

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И ВНЕШНЕЙ НАГРУЗКИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

В. Э. Гюнтер, Т. Ю. Малеткина, А. А. Клопотов

Российский медико-инженерный центр, 634034 Томск

Исследовано влияние пластической деформации и внешней нагрузки на характеристики эффектов памяти формы в сплавах на основе никелида титана вблизи экваторного состава. Установлена немонотонная зависимость характеристических температур мартенситных превращений от степени деформации. Дано объяснение этому явлению в соответствии со стадиями развития пластической деформации. Определены оптимальные условия нагружения и деформирования для получения максимальных значений обратной деформации.

Сплавы на основе никелида титана, проявляющие эффект памяти формы и другие необычные физико-механические свойства, весьма чувствительны к изменению внутренней структуры материала. Предварительная термомеханическая обработка позволяет направленно изменять параметры эффекта памяти формы и физико-механические свойства сплавов. Хотя в литературе этому вопросу уделено большое внимание [1–6], но комплексного исследования влияния внешних напряжений, температуры и воздействия этих напряжений и деформации на параметры эффекта памяти формы и характеристические температуры мартенситных превращений (МП) в сплавах на основе никелида титана не проводилось. Данная работа посвящена изучению этой проблемы.

1. Материалы и методика эксперимента. Исследованные сплавы выплавлены в электродуговой печи из иодидного титана и никеля марки НО. Составы сплавов соответствуют сплавам марки ТН-10 и ТН-20 [7]. Из слитков получали проволоку диаметром 1,5 мм горячей протяжкой через фильеры. После химической обработки травлением образцы были выдержаны в вакууме (10^{-5} Па) при температуре 1080 К в течение 1 ч и охлаждены с печью. Температуры МП были определены в соответствии с изменением температурной зависимости электросопротивления и данных рентгеноструктурного анализа. Кривые электросопротивления измеряли стандартным потенциометрическим четырехточечным методом. Рентгеноструктурные исследования проведены на ДРОН-2. Изучение параметров эффектов памяти формы осуществляли измерением макродеформации в условиях растяжения под нагрузкой на установке типа «Инстрон» в цикле нагружение — охлаждение — нагрев. Проволочные образцы сплава длиной 60 мм и диаметром 1 мм нагружали при различных температурах: 77, 223, 323, 373, 423 и 473 К. Величины внешней нагрузки соответствовали напряжениям 40, 120 и 230 МПа. Влияние предварительной деформации на эффекты памяти формы изучали и после прокатки образцов длиной 60 мм с квадратным сечением 1 мм². Прокатку проводили при комнатной температуре в одном направлении и со средним обжатием за один проход $4 \div 6$ %.

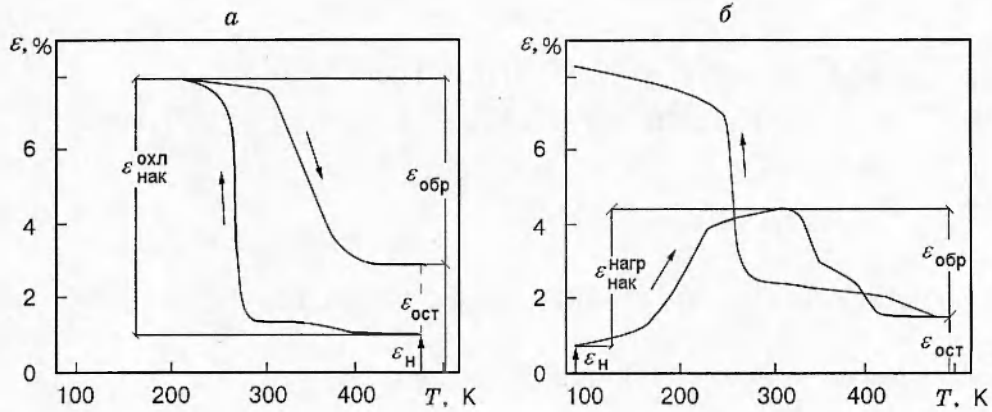


Рис. 1

2. Кристаллическая структура и МП в изучаемых сплавах. Сплавы в высокотемпературной области находятся в однофазном состоянии — фаза TiNi со структурой B2. Присутствие незначительной доли фазы Ti₂Ni в виде мелкодисперсных выделений не оказывает значительного влияния на характеристики эффекта памяти формы. При понижении температуры от 473 К в сплавах ТН-20 имеет место мартенситное превращение B2 ↔ B19' с температурой начала мартенситного превращения $M_H \approx 300 \div 335$ К. Здесь B2 — ОЦК-структура, упорядоченная по типу CsCl, B19' — ромбический мартенсит с дополнительным малым моноклинным искажением [1]. В сплаве ТН-10 превращение идет в две стадии: B2 ↔ R ↔ B19' (R-фаза ромбоэдрическая). Температура начала фазового превращения B2 ↔ R $T_R \approx 290$ К, температура начала мартенситного превращения R ↔ B19' $M_H = 265$ К.

3. Эффект памяти формы в недеформированных образцах. Эффект памяти формы проявляется на температурной зависимости изменения деформации образцов $\epsilon(T)$ сплава ТН-10 при постоянно приложенных внешних нагрузках (рис. 1, а, б, стрелками показано направление изменения температуры). Эффект памяти формы в сплавах на основе никелида титана есть результат неупругости при прямом и обратном мартенситных превращениях (B2 ↔ R ↔ B19') под нагрузкой [1, 2].

Основные характеристики эффекта памяти формы, исследуемые в работе, представлены на рис. 1, а, б, где ϵ_H — деформация нагружения, $\epsilon_{обр}$ — обратимая деформация при нагреве под нагрузкой, $\epsilon_{ост}$ — остаточная деформация после восстановления формы при нагреве, $\epsilon_{нак}^{охл}$ — накопленная деформация при охлаждении, $\epsilon_{нак}^{нагр}$ — накопленная деформация при нагреве образца после нагружения в мартенситном состоянии, $\epsilon_{общ}$ — общая накопленная деформация. Между приведенными параметрами существуют следующие соотношения: $\epsilon_{общ} = \epsilon_{нак}^{охл} + \epsilon_H = \epsilon_{обр} + \epsilon_{ост}$.

4. Влияние внешней нагрузки на эффекты памяти формы. На рис. 2, а представлена зависимость напряжений, развиваемых заневоленным образцом сплава ТН-10 при его стремлении восстановить исходную форму, от температуры в процессе нагрева из низкотемпературной области после деформации его на 6% при температуре 77 К (ниже интервала температур МП). Как показано в [8], полученная кривая совпадает с температурной зависимостью напряжения мартенситного сдвига и предела текучести. Предел текуче-

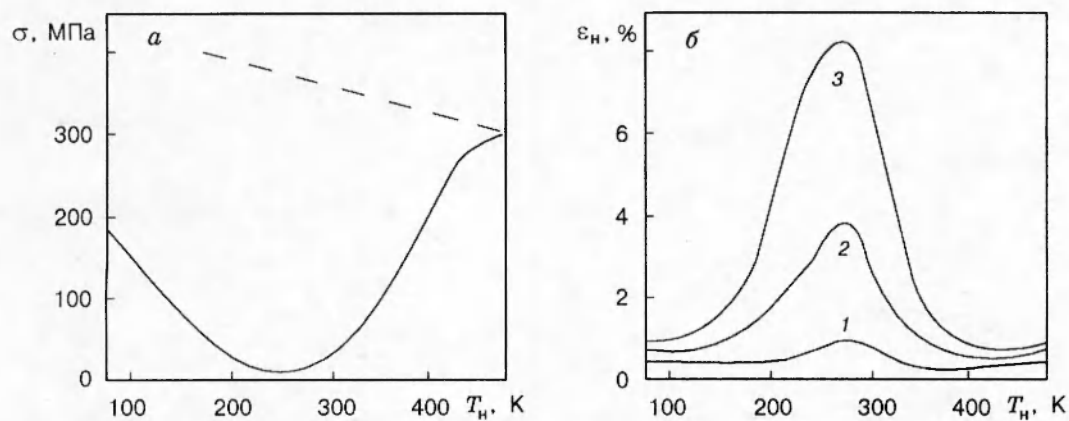


Рис. 2

сти в сплавах с термоупругими МП показан штриховой линией на рис. 2,а; напряжение мартенситного сдвига соответствует уровню напряжения, необходимого для образования и переориентации кристаллов мартенситной фазы [1]. Штриховая линия — это действительное сопротивление пластическому сдвигу, определяемое экстраполяцией от высоких температур к низким. Область минимума на зависимости $\sigma(\epsilon)$ отвечает области начала мартенситного превращения M_n , т. е. приблизительно температуре образования мартенситной фазы без приложения нагрузки. Область максимума приходится на температуру M_d , при которой возможно возникновение мартенсита под действием напряжения.

На рис. 2,б представлены зависимости деформации ϵ_n , накопленной в момент приложения нагрузки, от температуры нагружения (кривые 1–3 соответствуют напряжению 40, 120, 230 МПа). Анализ зависимостей, представленных на рис. 2, позволил выявить следующие закономерности. Наиболее высокие значения ϵ_n независимо от напряжения наблюдаются в температурном интервале, отвечающем минимальным значениям напряжения мартенситного сдвига, т. е. в области двухфазности сплава. Деформация ϵ_n в этом температурном интервале определяется монодоменизацией мартенсита R-фазы и процессами допревращения и переориентации кристаллов фазы B19' в соответствии с направлением приложенного напряжения [9]. Слабое накопление деформации ϵ_n , как видно из рис. 2, при нагружении в аустенитном и мартенситном состояниях связано с высоким уровнем внутренних напряжений сплавов в данном состоянии. В сплавах, охлажденных до низких температур (ниже M_k), образование мартенсита уже завершено, и накопление деформации при нагружении идет за счет переориентации и передвойникования мартенсита. Образование деформационного мартенсита при нагружении в высокотемпературном состоянии ниже M_d требует напряжения, соответствующего напряжению мартенситного сдвига. Увеличение температуры ведет к возрастанию деформации нагружения ϵ_n , при этом происходит расширение температурного интервала, где ϵ_n принимает высокие значения. Все это согласуется с температурной зависимостью напряжения мартенситного сдвига и предела текучести.

На основе анализа кривых рис. 1 для сплава ТН-10 получены зависимости общей деформации $\epsilon_{\text{общ}}$, накопленной в процессе охлаждения через интервал мартенситных превращений $\epsilon_{\text{март}}^{\text{охл}}$, ее составляющих от внешней нагрузки (рис. 3, кривые 1–3 соответствуют

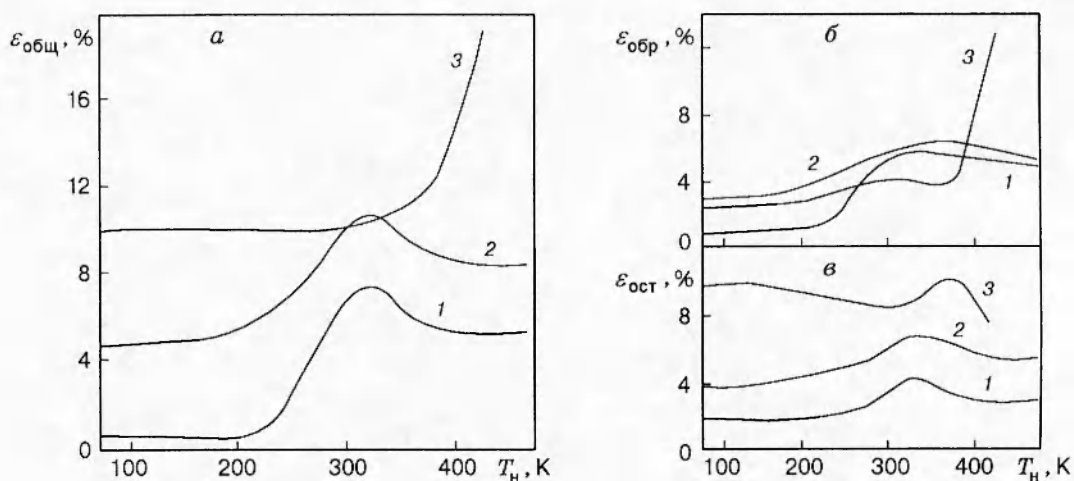


Рис. 3

напряжению 40, 120, 230 МПа). Как видно из рис. 3,а, рост нагрузки ведет к увеличению накопления деформации. Следует отметить, что наиболее сильно это влияние имеет место при нагружении сплава в мартенситном состоянии. Когда нагрузку прикладывают в аустенитном состоянии, то для достижения заметного увеличения накопления деформации требуется приложить более значительное напряжение, чем в мартенситном состоянии. Кроме того, при приложенных напряжениях 40 и 120 МПа в температурном интервале предпереходных состояний ($\sim 300 \div 400$ К) наблюдается некоторое увеличение общей деформации (рис. 3,а).

Возврат деформации $\epsilon_{\text{обр}}$ при увеличении температуры образца до 474 К (это явление называют эффектом памяти формы [1, 2]) в зависимости от температуры нагрузки T_n иллюстрирует рис. 3,б. На основе полученных результатов можно утверждать, что нагружение образцов сплава в двухфазном и аустенитном состояниях дает более высокую обратимую деформацию по сравнению с нагружением сплава в мартенситном состоянии. Этот вывод имеет большое практическое значение, так как позволяет прогнозировать области эффективного деформирования сплавов.

В случае деформации сплавов малой внешней нагрузкой (с напряжением, не превышающим 120 МПа) наблюдается улучшение способности материала восстанавливать исходную форму с низким уровнем остаточной деформации [1, 4]. С другой стороны, наблюдается понижение обратимой деформации при нагреве под нагрузкой (при напряжении 230 МПа, рис. 3,б). Все это позволяет говорить о подавлении обратимой деформации в результате вклада пластической деформации в интервале температур МП. Резкое увеличение обратимой деформации в случае, когда сплав нагружают в аустенитном состоянии и при этом приложенная нагрузка превышает критическое значение, связано, по-видимому, с эффективным перераспределением внутренних микронапряжений, ориентирующих мартенситные кристаллы с максимальным сдвигом.

Анализ полученных результатов позволил установить следующие закономерности: увеличение уровня внешних напряжений расширяет температурный интервал МП, петля гистерезиса имеет незамкнутый характер, и наблюдается сглаживание двухстадийного

характера кривой восстановления формы (см. рис. 1). При этом остаточная деформация $\epsilon_{\text{ост}}$ определяется относительным вкладом дислокационного механизма в общую деформацию сплава, который является основной причиной диссипации упругой энергии при МП в сплавах на основе никелида титана.

Анализ зависимости $\epsilon_{\text{ост}}$ (рис. 3, в) от $T_{\text{н}}$ позволил выявить следующую закономерность: рост нагрузки приводит к смещению эффекта максимума $\epsilon_{\text{ост}}$ в область более высоких температур, причем остаточная деформация более чувствительна к увеличению нагрузки в мартенситном состоянии (температурная область $100 \div 250$ К), чем в высокотемпературном. Отогрев до высоких температур при небольших нагрузках (~ 40 МПа) приводит образец в исходное состояние (полное снятие накопленной деформации). В случае больших нагрузок (~ 230 МПа) обнаружена значительная остаточная деформация ($\epsilon_{\text{ост}} \sim 8\%$), связанная с необратимым характером перераспределения и переориентации мартенситных кристаллов, накоплением дефектов в процессе изменения температуры от 100 до 450 К.

5. Влияние деформации на эффект памяти формы и на характеристические температуры МП. На рис. 4 (кривая 1 соответствует T_{R} , 2 — $M_{\text{н}}$) приведены результаты исследования влияния предварительной деформации на характеристические температуры МП в сплавах на основе никелида титана. Видно, что в сплаве ТН-20, подвергнутом пластической деформации растяжением, наблюдается немонотонная зависимость T_{R} и $M_{\text{н}}$ от степени деформации (рис. 4, а). Минимум на кривых рис. 4, а приходится на 6% деформации. В случае, когда деформирование осуществлялось прокаткой сплава, также наблюдается немонотонная зависимость T_{R} и $M_{\text{н}}$ от степени деформации с минимумом в области 3 ÷ 5% деформации (рис. 4, б, $\epsilon_{\text{прок}}$ — деформация прокаткой). Согласно имеющимся в литературе представлениям [9], минимум на кривых T_{R} и $M_{\text{н}}$ от степени деформации обусловлен возникновением в сплаве при незначительной пластической деформации дефектов, которые препятствуют движению межфазных границ. Это и вызывает снижение температур МП T_{R} и $M_{\text{н}}$. Дальнейшее увеличение степени пластической деформации приводит к росту плотности дефектов и увеличению упругих полей, которые приводят к

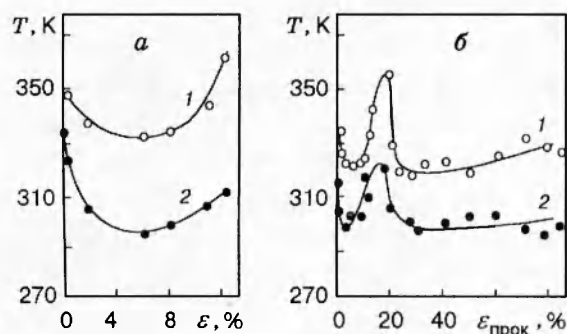


Рис. 4

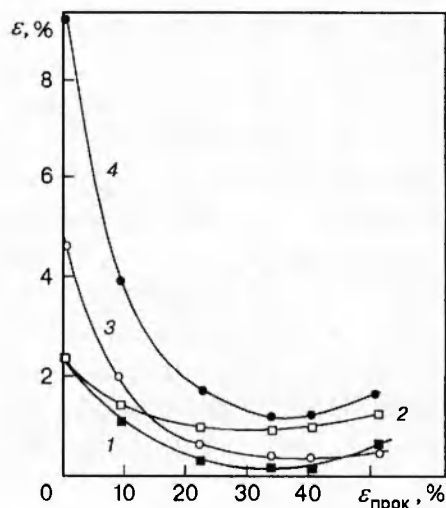


Рис. 5

образованию мартенситных кристаллов при более высоких температурах (в соответствии с уравнением Клапейрона — Клаузиуса [3]). При больших деформациях (более 20 %) температурные области существования низкотемпературных фаз R и B19' начинают зависеть уже сложным образом от дислокационной субструктуры сплавов. Одновременно с этим образование дислокационной субструктуры приводит к частичному подавлению МП. При этом наблюдается смещение и расширение температурного интервала МП. В исследуемом сплаве ТН-10 при очень большом деформационном воздействии (прокаткой до 80 %) не удалось полностью подавить МП. Это явление подтверждается данными, полученными при исследовании температурных зависимостей кривых электросопротивления от степени деформации.

Анализ температурных кривых электросопротивления позволил установить, что температурный интервал фазовых превращений в сплаве ТН-20 увеличивается от ~ 30 К в недеформированном материале до 100 К в деформированном прокаткой до 80 %. В данном случае происходит рост удельного электросопротивления от 65 ($\epsilon = 0$) до 125 мкОм·см ($\epsilon = 80$ %). Это находит хорошее согласие с численными результатами, полученными в [10].

На рис. 5 представлены зависимости общей деформации и ее составляющих от степени деформации прокаткой для сплава ТН-20 (кривая 1 — остаточная деформация $\epsilon_{\text{ост}}$, 2 — деформация нагружения ϵ_n , 3 — обратимая деформация при нагреве под нагрузкой $\epsilon_{\text{обр}}$, 4 — общая накопленная деформация $\epsilon_{\text{общ}}$). Деформационное воздействие значительно снижает параметры, характеризующие эффект памяти формы. Причем наиболее значительное уменьшение этих параметров происходит до ~ 20 % деформации. Как правило, наиболее интенсивное накопление дефектов имеет место на стадиях, связанных с образованием неразориентированных дислокационных субструктур до деформации примерно 20 ÷ 30 % [11, 12]. В результате увеличения плотности дислокаций снижается подвижность межфазных границ и уменьшается вероятность движения межфазных границ из одного зерна в другое, что сказывается на полноте МП, препятствует росту благоприятно ориентированных кристаллов мартенсита при приложенных внешних нагрузках и, следовательно, ведет к подавлению эффекта памяти формы.

При дальнейшем повышении деформации наблюдается незначительный рост $\epsilon_{\text{обр}}$. Вероятно, это явление связано с переходом от сетчатой к ячеистой дислокационной субструктуре [13, 14]. Так как внутри ячеек в дислокационной субструктуре скалярная плотность дислокаций уменьшается (происходит перераспределение дислокаций — часть из них уходит на малоугловые границы в дислокационной субструктуре), то вероятность образования кристаллов мартенсита в этих локальных местах возрастает.

Итак, эффект памяти формы наиболее полно реализуется после предварительной нагрузки сплавов в аустенитном состоянии. Наибольшая деформация материала в момент приложения нагрузки наблюдается в двухфазной области, соответствующей малым значениям напряжения мартенситного сдвига. Минимальная остаточная деформация после восстановления формы при нагреве имеет место в том случае, когда нагрузка (до 120 МПа) осуществляется в двухфазной области температур. Характеристические температуры МП немонотонно зависят от деформации с минимумом, соответствующим $\sim 3 \div 6$ %.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гюнтер В. Э., Итин В. И., Монасевич Л. А. и др. Эффекты памяти формы и их применение в медицине. Новосибирск: Наука, 1992.

2. Лихачев В. А., Кузьмин С. А., Каменцева З. П. Эффекты памяти формы. Л.: Изд-во Ленингр. ун-та, 1987.
3. Родригес С., Браун Л. С. Механические свойства в сплавах, обладающих эффектом запоминания формы // Эффекты памяти формы в сплавах. М.: Металлургия, 1979.
4. Ковнеристый Ю. К., Федотов С. Г., Матлахова Л. А., Олейникова С. В. Эффекты запоминания формы и формообратимости сплава TiNi в зависимости от деформации // Физика металлов и металловедение. 1986. Т. 62, вып. 2. С. 344–348.
5. Федоров В. Б., Морохов И. Д., Золотухин И. В., Галкина Е. Г. Влияние сильной пластической деформации на свойства никелида титана // Докл. АН СССР. 1984. Т. 277, № 5. С. 1131–1133.
6. Паскаль Ю. И., Ерофеев В. Я., Монасевич Л. А., Павская В. А. Мартенситная деформация никелида титана // Изв. вузов. Физика. 1982. № 6. С. 103–117.
7. Гюнтер В. Э., Котенко В. В., Миргазизов В. К. и др. Сплавы с памятью формы в медицине. Томск: Изд-во Том. ун-та, 1986.
8. А. с. 1698688 СССР. Способ определения температурной зависимости предела текучести / В. Э. Гюнтер, Т. Ю. Серикова, Л. А. Монасевич, Ю. И. Паскаль // Открытия. Изобретения. 1991. № 46.
9. Гюнтер В. Э. Сплавы и конструкции с памятью формы в медицине: Дис. ... д-ра техн. наук. Томск, 1989.
10. Ахиезер И. А., Давыдов Л. Н., Черняева Т. П. О полиморфных превращениях в высокодисперсных поликристаллических структурах // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. 1987. Вып. 2. С. 3–8.
11. Панин В. Е., Гриняев Ю. В., Данилов В. И. и др. Структурные уровни пластической деформации и разрушения. Новосибирск: Наука, 1990.
12. Павлов В. А. Физические основы пластической деформации металлов. М.: Изд-во АН СССР, 1962. С. 85–107.
13. Клопотов А. А., Перевалова О. Б., Конева Н. А. Эволюция дислокационной структуры, упрочнение и разрушение сплавов. Томск: Изд-во Том. ун-та, 1992. С. 84–93.
14. Конева Н. А., Козлов Э. В. Закономерности субструктурного упрочнения // Изв. вузов. Физика. 1991. № 3. С. 56–70.

Поступила в редакцию 9/VII 1996 г.
