

05

Влияние пластической деформации в мартенситном состоянии на развитие эффектов сверхэластичности и памяти формы в сплавах на основе никелида титана

© А.И. Лотков¹, В.Н. Гришков¹, Д.Ю. Жапова^{1,¶}, А.А. Гусаренко², В.Н. Тимкин¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

¶ E-mail: dorzh@ispms.tsc.ru

Поступило в Редакцию 13 июля 2018 г.

Представлены результаты исследований проявления эффектов сверхэластичности и памяти формы при деформировании кручением образцов двойного сплава на основе никелида титана со структурой мартенситной фазы $B19'$. Обнаружено, что в образцах, испытавших пластическую деформацию в процессе их нагружения до заданной деформации кручением $\sim 39\%$, величина эффекта сверхэластичности может достигать 6.3%, что сопоставимо с величиной классического эффекта сверхэластичности. Проведен сравнительный анализ проявления эффекта сверхэластичности в мартенситном состоянии при деформации образцов кручением с имеющимися результатами подобных исследований при деформировании образцов сплавов на основе никелида титана методом растяжения.

DOI: 10.21883/PJTF.2018.21.46861.17461

Сплавы на основе никелида титана (TiNi) интересны своей способностью проявлять эффекты сверхэластичности и памяти формы. Образцы сплавов на основе TiNi при охлаждении и нагреве испытывают мартенситные превращения (МП) $B2 \leftrightarrow B19'$, $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$ ($B2$ — высокотемпературная фаза, R — ромбоэдрическая мартенситная фаза, $B19'$ — моноклинная мартенситная фаза) [1]. Термоупругие МП лежат в основе проявления указанных выше эффектов [1–3]. Эффект сверх-

эластичности, обусловленный накоплением неупругой деформации в процессе генерации мартенситных фаз при воздействии внешних напряжений на образец, который находится в состоянии высокотемпературной фазы, и последующим возвратом этой деформации в процессе обратного превращения мартенсита в исходную структуру, в [4] классифицирован как сверхэластичность первого типа (transformation-pseudoelasticity [4]). В [5] отмечено, что сверхупругая обратимая деформация может наблюдаться при нагружении и разгрузке образцов со структурой термоупругого мартенсита, природа которой обусловлена обратимым перемещением двойниковых границ. Это сверхупругость второго типа, не связанная с протеканием МП. По классификации [4], twinning-pseudoelasticity, а в последнее время используется формулировка twinning-induced elasticity [6]. Ранее передвойникование мартенситной фазы наблюдалось в сплавах на основе меди, например Cu–Al–Ni [7]. В [8], по-видимому, впервые показано, что в сплавах на основе TiNi в изотермических циклах нагружение–разгрузка при температурах ниже M_F (температура завершения МП в мартенситную фазу $B19'$) наблюдается эффект сверхэластичности. Однако в дальнейшем целенаправленных исследований этого эффекта не последовало, хотя в некоторых работах, которые обсуждаются далее, содержится косвенная информация о его проявлениях.

Цель настоящей работы — исследовать проявления эффектов сверхэластичности и памяти формы при кручении образцов двойного сплава на основе TiNi со структурой мартенситной фазы $B19'$ ($T < M_F$) в интервале заданных деформаций, включающих как неупругую, так и пластическую составляющую. В качестве объекта исследований были выбраны образцы сплава Ti_{49,3}Ni_{50,7} (at.%). Сплав имел крупнозернистую микроструктуру со средним размером зерен $76 \pm 8 \mu\text{m}$. Данные рентгеноструктурного анализа показали, что при 295 К образцы имеют структуру $B2$ -фазы. Последовательность и температуры МП в образцах исследовались методом температурной резистометрии. Измерения показали, что в исследуемых образцах происходит только МП $B2 \leftrightarrow B19'$. Температуры начала и конца прямого МП $B2 \rightarrow B19'$ (при охлаждении образцов) составляют $M_S = 252 \text{ K}$ и $M_F = 223 \text{ K}$; при нагреве образцов обратное МП происходит в интервале от $A_S = 258 \text{ K}$ до $A_F = 273 \text{ K}$.

Исследования неупругих свойств (эффекты сверхэластичности и памяти формы) проведены при кручении образцов на установке типа обратного крутильного маятника с рабочим интервалом температур

от 100 до 573 К. При 164 ± 2 К, когда образцы находятся в состоянии мартенситной фазы $B19'$, проведены изотермические циклы нагружение–разгрузка ($\tau - \gamma$) образцов с последующим нагревом разгруженных образцов до 473 К. Деформация, заданная образцу в процессе его изотермического нагружения (γ_i), включает суммарную неупругую деформацию (γ_{SIS}), обусловленную переориентацией доменов мартенситной фазы и раздвойникованием, и пластическую (γ_{rp}) деформацию, развивающуюся по дислокационным механизмам. Суммарная неупругая деформация γ_{SIS} является суммой величин эффектов сверхэластичности (γ_{SE}) и памяти формы (γ_{SME}): $\gamma_{\text{SIS}} = \gamma_{\text{SE}} + \gamma_{\text{SME}}$. Величина неупругой деформации, которая возвращается в качестве эффекта сверхэластичности (γ_{SE}), определялась как величина возврата неупругой деформации, включая малую деформацию Гука, в изотермических циклах $\tau - \gamma$ сразу после разгрузки образца. Величина неупругой деформации, которая возвращается в качестве эффекта памяти формы (γ_{SME}), равна возврату неупругой деформации при последующем нагреве разгруженных образцов через интервал температур обратного МП. Накопленная при задании γ_i пластическая деформация γ_{rp} соответствует остаточной деформации при завершении формовосстановления в процессе нагрева разгруженных образцов. В каждом последующем цикле γ_i возрастала (вплоть до разрушения образцов). Погрешности измерения исследуемых величин линейно зависели от величины заданной деформации и составляли при $\gamma_i = 38.7\%$ $\Delta\gamma_{\text{SE}} = 0.4\%$, $\Delta\gamma_{\text{SME}} = 0.3\%$ и $\Delta\gamma_{rp} = 0.2\%$. Более подробно схема проведения изотермических циклов $\tau - \gamma$ представлена в работе [9].

Накопление и возврат деформации в циклах $\tau - \gamma$ с возрастающей γ_i и возврат деформации в процессе нагрева разгруженных образцов приведены на рис. 1, *a* и *b*. Из рис. 1, *a* видно, что в процессе нагружения в первых четырех циклах ($\gamma_i \leq 24\%$) выявляется площадка псевдотекучести, обусловленная накоплением деформации при переориентации под действием внешних напряжений доменов мартенситной фазы $B19'$, формирующихся в процессе охлаждения образцов через интервал температур прямого МП после очередного нагрева до 473 К. Пластическая деформация после нагружения образцов с $\gamma_i \leq 16\%$ не превосходит 1%, после их нагружения с $\gamma_i = 24\%$ она увеличивается до $\sim 6\%$. При увеличении $\gamma_i > 24\%$ площадка псевдотекучести практически вырождается (рис. 1, *a*), что обусловлено повышением доли ориентированной мартенситной фазы $B19'$, которая формируется при

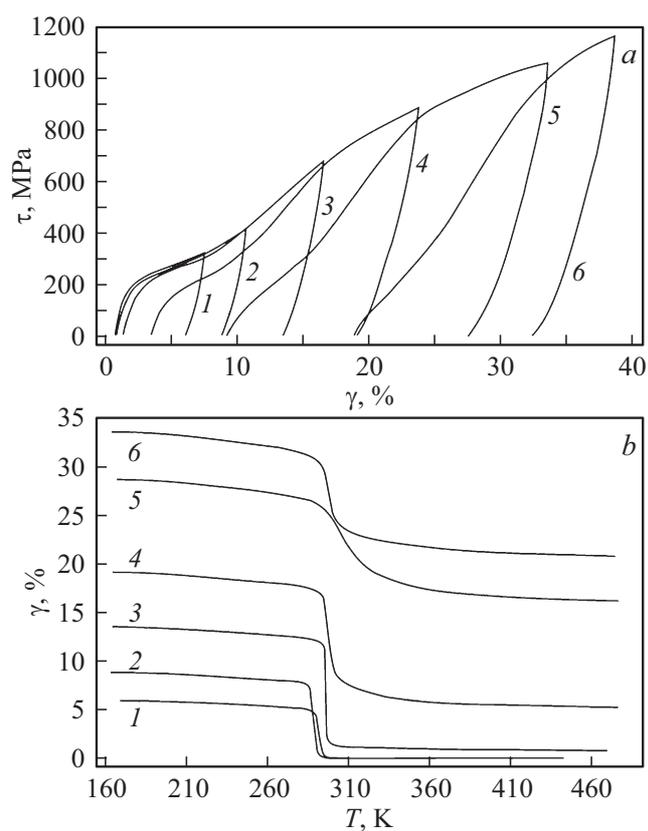


Рис. 1. Накопление и возврат неупругой деформации в изотермических (164 К) циклах нагружение–разгрузка образцов (а) и возврат неупругой деформации при промежуточных нагревах разгруженных образцов (б). Цифры соответствуют номерам циклов.

охлаждении образцов в условиях развития высоких внутренних напряжений вследствие существенного прироста пластической деформации (рис. 1, б). Одновременно с этим в образцах, деформированных с $\gamma_t > 24\%$, заметно уширяется интервал возврата неупругой деформации при нагреве разгруженных образцов (рис. 1, б).

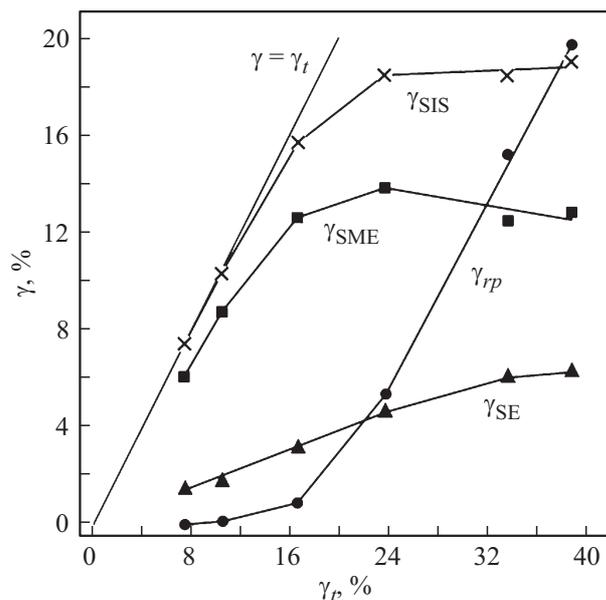


Рис. 2. Влияние заданной образцам деформации γ_t на величины эффектов суперэластичности γ_{SE} , памяти формы γ_{SME} , суммарной неупругой деформации γ_{SIS} и пластической деформации γ_{rp} при кручении образцов сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ (at.%).

Зависимости γ_{SIS} , γ_{SME} , γ_{SE} и γ_{rp} от γ_t представлены на рис. 2. Из рис. 2 видно, что во всем интервале γ_t (до $\sim 39\%$) доминирует проявление величины γ_{SME} , которая почти линейно возрастает до $\sim 12\%$ в интервале γ_t от 8 до 16% при относительно небольших накапливаемых пластических деформациях ($\gamma_{rp} \leq 1\%$). Вблизи $\gamma_t \approx 24\%$ γ_{SME} достигает максимального значения, равного 12.8%, а γ_{rp} при этом составляет $\sim 6\%$. При $\gamma_t > 24\%$ наблюдается существенный прирост γ_{rp} , что обуславливает тенденцию к незначительному уменьшению γ_{SME} (менее 1%). Величина γ_{SIS} монотонно увеличивается до $\sim 19\%$ при $\gamma_t < 24\%$. Но слабый прирост γ_{SIS} продолжается и в интервале γ_t от 24 до 39%. Это обусловлено практически линейным увеличением во всем интервале γ_t от 8 до 39% неупругой деформации, возвращаемой в режиме проявления суперэластичности γ_{SE} (рис. 2). Таким

образом, при кручении образцов с исходной структурой мартенситной фазы $B19'$ в изотермических (164 К) циклах $\tau-\gamma$ реализуется эффект сверхэластичности, величина которого достигает 6.3% при $\gamma_t \approx 39\%$.

Полученные результаты качественно согласуются с результатами работы [8]. Работы последующего периода исследования влияния заданной деформации в процессе изотермического нагружения при $T < M_F$ на проявления неупругих и пластической деформаций в двойных сплавах на основе TiNi немногочисленны [10,11]. В них при деформировании образцов с помощью растяжения реализован такой же алгоритм исследований, как и в настоящей работе при кручении образцов: изотермические циклы нагружение–разгрузка ($\sigma-\varepsilon$) с возрастающей величиной ε_t при $T < M_F$ с последующими нагревами разгруженных образцов для определения ε_{SME} и пластической деформации ε_{rp} . Непосредственно зависимости ε_{SE} от ε_t в этих работах не приведены, однако представлены параметры, позволяющие реконструировать данные зависимости. В [10] для двойного сплава с 50.0 at.% Ni представлена зависимость деформации ε_u , которая не возвращается после изотермической разгрузки образцов (при комнатной температуре $M_F = 341$ К) от ε_t , что позволяет оценить $\varepsilon_{SE} = \varepsilon_t - \varepsilon_u$ в интервале заданных образцам деформаций ε_t до 35%. В [11] для монокристаллов сплава Ti_{49,5}Ni_{50,5} (at.%) представлены данные об упругой и неупругой составляющих возврата деформации при изотермической (при 223 К $M_F = 250$ К) разгрузке образцов, которые позволяют построить зависимость ε_{SE} от ε_t . Образцы сплавов в [10,11] были закалены после отжига при 1073–1173 К и испытывали последовательность МП $B2 \leftrightarrow B19'$, как и сплав Ti_{49,3}Ni_{50,7} (at.%) в настоящей работе. Однако прямое сравнение соответствующих деформаций, полученных при кручении и растяжении образцов, невозможно. В настоящей работе для корректного сопоставления заданных неупругих и пластической деформаций, полученных при кручении и растяжении образцов, были использованы представления об эквивалентных деформациях (по Мизесу) при разных схемах нагружения [12]. В [12] этот алгоритм был успешно апробирован при проведении сравнительного анализа развития неупругих обратимых деформаций и пластической деформации при кручении и изгибе образцов двойного сплава Ti_{49,1}Ni_{50,9} (at.%). С помощью этого алгоритма было проведено преобразование $\gamma_t \rightarrow \varepsilon_t$, $\gamma_r \rightarrow \varepsilon_r$, $\gamma_{rp} \rightarrow \varepsilon_{rp}$, где γ_r и ε_r — деформации образцов после изотермической разгрузки при кручении и растяжении соответственно. Затем были получены

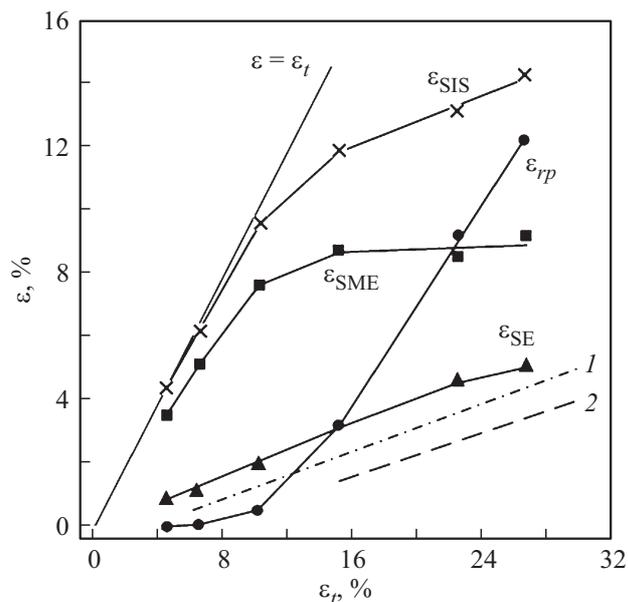


Рис. 3. Зависимость обратимых неупругих деформаций ε_{SE} , ε_{SME} , ε_{SIS} и пластической деформации ε_{rp} от заданной деформации ε_t . 1 и 2 — проявления эффекта сверхэластичности образцов двойных сплавов в работах [10] и [11] соответственно.

соответствующие неупругие обратимые деформации при растяжении: $\varepsilon_{SE} = \varepsilon_t - \varepsilon_r$, $\varepsilon_{SME} = \varepsilon_r - \varepsilon_{rp}$ и $\varepsilon_{SIS} = \varepsilon_t - \varepsilon_{rp} = \varepsilon_{SME} + \varepsilon_{SE}$.

Зависимости ε_{SIS} , ε_{SME} , ε_{SE} и ε_{rp} от ε_t , эквивалентные зависимостям γ_{SIS} , γ_{SME} , γ_{SE} и γ_{rp} от γ_t на рис. 2, представлены на рис. 3. Вид этих зависимостей от γ_t качественно подобен. При этом ε_{SE} составляет 5.1% при $\varepsilon_t = 26.5\%$ (соответствующая $\gamma_t = 38.7\%$). Зависимости ε_{SE} от ε_t , реконструированные по данным работ [10,11] (1 и 2 на рис. 3 соответственно), близки к зависимости ε_{SE} от ε_t , полученной перерасчетом γ_{SE} из рис. 2. При $\varepsilon_t \approx 26\%$ величины ε_{SE} составляют $\sim 3\%$ [11] и $\sim 4\%$ [10], что близко к $\varepsilon_{SE} = 5.1\%$, полученной при кручении образцов в настоящей работе. Таким образом, на основе анализа результатов настоящей работы и литературных данных установлено, что при деформации методами кручения и растяжения образцов двойных сплавов

на основе TiNi со структурой мартенситной фазы $B19'$ при увеличении заданной деформации реализуется эффект сверхэластичности второго типа (обусловленный обратимым двойникованием фазы $B19'$). Величина этого эффекта при деформации кручением может достигать 6.3%, а при деформации растяжением — 3–5%, что сопоставимо с величиной эффекта сверхэластичности первого типа (обусловленного фазовыми превращениями). Показано, что величина эффекта сверхэластичности второго типа линейно возрастает с увеличением заданной деформации, включающей заметную пластическую деформацию, независимо от состава образцов двойных сплавов на основе TiNi и состояния микроструктуры (монокристаллы или поликристаллические сплавы).

Работа поддержана Программой фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 гг., направление III.23.

Список литературы

- [1] Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч. 1. Структура, фазовые превращения и свойства / Под ред. В.Г. Пушина. Екатеринбург: УрО РАН, 2006. 414 с.
- [2] Материалы с эффектом памяти формы. Справочное издание / Под ред. В.А. Лихачева. СПб.: НИИХ СПбГУ, 1998. Т. 4. 380 с.
- [3] *Otsuka K., Ren X.* // Prog. Mater. Sci. 2005. V. 50. P. 511–678. doi.org/10.1016/j.pmatsci.2004.10.001
- [4] *Hornbogen E.* // Z. Metallkunde. 1995. V. 86. N 5. P. 341–344.
- [5] *Хандрос Л.Г.* О природе эффектов сверхупругости и памяти формы // Мартенситные превращения. Докл. междунар. конф. „ICOMAT-77“. Киев: Наук. думка, 1978. С. 146–150.
- [6] *Birk T., Biswas S., Frenzel J., Eggler G.* // Shap. Mem. Superelasticity. 2016. V. 2. P. 145–159. DOI: 10.1007/s40830-016-0064-1
- [7] *Купорев А.Л., Хандрос Л.Г.* // ФММ. 1971. Т. 32. № 6. С. 1322–1326.
- [8] *Соловьев Л.А., Хачин В.Н.* // ФММ. 1974. Т. 38. № 2. С. 433–435.
- [9] *Lotkov A., Zhapova D., Grishkov V., Cherniavsky A., Timkin V.* // AIP Conf. Proc. 2016. V. 1783. P. 020137 (1–4). DOI: 10.1063/1.4966430
- [10] *Piao M., Otsuka K., Miyazaki S., Horikawa H.* // Met. Trans. JIM. 1993. V. 34. N 10. P. 919–929.
- [11] *Liu Y., Tan G., Miyazaki S.* // Mater. Sci. Eng. A. 2006. V. 438-440. P. 612–616. https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.130
- [12] *Grishkov V.N., Lotkov A.I., Baturin A.A., Timkin V.N., Zhapova D.Yu.* // AIP Conf. Proc. 2015. V. 1683. P. 020067 (1–5). DOI: 10.1063/1.4932757