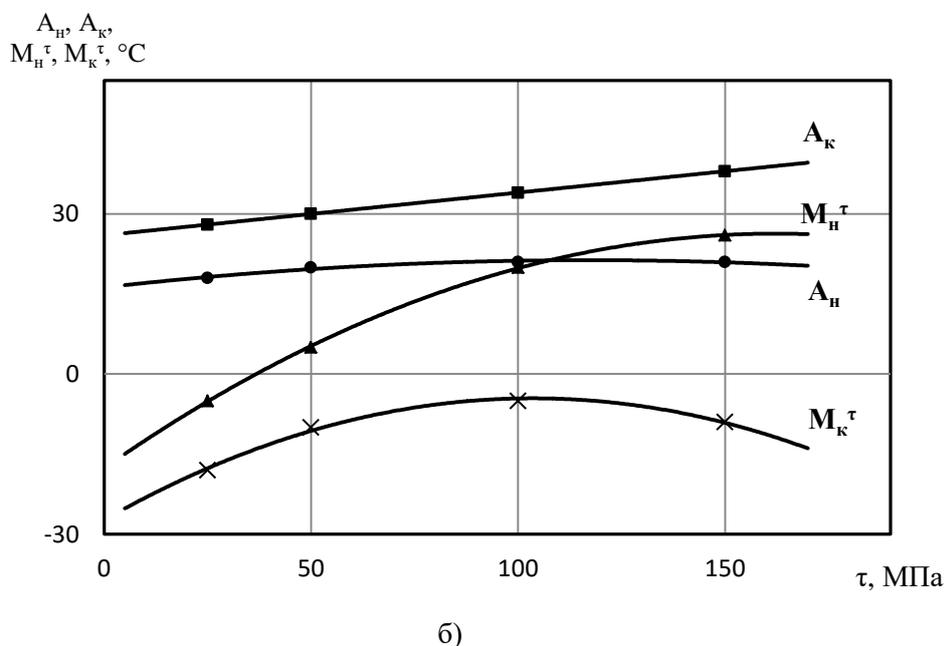
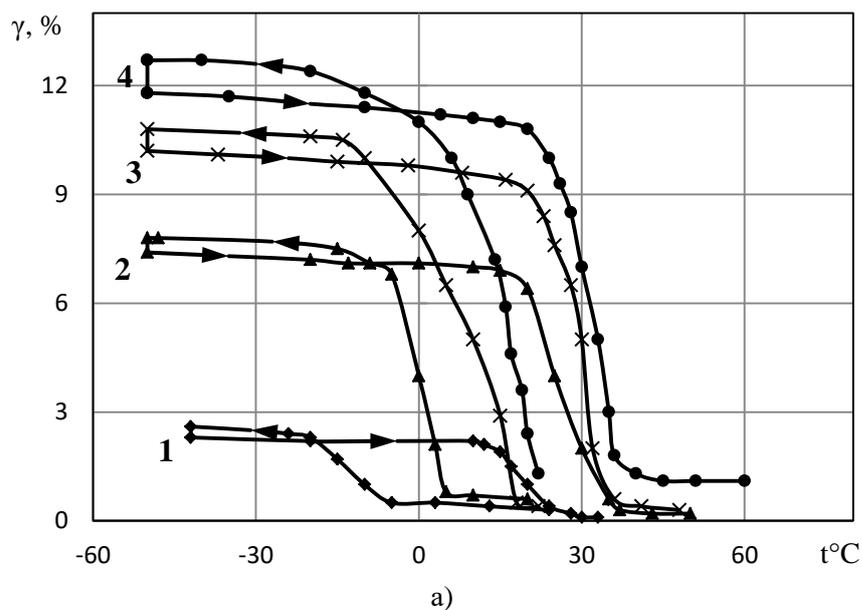


Рис. 4.6 Влияние уровня напряжений на формоизменение (а) и температуры начала ( $M_H^\tau$ ) и конца ( $M_K^\tau$ ) накопления деформации при охлаждении и начала ( $A_H$ ) и конца ( $A_K$ ) восстановления формы при нагреве в свободном состоянии (б) образцов сплава состава 3, отожжённых при  $700^\circ\text{C}$  в течение 1 часа. 1 – 20 МПа, 2 – 50 МПа, 3 – 100 МПа, 4 – 150 МПа

Необходимо так же отметить, что температура  $M_K^\tau$  при напряжениях свыше 100 МПа не увеличивается, а даже несколько снижается. Это свидетельствует о накоплении деформации по механизму скольжения в процессе значительной пластичности превращения материала, превышающей критическую деформацию в изотермических условиях.

Для образцов, состаренных при  $470^\circ\text{C}$ , накопление деформации при охлаждении происходит значительно труднее, рис. 4.7, чем в образцах с

рекристаллизованной структурой и подобно образцам с исходной структурой (см. рис. 4.5,4.6). В данном случае причиной этого, по-видимому, является мелкодисперсные частицы богатых никелем интерметаллидов, выделившиеся при старении. Они препятствуют свободному росту благоприятно ориентированных по отношению к действующей нагрузке кристаллов мартенсита.

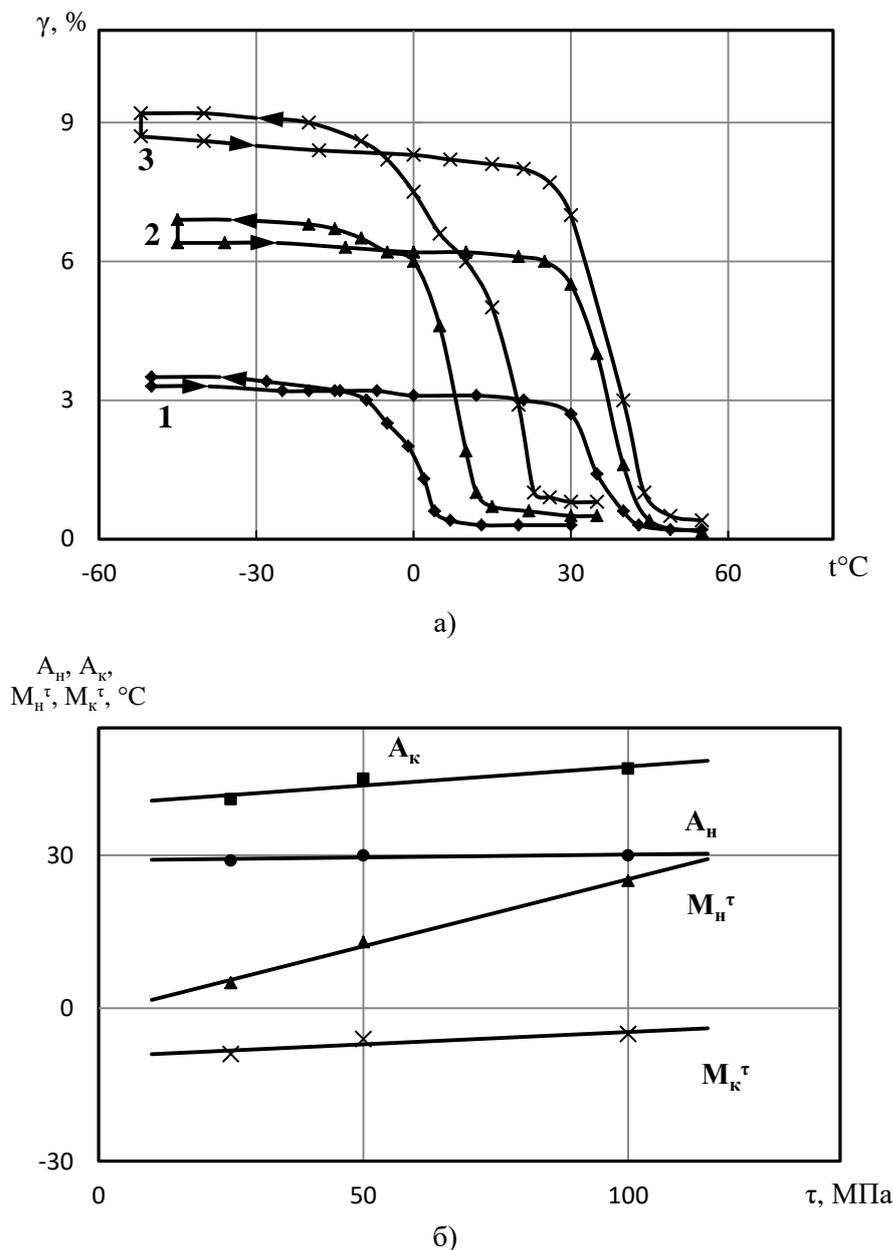


Рис. 4.7. Влияние уровня напряжений на формоизменение (а) и температуры начала ( $M_H^\tau$ ) и конца ( $M_K^\tau$ ) накопления деформации при охлаждении и начала ( $A_H$ ) и конца ( $A_K$ ) восстановления формы при нагреве в свободном состоянии (б) образцов сплава состава 3, отожжённых при 700 °С в течение 1 часа и состаренных при 470 °С в течение 1 часа. . 1 – 20 МПа, 2 – 50 МПа, 3 – 100 МПа

Это подтверждает исследование влияния температуры старения образцов сплава состава 3 на их формоизменение при термоциклировании под нагрузкой, рис. 4.8. Видно, что минимальная пластичность превращения наблюдается у образцов состаренных при 450 °С, для которых характерна максимальная дисперсность выделений богатых никелем интерметаллидов, а соответственно, наибольшее сопротивление движению межфазной границы в процессе роста кристаллов мартенсита.

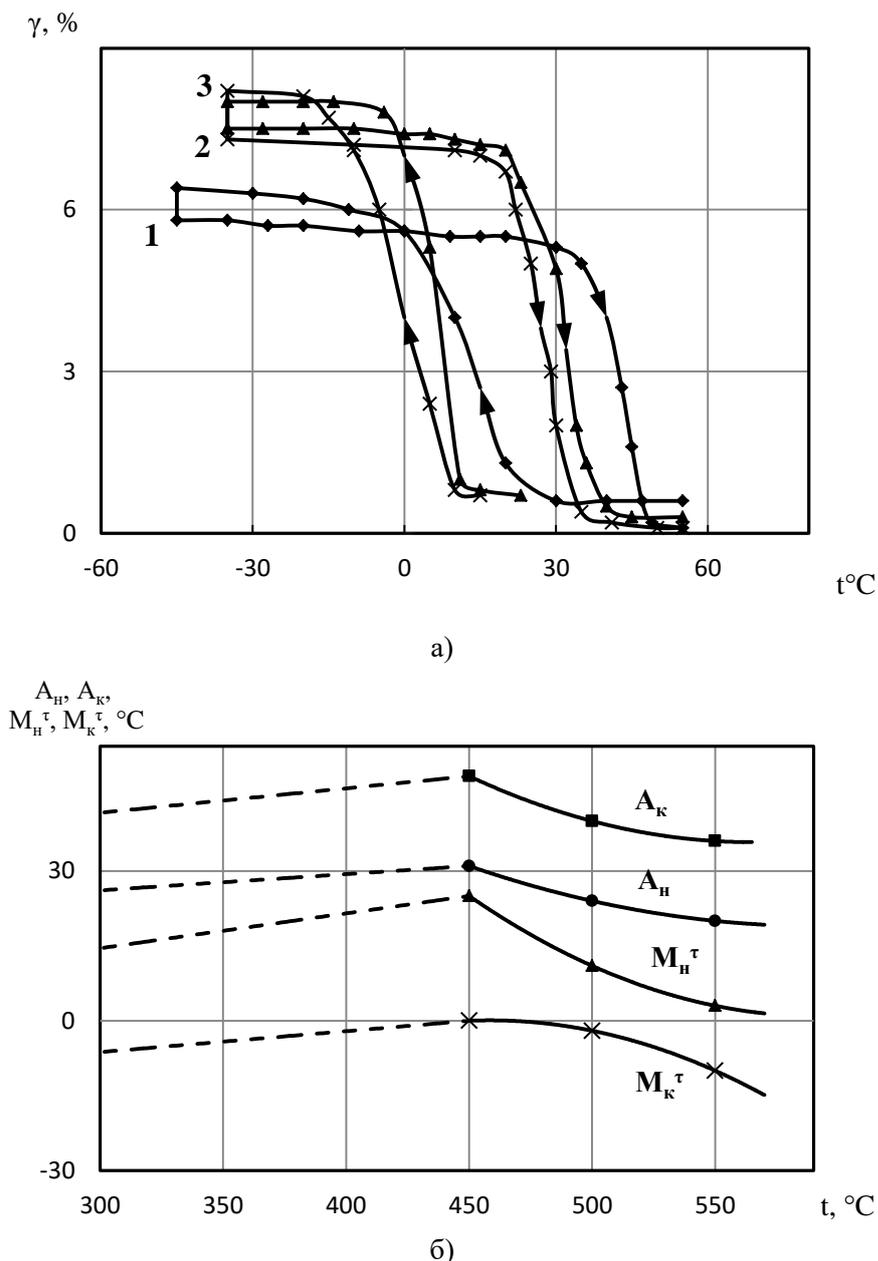


Рис. 4.8 Влияние температуры старения при 450 (1), 500 (2) и 550 °С (3) на формоизменение образцов состава 3 под напряжениями 50 МПа при охлаждении и свободном восстановлении формы при нагреве (а) и температуры накопления деформации ( $M_H^\tau$ ,  $M_K^\tau$ ) и восстановления формы ( $A_H$ ,  $A_K$ ) (б)

Повышение температуры старения, а, соответственно, увеличение размеров частиц интерметаллидов, приводит к росту деформации накапливаемой образцами при охлаждении под нагрузкой.

Сравнение процесса накопления деформации при охлаждении и нагреве для образцов сплава состава 3 в различных структурных состояниях показывает, рис. 4.9, что при малых (до 50 МПа) напряжениях максимальная пластичность превращения наблюдается у образцов в состаренном состоянии. Однако, при высоких напряжениях её накопление замедляется и становится меньше, чем у образцов в исходном состоянии. При этом у последних происходит интенсивное накопление невосстановленной деформации, превосходящей критическое значение при напряжениях свыше 100 МПа. В то же время состаренные образцы характеризуются при тех же условиях значительно меньшей величиной необратимой деформации. Образцы, отожжённые при 700 °С, с рекристаллизованной структурой имеют промежуточные значения накопленных и необратимых деформаций между двумя рассмотренными выше случаями (исходном и состаренном).

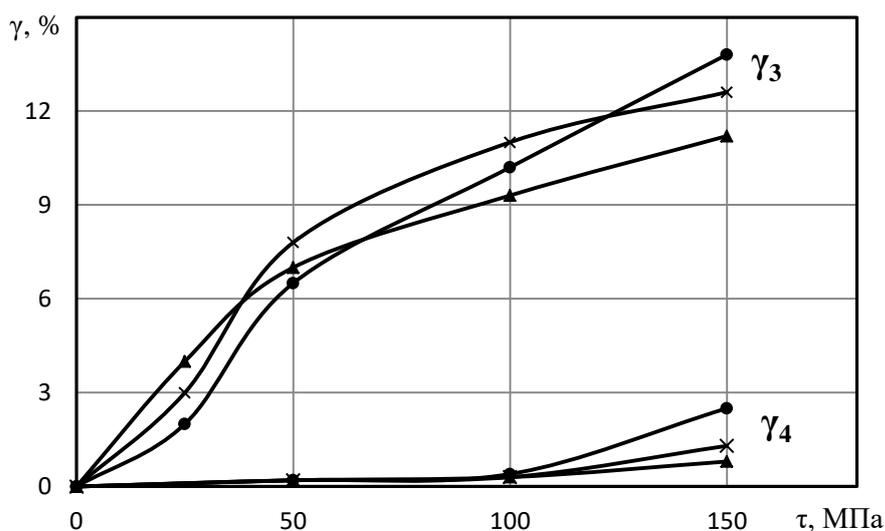


Рис. 4.9 Влияние состояния образцов сплава состава 3 на накопление деформации под нагрузкой ( $\gamma_3$ ) и остаточной деформации после свободного восстановления формы при нагреве ( $\gamma_4$ ). • - исходное состояние, × - отожжённые при 700 °С, ▲ – состаренные при 470 °С.

Можно предположить, что наблюдаемая закономерность связана с тем, что высокая концентрация дефектов кристаллического строения в исходном (деформированном) состоянии затрудняет рост благоприятно ориентированных вариантов кристаллов мартенсита, что приводит к повышению напряжений мартенситного механизма формоизменения. В то же время по мере развития мартенситного превращения при высоких напряжениях происходит интенсивное скольжение имеющихся в материале

дислокаций и образование новых. Это способствует накоплению необратимой деформации и невозстановлению формы образцов. В состаренных образцах процессу образования благоприятных вариантов кристаллов мартенсита на начальных этапах превращения при малых напряжениях ничего не мешает. Но при дальнейшем росте кристаллов им препятствуют дисперсные частицы богатых никелем интерметаллидов, вызывая затруднения протекания процесса накопления деформации. В то же время образование дислокаций и их скольжение затруднено в состаренных образцах, что замедляет накопление ими необратимой деформации.

### **4.3 Формоизменение образцов сплава состава 2 при термоциклировании под нагрузкой**

В следующей серии экспериментов использовали образцы сплава на основе никелида титана состава 2, состаренные при температуре 450 °С, которые нагружали до заданного уровня касательных напряжений при комнатной температуре и охлаждали до -50 °С. После этого проводили нагрев в нагруженном состоянии до +40÷80 °С с последующим замером остаточной невозстановленной деформации после разгрузки. В целом формоизменение образцов состава 2 под нагрузкой аналогично наблюдаемому для образцов состава 3, однако, необходимо отметить некоторое различие в скорости накопления деформации, рис. 4.10. Так, на первом этапе, в начале процесса развития пластичности превращения, деформация быстро увеличивается по мере охлаждения, но затем, на втором этапе, происходит значительное уменьшение скорости накопления. Особенно это заметно при высоких напряжениях, когда накопление деформации на втором этапе растягивается на 50-60 °С, в то время когда интенсивный рост деформации на первом этапе протекает в интервале 15 °С.

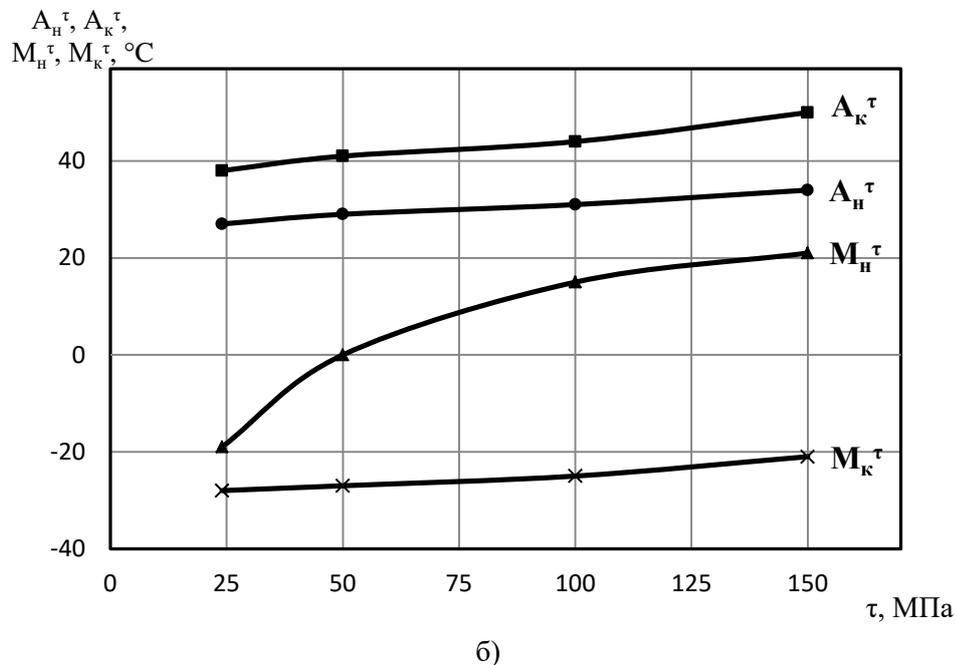
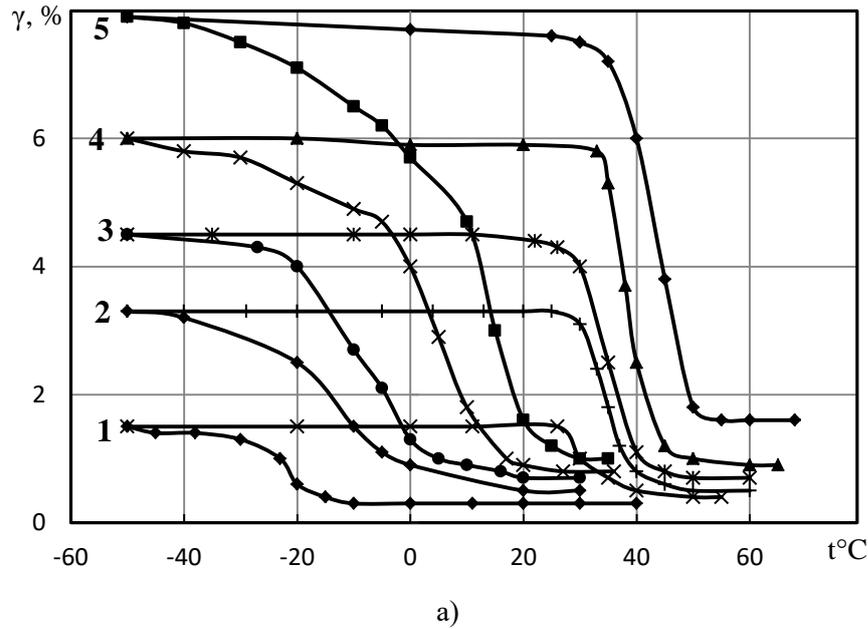


Рис. 4.10 Влияние уровня напряжений (1 – 20 МПа, 2 – 50 МПа, 3 – 70 МПа, 4 – 100 МПа, 5 – 150 МПа) на формоизменение при охлаждении и нагреве (а) и температуры накопления деформации ( $M_H^\tau, M_K^\tau$ ) и восстановления формы ( $A_H^\tau, A_K^\tau$ ) (б) образцов сплава состава 2 состаренных при 450 °С в течение 1 часа

При нагреве в условиях противодействия стадийности восстановления формы практически не наблюдается. Интервал формоизменения составляет около 15 °С. Можно предположить, что такая стадийность формоизменения образцов при охлаждении связана с тем, что превращение В2-фазы в мартенсит происходит через образование R-фазы в сплавах никелида титана с повышенным содержанием никеля и упрочнённых частицами

интерметаллида  $Ti_3Ni_4$ . Влияние уровня напряжений на температуры накопления деформации при охлаждении и восстановлении формы при нагреве (см. рис. 4.10(б)), определённые по методу касательных по наиболее интенсивному формоизменению, имеет ряд особенностей. Так если  $A_H^\tau$  и  $A_K^\tau$  линейно возрастает с увеличением напряжений противодействия, то  $M_H^\tau$  интенсивно увеличивается при малых  $\tau$  и постепенно стабилизируется при больших. Температура  $M_K^\tau$  повышается с ростом  $\tau$  практически так же, как температуры восстановления формы. Однако, по кривым формоизменения образцов при охлаждении (см. рис. 10(а)) можно отметить, что накопление деформации полностью не прекращается после достижения  $M_K^\tau$ , а протекает замедленно вплоть до минимальной реализуемой в эксперименте температуры ( $\sim -50^\circ C$ ).

Если рассмотреть скорость изменения формы ( $dy/dt$ ) образцов по температуре при накоплении и восстановлении деформации, то она имеет ярко выраженные максимумы. Причём при нагреве распределение  $dy/dt$  имеет практически симметричный пик, а при охлаждении наблюдается значительная асимметрия в сторону низких температур. Кроме того, максимальная скорость формоизменения при пластичности превращения составляет 0,5% на градус, а при восстановлении формы значительно выше – 0,8% на градус. В данном случае очевидно, что гистерезис превращения необходимо определять как разность температур максимальных скоростей формоизменения. В примере, приведённом на рис. 4.11 он составляет  $35^\circ C$ . Если рассчитывать гистерезис превращения как принято по разности температур начала и конца превращений при нагреве и охлаждении, то она может изменяться от 20 до  $60^\circ C$  в зависимости от метода определения этих температур. Для реализации ЭПФ в актуаторах может быть полезна информация о температурах формоизменения в зависимости от степени накопления деформации и восстановления формы, рис. 4.12. Используя эту зависимость, можно конструктивно регулировать температуры срабатывания устройства, ограничивая рабочий ход (степень восстановления) элемента с памятью формы.

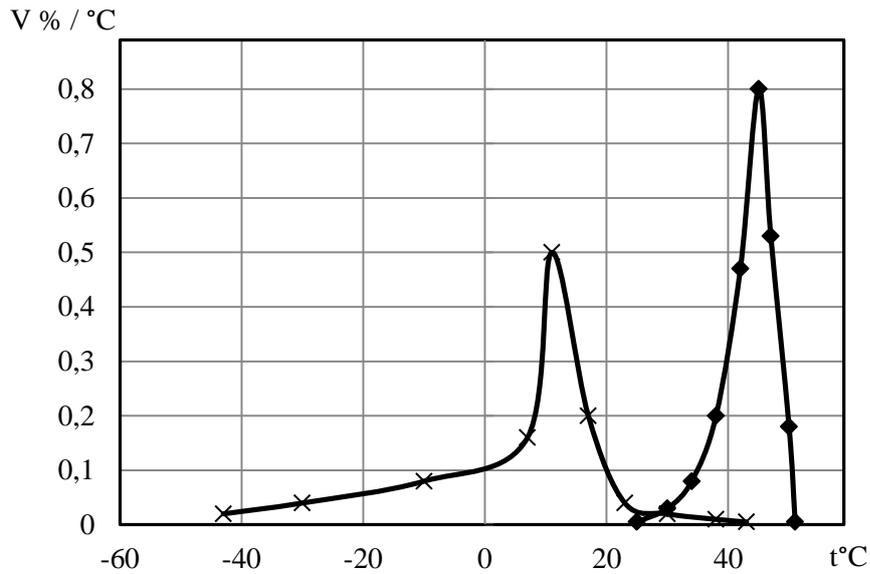


Рис. 4.11 Влияние температуры на скорость формоизменения образца сплава 2, отожжённого при 700 °С и состаренного при 450 °С в течение 1 часа, термоциклированного при напряжениях 150 МПа.

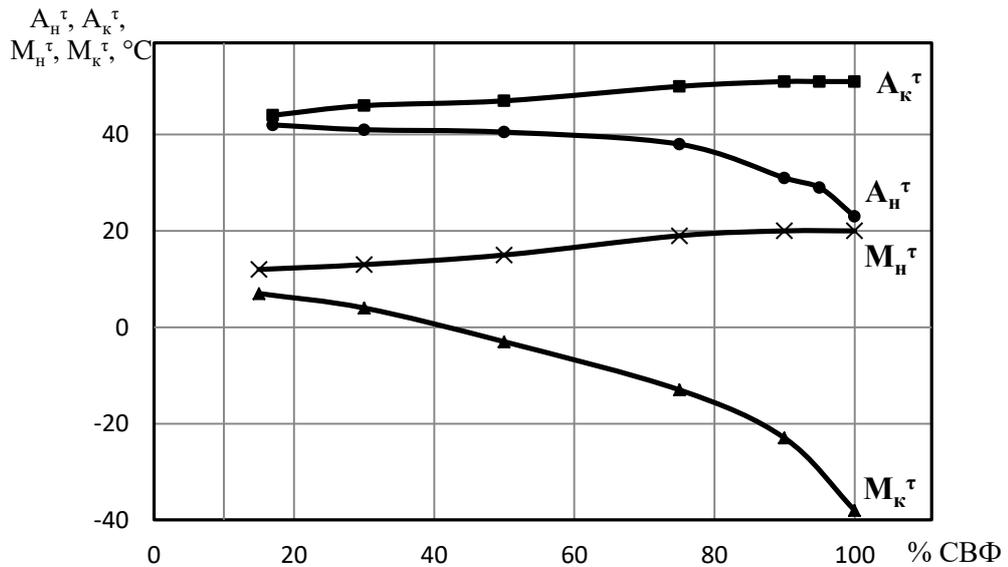


Рис. 4.12 Изменение температур формоизменения образца сплава 2, отожжённого при 700 °С и состаренного при 450 °С в течение 1 часа, в зависимости от степени восстановления формы.

Необходимо так же отметить, что для образцов сплава состава 2, состаренных при 450 °С, с ростом противодействующих напряжений накопление деформации при охлаждении происходит значительно медленнее, чем в сплавах с меньшим содержанием никеля, рис. 4.13, что обусловлено большим сопротивлением движению межфазной границы. Препятствием для такого движения служат дисперсные частицы  $Ti_3Ni_4$ ,

объёмная доля которых максимальна в состаренном сплаве состава 2 по сравнению со сплавами состава 3 и отсутствием этой фазы в сплаве состава 1. В то же время эти частицы препятствуют развитию дислокационного скольжения в материале, в следствии чего накопление необратимой при нагреве деформации в образцах состава 2 заметно меньше, чем в образцах состава 3, и тем более, в образцах состава 1. Поэтому сплавы с повышенным содержанием никеля предпочтительно использовать в силовых функциональных конструкциях, в частности в актуаторах, работающих в условиях значительного противодействия восстановлению формы.

#### 4.4 Заключение по главе 4

Анализ формоизменения образцов сплавов на основе никелида титана показывает, что в зависимости от химического состава и структуры этого материала его деформационные и силовые характеристики могут изменяться в широких пределах. Так максимальная деформация, накапливаемая при охлаждении и восстанавливаемая при нагреве, наблюдается у образцов состава 3, отожжённых при 700 °С. В то же время образцы сплава состава 2, хотя имеют минимальную накапливаемую и восстанавливаемую деформацию, но способны изменять форму при термоциклировании под большими нагрузками без накопления остаточной невосстанавливаемой деформации. В качестве интегральной характеристики, учитывающей как деформационные, так и силовые показатели, целесообразно использовать удельную работу накопления и восстановления формы при термоциклировании ( $\alpha_y$ ), которая является произведением деформации формоизменения ( $\gamma_3-\gamma_4$ ) на величину напряжений, противодействующих восстановлению формы образца. Причём определение  $\alpha_y$  необходимо проводить при условиях отсутствия значимой величины необратимой деформации материала после его разгрузки и нагрева выше температур обратного мартенситного превращения, т.е. в максимально напряжённо-деформируемом состоянии, не приводящем к накоплению деформации по механизму дислокационного скольжения при термоциклировании под нагрузкой. Величины напряжений и деформаций и расчётные значения критической величины  $\alpha_y$  приведены в таблице 4.1.

Таблица 4.1

Влияние состава сплава и его обработки на характеристики формоизменения при термоциклировании в условиях противодействия

Состав сплава	Обработка сплава	Критическое напряжение при термоциклировании $\tau_{0,3}$ , МПа	Накапливаемая при охлаждении и восстанавливаемая при нагреве критическая деформация $\gamma_3\text{-}\gamma_4$ , %	Удельная работа $\alpha_y$ , МДж/м <sup>3</sup>
Состав 1	Отожжённые при 550°	70	8,6	3,0
Состав 2	Состаренные при 450°С	150	8,2	6,2
Состав 3	Исходное состояние	100	10,2	5,1
	Отожжённые при 700 °С	110	11,1	6,1
	Состаренные при 470 °С	130	10,1	7,6
	Состаренные при 500 °С	120	10,7	6,4
	Состаренные при 550 °С	110	11,2	6,2

Приведённые результаты расчётов показывают, что максимальная  $\alpha_y$  наблюдается у образцов состава 3, состаренных при 470 °С, которые обладают не самыми высокими значениями критических деформаций и напряжений, но наиболее хорошим их сочетанием. Образцы состава 2 в состаренном состоянии превосходят их по уровню критических напряжений, но значительно проигрывают по уровню обратимых деформаций. Образцы сплава состава 1 уступают указанным выше сплавам по уровню критических напряжений и не имеют преимуществ по обратимым деформациям. В результате этого максимальная критическая удельная работа образцов сплава состава 1 в два раза ниже, чем у образцов сплава составов 2 и 3.

Сравнение формоизменения образцов сплава на основе никелида титана с разным соотношением легирующих компонентов и структурой позволяет определить следующие закономерности:

1. Повышение содержания никеля в сплаве свыше его предельной растворимости в В2-фазе в равновесных условиях приводит к уменьшению накапливаемой за счёт пластичности превращения деформации. В то же остаточная необратимая при нагреве деформация так же снижается.

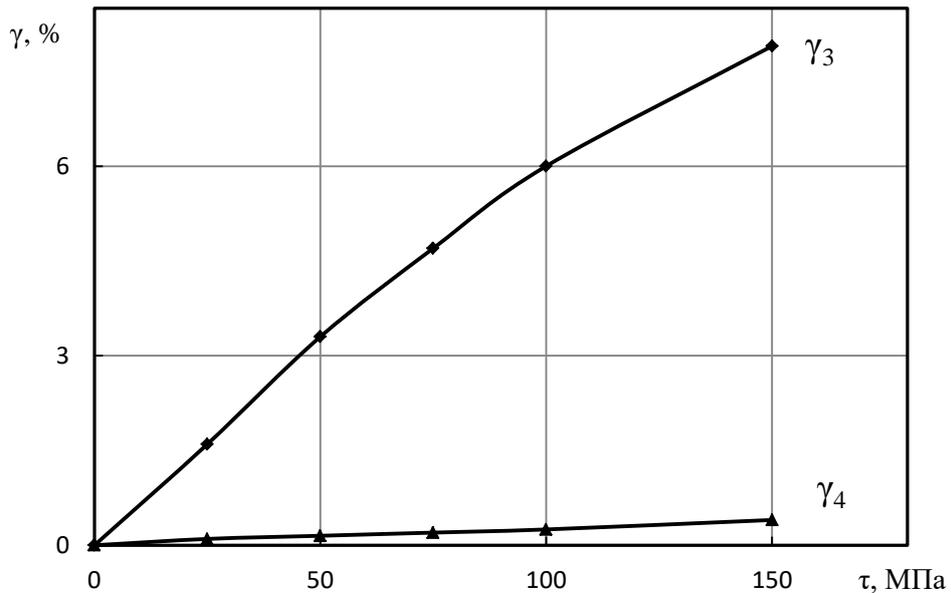


Рис. 4.13 Влияние уровня напряжений на накопление деформации при охлаждении ( $\gamma_3$ ) и остаточную деформацию после восстановления формы в условиях противодействия ( $\gamma_4$ ) образцов сплава состава 2 состаренных при 450 °С в течение 1 часа

2. Критические напряжения при термоциклическом формоизменении повышаются с увеличением содержания никеля в сплаве и его дисперсионного упрочнения в процессе старения. В то же время накапливаемая под нагрузкой деформация не столь однозначно зависит от состава и структуры сплава. В проведённых экспериментах она была максимальна для сплава средней степени легирования никелем (состав 3) с рекристаллизованной структурой.

3. Температуры восстановления формы в условиях противодействия линейно повышаются с ростом  $\tau$ . В то же время для температур накопления деформации при охлаждении подобная зависимость не столь однозначна, что во многом определяется неравномерным развитием пластичности мартенситного превращения и методическим особенностям их определения.

## **Глава 5 Влияние химического состава и структуры сплавов на основе никелида титана на работоспособность актуаторов на основе эффекта памяти формы**

Актуатор – это исполнительное устройство, передающее воздействие (как правило, механическое) на объект управления. Применение в актуаторах сплавов с эффектом памяти формы, в частности никелида титана, позволяет преобразовать тепло (изменение температуры) от внешней среды или системы управления в механическую. По выполняемой удельной работе, точности срабатывания актуаторы с эффектом памяти формы превосходят аналогичные устройства, основанные на тепловом объемном или линейном расширении, в том числе и биметаллические [11]. Однако, применения таких актуаторов в датчиках, терморегулирующих и термосиловых устройствах ограничено. Это связано со сложностью производства материала с необходимыми характеристиками [4] и отсутствием методов конструирования подобных устройств. Решение указанных проблем возможно только на основе всестороннего исследования термомеханического поведения материала при различных схемах нагружения, нагрева и его связи с химическим составом, структурой и особенностями обработки слитка, полуфабриката и изделия. В этой главе проведены исследования с целью определить как характеристики материала (температуры восстановления формы, критические значения напряжений и деформации) влияют на термомеханическое поведение актуаторов и область их работоспособности, а так же дать рекомендации по выбору состава и технологии обработки элементов актуаторов из сплавов на основе никелида титана.

### **5.1 Анализ влияния схемы противодействия на работоспособность актуаторов с элементами из никелида титана**

Как показал анализ литературы, проведённый в Главе I, актуаторы, использующие элементы из материала с эффектом памяти формы, основываются на обратимом формоизменении материала. Это формоизменение включает два основных этапа – развитие пластичности превращения в процессе охлаждения и восстановления формы при нагреве. Накопление деформации при охлаждении может развиваться как за счёт напряжений, обусловленных структурой материала, так и за счёт напряжений от внешнего силового воздействия. В обоих случаях последующий нагрев приводит к восстановлению формы, но в первом – говорят о реализации обратимого (двухпутевого) эффекта [2, 16, 51]. Во втором случае внешнее силовое воздействие обеспечивает, как правило, элемент конструкции, который называют «элементом смещения».

Величина обратимой деформации двухпутевого эффекта незначительна и не превышает, как правило, одного процента [8]. При этом внешнее силовое воздействие на элемент актуатора приводит к подавлению этого эффекта. Поэтому обратимый эффект памяти формы в актуаторах целесообразно использовать только в случаях необходимости минимизировать объём устройства (микро-актуаторы) [23]. В остальных случаях экономически и технически выгодно использовать актуаторы с элементом смещения.

Элементы смещения различают по условиям их воздействия на материал с эффектом памяти формы. Обычно, выделяют два крайних варианта: постоянное и переменное линейное противодействие. В первом случае элемент смещения оказывает постоянное по величине усилие на элемент из материала с памятью формы. Это может быть свободно весящий груз, который непосредственно или через систему блоков воздействует на элемент с ЭПФ. Система с постоянным противодействием наиболее просто реализуется, однако, очень чувствительна к дополнительному внешнему воздействию, которое может нарушить её работоспособность. Поэтому в большинстве случаев используют систему с переменным линейным противодействием, в которой элементом смещения выступает упругий конструкционный материал в виде пружины (цилиндрической, плоской и т.п.).

В зависимости от формы элемента с ЭПФ и конструкции актуатора материал с памятью формы может подвергаться растяжению – сжатию, изгибу, кручению или более сложной комбинированной схеме нагружения. Чаще всего элемент с ЭПФ изготавливают в виде цилиндрической пружины растяжения, в которой материал подвергается в основном сдвиговой деформации кручением.

Полученные в Главах 3 и 4 кривые термомеханического поведения образцов из сплава ТН1 при кручении можно использовать для оценки работоспособности актуаторов в виде пружин. В первом приближении достаточно иметь зависимости напряжения от деформации для материала при крайних температурах эксплуатации - ниже температуры  $M_k$  и выше  $A_k$ . На рисунке 5.1 показаны такие кривые образцов сплава состава 1 отожжённых при  $550^\circ\text{C}$  для температур испытания  $20$  и  $100^\circ\text{C}$ , соответственно. При постоянном противодействии, свободно подвешенный груз ( $P$ ), вызывающий в материале пружины с ЭПФ напряжение  $\tau_{AB}$ , обеспечивает при  $20^\circ\text{C}$  её деформацию, отвечающую точке  $\gamma_A$ . После нагрева до  $100^\circ\text{C}$  это же напряжение деформирует пружину до точки  $\gamma_B$ , а деформация  $\gamma_A - \gamma_B$  восстанавливается, производя подъем груза. При этом материал пружины

совершает удельную работу восстановления формы, равную  $a_y^B = \tau_{AB}(\gamma_A - \gamma_B)$ . Из рисунка 5.1 видно, что максимальная восстанавливаемая деформация и удельная работа восстановления формы будет наблюдаться в том случае, когда напряжения противодействия ( $\tau_{AB}$ ) равны минимальным критическим в мартенситном состоянии мартерериала. Превышение этого уровня будет приводить к неполному восстановлению формы при нагреве и появлению остаточной деформации (точка В на рис. 5.1 должна смещаться в сторону больших деформаций). Для многократно срабатывающих актуаторов это недопустимо.

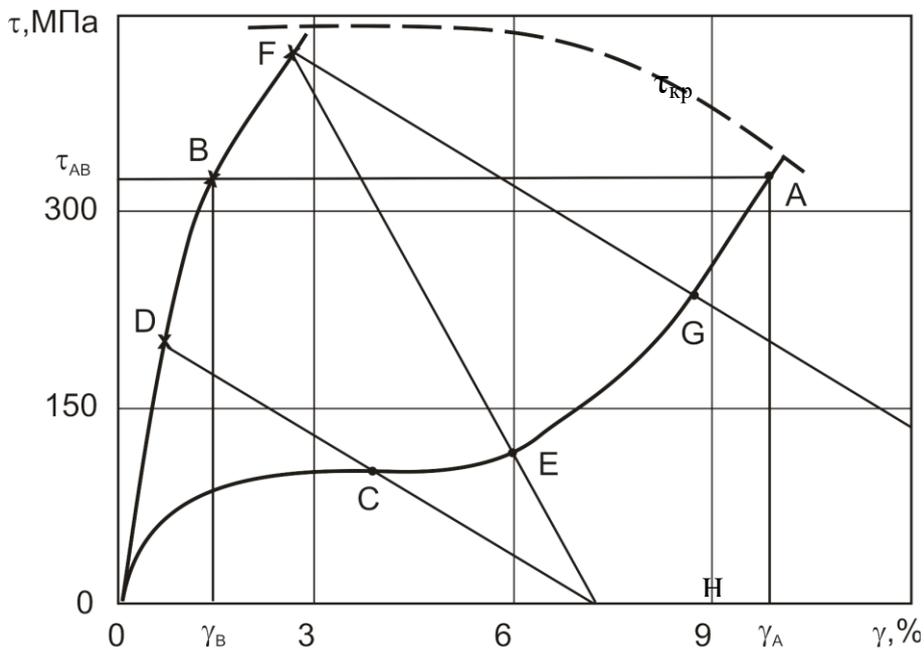


Рис. 5.1 Схема работы актуаторов при постоянном и переменном противодействии. Штриховая линия отвечает критическим напряжениям материала ( $\tau_{кр}$ ) при различных температурах испытания

При переменном противодействии восстановлению формы пружины из сплава на основе никелида титана выполняемая её работа будет определяться двумя основными параметрами: начальной деформацией  $\Delta\gamma$  и жесткостью противодействия элемента смещения ( $c$ ). Начальная деформация, отвечающая исходному до соединения расстоянию между пружиной из никелида титана и элементом противодействия ( $\Delta\gamma$  - отрезок ОН), должна ненамного превышать критическую деформацию. В противном случае ( $\Delta\gamma < \gamma_{кр}$ ) восстанавливаемая при термоциклировании деформация ( $\gamma_C - \gamma_D$ ) и выполняемая удельная работа  $a_y^B = \frac{\tau_C + \tau_D}{2}(\gamma_C - \gamma_D)$  будут значительно меньше по сравнению с большей деформацией  $\Delta\gamma > \gamma_{кр}$  ( $\gamma_G - \gamma_F$ ) и  $a_y^B = \frac{\tau_G + \tau_F}{2}(\gamma_G - \gamma_F)$ , соответственно. Жесткость противодействия ( $K =$

$\frac{\tau_D}{\Delta l - \gamma_D}$  или  $K = \frac{\tau_F}{\Delta l - \gamma_F}$  на рис. 5.1) влияет на восстанавливаемую деформацию и  $a_y^B$  неоднозначно. С ростом  $K$  эти показатели в начале увеличиваются, а затем снижаются. Наиболее высокие значения хода актуатора можно ожидать, когда жёсткость элемента смещения близка к жёсткости элемента с ЭПФ в мартенситном состоянии в 4-5 раз меньше его жёсткости в аустенитном. В любом случае ограничением работоспособности актуатора будут критические деформации и напряжения никелида титана, а так же элемента смещения. В связи с последним ограничением изготовление элемента смещения из конструкционных сплавов (стали, титановых сплавов и др.), имеющих незначительную область упругой деформации (около 1%), приводит к увеличению размеров актуаторов. Более эффективно изготавливать такой элемент из полимерных материалов, например из силиконовой резины, которая сохраняет работоспособность при деформациях более 100%. Однако полимерам свойственна релаксация напряжений и ползучесть, что затрудняет их длительную эксплуатацию в актуаторах.

## **5.2 Экспериментальное определение характеристик работоспособности пружинных элементов актуаторов из никелида титана**

На первом этапе работы исследовали работоспособность макета актуатора, работающего по схеме переменного противодействия. В качестве элемента смещения использовали стальную пружину с жёсткостью 0,3 Н/мм. Критическое удлинение этой пружины составляло 33 мм, а критическое усилие 9,5 Н. Пружину с ЭПФ изготавливали из проволоки диаметром 1,3 мм из сплава на основе никелида титана состава 1. Пружину навивали на вал диаметром 2,5 мм и в зажёвленном состоянии отжигали при температуре 550 °С в течении 1 часа. После обработки внешний диаметр пружины составлял 5,1 мм. Было изготовлено 3 пружины с разным количеством витков ( $i$ ) – 16, 27, 45. На концах пружины были сделаны крюки для зацепления с захватами испытательной установки и элементом смещения. Пружины испытывали на установке при температурах 20 °С (ниже  $M_c$ ) и 80 °С (выше  $A_c$ ), рис. 5.2. В целом механическое поведение пружин подобно поведению образцов сплава состава 1, отожжённых при 550 °С при испытаниях на кручение в изотермических условиях (см. Главу III). В мартенситном состоянии пружина характеризуется низким усилием текучести и значительным удлинением с минимальным деформационным упрочнением. В аустенитном состоянии жёсткость пружины и усилие текучести в 5 раз

выше, чем мартенситном. Количество витков пружины оказывает значительное влияние на их характеристики, табл. 5.1. Так величина максимального удлинения пружины в аустенитном и мартенситном состоянии прямо пропорциональна количеству витков пружины и определяется величиной критической деформации материала в соответствующем состоянии (температуры испытания), таблица 5.1.

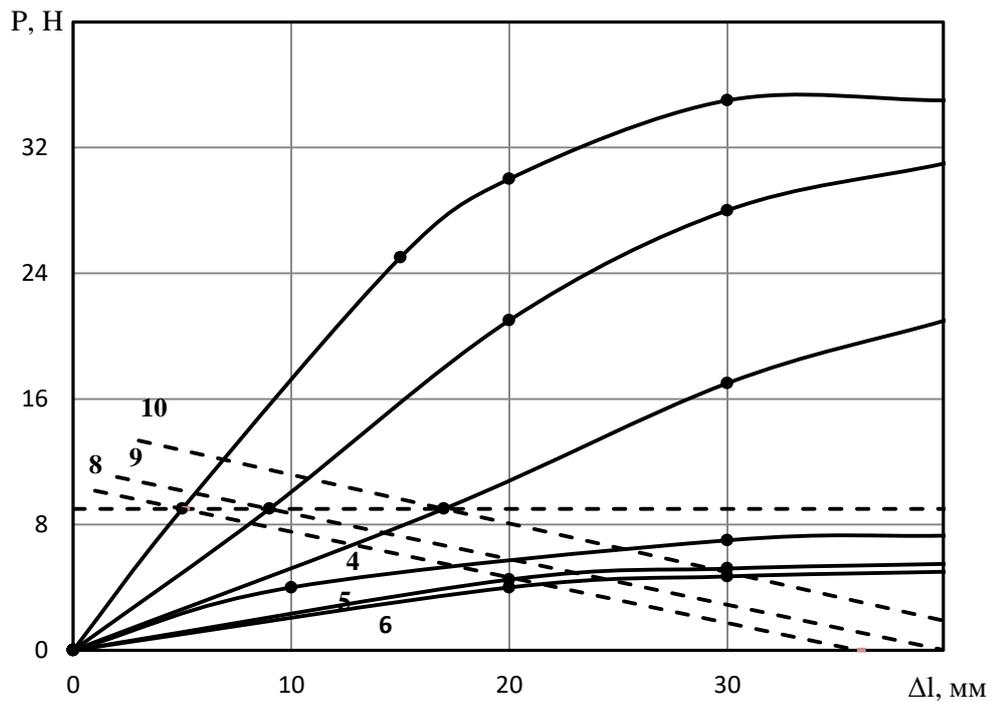


Рис. 5.2 Механическое поведение пружин из сплава состава 1 с 16 (1,4), 27 (2,5) и 45 (3,6) витками при температуре 80 (1,2,3) и 20°C (4,5,6). Штриховыми линиями показаны критическое усилие пружины смещения (7) и её поведение в соединении с пружинами из никелида титана.

Таблица 5.1

Характеристики работоспособности пружин с внешним диаметром 5,1 мм из проволоки диаметром 1,3 мм никелида титана состава 1

Характеристика	Обозначение	Единица измерения	Номер пружины		
			I	II	III
Число витков	$i$	шт	16	27	45
Жёсткость в аустенитном состоянии	$K$	Н/мм	1,57	1,05	0,57
Максимальное удлинение в аустенитном состоянии	$\Delta l_{\max}^A$	мм	40,2	50,9	84,8
Максимальное удлинение в мартенситном состоянии	$\Delta l_{\max}^M$	мм	100,5	169,6	282,7
Исходное удлинение между пружинами	$\Delta l_{\text{исх}}$	мм	35	40	50
Изменение длины пружины при термоциклировании	$\Delta l_{\text{обр}}$	мм	10,5	12	13,5
Совершённая работа	$A$	Н • м	0,082	0,084	0,087
Удельная работа	$a_y$	МДж/м <sup>3</sup>	0,32	0,20	0,12

Так как в макете актуатора, использующего для данного эксперимента, условия работы определяет элемент смещения (стальная пружина), то по её критическим характеристикам определялась схема эксперимента. Для этого критическое усилие стальной пружины отмечалось на кривой нагружения пружины с ЭПФ в аустенитном состоянии и с углом, отвечающим жёсткости стальной пружины, приводилась прямая в сторону увеличения удлинения пружины с ЭПФ (см. рис. 5.2). Пересечение этой прямой с осью ординат позволяет найти исходное удлинение ( $\Delta l_{\text{исх}}$ ), отвечающее расстоянию между пружиной смещения и пружиной с ЭПФ в испытательном стенде. После соединения пружин при температуре 20°C их помещали в термостат с температурой 80°C. В процессе нагрева определяли перемещение места соединения пружин относительно захватов стенда. После выдержки в течении 5 минут при температуре 80°C стенд переносили в ёмкость с водой с температурой 20°C. Обратимое формоизменение пружины с ЭПФ ( $\Delta l_{\text{обр}}$ ) и рассчитанные значения совершённой и удельной работы приведены в таблице 5.1. Из этих данных видно, что по мере увеличения количества

витков пружины с ЭПФ и снижения её жёсткости возрастает обратимое удлинение и совершённая работа ( $A$ ). Однако, удельная работа ( $a_y$ ) при термоциклировании значительно уменьшается. Это связано с тем, что повышение  $i$  (числа витков) пружины при ограниченном изменении длины элемента смещения снижает степень деформации материала с ЭПФ (менее 2% в мартенситном состоянии), что не позволяет использовать весь потенциал формоизменения никелида титана. Если оптимизировать пружину с ЭПФ под имеющийся элемент смещения, то её жёсткость должна быть повышена до такой степени, чтобы предельное удлинение элемента смещения отвечало максимальному удлинению пружины с ЭПФ в мартенситном состоянии. В данном случае необходима пружина с 5 витками. Так как жёсткость пружины с ЭПФ в аустенитном состоянии примерно в пять раз выше, чем в мартенситном, то её оптимальное значение соответствует 1,5 Н/мм, т.е. отвечает характеристикам пружины I.

Таблица 5.2

Характеристики работоспособности пружины II с внешним диаметром 5,1 мм с 27 витками из проволоки диаметром 1,3 мм из никелида титана состава 1.

Характеристика	Обозначение	Единица измерения	Исходное удлинение $\Delta l$ , мм		
			21	40	59
Изменение длины пружины при термоциклировании	$\Delta l_{обр}$	мм	4,5	12,0	22,5
Обратимая деформация при термоциклировании	$\Delta \gamma_{обр}$	%	0,6	1,3	2,1
Совершённая работа	$A$	Н • м	0,020	0,084	0,198
Удельная работа	$a_y$	МДж/м <sup>3</sup>	0,05	0,20	0,46

Другим фактором, влияющим на работоспособность актуатора с элементом с ЭПФ, является исходная деформация материала или, в условиях описанного выше эксперимента, исходное удлинение ( $\Delta l_{исх}$ ). Для изучения этого фактора пружина II с жёсткостью в аустенитном состоянии 1,05 Н/мм была испытана в условиях, когда  $\Delta l_{исх}$  отличалась от оптимальной (40 мм) в большую и меньшую сторону, рис. 5.3. Видно, что с увеличением  $\Delta l_{исх}$  величины обратимого формоизменения ( $\Delta l_{обр}$ ;  $\Delta \gamma_{обр}$ ) и совершённая работа возрастает, табл. 5.2. Однако, превышение оптимального значения  $\Delta l_{исх}$  приводит к накоплению необратимой деформации элемента смещения и выход его из строя. Следует так же отметить, что с увеличением  $\Delta l_{исх}$  повышаются температуры  $A_H$ ,  $A_K$ ,  $M_H$ , а температура  $M_K$  снижается, рис. 5.4.

Это приводит к увеличению гистерезиса формоизменения пружины с ЭПФ в процессе термоциклирования.

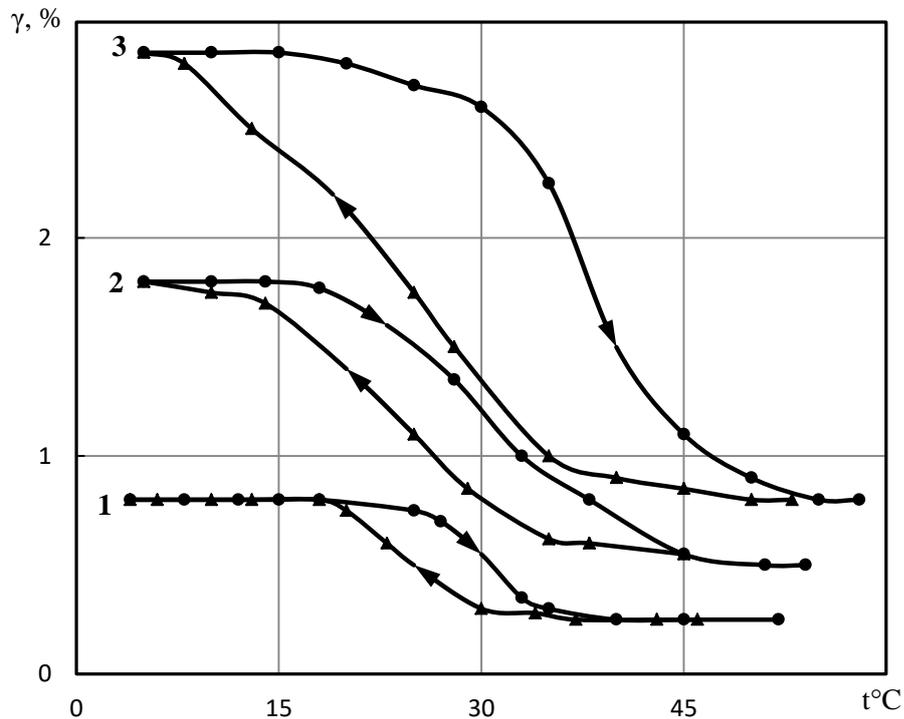


Рис. 5.3 Формоизменение пружины II из сплава состава 1, отожённой при 550 °С с различным исходным удлинением: 1-21, 2-40, 3-59 мм.

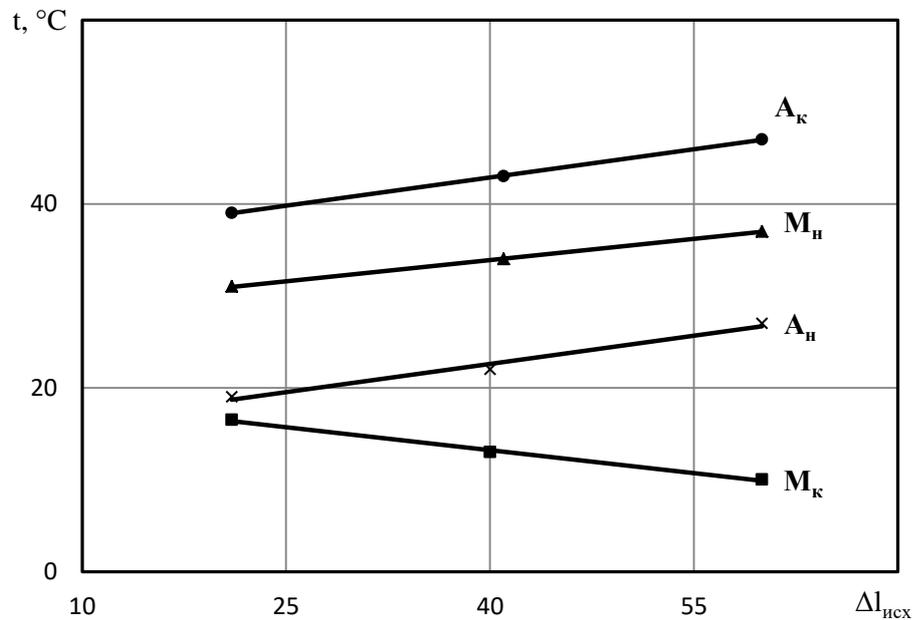


Рис. 5.4 Влияние исходного удлинения ( $\Delta l_{исх}$ ) на температуры изменения формы при охлаждении ( $M_n$ ,  $M_k$ ) и нагреве ( $A_n$ ,  $A_k$ ) пружины II из сплава 1, отожённой при 550 °С.

На следующем этапе работы проводили исследования влияния схемы противодействия на характеристики работоспособности моделей актуаторов с пружинными элементами из сплава на основе никелида титана состава 2. Были изготовлены пружины различной конфигурации из проволоки диаметром 2,3 мм (пружины IV и V, см. главу II). Пружины были состарены при температуре 450°C в течение 1 часа. В качестве элемента смещения использовали свободно подвешенный груз (постоянное противодействие) или стальные пружины с различной жёсткостью (переменное противодействие).

На рис. 5.5 приведены зависимости изменения размеров пружины IV из никелида титана состава 2, состаренной при 450 °С при термоциклировании от 20 до 80°C при различных постоянно действующих нагрузках. Эти зависимости во многом повторяют кривые деформации никелида титана для соответствующих температур. На них можно выделить три наиболее характерных участка. На первом, при повышении нагрузки ( $P < 10$  Н), происходит увеличение хода пружины при термоциклировании. В этом случае пружина из никелида титана как в мартенситном состоянии так и в аустенитном – деформируется в основном упруго и работа актуатора определяется разностью модулей упругости мартенсита и аустенита никелида титана. При более высоких нагрузках в деформацию пружины в мартенситном состоянии значительный вклад вносит переориентация кристаллов мартенсита по механизму двойникования. Это значительно увеличивает ход актуатора и выполняемую им работу, таблица 5.3.

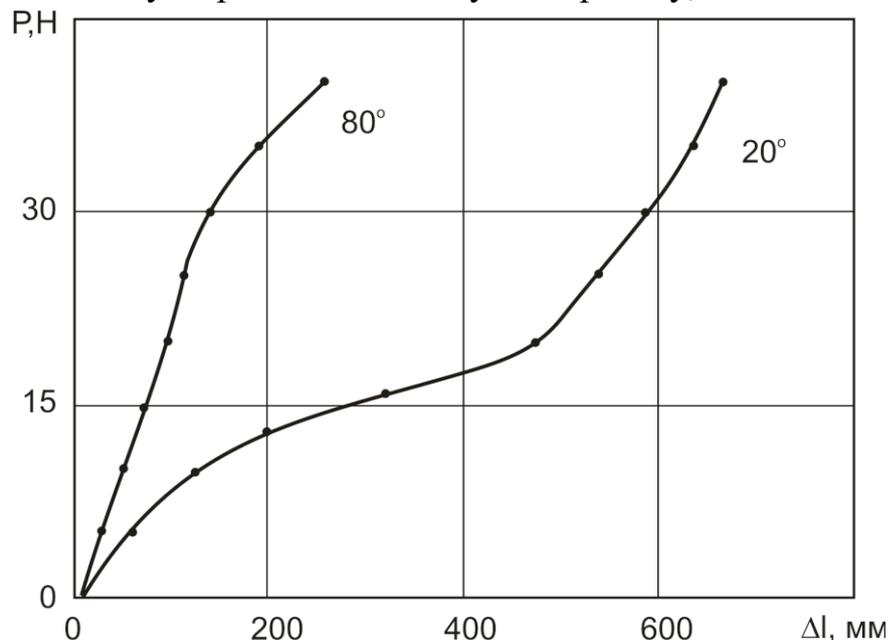


Рис. 5.5 Влияние усилия постоянного противодействия на удлинение пружины IV из сплава 2, состаренной при 450 °С, с внешним диаметром 41,8 мм из никелида титана при 20 и 80 °С

При исчерпании механизма переориентации мартенситных кристаллов удлинение пружины из никелида титана при 20°C вновь определяется упругостью, вследствие чего ход актуатора достигает максимального значения и практически не меняется. Такое поведение сохраняется до уровня нагрузок, отвечающих критическим напряжениям. При превышении этого уровня наблюдается остаточная деформация и удлинение пружины после нагрева до 80°C. В тоже время разность размеров пружины после охлаждения до 20°C практически не меняется, таблица 5.3. Критическим усилием противодействия пружины IV, до которого нет заметного накопления необратимой деформации, можно считать 33 Н.

Таблица 5.3

Влияние усилий постоянного противодействия на характеристики формоизменения при термоциклировании пружины из сплава состава 2, состаренной при 450 °С

№ п/п	Усилие противодействия, Н	Удлинение при 20 °С, мм	Удлинение при 80 °С, мм	Остаточное удлинение после разгрузки, мм	Совершённая работа, Дж	Удельная работа, МДж/м <sup>3</sup>
1	5	60	30	0	0,15	0,04
2	10	120	45	0	0,85	0,24
3	15	315	60	0	3,83	1,06
4	20	480	95	1	7,50	2,07
5	25	520	110	2	10,50	2,90
6	30	585	140	4	13,20	3,65
7	35	615	190	21	15,23	4,21
8	40	670	260	50	16,00	4,42

С увеличением нагрузки противодействия характеристические температуры прямого и обратного мартенситного превращения, а соответственно и температуры изменения формы линейно увеличиваются, рис. 5.6. Это демонстрирует их подчинение уравнению Клаузиуса - Клапейрона для фазовых переходов в твердом состоянии [103].

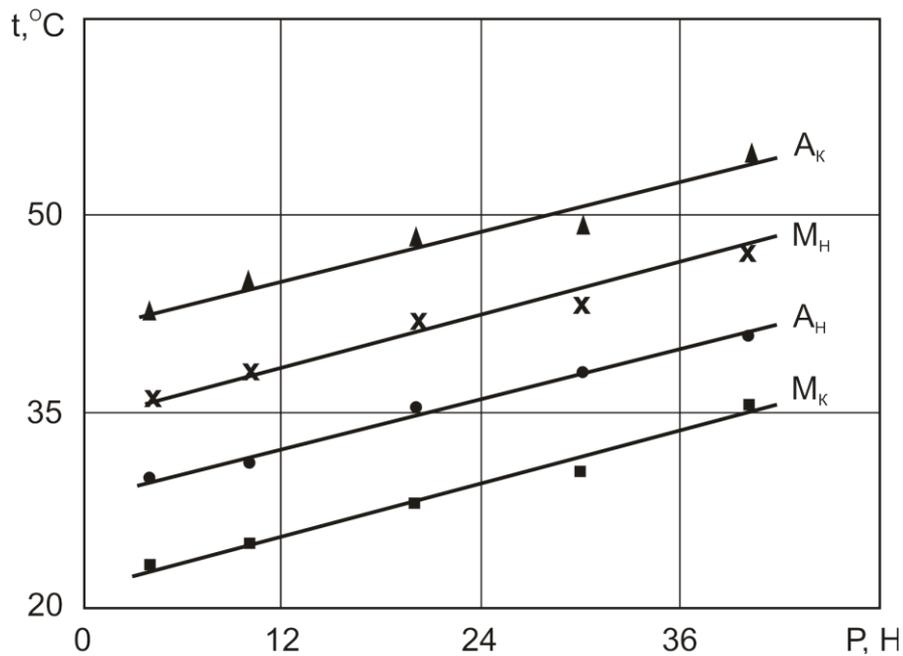


Рис. 5.6 Влияние усилия постоянного противодействия на температуры прямого ( $M_n, M_k$ ) и обратного ( $A_n, A_k$ ) мартенситного превращения пружины IV из никелида титана состава 2, состаренной при 450 °С

При переменном противодействии с малой жесткостью работоспособность пружины из никелида титана при термоциклировании отвечает в основном упругой области, рис. 5.7 и характеризуется низкими значениями рабочего хода и совершаемой работы.

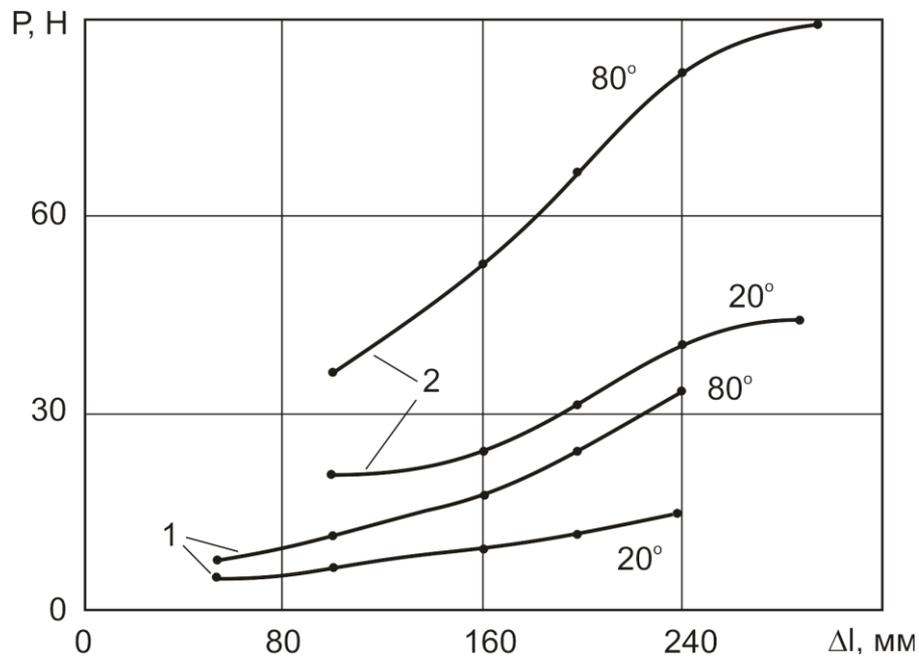


Рис. 5.7 Влияние исходного удлинения ( $\Delta l_{исх}$ ) на усилия, развиваемые пружиной V из никелида титана состава 2, состаренной при 450 °С, при переменном противодействии с жесткостью 0,22 (1) и 0,4 Н/мм (2) при температурах 20 и 80 °С

Ход актуатора несколько увеличивается с ростом начальной деформации. Более высокая жесткость элемента противодействия позволяет реализовать накопление деформации при низкой температуре по механизму образования и переориентации кристаллов мартенсита и восстановление формы при обратном мартенситном превращении. Это увеличивает как ход актуатора, так и совершённую им работу. С ростом накопленной деформации механизм образования и переориентации кристаллов мартенсита постепенно исчерпывается, а напряжения в материале пружины приближаются к критическим. Превышение этого уровня приводит к замедлению роста хода актуатора. Это наблюдается при значительном повышении жесткости противодействия и/или увеличении исходной деформации, таблица 5.4.

Таблица 5.4

Влияние величины исходного растяжения и жёсткости противодействующего элемента на характеристики формоизменения при термоциклировании пружины V из сплава состава 2, состаренной при 450 °С.

Жёсткость элемента противодействия, Н/мм	Исходное удлинение, мм	Удлинение при 20°С, мм	Удлинение при 80°С, мм	Остаточное удлинение, мм	Совершённая работа, Дж	Удельная работа, МДж/м <sup>3</sup>
0,22	100	70	45	0	0,36	0,10
	135	100	55	0	0,72	0,20
	170	130	60	0	1,53	0,42
	210	160	70	4	2,71	0,75
	240	185	90	7	4,93	1,36
0,40	175	110	30	0	2,08	1,12
	210	125	35	5	3,66	1,97
	240	140	40	9	4,62	2,48
	280	170	50	19	5,06	2,72

Необходимо так же отметить нелинейность изменения характеристических температур прямого и обратного мартенситного превращения от начальной деформации пружины из никелида титана, рис. 5.8. При этом температура  $M_k$  оказывается даже выше  $A_n$ . Такое изменение температур превращения связано с тем, что оно реализуется при различных напряжениях, вызванных переменным противодействием. Так  $A_n$  проявляется после деформации пружины в холодном состоянии, когда напряжения в ней незначительны. В

тоже время  $A_k$  соответствует максимальным напряжениям противодействия при завершении восстановления формы пружины из никелида титана. Сравнение схемы противодействия показывает, что при постоянном удаётся достичь примерно на 1,5 раза больших значений удельной работы, чем при переменном. При этом критическая нагрузка актуатора определяется по критическим напряжениям никелида титана в мартенситном состоянии. Для переменного противодействия уровень критических усилий в основном определяется критическими напряжениями в аустенитном состоянии материала с ЭПФ, не смотря на то, что он значительно выше, чем в мартенситном, реализовать эту разность крайне сложно, так как необходима оптимизация схемы как по жёсткости противодействия, так и по степени исходной деформации.

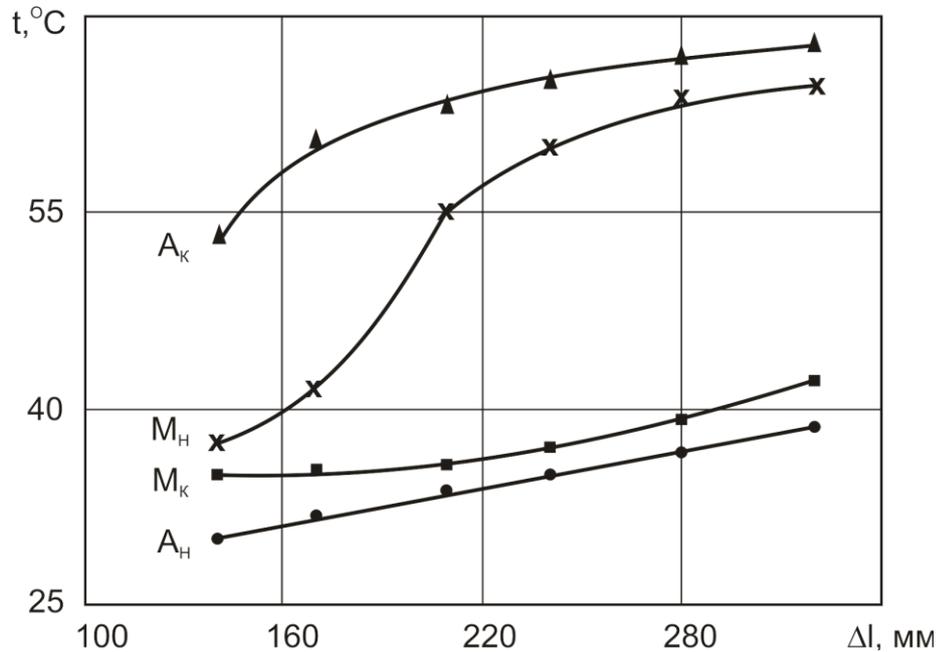


Рис. 5.8 Влияние исходной величины растяжения ( $\Delta l_{исх}$ ) на температуры прямого ( $M_n$ ,  $M_k$ ) и обратного ( $A_n$ ,  $A_k$ ) мартенситного превращения пружины V из никелида титана, состаренной при 450 °C в течение часа, в условиях переменного противодействия с жёсткостью 0,4 Н/мм

Увеличение температуры старения пружин из сплава на основе никелида титана состава 2 приводит к увеличению размеров частиц фазы  $Ti_3Ni_4(Ti_2Ni_3)$  и изменению параметров формоизменения материала (см. главу III), а соответственно, и характеристик работоспособности элементов макетов актуаторов. Так для макетов актуатора с постоянным противодействием видно, что снижение значений критических напряжений материала с ростом температуры старения вызывает более раннее накопление остаточной необратимой деформации, рис. 5.9, 5.10, табл. 5.5, 5.6.

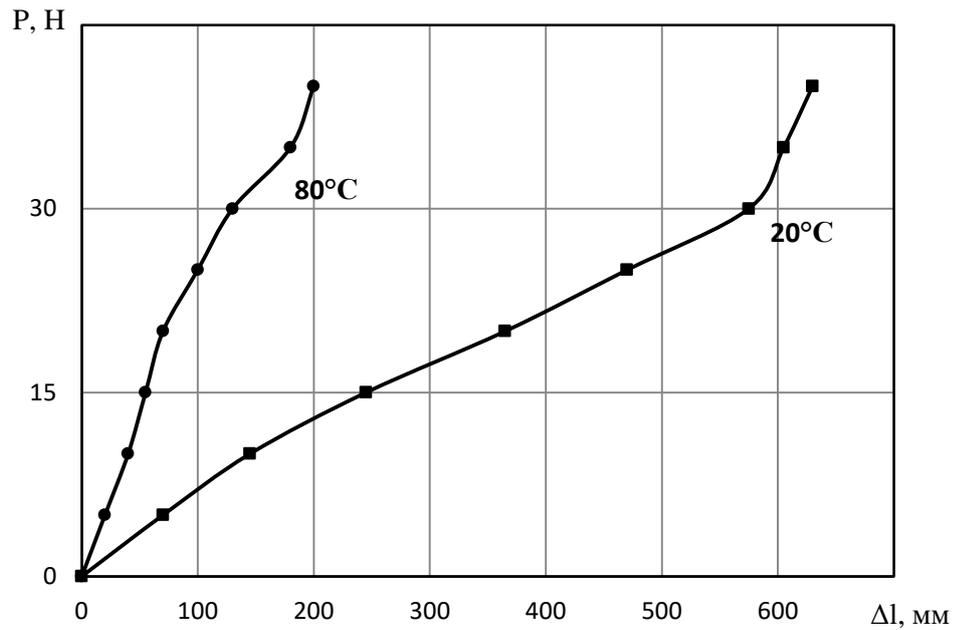


Рис. 5.9 Влияние усилия постоянного противодействия на удлинение при  $20$  и  $80\text{ }^{\circ}С$  пружины IV из сплава 2, состаренной при  $480\text{ }^{\circ}С$

Таблица 5.5

Влияние усилий постоянного противодействия на характеристики формоизменения при термоциклировании пружины из сплава состава 2, состаренной при  $480\text{ }^{\circ}С$

N п/п	Усилие противодействия, Н	Удлинение при $20\text{ }^{\circ}С$ , мм	Удлинение при $80\text{ }^{\circ}С$ , мм	Остаточное удлинение после разгрузки, мм	Совершённая работа, Дж	Удельная работа, МДж/ $м^3$
1	5	70	20	0	0,25	0,06
2	10	145	40	0	1,05	0,29
3	15	245	55	0	2,85	0,78
4	20	365	70	1	5,90	1,63
5	25	470	100	4	9,25	2,55
6	30	575	130	18,5	13,35	3,69
7	35	605	180	50	14,87	4,11
8	40	630	200	70	17,20	4,75

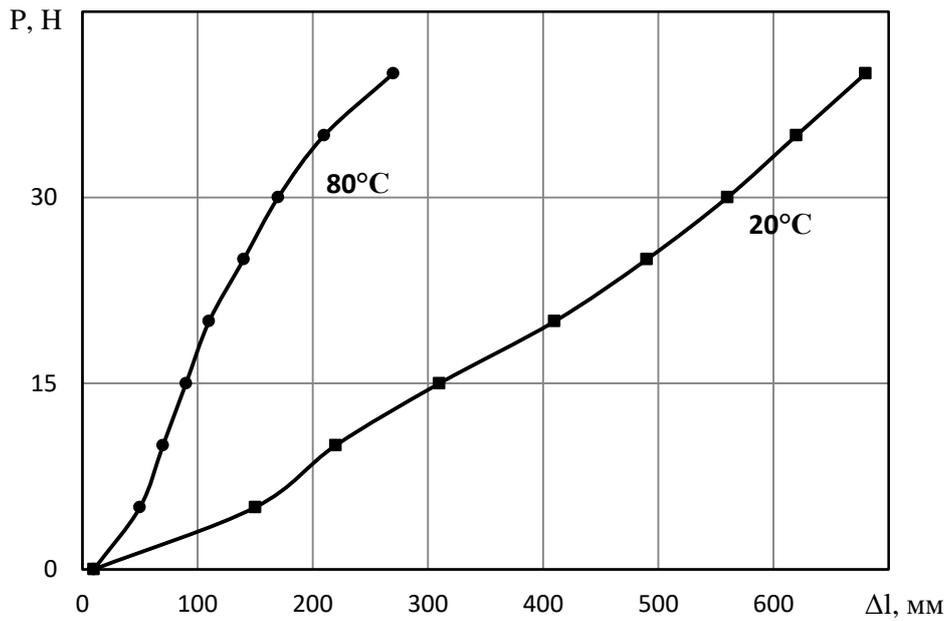


Рис. 5.10 Влияние усилия постоянного противодействия на удлинение при 20 и 80 °С пружины IV из сплава 2, состаренной при 530 °С

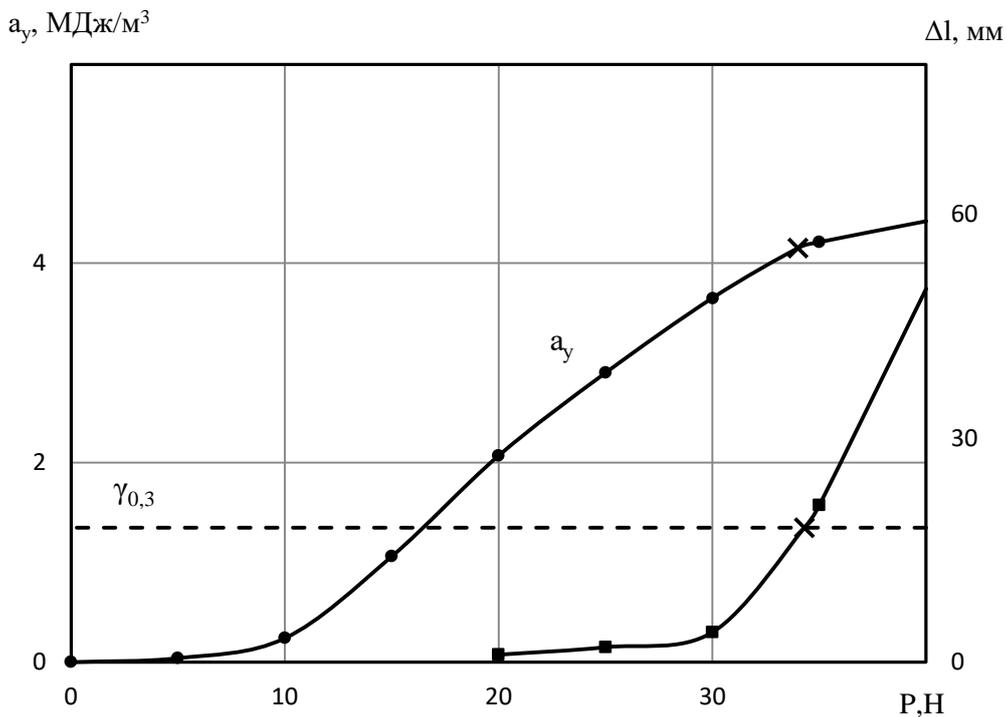
Таблица 5.6

Влияние усилий постоянного противодействия на характеристики формоизменения при термоциклировании пружины IV из сплава состава 2, состаренной при 530°С

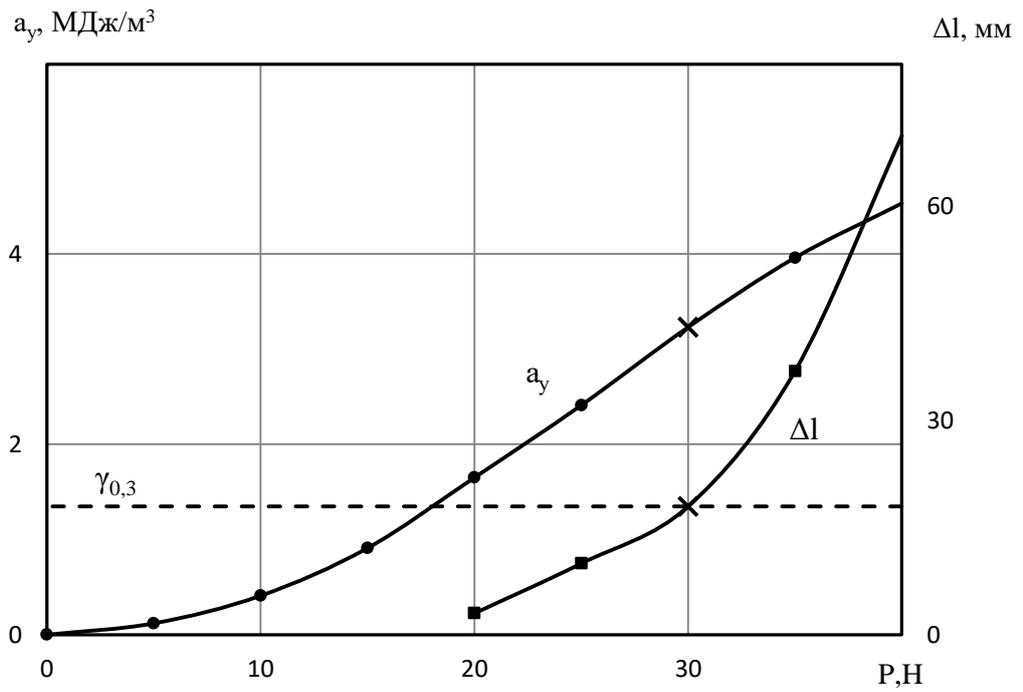
N п/п	Усилие противодействия, Н	Удлинение при 20 °С, мм	Удлинение при 80 °С, мм	Остаточное удлинение после разгрузки, мм	Совершённая работа, Дж	Удельная работа, МДж/м <sup>3</sup>
1	5	150	60	0	0,45	0,12
2	10	220	70	0	1,50	0,41
3	15	310	90	0	3,30	0,91
4	20	410	110	3	6,00	1,65
5	25	490	140	10	8,75	2,41
6	30	560	170	18	11,70	3,23
7	35	620	210	37	14,35	3,96
8	40	680	270	70	16,40	4,53

Если рассмотреть зависимости удельной работы и остаточного удлинения пружины от противодействующей нагрузки, рис. 5.11, то их характер после разных температур старения подобен. В то же время, если отметить уровень остаточного удлинения пружины, соответствующей  $\gamma_{0,3}$ , при которой определяются критические напряжения и деформация, то видно, что после старения при 480 °С критическая нагрузка пружины снижается примерно на

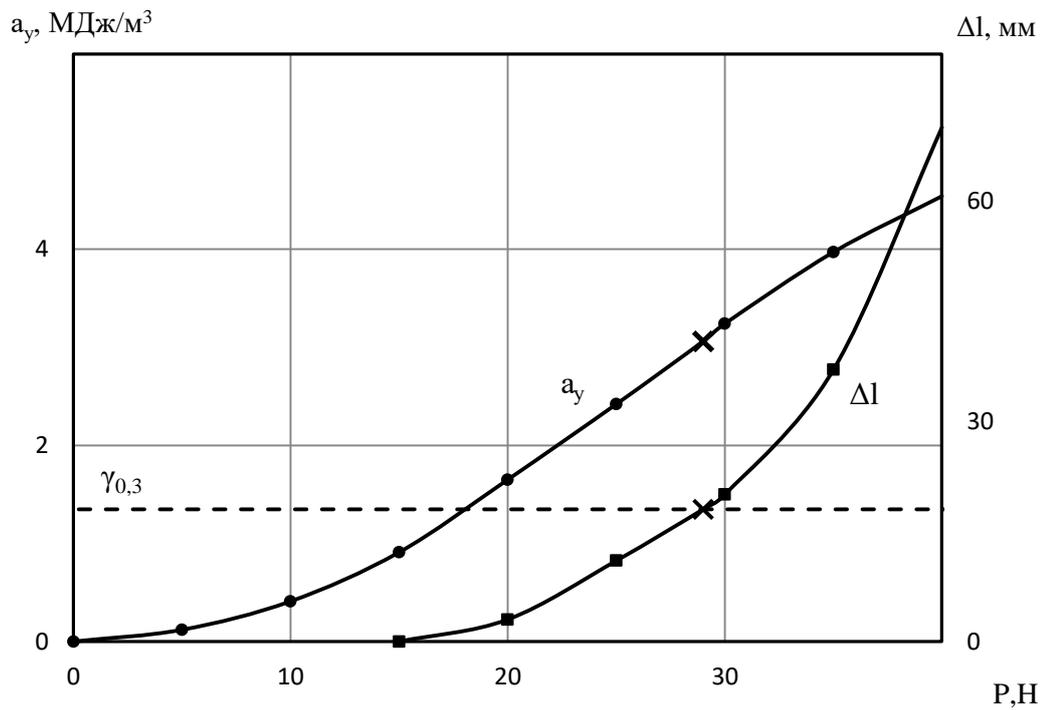
4Н, а после старения при 530 °С – на 6Н, по сравнению с пружиной состаренной при 450 °С. Это обеспечивает пружине, состаренной при 450 °С, максимальную удельную работу до 4 МДж/м<sup>3</sup> без накопления значимой остаточной деформации. С другой стороны при малых противодействующих нагрузках (до 15Н) некоторые преимущества по формоизменению при термоциклировании и удельной работе имеют пружины состаренные при более высоких температурах, рис. 5.12. Во многом это обусловлено тем, что в материале со значительным дисперсионным упрочнением (старение 450 °С) рост ориентированных кристаллов мартенсита при охлаждении затруднён и накопление деформации при реализации пластичности превращения происходит в меньшей степени, чем в материале с более крупными частицами второй фазы (старение при 480 и 530 °С). При высоких противодействующих нагрузках на первый план выходит способность материала наиболее полно реализовывать мартенситный механизм формоизменения и препятствовать развитию скольжения дислокаций. Поэтому максимальные формоизменения наблюдаются у материала с высокими критическими напряжениями.



а)



б)



в)

Рис. 5.11 Влияние усилия постоянного противодействия на необратимое удлинение ( $\Delta l$ ) и удельную работу ( $a_y$ ) пружины IV из сплава состава 2 состаренной при 450 (а), 480 (б) и 530°C (в)

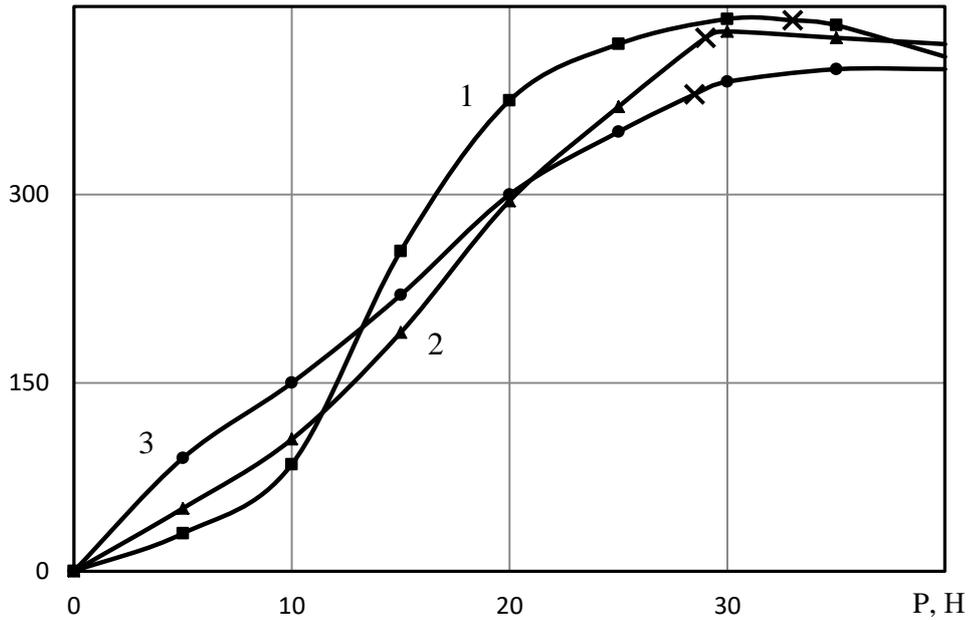
$\Delta l_{20} - \Delta l_{80}$ , мм

Рис. 5.12 Влияние усилий постоянного противодействия на рабочий ход пружины IV из сплава состава 2, состаренной при 450 (1), 480 (2) и 530°C (3). Аналогичные закономерности влияния температуры старения на характеристики макетов актуаторов наблюдаются при переменном противодействии, рис. 5.13, 5.14, табл. 5.7, 5.8. Максимальная удельная работа наблюдается у актуатора с пружиной состаренной при 450 °C ( $a_y=4,2$  МДж/м<sup>3</sup>), а минимальная – при 530°C ( $a_y=3,2$  МДж/м<sup>3</sup>), рис. 5.15. В то же время при малых жёсткости противодействия и исходной деформации ( $\Delta l_{исх}$ ) некоторое преимущество имеют пружины состаренные при более высоких температурах.

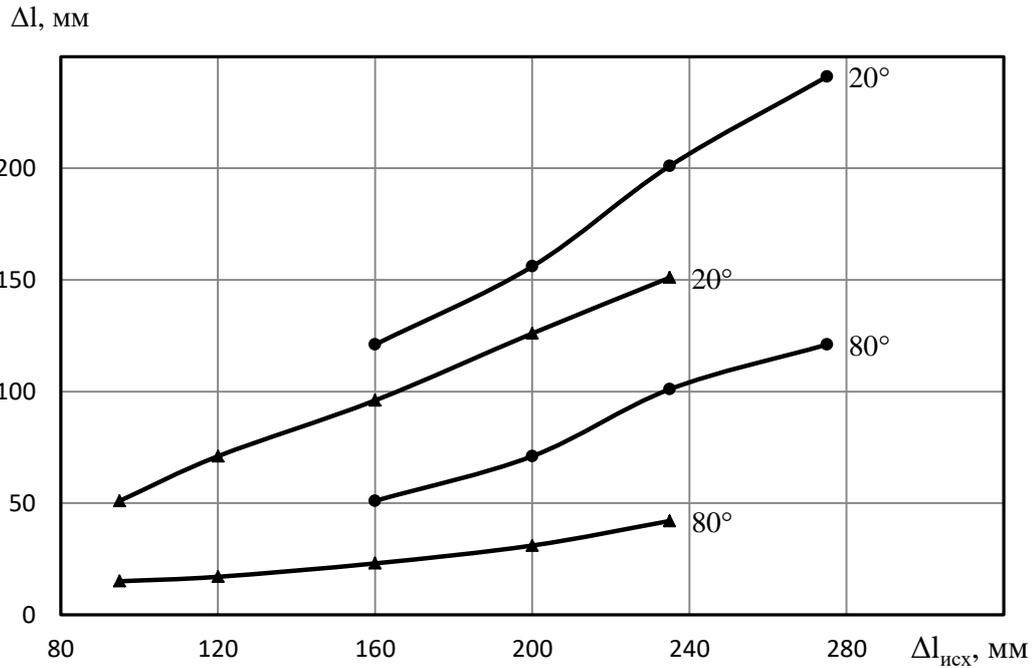


Рис. 5.13 Влияние исходного удлинения ( $\Delta l_{исх}$ ) на изменение длины пружины V из сплава состава 2, состаренной при 480°C при термоциклировании от 20 до 80°C при переменном противодействии с жёсткостью 0,22 ( $\blacktriangle$ ) и 0,4 Н/мм ( $\bullet$ )

Таблица 5.7

Влияние величины исходного удлинения и жёсткости противодействующего элемента на характеристики формоизменения при термоциклировании пружины V из сплава состава 2, состаренной при 530 °C

Жёсткость элемента противодействия, Н/мм	Исходное удлинение, мм	Удлинение при 20°C, мм	Удлинение при 80°C, мм	Остаточное удлинение, мм	Совершённая работа, Дж	Удельная работа, МДж/м <sup>3</sup>
0,22	95	70	33	0	0,76	0,21
	120	90	36	0	1,28	0,35
	160	115	42	0	1,73	0,48
	200	145	50	2	2,95	0,81
	235	170	61	4	4,72	1,31
0,40	160	140	70	6	1,96	1,05
	200	175	90	11	2,80	1,51
	235	220	120	23	3,80	2,04
	275	260	140	41	5,76	3,09

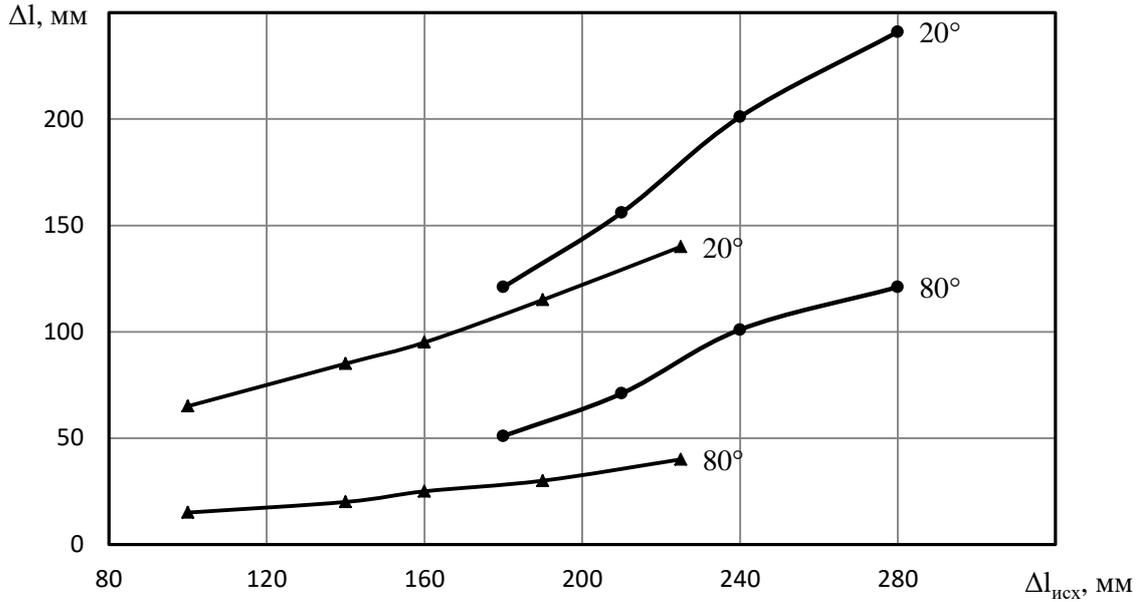
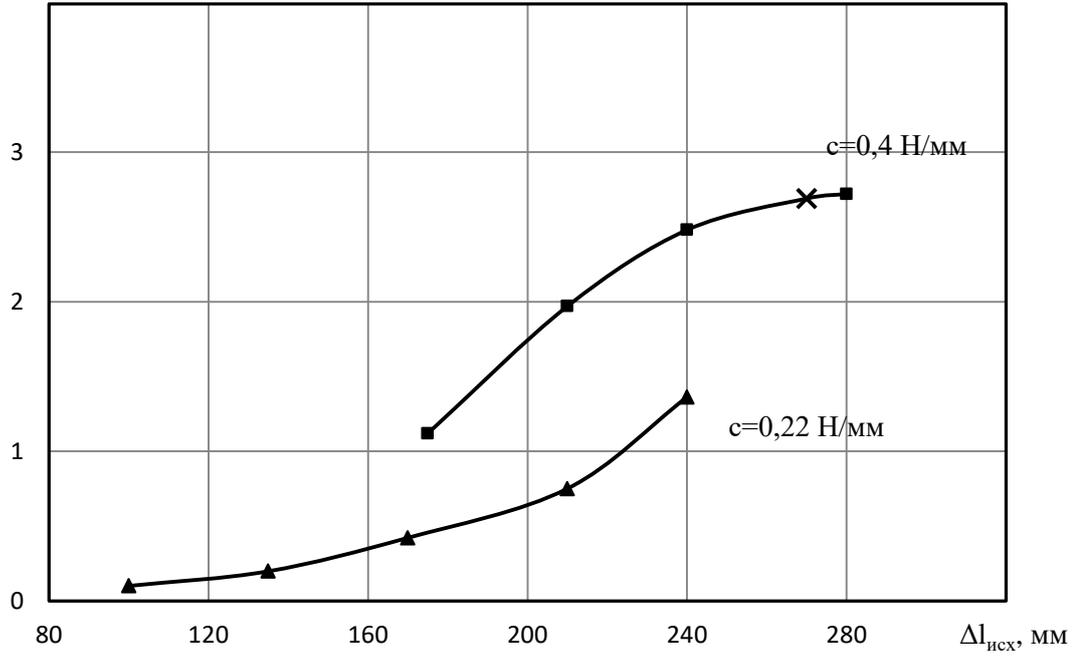


Рис. 5.14 Влияние исходного удлинения ( $\Delta l_{исх}$ ) на изменение длины пружины V из сплава состава 2, состаренной при 530°C при термоциклировании от 20 до 80°C при переменном противодействии с жёсткостью 0,22 ( $\blacktriangle$ ) и 0,4 Н/мм ( $\bullet$ )

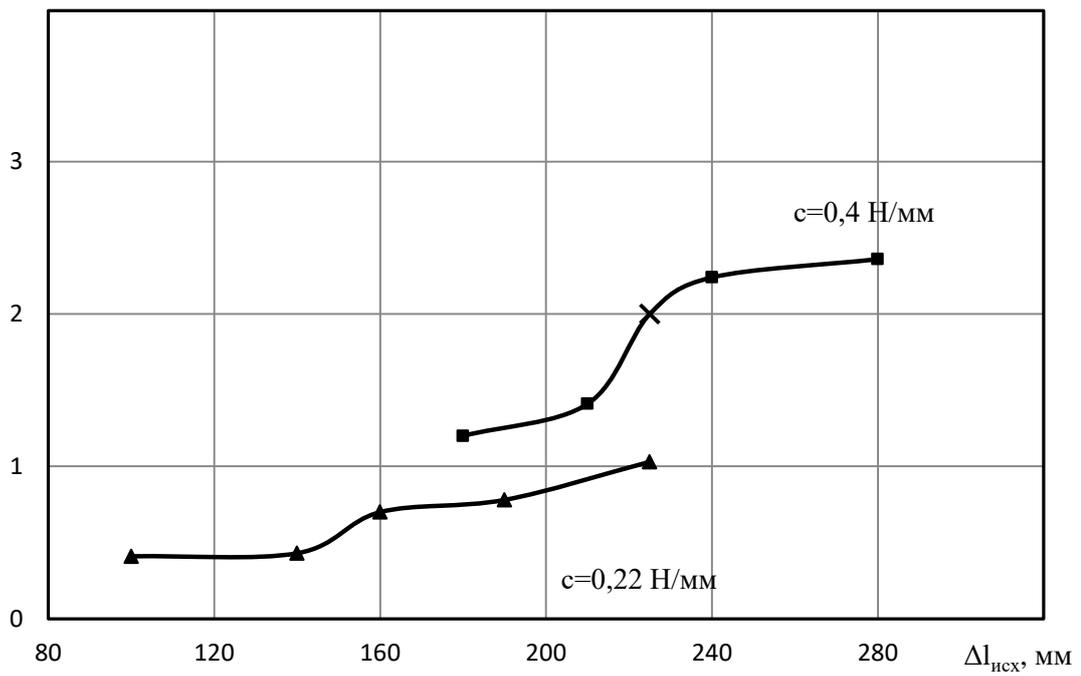
Таблица 5.8

Влияние величины исходного удлинения и жёсткости противодействующего элемента на характеристики формоизменения при термоциклировании пружины из сплава состава 2, состаренной при 480 °С.

Жёсткость элемента противодействия, Н/мм	Исходное удлинение, мм	Удлинение при 20°C, мм	Удлинение при 80°C, мм	Остаточное удлинение, мм	Совершённая работа, Дж	Удельная работа, МДж/м <sup>3</sup>
0,22	100	65	15	0	1,48	0,41
	140	85	20	0	1,58	0,43
	160	95	25	0	2,54	0,70
	190	115	30	1	2,82	0,78
	225	140	40	2	3,75	1,03
0,40	180	140	70	2	2,24	1,20
	210	175	90	6	2,63	1,41
	240	220	120	11	4,18	2,24
	280	260	140	20	4,40	2,36

$a_y, \text{МДж/м}^3$ 


a)

 $a_y, \text{МДж/м}^3$ 


б)

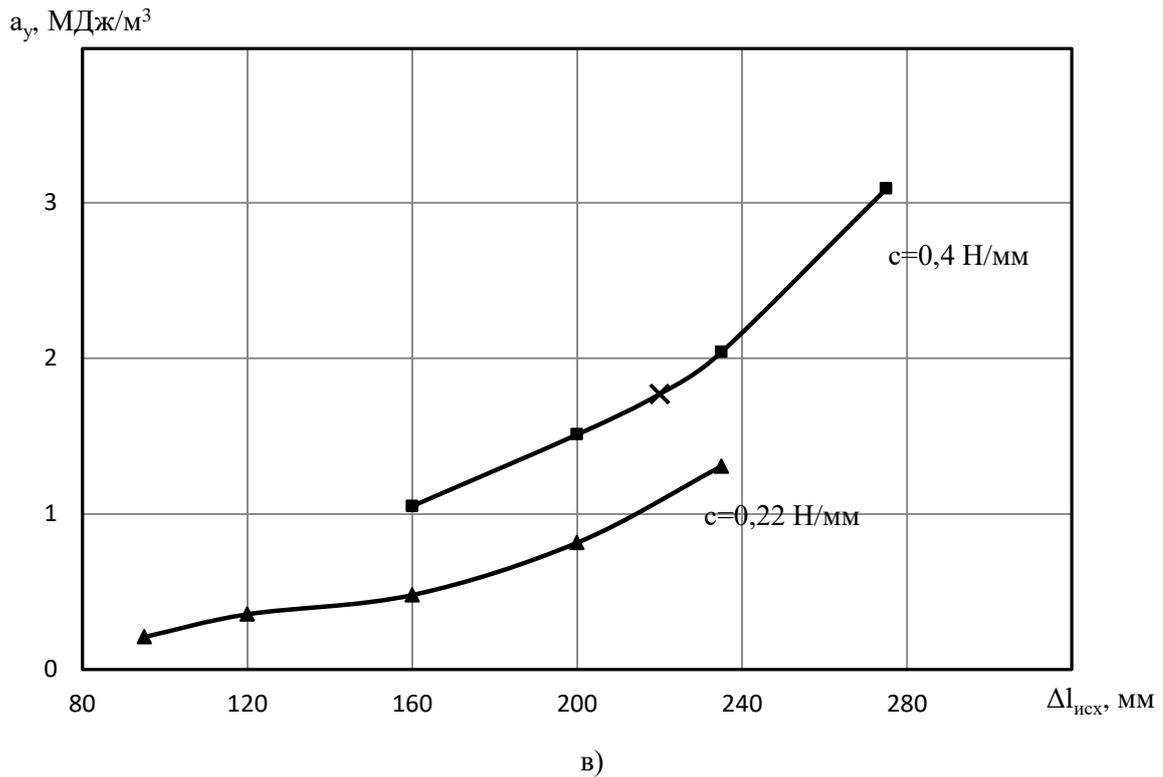


Рис. 5.15 Влияние исходного удлинения ( $\Delta l_{исх}$ ) на удельную работу пружины  $V$  из сплава состава 2, состаренной при 450(а), 480(б) и 530°С(в)

В качестве одной из важнейших характеристик актуаторов с эффектом памяти формы является температурный интервал формоизменения элемента, который можно оценить как разность наиболее высокой ( $A_k$ ) и наиболее низкой ( $A_n$  или  $M_k$ ) температур. Практически во всех случаях лучше иметь этот интервал как можно меньше. В этом отношении преимущество имеют пружины состаренные при 480 °С, для которых он составляет 19 °С по сравнению с состаренными при 450 °С и имеющими гистерезис более 30 °С. Это можно так же сказать о температурах скорости формоизменения, которая достигает 30 мм на градус для пружины состаренной при 480°С и снижается до 20 мм на градус после старения при 450 и 530 °С.

Проведенные эксперименты показали, что при проектировании актуаторов с элементами из никелида титана необходимо учитывать его конструкцию (схему противодействия, геометрические и силовые характеристики), и характеристики материала (критические напряжения и деформации). Последние определяются химическим составом и структурным состоянием никелида титана, которое зависит от технологии получения и обработки сплава. Для обеспечения максимальной работы восстановления формы элемента актуатора необходимо обеспечить наибольшее значение произведения критических напряжений и критической деформации. Как показали ранее проведенные исследования такие характеристики

наблюдаются у сплавов на основе никелида титана с полигонизованной структурой. В сплавах с деформированной структурой можно достичь большего уровня критических напряжений, но их термически накапливаемая и восстанавливаемая деформация снижается. Для рекристаллизованной структуры будет характерна большая термически восстанавливаемая деформация, но низкий уровень критических напряжений.

Повышение работы восстановления формы никелида титана можно обеспечить выбором состава сплава с более высоким содержанием никеля, однако при этом будет происходить снижение температур восстановления формы, что может нарушить требования к конкретному актуатору. В тоже время необходимо учитывать, что температуры восстановления формы элемента актуатора в условиях постоянного или переменного противодействия выше тех, которые демонстрирует материал в условиях свободного восстановления формы.

Частично устранить эту проблему можно старением элементов из сплавов с повышенным содержанием никеля. При этом выделяющиеся частицы интерметаллидов  $Ti_3Ni_4$  и  $Ti_2Ni_3$  будут упрочнять материал, затрудняя его формоизменение по механизму скольжения дислокаций и, таким образом, повышать значения критических напряжений. При этом уровень критических деформаций незначительно снижается. Максимальная удельная работа актуаторов из никелида титана будет достигаться после старения при 450 °С, когда обеспечивается оптимальное сочетание критических напряжений и деформаций.

### **5.3 Рекомендации по выбору состава сплава на основе никелида титана и технологии его обработки для обеспечения требуемых характеристик актуаторов**

Анализ литературных источников и собственные исследования позволили определить следующие основные характеристики актуаторов, на которые влияют свойства материала элемента из никелида титана.

1. Температурные характеристики ( $A_n$ ,  $A_k$ ,  $M_n$ ,  $M_k$ ) материала и их зависимости от напряжений, определяющие интервал температур срабатывания актуатора.

2. Критическая деформация ( $\epsilon_{кр}$ ,  $\gamma_{кр}$ ) и её температурная зависимость, которая определяет рабочий ход актуатора.

3. Критические напряжения ( $\sigma_{кр}$ ,  $\tau_{кр}$ ), влияющее на силовые характеристики актуатора.

4. Удельная работа восстановления формы при критических деформациях и напряжениях ( $a_y$ ), определяющая энергетические возможности актуатора и его К.П.Д.

В зависимости от назначения актуатора значимость тех или иных характеристик может быть различна. Так для некоторых конструкций космической техники в условиях невесомости в первую очередь требуется обеспечить максимальные перемещения, а силовые характеристики актуатора и его К.П.Д. являются вторичными. В то же время в других устройствах, например приводах механизмов для дробления камней, наиболее важны силовые характеристики, а перемещения вторичны. Но в большинстве конструкций актуаторов необходимо обеспечить оптимальное сочетание силы и перемещения, с высоким К.П.Д., что реализуется в материалах с максимальной удельной работой восстановления формы.

Исходя из вышеизложенного, необходимо провести анализ влияния химического состава сплава и его структуры на перечисленные характеристики для правильного выбора состава сплава, метода его получения и обработки полуфабриката и изделия для обеспечения требуемых характеристик работоспособности конкретного типа актуатора.

Выбор состава сплава на основе никелида титана в первую очередь определяется необходимыми температурами срабатывания актуатора. В этом отношении границей по температуре  $A_k$  будет являться 50-55 °С. Эта температура соответствует минимальной растворимости никеля в В2-фазе, которую удаётся получить для двухфазных сплавов, содержащих богатый никелем интерметаллид  $Ti_3Ni_4$  или  $Ti_2Ni_3$ . Для обеспечения более высоких температур  $A_k$  (от 55 до 110 °С) необходимо использовать однофазные В2-сплавы с пониженным содержанием никеля. Возможности регулировки температуры срабатывания таких сплавов методами термической обработки крайне ограничены. Поэтому обеспечить требуемые температурные характеристики можно получением прецезионных сплавов с отклонением от состава сплава не более 0,1 % Ni или селективным отбором плавок сплава.

Для актуаторов, в которых температуры срабатывания ниже 50 °С, возможности варьирования химического состава значительно больше. Применяя закалку и старение изделий можно повышать или понижать содержание никеля в В2-фазе, а соответственно, уменьшать или увеличивать температурные характеристики. Необходимо учитывать, что чем ниже требуется получить температуры срабатывания актуатора, тем с большим содержанием никеля необходимо выбирать сплав. В том случае, если

требуется  $A_k$  ниже  $-30$  °С желательно использовать сплавы на основе никелида титана дополнительно легированные железом [103].

Приведённые выше рассуждения о выборе состава сплава не учитывали методы его получения, которые могут оказывать значительное влияние на свойства никелида титана. В первую очередь это относится к содержанию примесей в сплаве. Так с увеличением концентрации кислорода повышается содержание частиц  $Ti_4Ni_2O$ , что приводит к росту содержания никеля в В2-фазе и снижению температур мартенситного превращения [57]. Поэтому в сплавах с одинаковым соотношением титана и никеля, но отличающихся содержанием кислорода на 0,1% по массе, концентрация никеля в В2-фазе будет отличаться на 0,5%. Сплавы, полученные из более загрязнённой примесями шихты (лом изделий из никелида титана, губчатый титан марки ТГ-100 и т.п.) будут иметь более легированную никелем В2-фазу и на 20-30 °С более низкие температуры восстановления формы по сравнению со сплавами, изготовленными из чистой шихты (иодидный титан, губчатый титан марки ТГ-90 и т.п.). Кроме того, необходимо учитывать, что в процессе гарнисажной плавки металл более загрязняется кислородом, чем при индукционном или вакуумно-дуговом переплаве с расходуемым электродом [30].

Для актуаторов, у которых главными являются силовые характеристики необходимо использовать элементы из сплавов на основе никелида титана с наиболее высокими критическими напряжениями. Это обеспечивается упрочнением В2-фазы для повышения напряжений начала формоизменения по механизму скольжения дислокаций. Для сплавов с температурами  $A_k$  выше 55 °С, для которых возможно только деформационное упрочнение, обработку изделий (термофиксацию формы, отжиг) необходимо проводить при температурах, при которых протекают процессы полигонизации В2-фазы. Как показали исследования, рассмотренные в главе III, это реализуется при отжиге в интервале температур 400-450 °С. Время выдержки при этих температурах должно быть достаточно для снятия напряжений при термофиксации и полигонизации структуры, но не приводило к рекристаллизации В2-фазы. Оно может меняться от 60 до 30 минут соответственно температуре отжига.

Для актуаторов, у которых наиболее важной характеристикой работоспособности является перемещение, никелид титана должен обладать максимальной критической деформацией, обеспечивающей наибольшую пластичность превращения материала при охлаждении. Это обеспечивается в сплаве с рекристаллизованной структурой В2-фазы. Рекристаллизация реализуется в процессе отжига сплава при температурах 500-600 °С и

выдержки от 60 до 30 минут соответственно. Конкретные параметры отжига зависят от особенностей технологии производства полуфабриката (проволоки, листа и т.п.) и термофиксации готового элемента актуатора (схема, степень деформации).

Если температуры срабатывания актуатора не превышают 50 °С, то для его изготовления целесообразно использовать сплавы никелида титана с повышенным содержанием никеля (более 55% по массе Ni), а обеспечивать необходимые температурные характеристики изделия при его старении. В этом случае за счёт дисперсионного упрочнения сплава можно значительно повысить критические напряжения материала и обеспечить максимальную удельную работу. Наиболее высокие критические напряжения обеспечиваются в полуфабрикатах сплава с деформированной или полигонизованной структурой, а старение проводится при температурах 450-480 °С, обеспечивающих максимальную дисперсность частиц  $Ti_3Ni_4$ .

В том случае, когда от актуатора требуется наибольшие перемещения, то материал должен обладать максимальной критической деформацией. Это обеспечивается старением при температурах 480-530 °С с формированием в структуре относительно крупных частиц  $Ti_2Ni_3$ . Время старения элементов актуаторов должно выбираться в соответствии с требуемыми температурными характеристиками изделия: чем они выше, тем больше должно выделяться богатых никелем интерметаллидов, а, соответственно, длительней должно быть старение. В зависимости от химического состава сплава, технологии обработки полуфабриката, требуемых температурных характеристик время выдержки может меняться от 10 минут до 8 часов.

Указанные выше рекомендации по выбору состава сплава, технологии обработки полуфабриката и элемента актуатора можно обобщить в виде таблице 5.5.

Таблица 5.5

**Рекомендации по выбору состава и технологии обработки элементов  
актуаторов из сплавов на основе никелида титана**

Требования к актуаторам		Требования к материалу актуатора		
Температурные	Основные требования к характеристикам	Химический состав	Состояние полуфабриката	Термообработка изделия
$A_k > 50^\circ\text{C}$	Деформационные ( $\epsilon_{кр\ max}$ , $\gamma_{кр\ max}$ )	Ti – 53,5÷54,5% Ni по массе	Нет требований	Термофиксация или отжиг 500-600°C не менее 0,5 часа
	Силовые ( $\sigma_{кр\ max}$ , $\tau_{кр\ max}$ )		Деформированное, полигонизованное	Термофиксация, отжиг 400-450°C не более 1 часа
$A_k < 50^\circ\text{C}$	Деформационные ( $\epsilon_{кр\ max}$ , $\gamma_{кр\ max}$ )	Ti – 54,5÷56,5% Ni по массе	Нет требований	Вакуумный отжиг 700°C 1 час Термофиксация и старение 480-530°C
	Силовые ( $\sigma_{кр\ max}$ , $\tau_{кр\ max}$ )		Деформированные, полигонизованные	Термофиксация и старение 450-480°C
	Энергетические ( $a_y$ )		Нет требований	Вакуумный отжиг 700°C 1 час Термофиксация и старение 480-530°C

Приведённые выше рекомендации были успешно опробованы АО КИМПФ при разработке и опытном производстве термочувствительных приводов осветительных приборов с элементами из никелида титана, о чём имеется акт опробования приведённый в Приложении.

### Основные выводы по работе

1. Установлено, что твёрдорастворное, деформационное и дисперсионное упрочнение сплавов на основе никелида титана приводит к увеличению критических напряжений и способствует более полной реализации формоизменения материала по механизму переориентации или образования мартенсита. Максимальные критические напряжения до 470 МПа при изотермическом нагружении наблюдаются у образцов из сплава с повышенным содержанием никеля ( $>54,5\%$  Ni по массе) и состаренных при  $450^{\circ}\text{C}$ .

2. Показано, что максимальная критическая деформация сплавов на основе никелида титана наблюдается при их стехиометрическом составе и полигонизованной структуре. С увеличением температуры испытания относительно температур мартенситного превращения происходит снижение критической деформации до уровня упругости В2-фазы.

3. Определено влияние схемы и параметров нагружения на характеристики формоизменения сплавов на основе никелида титана при термоциклировании. Показано, что накопление необратимой деформации при охлаждении и нагреве происходит при напряжениях, значительно более низких, чем критические, определённые в изотермических условиях, что может быть связано с их суммированием с ориентированными микронапряжениями при аккомодационной деформации кристаллов мартенсита.

4. Зависимости критических напряжений в изотермических условиях и при термоциклировании под нагрузкой от химического состава сплава и его обработки носят аналогичный характер. Максимальные критические напряжения при термоциклировании (до 130 МПа) и удельная работа (до  $7,6$  МДж/м<sup>3</sup>) наблюдаются у образцов из сплава с повышенным содержанием никеля и состаренных при  $450-470^{\circ}\text{C}$ , а максимальная критическая деформация до  $11,1\%$  – после отжига при  $700^{\circ}\text{C}$ .

5. Установлено, что для обеспечения многократного срабатывания термомеханических актуаторов параметры напряжённо-деформированного состояния элементов из никелида титана не должны превышать значения его критических напряжений и деформаций при термоциклировании.

6. Максимальная удельная работа термомеханического актуатора достигается при его работе в условиях, обеспечивающих близость напряжений противодействия к критическим. Наиболее высокий уровень критических напряжений достигается в сплавах с повышенным содержанием никеля, состаренных при  $450^{\circ}\text{C}$ . Для обеспечения наибольшего рабочего хода

актуатора необходимо использовать никелид титана с рекристаллизованной структурой.

7. Разработаны рекомендации по выбору состава сплава на основе никелида титана и его обработки для обеспечения высокого уровня характеристик работоспособности термомеханических актуаторов различного назначения.

**СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ**

1. Хачин В. Н., Пушин В. Г., Кондратьева В. В. Никелид титана: Структура и свойства. – М.: Наука, 1992. – 160 с.
2. Хачин В.Н. Два эффекта обратимого изменения формы в никелиде титана / Хачин В.Н., Гюнтер В.Э., Чернов Д.Б. // Физика металлов и металловедение. 1976. Vol. 42, № 3. P. 658–661.
3. Хачин В.Н. Структура и свойства В2 соединений титана. III. Мартенситные превращения / Хачин В.Н., Пушин В.Г., Сивоха В.П., Кондратьев В.В., Муслов С.А., Воронин В.П., Золотухин Ю.С., Юрченко Л.И. // Физика металлов и металловедение. 1989. Т. 67. № 4. С. 756-766.
4. Фаткуллина Л.П. Сплавы с памятью формы на основе никелида титана // Технология лёгких сплавов №4 1990г., с. 9-12
5. Хмелевская И.Ю., Олейникова С.В., Фаткуллина Л.П. Влияние термической обработки на фазовый состав и свойства сплава ТН-1 // Сплавы со свойствами сверхупругости и памяти формы: Препринт ИМФ 9.80,- Киев: ИМФ АН УССР, 1980.-е. 34-35.
6. Ильин А. А. Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах. – М.: Наука, 1994. – 304 с.
7. Ильин А.А. Сплавы с эффектом запоминания формы (обзор) // Итоги науки и техники. Металловедение и термическая обработка. – М.: ВИНТИ.,1991. Т. 25. с. 3-59.
8. Ильин А.А. Исследование механизмов формоизменения при деформации и нагреве титановых сплавов с эффектом запоминания формы / Ильин А.А., Коллеров М.Ю., Шинаев А.А., Головин И.С. // “Металловедение и термическая обработка металлов”, №4, 1998, с. 12-16.

9. Чернов Д.Б. Термомеханические актуаторы в управляющих устройствах // Чернов Д.Б. - Научные чтения по авиации, посвященные памяти Н.Е. Жуковского, 2016. № 4. С. 114-119.
10. Чернов Д.Б. Принципы конструкционного применения материалов с термомеханической памятью / Приложение к Информационному бюллетеню “Стандартизация и унификация изделий основного производства авиационной техники, метрология и электрорадиоэлементы”. М.: 1984. – 149 с.
11. Чернов Д.Б. Альтернативные пути управления электрическими устройствами с использованием интеллектуальных материалов / Чернов Д.Б., Шумилов И.С., Чернова С.Д. - Электропитание. 2017. № 4. С. 39-53.
12. Чернов Д.Б., Мурзов Д.А., Белоусов О.К. Влияние легирования на температуру проявления памяти формы никелида титана // МиТОМ, 1978, № 2, С. 72-73.
13. Прокошкин С.Д. Особенности формирования структуры никелида титана при ТМО, включающей холодную пластическую деформацию от умеренной до интенсивной / Прокошкин С.Д., Браиловский В., Коротницкий А.В., Инакян К.Э., Глезер А.М. // Физика металлов и металловедение. 2010. Т. 110. № 3. С. 305-320.
14. Prokoshkin S.D. Alloy composition, deformation temperature, pressure and post-deformation annealing effects in severely deformed Ti-Ni based shape memory alloys / Prokoshkin S.D., Khmelevskaya I.Yu., Dobatkin S.V., Trubitsyna I.B., Tatyannin E.V., Stolyarov V.V., Prokofiev E.A. // Acta Materialia. 2005. Т. 53. № 9. С. 2703-2714.
15. Прокошкин С.Д. Эволюция структуры при интенсивной пластической деформации сплавов с памятью формы на основе никелида титана / Прокошкин С.Д., Ю Хмелевская И., Добаткин С.В., Трубицына И.Б., Татьянанин Е.В., Столяров В.В., Прокофьев Е.А // Физика металлов и

металловедение. 2004. Т. 97. № 6. С. 84-90

16. Прокошкин С.Д. Кристаллическая решетка мартенсита и ресурс обратимой деформации термически и термомеханически обработанных сплавов Ti-Ni с памятью формы / Прокошкин С.Д., Коротичский А.В., Браиловский В., Инаекян К.Э., Дубинский С.М. // Физика металлов и металловедение. 2011. Т. 112. № 2. С. 180-198.
17. Brook G.B. Applications of Titanium-nickel Shape Memory Alloys // Mater. Des. 1983. Vol. 4. P. 835–840.
18. Kohl M. Shape memory microactuators // Springer-Verlag Berlin Heidelberg , 2004 – 247 p.
19. Rao A. Design of shape memory alloy (SMA) Actuators // Ashwin Rao, A. R. Srinivasa, J. N. Reddy. - Springer International Publishing, 2015 – 130 p.
20. Lecce L. Shape memory alloy engineering // Lecce L., Concilio A. - Butterworth-Heinemann, 2014 – 448 p.
21. Huang W. Shape memory alloys and their application to actuators for deployable structures: dissertation submitted to the University of Cambridge for the degree of Doctor of Philosophy – Weimin Huang, 1998 – 192 p.
22. Mertmann M. Design and application of shape memory actuators // Mertmann M., Vergani G. - The European Physical Journal Special Topics, 2008 – p. 221-230
23. Nespoli A. New Developments on Mini/Micro Shape Memory Actuators // Nespoli A., Biffi C.A., Casati R. and others – 2012
24. Degeratu S. Thermal characteristics of Ni–Ti SMA (shape memory alloy) actuators // Degeratu, S., Rotaru, P., Manolea, G. et al. - J Therm Anal Calorim, 2009 – 695 p.
25. Сплавы с эффектом памяти формы/Ооцука К., Симидзу К., Судзуки Ю и др./Под ред. Фунакубо Х.: Пер. с японск. – М.: Металлургия, 1990. –224 с.

26. Функциональные материалы с эффектом памяти формы Коллеров М.Ю., Гусев Д.Е., Гуртовая Г.В., Ручина Н.В., Гвоздева О.Н. учеб. Пособие / М.: ИНФРА-М, 2016. – 140 с.
27. Лихачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П. Эффект памяти формы. – Л.: Изд-во ЛГУ, 1987. – 216 с.
28. Кравченко Ю.Д., Борисенко В.Я., Бунин Л.А. и др. Отработка проволочных приводов из сплава ТН1 для развертывания кольцевых крупногабаритных конструкций на грузовом корабле “Прогресс-40” // Там же с. 194-196.
29. Винтайкин Е.В. Мартенситные превращения. // Итоги науки и техники. ВИНТИ. Металловедение и термическая обработка. 1983. №17. с. 3-63.
30. Александров А.В. Влияние технологии выплавки и обработки давлением на структуру и свойства полуфабрикатов из сплавов на основе никелида титана: дисс. ... канд. техн. наук / Александров Андрей Валентинович – М., 2011 – 163с.
31. Рогалев В.В. Применение материалов с эффектом памяти формы в двигателестроении / Рогалев В.В., Фокин Ю.И. - Вестник Брянского государственного технического университета. 2005. № 3 (7). С. 11-21.
32. Ильина Е.Э. Моделирование двигателя Гинеля / Ильина Е.Э., Зарубин З.В. - В сборнике: XXVII Международная инновационно-ориентированная конференция молодых ученых и студентов (МИКМУС - 2015) Труды конференции. 2015. С. 407-410.
33. Коллеров М.Ю., Шинаев А.А., Скопинский А.М. “Особенности проявления эффекта запоминания формы в титановых сплавах”. В сб. РНТК “Новые материалы и технологии”, М.: МАТИ, 1996, с. 12-16.
34. Ильин А.А., Коллеров М.Ю., Шинаев А.А., Головин И.С. Исследование механизмов деформации в титановых сплавах памяти формы. Сб. тезисов

- докладов IX Международной конференции “Взаимодействие дефектов и неупругие явления в твердых телах”, Тула, Россия, 1997, с. 108.
35. Шинаев А.А., Герман А.Н., Скопинский А.М. Влияние термической обработки и степени деформации на характеристики ЭЗФ титановых сплавов ВТ22И и Ti-10-2-3. Сб. тезисов докладов Российской НТК “Новые материалы и технологии”, М.: МГАТУ, 1997, с. 23.
36. Шинаев А.А. Механизм деформации сплавов на основе титана и никелида титана и его влияние на характеристики эффекта запоминания формы. Канд. диссерт., М., 1999. – 180 с.
37. Гусев Д.Е. Технологические методы управления характеристиками работоспособности имплантатов из никелида титана с эффектом запоминания формы. Канд. Диссерт., М., 2000. – 210 с.
38. Бойко В.С., Гарбер Р.И., Косеевич А.М. Обратимая пластичность кристаллов. – М.: Наука, 1991. – 280 с.
39. Коломыцев В. В., Невдача В. В. Особенности проводимости никелида титана в области фазовых переходов под давлением // Там же. №5. С. 132-133.
40. Коллеров М.Ю. Влияние шихтового материала и метода выплавки на структуру и эффект запоминания формы слитков сплавов на основе никелида титана / Коллеров М.Ю., Александров А.В., Гусев Д.Е., Шаронов А.А. - Технология легких сплавов. 2012. № 2. С. 87-93. Чернов Д.Б., Паскаль Ю.И., Гюнтер В.Э., Монасевич Л.А. // Изв. вузов. Физика. 1981. Т. 24, №3. С. 93-96.
41. Ильин А. А., Скворцов В. И., Староверов А. Г., Новиков С. П. Влияние режимов низкотемпературного старения на изменение фазового состава и структуры сплава Ti-56Ni // Повышение качества, надежности и

- долговечности изделий из конструкционных и инструментальных сталей и сплавов. – Л.: ЛДНТП. 1980. С. 88-90.
- 42.Коваль Ю.Н., Лободюк В.А. Деформационные явления при мартенситных превращениях. Успехи физики металлов. – 2006. – т.7. – с.53-116.
- 43.Miyazakis. Ohmi Y., Otsuka K. and Suzuki Y: Journal de Physique, Colloque CU, supplement au № 12, Tome, 43, decembre 1982, с 4-255.
- 44.Ильин А. А., Гозенко Н. Н., Скворцов В. И., Никитич А. С. Структурные изменения в сплавах на основе никелида титана при деформации и их влияние на характеристики восстановления формы.// Изв. вузов. Цв. металлургия. 1987. №3. С. 88-93.
- 45.Гозенко Н. Н., Ильин А. А., Кузьмин А. В. Формирование текстуры В2-фазы при холодной пластической деформации сплавов на основе никелида титана// Тез. докл. V всесоюз. Конф. “Текстура и рекристаллизация в металлах и сплавах”. Уфа, 1987. С. 43.
- 46.Гозенко Н. Н., Ильин А. А. Влияние термомеханической обработки на уровень остаточных напряжений и текстуру холоднодеформированных полуфабрикатов из сплавов на основе никелида титана// Тез. докл. VI всесоюз. Конф. “Текстура и рекристаллизация в металлах и сплавах”. М., 1991. С. 125.
- 47.Ильин А. А., Скворцов В. И., Терехин А. Е. Повышение характеристик работоспособности изделий из сплавов на основе никелида титана термической и химико-термической обработкой// повышение стойкости деталей машин и инструмента: материалы ТНК. М.: ЦИНИИ информации, 1989. С. 29-30.
- 48.Лихачев В. А., Помыткин С. П., Шимановский С. Р. // Металловедение и термическая обработка металлов. 1989. №8. С. 11-17.

49. Buehler W.J., Gilfrich J.V., Wiley R.C. // J. Appl. Phys. 1963. Vol. 34, № 5. P. 1475-1477.
50. Коллеров М.Ю., Гусев Д.Е., Шаронов А.А., Овчинников А.В., Александров А.В. Формирование структуры сплава TiNi при деформации и термической обработке / Титан. - 2010. - № 3(29). - с. 4-10.
51. Обратимое изменение формы тела при прямом и обратном мартенситном превращении в сплавах марганец – медь / Е.З. Винтайкин, В.А. Удовенко, А.И. Бачинашвили и др. – ДАН СССР, 1975, т. 222, № 2, с. 322–325.
52. Xie C. Y., Zhao L. C., Lee T. C. Effect of  $Ti_3Ni_4$  precipitates on the phase transitions in an aged Ti-51,8at.%Ni shape memory alloy. – Scripta Met., 1990, 24, N9, p. 1753-1758.
53. V.Brailovski, S.Prokoshkin, P.Terriault F.T. Shape memory alloys: fundamentals, modeling and applications. Quebec, Canada: Ecole de technologie superieure, 2003.
54. Прокошкин С.Д. Возможности управления функциональными свойствами сплавов TiNi с памятью формы методами Т.М.О. / Прокошкин С.Д., Хмелевская И.Ю., Рыклина Е.П. / Сб. ст. "Фундаментальные проблемы современного материаловедения" Под общей редакцией В.Е. Громова. Новокузнецк, 2015. С. 135-141.
55. Xie C. Y., Zhao L. C., Lee T. C. Effect of precipitates on the electrical resistivity-temperature in an aged Ti-51,8at.%Ni shape memory alloy. – Scripta Met. et Mater., 1989, 23, N12, p. 2131-2136.
56. Зельдович В. И., Пушин В. Г., Хачин В. Н. и др. Материалы Всесоюзной конференции по мартенситным превращениям в твердом теле, сентябрь, 1991, Косов, Киев, 1992. – с. 330-333.

- 57.Собянина Г.А., Зельдович В.И., Фазовые превращения в сплавах никелида титана. III. Закономерности процесса старения –ФММ, 1998, 86, №1, .с. 134-144.
- 58.Собянина Г.А., Зельдович В.И. Фазовые превращения в сплавах никелида титана IV Мартенситные превращения в состаренных сплавах – ФММ, 1998, 86, №1, с. 145-153.
- 59.Гришков В. Н. Влияние старения на мартенситные превращения в сплавах TiNi вблизи эквиатомного состава. - Канд. дис. - Томск, ТГУ, 1986. - 146 с.
- 60.Гришков В. Н., Лотков А. И. Влияние условий закалки и старения на температуры и последовательность мартенситных превращений в  $Ti_{49}Ni_{51}$  // Материалы с эффектом памяти формы и их применение: Материалы семинара. Новгород. 1989. С. 114-116.
- 61.Ильин А. А., Скворцов В. И., Коллеров М. Ю. Управление характеристиками работоспособности листов из сплава Ti-56 вес.%Ni методом низкотемпературного старения // Повышение стойкости деталей машин и инструмента: Материала НТК. М.: ЦНИИ информации, 1989. С. 31-32.
- 62.Khachin V. N., Gjunter V. E., Savinov A. S. Lattice instability, martensitic transformations, plasticity and anelasticity of Ti-Ni: Proc. Intern. On martensitic transformations// ICOMAT. USA, 21-29 June, 1979. P. 474-480/
- 63.Nishida M., Wayman C.M. Chiba A. Electron microscopy studies of the martensitic transformation in an aged Ti-51 at % Ni shape memory alloy // Metallography. 1988/ Vol. 21, №3 P. 275-291.
- 64.Хомма Т., Такэи Х. Влияние термической обработки на мартенситное превращение титаноникеливого соединения // Нихрон киндзюку гаккай си 1975. Т. 39, № 2 с. 175-182. Пер. с. яп. Ц – 88639
- 65.Коллеров М.Ю. Влияние метода и технологии плавки на структуру и

- свойства слитков сплавов на основе никелида / Коллеров М.Ю., Александров А.В., Кузнецов С.Ю., Делло А.С., Константинов В.В., Овчинников А.В., Орешко Е.И., Лобастов В.А. - Титан. 2011. № 2 (32). С. 22-28.
66. Прокошкин С.Д. Исследование влияния состояния поверхности изделий из сплавов TiNi на параметры эффектов памяти формы / Прокошкин С.Д., Рыклина Е.П., Чернавина А.А., Абрамов В.Я., Крестников Н.С. - Металлы. 2009. № 6. С. 76-85.
67. Кауфман Л., Коэн М. Термодинамика и кинетика мартенситных превращений // Успехи физики металлов: Пер с англ. М.: металлургия, 1961. Т.И.С. 192-289.
68. Билби Б.А. Кристиан Дж. В. Мартенситные превращения // Успехи физ. наук. 1960. Т.20, вып. 3.с. 515-564.
69. Ильин А.А., Петров А.М. Назимов О.П. и др. Исследование газонасыщение сплавов на основе никелида титана в процессе термической обработки // Тез. докл. Всесоюз. конф “Сверхупругость эффект памяти формы и их применение в новой технике” Воронеж, 1982. С. 40-41.
70. Материалы с эффектом памяти формы: Справ. Изд./Под ред. Лихачева В.А. – Т.1. – СПб.: Изд-во НИИХ СПбГУ, 1997. – 424 с
71. Shape memory materials / Edited by K. Otsuka and C.M. Wayman. □ Cambridge University Press, 1998. – 284 p.
72. Беляев С.П., Каменцева З.П., Лихачев В.А. Особенности деформирования сплавов с эффектом памяти формы при нестационарном циклическом нагружении // Проблема прочности. 1983. № 1 с.69-72
73. Melton K.N., Mercier O., Fatigue of NiTi thermoelastic martensites // Asta mela // 1979. Vol. , 27 №1. P.137-144.

74. Song, G. Applications of shape memory alloys in civil structures. / G. Song, N. Ma, H.-N. Li // *Engineering Structures*. – 2006. – № 28. – pp. 1266–1274.
75. Jahuna Yang Fatigue characterization of superelastic nitinol// *SMST-1997 Conference Proceedings* pp.479-484
76. K.N. Melton., O. Mercier Fatigue of NiTi thermoelastic Martensites // *Acta Metallurgica* Vol. 27 . pp.137-144
77. N.I. Zahari, M.Sugano, M.A. Imam, Z. Tanaka, T. Satake A Microcrystallographic Study of fatigue damage in Ti-Ni shape Memory alloy // *SMST-2001 Conference Proceedings* pp.1903-1910
78. D Wurzel , E Hornbogen The influence of thermomechanical treatments on fatigue behavior of NiTi alloys // *SMST-2000 Conference Proceedings* pp.283-290
79. Ониси, Хамагути, Набэсима и др. — Сборник докладов 3-й сессии Японского общества биоматериалов. 1982. С. 121. Пер. с яп.
80. Ohnishi H., Miyagi M., Hamada T., Tsyji E., Suzuki Y., Hamaguchi T., Okabe N. and Nabeshima T. Proceed. 4<sup>th</sup> Europ. Conf. Biomater. 1983. p 403-411.
81. Хамагути, Цудзи, Мияги и др. Сборник докладов четвертой сессии Японского общества биоматериалов, 1982, с. 191-193. Пер. с яп.
82. Andreasen G.F. and Morrow R.E.: *Am. J. Orthod.*, Vol. 73, №2, 1987, p 142-151.
83. Schmerling M.A., Wilkov M.A., Sandres A.E. and Woosleg J.E.: *J. Biomed. Mater., Res.*, Vol. 10, p 879-802, 1976.
84. Sawyer P.N. Page M., Rubeva B., Lagergren H., Baselius L., McCool C., Halperin W. Srinivasan S.: *Trans. Amer. Soc. Artif. Int. Organs.*, Vol. 17, p. 470-473, 1971.
85. Ониси, Дзинко дзюки, 1983 т. 12, № 4 с. 871. Пер. с яп.
86. Физическое металловедение / под редакцией Кана Р.У., Хаазена П. т.2.

- Фазовые превращения в металлах и сплавах и сплавы с особыми физическими свойствами: Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1987. – 624 с.
87. Набякина, Ониси, Хамагути и др. Сборник докладов 4-й сессии Японского общества биоматериалов 1982, с 121. Пер. с яп.
88. Ониси Х. Дзинко дзюки, 1983, т.12 № 4, с. 866-868. Пер. с яп.
89. Ilyin A.A., Kollerov M.Yu., Gusev D.E., Davydov E.A., Gazzani R. Production and application features of implants from nitinol with shape memory effects // Proceedings of The 9th World Conference on Titanium. Titan'99, Saint-Petersburg, 2000, vol. 2, pp. 1223-1229
90. Рогалев В.В. Использование материалов с эффектом памяти формы в двигателях внутреннего сгорания // Рогалев В.В., Фокин Ю.И.- В сборнике: Совершенствование транспортных машин Сборник научных трудов. Брянск, 2017. С. 22-31.
91. Белов С.П., Глазунов С.Г., Колачев Б.А. и др. Металловедение титана и его сплавов(серия «Титановые сплавы»). М.: Металлургия. 1992.
92. Приготовление образцов для электронно-микроскопического исследования алюминия, магния, титана и их сплавов. Методическая рекомендация. М., ВИЛС, 1964. 23с.
93. Прямое электронно-микроскопическое исследование двухфазных титановых сплавов. Методическая рекомендация. М., ВИЛС, МР 47-26-85, 1986. 50с.
94. Методическая рекомендация. Качественный и количественный рентгеновский анализ фазового состава титановых сплавов. ВИЛС, МР 18-36/СМИ-75. 1975. с.39.
95. Должанский Ю. М., Строганов Г. Б., Шалин Р. Е. Оптимизация свойств машиностроительных материалов с использованием ЭВМ. Металловедение, серия №10. М.: ВИМО СССР. 1980. 237 с.

- 96.Новик Ф. С., Арсов Я. Б. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования эксперимента. М.: Машиностроение. 1980. 295 с.
- 97.Коллеров М.Ю., Ильин А.А., Полькин И.С., Файнброн А.С., Гусев Д.Е., Хачин С.В. Структурные аспекты технологии производства полуфабрикатов из сплавов на основе никелида титана. Металлы. – 2007. - №5. – с.77-85.
- 98.Коллеров М.Ю. Повышение характеристик работоспособности медицинских имплантатов из сплава никелида титана методом термической обработки / Коллеров М.Ю., Гусев Д.Е., Орешко Е.И., Бурнаев А.В. // Технология лёгких сплавов. 2013. -№3. с.40-46
- 99.Коллеров М.Ю. Закономерности формоизменения сплавов на основе никелида титана при механическом и тепловом воздействии / Коллеров М.Ю., Гусев Д.Е., Бурнаев А.В. // 60 Международная научная конференция «Актуальные проблемы прочности». 2018. Монография т.1. с.141-159
100. Коллеров, М.Ю. Закономерности процесса восстановления формы сплавов на основе никелида титана в условиях постоянного противодействия / Коллеров М.Ю., Гусев Д.Е., Гуртовой С.И., Бурнаев А.В. // Титан. 2014. -№1. с. 38-43
101. Коллеров, М.Ю. Термомеханическое поведение сплавов на основе никелида титана при постоянном противодействии / Коллеров М.Ю., Гусев Д.Е., Гуртовой С.И., Бурнаев А.В. // Металлы. 2015. -№3. с. 67-72
102. Коллеров, М.Ю. Влияние химического состава и структуры на термомеханическое поведение сплавов на основе никелида титана / Коллеров М.Ю., Гусев Д.Е., Бурнаев А.В., Шаронов А.А. // МИТОМ. 2017 -№6. с. 38-44
103. Коллеров, М.Ю. Закономерности термомеханического поведения актуаторов из никелида титана / Коллеров М.Ю., Гусев Д.Е., Бурнаев А.В., Шаронов А.А. // Титан. 2017. -№1 с. 46-51



АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО «КИМПФ»  
АО «КИМПФ»

тел: +7 (495) 7-403-403  
e-mail: [amt@implants.ru](mailto:amt@implants.ru)  
адрес: 121552, Москва, ул. Оршанская, 5, ком. 3

УТВЕРЖДАЮ

Генеральный директор АО «КИМПФ»

 Шаронов А.А.

«31»  2018 г.



### Акт опробывания

Настоящий акт составлен о том, что результаты диссертационной работы Бурнаева А.В. на тему «Влияние химического состава и структуры никелида титана на характеристики работоспособности термомеханических актуаторов» использованы при разработке и изготовлении макетных и опытных образцов термомеханических актуаторов трансформирующихся конструкций осветительных приборов, а именно:

1. Рекомендации по выбору состава сплава на основе никелида титана для цилиндрических и плоских пружин актуаторов.
2. Рекомендации по технологии обработки элементов актуаторов из сплава на основе никелида титана, включающие режимы старения, которые обеспечивают заданные характеристики работоспособности изделий.

Технический директор АО «КИМПФ»



Гусев Д.Е.