

Санкт-Петербургский государственный университет

Направление: 01.04.03 «Механика и математическое моделирование»

Профиль: «Механика деформируемого твердого тела»

Григорьева Виктория Игорьевна

Термомеханические свойства сплава TiNi после высокоскоростного сжатия

Магистерская диссертация

Научный руководитель:

Д. т. н., профессор Разов А.И.

Рецензент:

Зав. лаб. ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН,

д.ф.-м.н. Кадомцев А.Г.

Санкт-Петербург

2017

SAINT-PETERSBURG STATE UNIVERSITY

Main Field of Study: Mechanics and Mathematical Modeling

Area of Specialisation: Mechanics of Deformable Solid Body

Grigorieva Viktoria

Thermomechanical properties of TiNi alloy after high strain rate compression

Master's Thesis

Scientific supervisor:

Professor Alexander Razov

Reviewer:

Head of Laboratory, Ioffe Institute PAS,

Dr. of Sci. Andrei Kadomtsev

Saint-Petersburg

2017

СОДЕРЖАНИЕ

Введение.....	4
1. Обзор литературы.....	5
2. Методика экспериментов.....	11
3. Механические свойства сплава TiNi при высокоскоростном сжатии.....	13
4. Функциональные свойства сплава TiNi после высокоскоростного сжатия.....	17
5. Влияние фазового состава на функциональные свойства сплава TiNi.....	23
6. Выводы.....	27
7. Литература.....	28

ВВЕДЕНИЕ

Материалы, обладающие эффектом памяти формы (ЭПФ) известны достаточно давно, но прогресс в технологиях обработки, металлургии и появляющиеся новые задачи приводит к тому, что и сейчас эти новые материалы с нехарактерными для металлов свойствами интенсивно исследуются в фундаментальном и прикладном аспектах. Уникальные свойства материалов с ЭПФ уже широко используются на практике [1,2]. Одним из главных представителей материалов с ЭПФ является никелид титана (TiNi). Этот материал обладает множеством уникальных характеристик: помимо значительного эффекта памяти формы сплав обладает малым удельным весом, большой прочностью и способностью работать при повышенных температурах, имеет высокую коррозионную стойкость. Благодаря этому сплав TiNi активно используется во многих отраслях человеческой деятельности, в медицине и в технике.

В настоящее время представляет значительный интерес использование данных материалов в быстродействующих устройствах, совершающих механическую работу под воздействием тепла. Кроме того, никелид титана имеет большие перспективы использования в устройствах для сейсмозащиты зданий и сооружений [3,4]. Сплав с эффектом памяти формы при работе в таких устройствах подвергается различным термомеханическим воздействиям, в частности высокоскоростному нагружению. Также представляет интерес и исследование возможности повышения функциональных свойств сплава TiNi путем динамического воздействия и использование высокоскоростного нагружения в технологических процессах [5]. Именно поэтому исследование механического поведения и функциональных свойств сплава TiNi при высокоскоростных воздействиях является актуальным и практически значимым. Исследованию термомеханических свойств сплава TiNi при высокоскоростном сжатии и посвящена данная работа.

1. ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ

Первые исследования динамических свойств сплавов TiNi, проводившиеся, главным образом, по аналогии с исследованием традиционных материалов, были направлены на определение зависимостей напряжение-деформация при различных температурах.

Одной из первых работ, которая была посвящена исследованию механических свойств сплава TiNi, можно считать работу [6].

В работе [6] описаны результаты исследования влияния температуры и скорости деформирования на зависимость напряжение-деформация сплава с памятью формы TiNi. Были использованы цилиндрические образцы диаметром и высотой 6 мм, изготовленные из сплава Ti₄₉Ni₅₁ и отожженные при 673 К в течение 1 часа в вакууме. Температуры фазовых превращений при этом были равны: M_н = 243,6 К, M_к = 198,9 К, A_н = 299,5 К, A_к = 319,1 К.

Квазистатические испытания на сжатие были проведены при скорости деформации 10⁻⁴с⁻¹. Высокоскоростные испытания проводили методом Кольского для разрезных стержней Гопкинсона при скоростях деформирования (2-7)×10² с⁻¹. И те и другие испытания проводили при температурах от 201 до 366 К.

В выводах по статье отмечено, что в динамических испытаниях напряжение было всегда больше чем в квазистатических при всех исследуемых температурах.

Механические свойства никелида титана при сжатии были также описаны в работах [7, 8]. В работе [7] было исследовано механическое поведение сплава TiNi с эффектом памяти формы при высокоскоростном (3×10³ с⁻¹) нагружении сжатием и проведено его сравнение с деформированием с низкой (3×10⁻⁴ с⁻¹ и 1,5×10⁻² с⁻¹) скоростью деформирования.

Испытания на растяжение и сжатие с низкой скоростью деформирования проводили на машине Instron при комнатной температуре, использовали образцы из сплава TiNi примерно эквиатомного состава,

отожженные при 600°C в течение 30 мин с последующей закалкой в воде комнатной температуры. Высокоскоростное деформирование только сжатием проводили методом Кольского при комнатной температуре. Перед испытаниями все образцы охлаждали в жидком азоте (-196°C) для обеспечения полного перевода образцов в мартенситное состояние. Характеристические температуры превращения для недеформированных образцов: $M_H = 59^\circ\text{C}$, $M_K = 39^\circ\text{C}$, $A_H = 74^\circ\text{C}$, $A_K = 93^\circ\text{C}$.

В процессе исследования авторы пришли к следующим выводам:

1. Образец при сжатии со скоростью $3 \times 10^3 \text{ c}^{-1}$ остается в мартенситном состоянии.
2. Характеристики кривой деформация-напряжение нечувствительны к скорости деформирования.
3. Стабилизация мартенсита после деформации не зависит от скорости деформации. Результаты дополнительно показали, что механизм деформирования сплава TiNi практически не зависит от скорости деформации вплоть до 10^3 c^{-1} .
4. Около 90% механической работы может быть рассеяно при сжатии сплава TiNi до 20% деформации при низкой или высокой скорости деформирования.

Исследованию механического поведения сплава Ti-51.2%Ni с эффектом памяти формы при высокоскоростном нагружении посвящена работа [8]. Были использованы цилиндрические образцы высотой и диаметром 5 мм, изготовленные из сплава Ti-51.2%Ni. После отжига при 773K в течение 1 часа, образцы деформировали сжатием при различных скоростях деформирования при комнатной температуре. Высокоскоростное нагружение проводили методом Кольского для разрезных стержней Гопкинсона при скоростях деформирования от 3×10^2 до $1.5 \times 10^3 \text{ c}^{-1}$.

Было обнаружено, что при сжатии образцов в мартенситном состоянии фазовые и дислокационные пределы текучести растут с одной и той же скоростью с увеличением скорости деформации. В то же время

коэффициенты упрочнения на этапах фазовой деформации и пластического течения дислокаций практически равны и не изменяются с увеличением скорости деформации.

Наклон первой упругой части кривой напряжение-деформация имеет постоянное значение при скорости деформации в диапазоне $800-1500 \text{ с}^{-1}$, а наклон второй упругой стадии деформирования возрастает с увеличением скорости нагружения от 300 до 1500 с^{-1} .

В работах [9, 10] описаны опыты на растяжение и сжатие сплава TiNi.

Работа [9] была посвящена исследованию сплава Ti-50.4%Ni с характеристической температурой $A_k = 296 \text{ К}$. Высокоскоростное нагружение сжатием при комнатной температуре проводили методом Кольского для разрезных стержней Гопкинсона при скоростях деформирования от 5800 до 17600 с^{-1} .

Было установлено:

- При очень высоких скоростях деформирования напряженно-деформированное состояние отличается от напряженно-деформированного состояния при умеренно высоких скоростях деформирования.
- Напряжение перехода из аустенита в мартенсит резко возрастает при скорости деформирования примерно 1000 с^{-1} . Подобная зависимость от скорости деформирования (скоростная чувствительность) может быть объяснена межфазным движением сформировавшегося мартенсита на основе модели, включающей термоактивационные эффекты и эффекты перетаскивания (перескакивания) дислокаций.
- Деформация материала при очень высоких скоростях, например, 17000 с^{-1} , происходит путём вызванного дислокациями пластического скольжения исходного аустенита.

В работе [10] сплав Ti-55.6%Ni (NDC SE508) с характеристическими температурами $M_k = -36 \text{ °С}$, $M_n = -8 \text{ °С}$, $A_n = -23 \text{ °С}$ и $A_k = 2 \text{ °С}$ был

исследован на растяжение и сжатие при скорости деформирования 1200 с^{-1} используя метод Кольского с формирователем импульса (pulse shaper) и без него. Нагружение было выполнено при различных температурах: -196 , -100 , -50 , 0 , 100 , 200 , 300 и $400 \text{ }^\circ\text{C}$.

Были исследованы различия в поведении сплава при растяжении и сжатии в случае высокоскоростного нагружения. Испытания на растяжение и сжатие проводились с деформациями до 16-24% при высокой скорости деформирования - 1200 с^{-1} и низкой - $0,001 \text{ с}^{-1}$ при различных температурах.

По экспериментальным результатам были сделаны следующие выводы:

- Предел текучести гораздо выше при сжатии, нежели чем при растяжении. При сжатии предел текучести уменьшается с ростом температуры при повышенных температурах.
- При динамическом растяжении предел текучести $\sigma_{0.2}$ по грубой оценке на 100-200 МПа выше, чем при квазистатическом растяжении. В то время, как в случае динамического сжатия это значение $\sigma_{0.2}$ примерно вдвое выше, чем при квазистатическом, наибольшая разница наблюдается при 100°C .
- Разница пределов текучести для сжатия и растяжения растет при повышении скорости деформирования при динамическом нагружении (в интервале температур $100 - 400^\circ\text{C}$).

В работах [11, 12, 13] исследовали сверхупругое поведение никелида титана при высокоскоростном нагружении.

Сверхупругость сплава TiNi при высокоскоростном нагружении впервые была исследована в работе [11]. Объектом исследования служил сплав Ti-55,8%Ni (марки SE508 компании NDC) с характеристической температурой $A_k = 5-18 \text{ }^\circ\text{C}$. Образцы диаметром 7,94 мм и высотой 8,10 мм динамически нагружали в режиме сжатия. Испытания проводили методом Кольского для разрезных стержней Гопкинсона при скоростях деформирования $130-750 \text{ с}^{-1}$.

Для квазистатических испытаний использовали образцы диаметром 6,35 мм и высотой 12,7 мм. Отжиг проводили при 510°C в разогретой печи в течение 9 мин с последующей закалкой в воде в соответствии с рекомендациями изготовителя.

Сравнение сверхупругих свойств сплавов после высокоскоростного и динамического нагружения показали, что они зависят от скорости нагружения.

При квазистатическом нагружении наблюдали 100% возврат 3% полной деформации, в то время как после высокоскоростного нагружения всегда наблюдали незамкнутость, полный возврат происходил в течение некоторого времени - от нескольких секунд до нескольких часов.

В работе [12] были исследованы сверхупругие свойства сплава TiNi с характеристической температурой $A_k = -10$ °C в режиме высокоскоростного сжатия. Сплав предварительно отжигали в течение 30 минут при 296, 473, 573, 723, 823, 873, 923 К. Испытания проводили при температурах от 77 К до 400 К со скоростями от 10^{-3} до 4200 с⁻¹.

Было установлено, что диссипация энергии в динамическом и квазистатическом случаях была примерно такая же. Однако, при повторном нагружении, сверхупругость была меньше после высокоскоростного деформирования, чем после квазистатического. Кроме того, было отмечено, что скорость разгрузки плохо управляема и в опытах была около 10^2 с⁻¹.

Однократный и обратимый эффекты памяти формы после высокоскоростного и квазистатического деформирования описаны в работах [14, 15, 16].

Первые исследования обратимой памяти формы (ОПФ) после динамического нагружения и сравнение с квазистатическим случаем, были выполнены в работе [14]. Пластина толщиной 1 мм, сделанная из эквиатомного сплава TiNi, была подвергнута удару со скоростью 100 м/с из газовой пушки при комнатной температуре. Из пластины вырезали образцы

50x5x1 мм и испытывали в режиме трехточечного изгиба, рассчитывая напряжения и деформации по формулам теории упругости.

Было установлено, что сформированная обратимая память в два раза выше после удара, правда после удара остаточная деформация составляла 0.5%, а после квазистатического нагружения – 0.1%. Устойчивость обратимой памяти формы по отношению к противодействующим напряжениям после удара выше, чем после квазистатического нагружения. Возрастания характеристических температур превращения после удара не наблюдалось.

В большинстве имеющихся на сегодняшний день работ (в том числе и описанных выше) при сжатии исследовали в основном механическое поведение сплавов на основе TiNi, а функциональные свойства, при этом практически не исследовали.

Только в работах [8, 16] были исследованы ЭПФ и ОПФ после высокоскоростного нагружения никелида титана сжатием при комнатной температуре (в мартенситном состоянии) до остаточных деформаций 10-12%, в которых было установлено, что после высокоскоростного нагружения до остаточных деформаций 4-5% ЭПФ и ОПФ превосходят соответствующие эффекты, возникающие после аналогичного квазистатического нагружения. В последние годы нами было выполнено исследование функциональных свойств сплава TiNi, но только после растяжения при различных температурах [17-19].

Таким образом, несмотря на большое количество работ, посвященных динамическому нагружению сплава TiNi, систематических исследований функциональных свойств при сжатии так и не было проведено. Именно поэтому цель настоящей работы заключалась в том, чтобы установить закономерности поведения функциональных свойств никелида титана после деформирования его сжатием со скоростью около 10^3с^{-1} при различных температурах.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ

В качестве объекта исследований использовали сплав TiNi эквиатомного состава. Длина рабочей части образцов 4 мм, диаметр 8 мм. Отжиг проводили при 500°C в течение 1 часа и охлаждение с печью. Характеристические температуры после термообработки: $M_H = 74^\circ\text{C}$, $M_K = 32^\circ\text{C}$, $A_H = 74^\circ\text{C}$, $A_K = 98^\circ\text{C}$ (Рис.2.1).

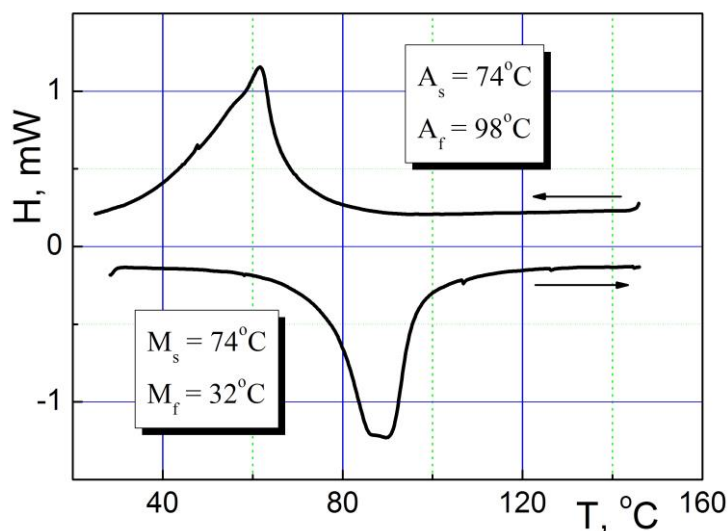


Рис. 2.1. Выделение и поглощение тепла сплавом TiNi при изменении температуры.

Высокоскоростное сжатие производили на установке, реализующей метод Кольского для разрезных стержней Гопкинсона, до полной деформации 18-20% при скорости деформации около 10^3c^{-1} . Нагружение было выполнено при различных температурах от 20 до 300°C. После деформирования образцы термоциклировали со скоростью ≈ 2 К/мин в термомеханическом анализаторе Netzsch TMA 402 F1 Hyperion (Рис. 2.2), установленном в ресурсном центре «Термогравиметрические и калориметрические методы исследования» Научного парка СПбГУ. Термоанализатор обладал следующими техническими характеристиками.

- Вертикальная загрузка
- Температурный диапазон от -150 до 1550°C
- Возможность создания вакуума до 10⁻⁴ мбар

- Точность измерения температуры 0,3°C
- Скорость нагрева от 0,001 до 50°C/мин
- Максимальная длина образца 30 мм
- Максимальный диаметр образца 12 мм
- Интервал измерений 2,5 мм
- Цифровое разрешение 0,125 нм
- Диапазон нагрузок 0,001-3 Н
- Разрешение по нагрузке: не более 0,01 мН
- Возможность продувки газом (N₂, O₂, H₂, Ar, воздух) со скоростью от 5 до 500 мл/мин



Рис. 2.2. Термомеханический анализатор Netzsch TMA 402 F1 Hyperion

Некоторые температуры испытаний $T = 60, 77, 87$ и 100°C , лежащие внутри интервала температур мартенситных переходов, достигались двумя путями: нагреванием из мартенситной области (от комнатной температуры) и охлаждением из аустенитной области (после предварительного нагрева до 180°C). Тем самым можно было получить при одной и той же температуре сплав в различном фазовом состоянии. Например, при 77°C в первом случае сплав находился, практически, в мартенситном состоянии, а во втором – в аустенитном, при 87°C – в смешанном и в аустенитном, соответственно.

3. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА TiNi ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ СЖАТИИ

В результате проведенных экспериментов было обнаружено, что диаграммы деформирования сплава TiNi при высокоскоростном сжатии сильно зависят от температуры, при которой осуществляли предварительное нагружение. На Рис. 3.1-3.4 приведены некоторые примеры диаграмм деформирования сплава при различных температурах – в мартенситном (Рис.3.1), аустенитном (Рис. 3.2.) и в разных фазовых состояниях при одной и той же температуре 77 °С (Рис. 3.3-3.4).

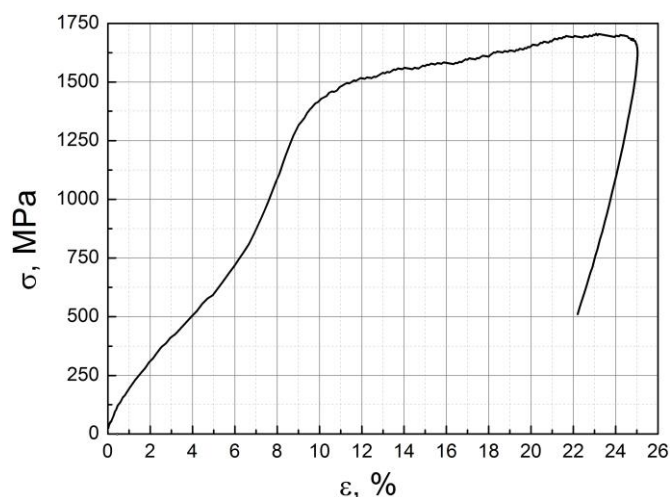


Рис. 3.1 Диаграмма высокоскоростного сжатия сплава TiNi в мартенситном состоянии при $T = 20^{\circ}\text{C}$.

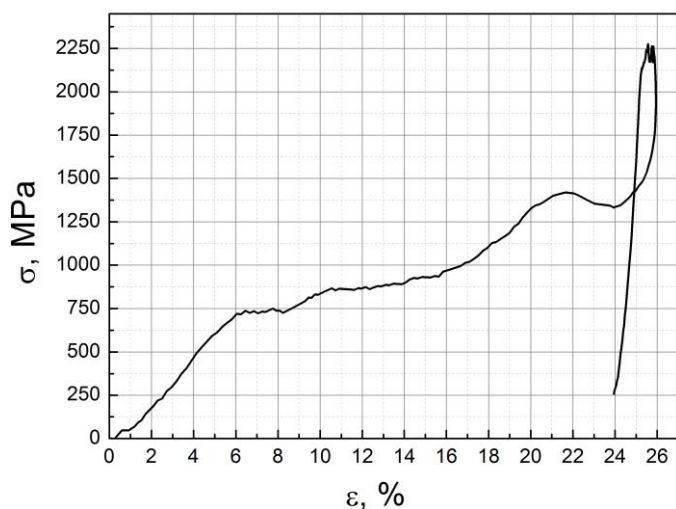


Рис. 3.2 Диаграмма высокоскоростного сжатия сплава TiNi в аустенитном состоянии при $T = 300^{\circ}\text{C}$.

Диаграмма деформирования сплава в мартенситном состоянии имеет классический вид без каких-либо следов колебательных процессов во время нагружения (Рис. 3.1), а на диаграмме деформирования сплава в аустенитном состоянии можно увидеть следы лавинообразных процессов, которые вызывают некоторую неустойчивость кривой нагружения (Рис. 3.2.). Здесь и далее резкое повышение напряжений на завершающем этапе деформирования связано с тем, что в экспериментах использовали ограничитель деформации, касание которого и приводило к такому эффекту.

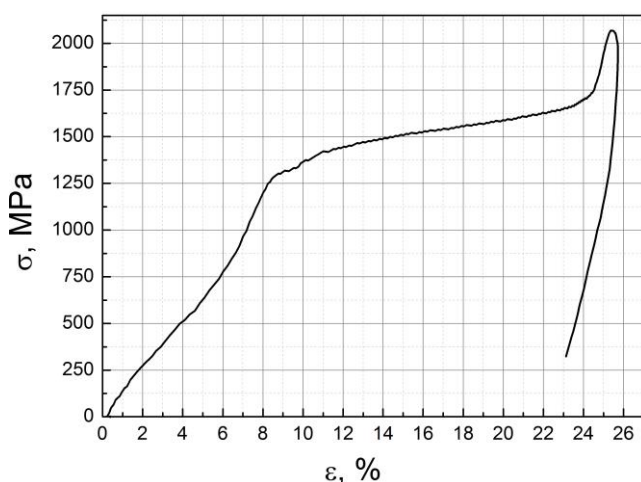


Рис. 3.3 Диаграмма высокоскоростного сжатия сплава TiNi в мартенситном состоянии при $T = 77^{\circ}\text{C}$. Нагрев до температуры испытания.

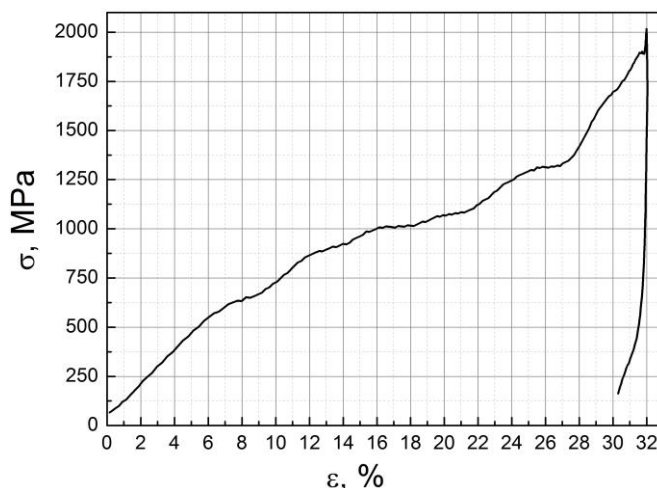


Рис. 3.4 Диаграмма высокоскоростного сжатия сплава TiNi в аустенитном состоянии при $T = 77^{\circ}\text{C}$. Охлаждение от 180°C до температуры испытания.

Фазовый состав сплава также сильно меняет вид диаграмм, несмотря на то, что нагружение происходит при одной и той же температуре (Рис 3.3, 3.4). В первом случае сплав находился, практически, в мартенситном состоянии ($A_H = 74^{\circ}\text{C}$), а во втором – в аустенитном ($M_H = 74^{\circ}\text{C}$). Именно

поэтому диаграммы имеют сходство с диаграммами, изображенными на Рис.3.1 и Рис. 3.2, соответственно. Следует обратить внимание на двукратное снижение дислокационного предела текучести с увеличением температуры до 300 °С и примерно такое же его изменение при одной и той же температуре 77°С, но при различных фазовых составах сплава.

По полученным экспериментальным диаграммам деформирования сплава TiNi при различных температурах, в различных фазовых состояниях, были найдены фазовый и дислокационный пределы текучести.

Зависимость пределов текучести сплава TiNi от температуры деформирования при высокоскоростном сжатии показана на рис. 3.5.

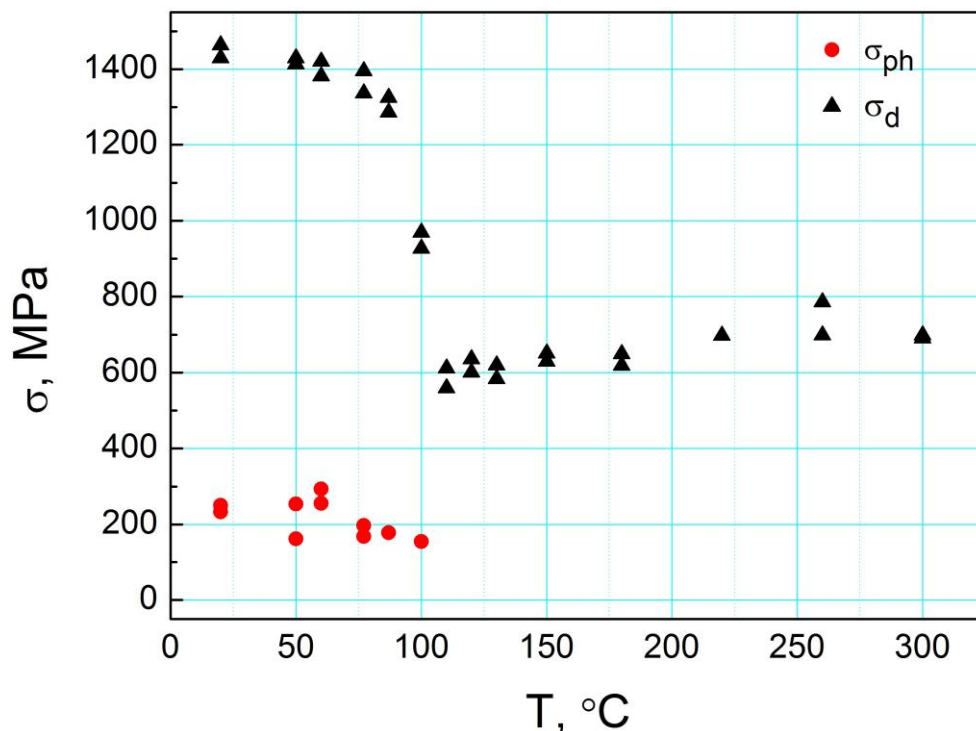


Рис. 3.5 Зависимость пределов текучести сплава TiNi от температуры деформирования при высокоскоростном сжатии. ● - фазовый предел текучести, ▲ - дислокационный предел текучести.

Обращает на себя внимание то, что, как уже отмечалось выше: в аустенитном состоянии дислокационный предел текучести в 2 раза меньше, чем в мартенситном состоянии. Примечательным является тот факт, что, это снижение происходит в узком интервале температур от 70 до 110 °С.

Фазовый предел текучести при повышении температуры, при котором проводили испытание, ведет себя обычным, классическим образом сначала

оставаясь постоянным, а затем снижаясь в интервале температур 70-100 °С. При дальнейшем повышении температуры испытания фазовый предел текучести должен был бы, в соответствии с классическими представлениями, увеличиваться, однако уже при температуре 110 °С фазовый предел текучести не обнаруживается, это подтверждает и отсутствие возврата деформации за счет эффекта памяти формы при последующем нагревании. Естественно, фазовый предел текучести, как ему и положено, начинает расти, и, видимо, очень быстро, что в сочетании с быстрым падением дислокационного предела текучести районе температуры 100 °С приводит к тому, что уже при температуре 110 °С фазовый предел текучести превосходит дислокационный. Начиная с этой температуры, теперь первым вступает в действие дислокационный механизм деформирования, отодвигая на второй план фазовый канал, до которого дело может и не дойти в процессе нагружения. Все это должно сказаться на функциональных свойствах – ЭПФ и ОПФ, о которых речь пойдет ниже.

Таким образом, основной особенностью деформационного поведения данного сплава TiNi при высокоскоростном нагружении сжатием является резкое падение в районе температуры 100 °С дислокационного предела текучести и одновременное быстрое повышение фазового предела текучести.

4. ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА TiNi ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО СЖАТИЯ

В результате термоциклирования в термоанализаторе были получены зависимости изменения деформации сплава TiNi от температуры при нагревании и охлаждении через интервал обратимого мартенситного превращения.

После деформирования, преимущественно в мартенситном состоянии, во время первого нагрева проявлялся однократный эффект памяти формы. На Рис. 4.1 приведен пример реализации однократного эффекта памяти формы в 1-м цикле. В этом случае при последующих теплосменах наблюдали обратимую память формы мартенситного типа (Рис. 4.2).

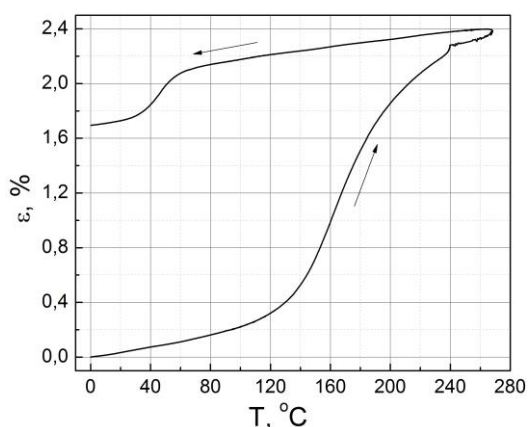


Рис. 4.1. Зависимость деформации сплава TiNi от температуры при нагревании и охлаждении в 1-м цикле. Предварительное деформирование в мартенситном состоянии при $T = 60^{\circ}\text{C}$.

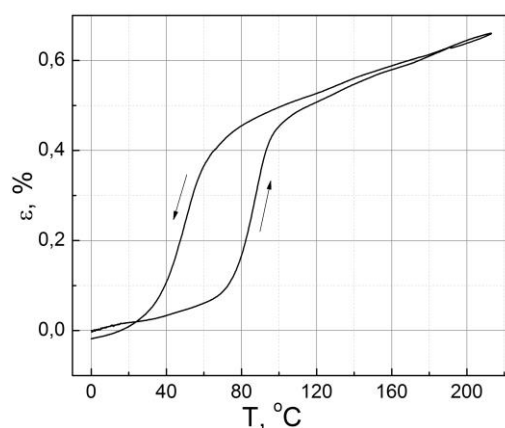


Рис. 4.2. Зависимость деформации сплава TiNi от температуры при нагревании и охлаждении во 2-м цикле. Предварительное деформирование в мартенситном состоянии при $T = 60^{\circ}\text{C}$.

Предварительное деформирование в аустенитном состоянии при температурах значительно выше температур мартенситного превращения приводило как в первом, так и во втором циклах к появлению только обратимой памяти формы, причем, аустенитного типа (Рис. 4.3, 4.4). Отличие между этими двумя циклами заключается только в разной незамкнутости, что является известным фактом изменения ОПФ с числом циклов.

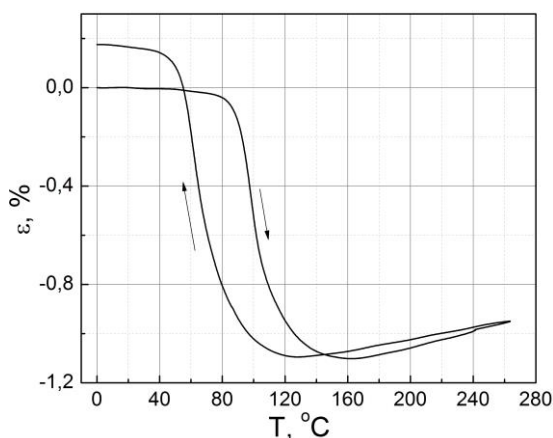


Рис. 4.3. Зависимость деформации сплава TiNi от температуры при нагревании и охлаждении в 1-м цикле. Предварительное деформирование в аустенитном состоянии при $T = 300^{\circ}\text{C}$.

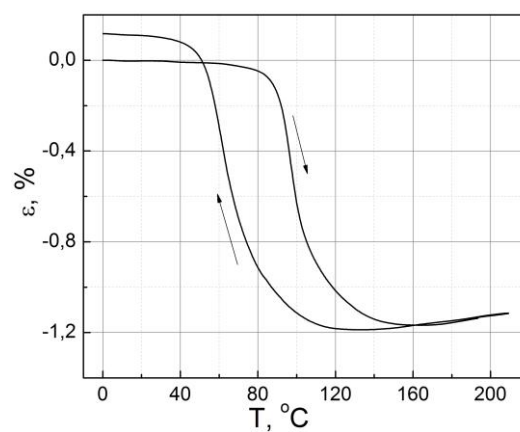


Рис. 4.4. Зависимость деформации сплава TiNi от температуры при нагревании и охлаждении во 2-м цикле. Предварительное деформирование в аустенитном состоянии при $T = 300^{\circ}\text{C}$.

Деформирование при промежуточных температурах с их повышением приводило к постепенному переходу от первого варианта ко второму. Например, после нагружения при 100°C в первом цикле можно было наблюдать незначительный эффект памяти формы, сосуществующий с обратимой памятью формы аустенитного типа (Рис. 4.5, 4.6). Сжатие образца при нагревании до 130°C обусловлено ОПФ аустенитного типа, а последующий реверс и удлинение образца связаны с реализацией эффекта памяти формы, во втором цикле наблюдали только ОПФ аустенитного типа.

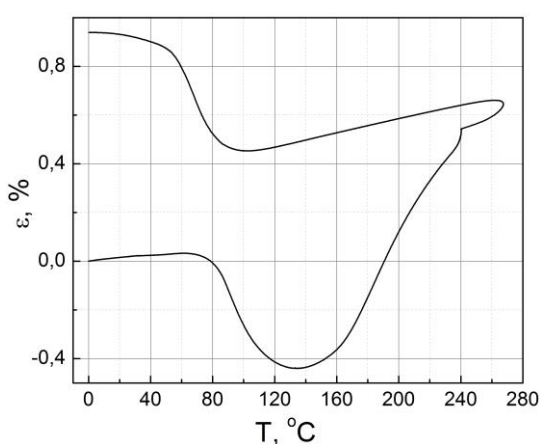


Рис. 4.5. Зависимость деформации сплава TiNi от температуры при нагревании и охлаждении в 1-м цикле. Предварительное деформирование в аустенитном состоянии при $T = 100^{\circ}\text{C}$.

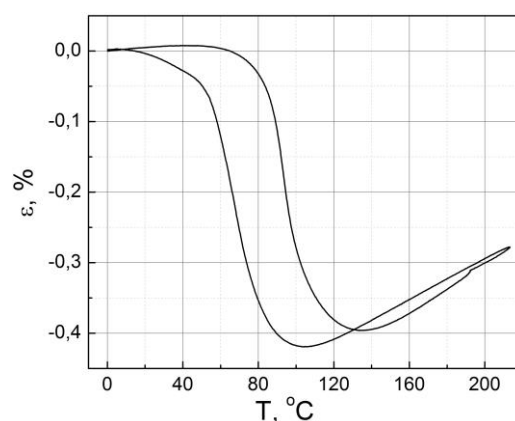


Рис. 4.6. Зависимость деформации сплава TiNi от температуры при нагревании и охлаждении во 2-м цикле. Предварительное деформирование в аустенитном состоянии при $T = 100^{\circ}\text{C}$.

Зависимость отношения величины эффекта памяти формы ε_{sm} к остаточной предварительной деформации ε_{res} от температуры, при которой проводили нагружение, показана на Рис. 4.7.

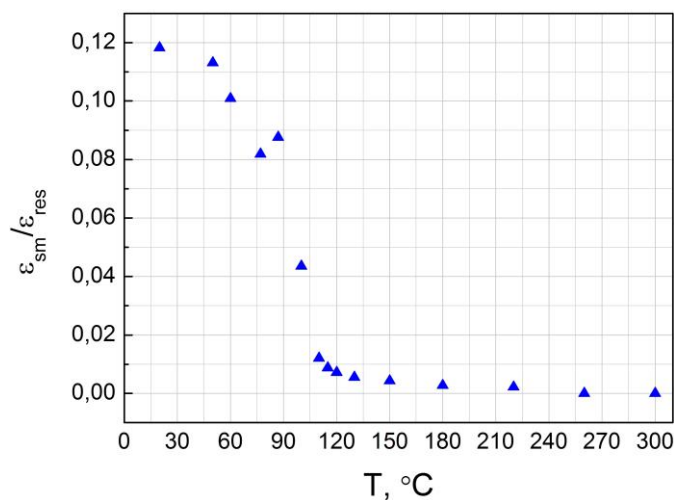


Рис.4.7. Зависимость отношения $\varepsilon_{sm}/\varepsilon_{res}$ величины эффекта памяти формы к остаточной предварительной деформации от температуры, при которой проводили предварительное нагружение.

Это общепринятое отношение позволяет исключить влияние разброса значений предварительных деформаций, впрочем, в нашем случае он был не очень значительным. Подтверждением этому служит Рис. 4.8, на котором приведена зависимость абсолютных значений эффекта памяти формы от температуры предварительного деформирования. Как видно, характер зависимостей на этих двух рисунках мало отличаются.

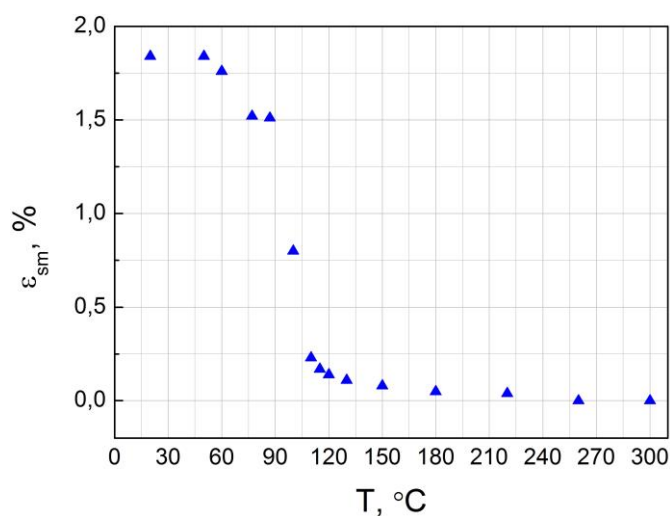


Рис.4.8. Зависимость эффекта памяти формы от температуры, при которой проводили предварительное нагружение.

Оба рисунка показывают, что с повышением температуры, при которой проводили предварительное нагружение, эффект памяти формы интенсивно падает вплоть до 120°C, затем остается, практически, постоянным до температур около 220°C и затем полностью исчезает. Первый участок зависимости (падение эффекта памяти формы) связан с уменьшением доли мартенситной фазы, присутствующей в образце при предварительном нагружении. Вторая часть зависимости, видимо, связана с постоянством (или незначительным уменьшением) той доли остаточного мартенсита, наводимого во время нагружения, которая не исчезает после разгрузки и охлаждения от температуры испытания до комнатной. Последний участок свидетельствует о том, что остаточный мартенсит после разгрузки и охлаждения материала до комнатной температуры от температуры испытания отсутствовал.

В соответствии с изменением однократной памяти формы изменялась и обратимая память формы. После деформирования в мартенситном состоянии ОПФ имела мартенситный тип и с повышением температуры, при которой осуществляли предварительное нагружение, уменьшалась. В районе 90 °С происходит ее переход из мартенситного типа в аустенитный тип.

В абсолютных значениях зависимость обратимой памяти формы от температуры предварительного деформирования приведена на Рис. 4.9.

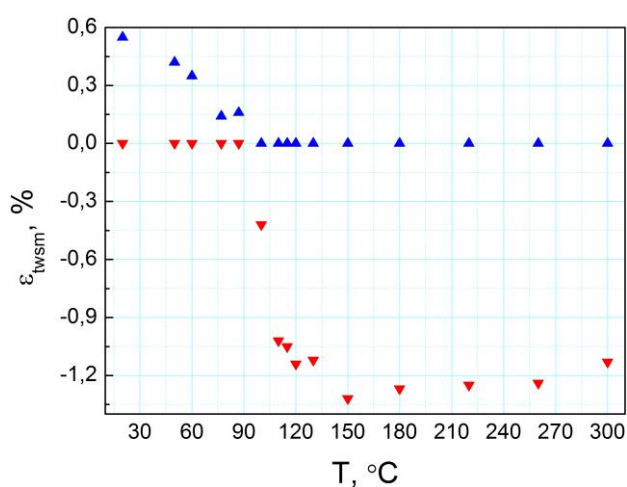


Рис.4.9. Зависимость ОПФ от температуры, при которой проводили нагружение при нагревании. ▲ – ОПФ мартенситного типа, ▼ – ОПФ аустенитного типа.

Для исключения влияния значений разброса предварительных остаточных деформаций ϵ_{res} и значений происшедшего за счет ЭПФ при первом нагреве возврата деформаций для характеристики ОПФ обычно используют отношение $\epsilon_{twsm}/\epsilon_p$ (Рис. 4.10). Именно необратимую пластическую деформацию ϵ_p считают мерой обратимой памяти формы.

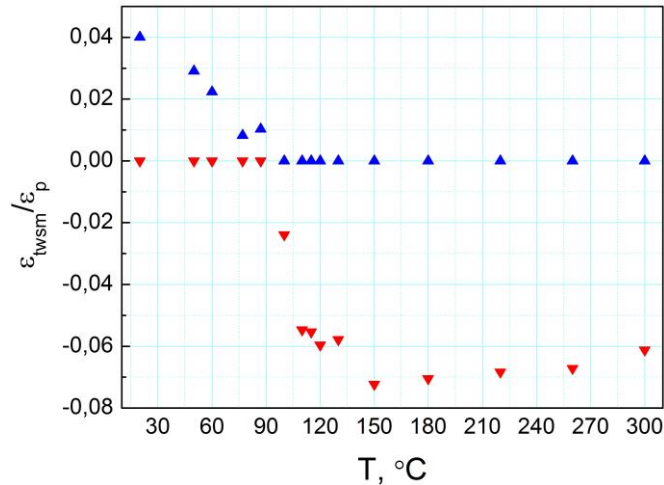


Рис.4.10. Зависимость отношения эффекта обратимой памяти формы ϵ_{twsm} к необратимой пластической деформации ϵ_p от температуры, при которой проводили нагружение. ▲ – ОПФ мартенситного типа, ▼ – ОПФ аустенитного типа.

Для еще одного сравнения зависимость отношения обратимой памяти формы ϵ_{twsm} к остаточной предварительной деформации ϵ_{res} от температуры предварительного деформирования показана на Рис. 4.11.

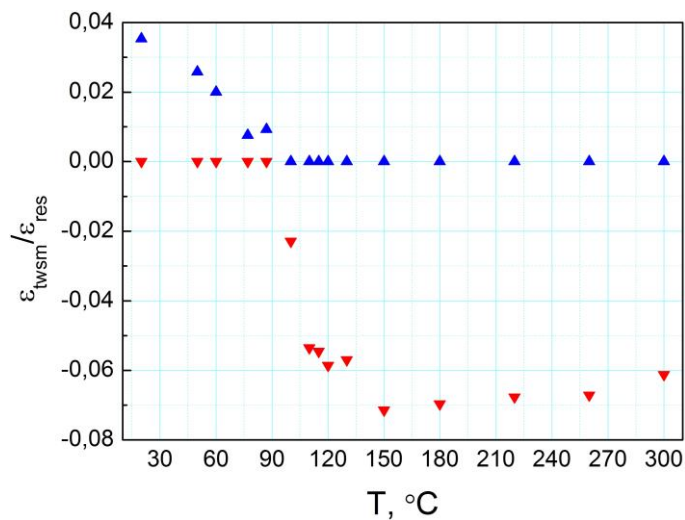


Рис.4.11. Зависимость отношения эффекта обратимой памяти формы ϵ_{twsm} к остаточной предварительной деформации ϵ_{res} от температуры, при которой проводили нагружение. ▲ – ОПФ мартенситного типа, ▼ – ОПФ аустенитного типа.

Как видно из рисунков 4.8-4.11, при повышении температуры, при которой осуществляли предварительное деформирование, обратимая память формы мартенситного типа уменьшается и ее сменяет обратимая память аустенитного типа. При повышении температуры предварительного нагружения в интервале 20-90 °С интенсивное уменьшение обратимой памяти формы мартенситного типа, переход в ОПФ аустенитного типа и ее последующий рост связан, как и в случае однократной памяти формы, с различием в фазовом составе сплава перед предварительным нагружением. Обращает на себя внимание то, что обратимая память формы мартенситного типа в лучшем случае в полтора раза меньше, чем ОПФ аустенитного типа, в отличие от данных, полученных при растяжении, где ситуация была ровно наоборот. Объяснение этому следует искать в особенностях деформирования сплава TiNi сжатием [20, 21].

5. ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА TiNi

Для того, чтобы исследовать влияние фазового состава на механическое поведение никелида титана, были проведены эксперименты, в которых некоторые температуры испытаний ($T=60^{\circ}\text{C}$, $T=77^{\circ}\text{C}$, $T=87^{\circ}\text{C}$ и $T=100^{\circ}\text{C}$), лежащие внутри интервала температур мартенситных переходов, достигались двумя путями. В первом – сплав нагревали до выбранной температуры испытания от комнатной температуры, при которой никелид титана находился в мартенситном состоянии. Во втором – сплав нагревали от комнатной температуры до 180°C , переводя его в аустенитное состояние, и охлаждали до выбранных температур.

Это позволяло внутри интервала обратимых мартенситных превращений проводить сравнение механического отклика сплава на высокоскоростное сжатие при одной и той же температуре, но с отличным друг от друга фазовым составом.

В качестве примера на Рис. 5.1 точками «А» и «М» показаны состояния сплава при температуре испытания 77°C , достигнутой двумя способами:

1. Нагрев от 20°C до температуры испытания (точка «М»).
2. Нагрев до 180°C и охлаждение до температуры испытания (точка «А»).

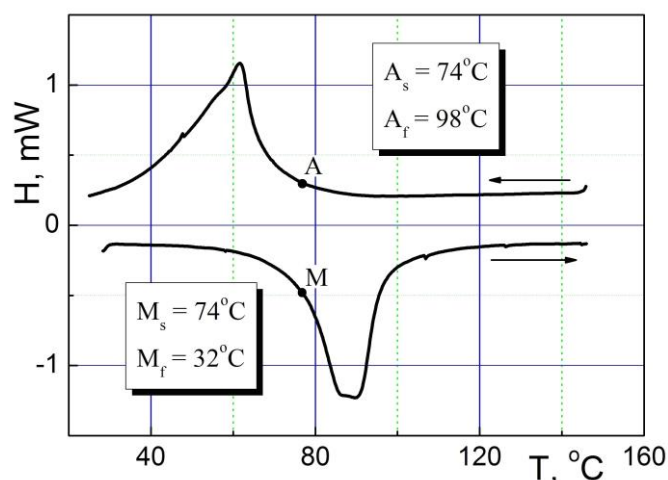


Рис. 5.1. Выделение и поглощение тепла сплавом TiNi при изменении температуры.

В первом случае сплав находился практически в мартенситном состоянии, а во втором случае практически в аустенитном состоянии. Сам процесс деформирования проходил различным образом, о чем было сказано в Главе 3, но и приводило к различным последующим результатам при термоциклировании, отличающимся друг от друга ЭПФ и ОПФ.

Так, например, на Рис. 5.2 показана зависимость отношения $\varepsilon_{sm}/\varepsilon_{res}$ эффекта памяти формы ε_{sm} к остаточной предварительной деформации ε_{res} от температуры, при которой проводили нагружение.

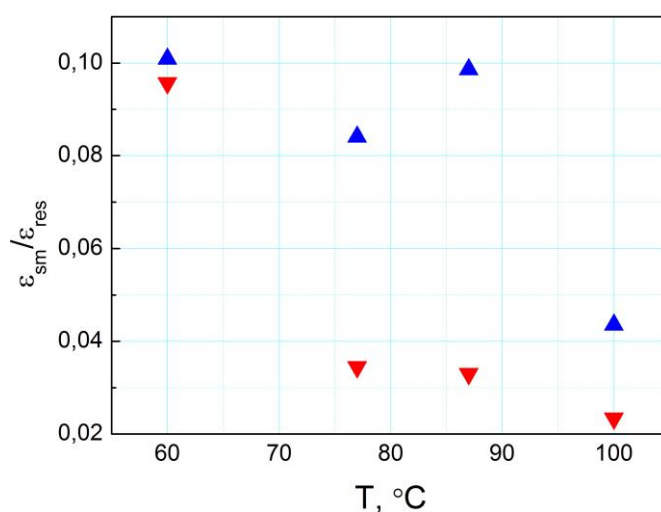


Рис.5.2. Зависимость отношения $\varepsilon_{sm}/\varepsilon_{res}$ эффекта памяти формы ε_{sm} к остаточной предварительной деформации ε_{res} от температуры, при которой проводили нагружение: ▲ – нагрев до температуры испытания, ▼ – охлаждение от 180 °C до температуры испытания.

Как видно из Рис. 5.2, эффект памяти формы в случае, если сплав нагревали до выбранных температур испытания от комнатной температуры всегда больше, чем в случае нагрева от комнатной температуры до 180°C и охлаждения до выбранных температур, в отличие от испытаний на растяжение. Значительное различие (более чем в 2 раза) в эффекте памяти формы наблюдали при всех выбранных температурах кроме температуры 60 °C. Это в первую очередь связано с соотношением фазового и дислокационного пределов текучести, описанного в Главе 3. При нагревании до температуры испытания сплав имеет низкий фазовый предел текучести и высокий дислокационный, а при охлаждении от 180 °C до температуры

испытания сплав, наоборот, имеет низкий дислокационный предел текучести и высокий фазовый. Поэтому во втором случае реализация фазовых каналов деформирования затруднена по сравнению с дислокационными каналами обычной пластичности.

При температуре испытания 60°C нагревание из мартенситного состояния оставляет сплав в полностью мартенситном состоянии, а охлаждение из аустенитной фазы приводит примерно к 50-ти процентному содержанию мартенсита и аустенита в образце. В последнем случае при указанных выше соотношениях фазового и дислокационного пределов текучести ничто не мешает наведению мартенсита напряжения из имеющегося аустенита с последующим его деформированием вместе с деформированием образовавшегося термоактивированного мартенсита. Очевидно, что деформирование только термоактивированного мартенсита при этой температуре приводит, практически, к тому же результату.

Что касается обратимой памяти формы, то ее зависимость от температуры испытания отражена на Рис. 5.3.

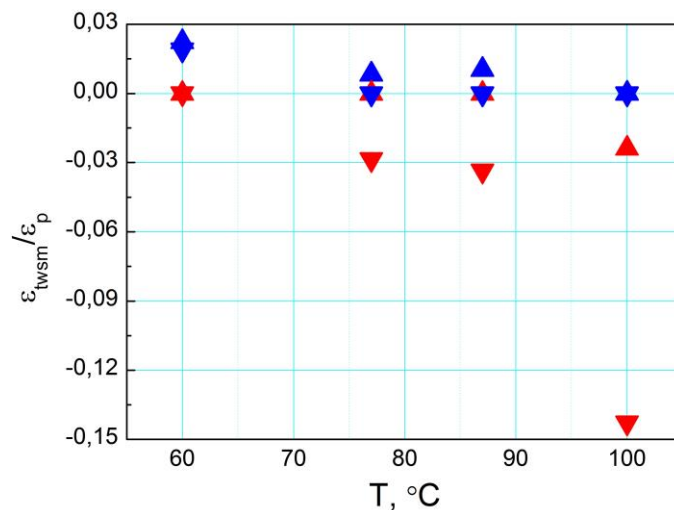


Рис.5.3. Зависимость отношения $\epsilon_{twsм}/\epsilon_p$ эффекта обратимой памяти формы $\epsilon_{twsм}$ к необратимой пластической деформации ϵ_p от температуры, при которой проводили высокоскоростное нагружение. ▲, ▼ – ОПФ мартенситного типа, ▼, ▲ – ОПФ аустенитного типа. ▲, ▲ – нагрев до температуры испытания, ▼, ▼ – охлаждение от 180 °C до температуры испытания.

Эта зависимость ОПФ от способа достижения температуры испытания в соответствии со всем вышесказанным – особой зависимостью пределов

текучести и однократной памяти формы от температуры испытания, учитывая, что при сжатии сплав склонен к образованию ОПФ аустенитного типа, выглядит как противоположная зависимости ЭПФ в той же ситуации. Действительно, при температуре 60 °С, несмотря на 50-ти процентное различие в фазовом составе, образуется только ОПФ мартенситного типа. В остальных случаях отличная от нуля ОПФ аустенитного типа увеличивает свое значение при повышении температуры и всегда больше, естественно, когда деформируют сплав, охлажденный от 180 °С и находящийся в аустенитном состоянии.

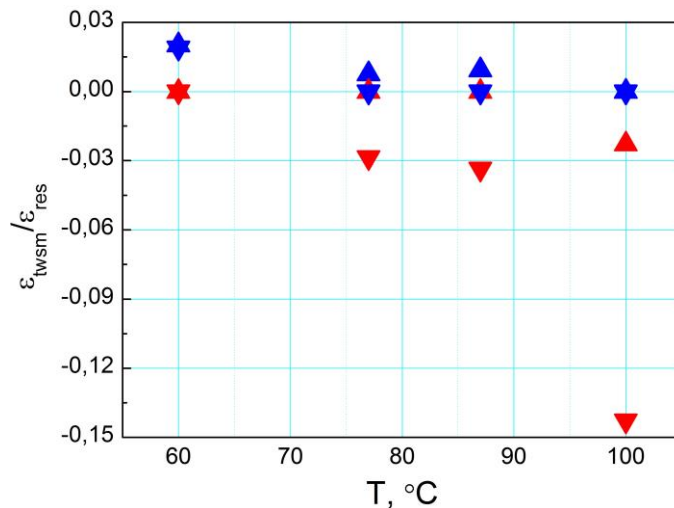


Рис.5.4. Зависимость отношения $\epsilon_{twsм}/\epsilon_{res}$ эффекта обратимой памяти формы $\epsilon_{twsм}$ к остаточной предварительной деформации ϵ_{res} от температуры, при которой проводили высокоскоростное нагружение. ▲, ▼ – ОПФ мартенситного типа, ▼, ▲ – ОПФ аустенитного типа. ▲, ▲ – нагрев до температуры испытания, ▼, ▼ – охлаждение от 180 °С до температуры испытания.

На Рис. 5.4 показана зависимость отношения $\epsilon_{twsм}/\epsilon_{res}$ эффекта обратимой памяти формы $\epsilon_{twsм}$ к остаточной предварительной деформации ϵ_{res} от температуры, при которой проводили нагружение. Отличия этого рисунка от Рис. 5.3. трудно разглядеть.

Таким образом, можно сформулировать, что ЭПФ в данном диапазоне температур нагружения всегда больше при нагревании до температуры испытания, а ОПФ – всегда больше при охлаждении из аустенитного состояния.

6. ВЫВОДЫ

1. Установлено, что с повышением температуры, при которой проводили нагружение сжатием, дислокационный предел текучести сплава TiNi, равный в мартенситном состоянии 1400 МПа, резко снижается в районе 100 °С, уменьшаясь в 2 раза, и далее остается практически постоянным. Фазовый предел текучести, равный в мартенситном состоянии при комнатной температуре 250 МПа, имеет минимум в районе 100 °С, и при дальнейшем повышении температуры растет высоким темпом, превосходя дислокационный предел текучести.
2. С повышением температуры предварительного нагружения сжатием эффект памяти формы интенсивно падает вплоть до 120 °С, остается, практически, постоянным до температур около 220 °С и затем полностью исчезает. Максимальное значение эффекта памяти формы не превосходит 2%.
3. Обратимая память формы сплава TiNi с повышением температуры предварительного нагружения сжатием переходит из мартенситного типа с максимальным значением 0,6 % в аустенитный тип с максимальным значением 1,3 %. Этот переход происходит в районе 90 °С.
4. Влияние фазового состава сплава при температурах предварительного деформирования от 60 до 100 °С заключается в том, что при достижении указанных температур нагреванием от комнатной температуры (из мартенситного состояния) приводит к повышению эффекта памяти формы, а достижение этих температур охлаждением из аустенитного состояния приводит к повышению обратимой памяти формы аустенитного типа.

БЛАГОДАРНОСТИ

Исследования проведены с использованием оборудования ресурсного центра «Термогравиметрические и калориметрические методы исследования» Научного парка СПбГУ.

ЛИТЕРАТУРА

- [1] Razov A. I. Application of Titanium Nickelide–Based Alloys in Engineering // The Physics of Metals and Metallography. 2004. V.97, Suppl.1. P. 97-126.
- [2] Jani J. M., Leary M., Subic A., Gibson M.A. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities // Materials&Design. 2014. V. 56, N 4. P. 1078-1113.
- [3] Castellano M.G., Indirli M., Martelli A. Progress of application, research and development and design guidelines for shape memory alloy devices for cultural heritage structures in Italy // Proceedings of SPIE - The International Society for Optical Engineering. 2001. V. 4330. P. 250-261.
- [4] DesRoches R., Delemont M. Seismic retrofit of simply supported bridges using shape memory alloys // Engineering Structures. 2002. V.24. P.325–332.
- [5] S. Belyaev , V. Rubanik , N. Resnina , V. Rubanik Jr , O. Rubanik, V.Borisov Martensitic transformation and physical properties of ‘steel–TiNi’ bimetal composite, produced by explosion welding // Phase Transitions. 2010. P. 276-283.
- [6] Ogawa K. Characteristics of shape memory alloy at high strain rate / Proc. of the International Conference on Mechanical and Physical Behaviour of Materials under Dynamic Loading (DYMAT-88), Sept. 19-23, 1988, Ajaccio, France // J. Phys. IV. 1988. Coll.C3. (Suppl. J. Phys. III, V. 49, № 11). P. 115-120.
- [7] Liu Y., Li Yulong, Ramesh K.T., Van Humbeeck J. High strain rate deformation of martensitic NiTi shape memory alloy // Scripta Materialia. 1999. V.41, N 1. P. 89-95.

- [8] Belyaev S., Petrov A., Razov A., Volkov A. Mechanical properties of titanium nickelide at high strain rate loading // *Materials Science and Engineering A*. 2004. V.378, N 1-2. P. 122-124.
- [9] Nemat-Nasser S., Choi J.-Y., Guo W.-G., Isaacs J.B. Very high strain-rate response of a NiTi shape-memory alloy // *Mechanics of Materials*. 2005. V.37. P.287-298.
- [10] Adharapurapu R.R., Jiang F., Vecchio K.S., Gray III G.T. Response of NiTi shape memory alloy at high strain rate: A systematic investigation of temperature effects on tension-compression asymmetry // *Acta Materialia*. 2006. V. 54, N 17. P. 4609-4620.
- [11] Chen W.W., Wu Q., Kang J.H., Winfree N.A. Compressive superelastic behavior of a NiTi shape memory alloy at strain rates of 0.001-750 s⁻¹ // *International Journal of Solids and Structures*. 2001. V. 38, N 50-51. P. 8989-8998.
- [12] Nemat-Nasser S., Guo W.-G. Superelastic and cyclic response of NiTi SMA at various strain rates and temperatures // *Mechanics of Materials*. 2006. V.38, N 5-6. P. 463-474.
- [13] Ramesh K.T. High Rates and Impact Experiments // *Springer Handbook of Experimental Solid Mechanics*. 2008. P.929-959.
- [14] Likhachev V.A., Shimanskii S.R. Effect of deformation rate on the reversible shape memory of titanium nickelide // *Problemy Prochnosti*. 1988. N 2. P. 65-68.
- [15] Лихачев В.А., Патрикеев Ю.И. Эффект памяти формы в никелиде титана после статического и ударного деформирования // *Механика прочности материалов с новыми функциональными свойствами*. Рубежное, 1990. – С.128-129.
- [16] Belyaev S.P., Morozov N.F., Razov A.I., Volkov A.E., Lili Wang, Shaoqiu Shi, Su Gan, Jiangying Chen, Xinlong Dong. Shape Memory Effect in Titanium-Nickel after Preliminary Dynamic Deformation // *Materials Science Forum*. – 2002. – V.394-395. – P.337-340. (Shape memory materials and its

- applications / Proceedings of the International Conference on shape memory and superelastic technologies and shape memory materials (SMST-SMM 2001), Kunming, China, September 2-6, 2001. Ed. By Y.Y.Chu and L.C.Zhao, Trans Tech Publications Ltd.).
- [17] Bragov A., Galieva A., Grigorieva V., Danilov A., Konstantinov A., Lomunov A., Motorin A., Ostropiko E., Razov A. Functional properties of TiNi shape memory alloy after high strain rate loading // Materials Science Forum. 2013. V. 738-739. P. 326-331.
- [18] Галиева А.Х., Григорьева В.И., Данилов А.Н., Моторин А.С., Остропико Е.С., Разов А.И. Влияние высокой скорости растяжения на однократный и обратимый эффекты памяти формы в сплаве TiNi // Международная конференция «Сплавы с эффектом памяти формы: свойства, технологии, перспективы» (ЭПФ 2014), 26-30 мая 2014 г., г. Витебск, Беларусь / Материалы конф. Витебск: Изд. отдел ЦИТ ВГТУ, 2014. С. 128-130.
- [19] Grigorieva V., Danilov A., Razov A. Thermo-Mechanical Properties of an NiTi-Shape Memory Alloy after Dynamic Loading // Acta Physica Polonica A. 2015. V.128, N 4. P. 592-596.
- [20] Sehitoglu H., Karaman I., Anderson R., Zhang X., Gall K., Maier H. J., Chumlyakov Y. Compressive response of NiTi single crystals // Acta Materialia. V. 48, N 13. 2000. P. 3311-3326.
- [21] Volkov A.E., Emelyanova E.V., Evard M.E., Volkova N.A. An explanation of phase deformation tension-compression asymmetry of TiNi by means of microstructural modeling // Journal of Alloys and Compounds. 2013. V. 577. Suppl. 1. P. S127-S130.