

Научная статья
1.3.8. Физика конденсированного состояния (физико-математические науки)
УДК 539.3
doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.04.005

ИССЛЕДОВАНИЕ ГИСТЕРЕЗИСА ПРИ ПРОВЕДЕНИИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВЕ $Ti_{50}Ni_{49,9}Mo_{0,1}$ В УСЛОВИЯХ МЕХАНИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

Владимир Александрович Плотников^{1†}, Анна Васильевна Гусева²,
Александр Сергеевич Грязнов³

^{1,2} Алтайский государственный университет, пр. Ленина, 61, 656049, Барнаул, Россия
³ Алтайский государственный медицинский университет, ул. Ленина, 40, 656038, Барнаул, Россия
¹ plotnikov@phys.asu.ru[†], <https://orcid.org/0000-0001-7051-1082>
² schannavac@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-1671-1304>
³ gryaznov-as@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0003-0413-907X>

Аннотация. В работе проанализирована физическая природа гистерезиса, его связь с процессами релаксации микронапряжений и стабилизацией мартенситной фазы, а также влияние механической нагрузки на производство энтропии и диссипацию энергии. Был исследован деформационный гистерезис в циклах мартенситных превращений в сплаве $Ti_{50}Ni_{49,9}Mo_{0,1}$ в условиях действия механических напряжений. Деформационный гистерезис свидетельствует о том, что при накоплении и возврате деформации в цикле мартенситных превращений осуществляется диссипация энергии, указывающая на протекание необратимых процессов. Несмотря на обратимый характер накопления и возврата деформации, в термодинамическом смысле эти процессы необратимы. При охлаждении и нагреве происходит рассеяние энергии, сопровождающееся производством энтропии из-за тепловых потоков на границах раздела. Важным фактором гистерезиса является производство энтропии при обратимых мартенситных превращениях. Энтропия производится как за счет необратимых процессов внутри системы, так и на поверхности раздела со средой. При циклировании мартенситных превращений наблюдается насыщение фазового наклепа, что приводит к уменьшению площади петли гистерезиса и ее стабилизации. Таким образом, после стабилизации гистерезис обусловлен только рассеянием тепла на внутренних границах и акустической эмиссией, вклад которой в рассеяние энергии мал и может быть не учтен. Снижение площади гистерезиса при циклировании мартенситных превращений может быть связано со снижением производства энтропии за счет уменьшения числа границ в цикле превращений. Это подтверждается уменьшением объема фазы, участвующей в мартенситных превращениях, что видно по высокотемпературному возврату остаточной деформации и рентгеновским исследованиям. Рост площади стабилизированной петли гистерезиса при увеличении нагрузки объясняется усилением диссипации энергии при взаимодействии мартенситных границ с накопленными дефектами фазового наклепа.

Ключевые слова: деформационный гистерезис, диссипация энергии, никелид титана, термоупругие мартенситные превращения, эффект памяти формы.

Для цитирования: Плотников В.А., Гусева А.В., Грязнов А.С. Исследование гистерезиса при проведении термоупругих мартенситных превращений в сплаве $Ti_{50}Ni_{49,9}Mo_{0,1}$ в условиях механического нагружения // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2024. Т. 21, № 4. С. 448–455. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.04.005.

Original article

INVESTIGATION OF HYSTERESIS DURING THERMOELASTIC MARTENSITIC TRANSFORMATIONS IN $Ti_{50}Ni_{49,9}Mo_{0,1}$ ALLOY UNDER MECHANICAL LOADING CONDITIONS

Vladimir A. Plotnikov^{1†}, Anna V. Guseva², Alexander S. Gryaznov³

^{1,2} Altai State University, Lenin Pr., 61, Barnaul, 656049, Russia
³ Altai State Medical University, Lenin Str., 40, Barnaul, 656038, Russia
¹ plotnikov@phys.asu.ru[†], <https://orcid.org/0000-0001-7051-1082>
² schannavac@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-1671-1304>
³ gryaznov-as@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0003-0413-907X>

Abstract. The paper analyzes the physical nature of hysteresis, its relationship with the processes of relaxation of micro stresses and stabilization of the martensitic phase, as well as the effect of mechanical stress on the production of energy and energy dissipation. Deformation hysteresis in cycles of martensitic transformations in $Ti_{50}Ni_{49,9}Mo_{0,1}$ alloy under the action of mechanical stresses was investigated. Deformation hysteresis indicates that during the accumulation and return of deformation in the cycle of martensitic transformations, energy dissipation occurs, indicating the course of irreversible processes. Despite the reversible nature of the accumulation and return of deformation, in a thermodynamic sense, these processes are irreversible. During cooling and heating, energy is dissipated, accompanied by the production of entropy due to heat fluxes at the interface. An important factor of hysteresis is the production of entropy during reversible martensitic transformations. Entropy is produced both by irreversible processes within the system and at the interface with the medium. When cycling martensitic transformations, saturation of the phase hardening is observed, which leads to a decrease in the area of the hysteresis loop and its stabilization. Thus, after stabilization, hysteresis is caused only by heat dissipation at the internal boundaries and acoustic emission, whose contribution to energy dissipation is small and may not be taken into account. A decrease in the hysteresis area during cycling of martensitic transformations may be associated with a decrease in entropy production due to a decrease in the number of boundaries in the transformation cycle. This is confirmed by a decrease in the volume of the phase involved in martensitic transformations, which is evident from the high-temperature return of residual deformation and X-ray studies. The increase in the area of the stabilized hysteresis loop with an increase in load is explained by an increase in energy dissipation during the interaction of martensitic boundaries with accumulated phase hardening defects.

Keywords: deformation hysteresis, energy dissipation, titanium nickelide, thermoelastic martensitic transformations, shape memory effect.

For citation: Plotnikov, V. A., Guseva, A. V. & Gryaznov, A. S. (2024). Investigation of hysteresis during thermoelastic martensitic transformations in $Ti_{50}Ni_{49,9}Mo_{0,1}$ alloy under mechanical loading conditions. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 21(4), 448–455. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.04.005.

Введение

В ходе циклирования термоупругих мартенситных превращений в сплавах на основе никелида титана было обнаружено, что траектории прямого и обратного превращений не совпадают [1]. Если построить зависимость концентрации мартенситной фазы от температуры, то можно наблюдать характерную петлю гистерезиса, свидетельствующую о несовпадении температуры начала обратного превращения с температурой окончания прямого мартенситного превращения и температуры окончания обратного мартенситного превращения с температурой начала прямого мартенситного превращения.

Стоит отметить, что исследование деформационного гистерезиса в сплавах на основе никелида титана требует учета сложной и многоаспектной природы этого явления [2]. В первую очередь, необходимо учитывать, что площадь петли гистерезиса напрямую связана с процессом производства энтропии [1]. Этот процесс обусловлен действием источников теплоты, которые находятся на межфазных границах раздела, являющихся местами, где происходит переход между мартенситной и аустенитной фазами. Эти межфазные границы, двигаясь с высокой скоростью, близкой к скорости распространения сдвиговых волн, формируют температурный фронт с высоким температурным градиентом, что влечет за собой необходимость в дополнительном локальном переохлаждении при прямом мартенситном превращении или, наоборот, локальном перегреве при обратном мартенситном превращении [1, 3]. Эти изменения температуры влияют на скорость и характер мартенситных превращений, делая их более сложными и требующими дополнительных энергетических затрат для их осуществления. Температурный фронт на межфазных границах создает своеобразные барьеры, которые необходимо преодолеть для завершения мартенситных превращений [2].

Во-вторых, мартенситные превращения сопровождаются накоплением структурных дефектов вследствие пластической релаксации микронапряжений, которые возникают на межфазной границе [4, 5]. Этот феномен носит название фазового наклепа, и его проявление сопровождается упрочнением сплава. Процесс пластической релаксации заключается в том, что при достижении механическими напряжениями на межфазной границе предела текучести сплава активируется генерирование дефектов в структуре материала [4, 5], в первую очередь полных дислокаций [1, 6], а также зарождению частиц второй фазы [7, 8]. Производство полных дислокаций, а также взаимодействие межфазной границы с локальными дефектами

структуры, включающих в себя скопления дислокаций и частиц [9], сопровождаются диссипацией энергии.

В-третьих, нужно отметить, что площадь петли гистерезиса связана с акустическим рассеянием энергии, которое проявляется в виде акустической эмиссии в ходе движения мартенситной границы [10]. Движение мартенситной границы имеет свои собственные характеристики, которые существенно зависят от скорости ее движения и взаимодействия с другими границами, то есть с динамикой мартенситной границы. Характер взаимодействия мартенситных кристаллов, в первую очередь связан с коррелированностью появления и исчезновения этих кристаллов как в объеме материала, так и во времени, то есть множественностью возникновения и исчезновения мартенситных кристаллов, что в совокупности оказывает влияние на акустическое рассеяние энергии и, следовательно, на формирование петли гистерезиса в материале [11].

Для описания гистерезиса используют подход, в основу которого положено нелокальное неравновесно-термодинамическое описание мартенситных состояний [12] и акустической эмиссии при мартенситных превращениях [11]. Базовым выражением, позволяющим исследовать гистерезис в циклах превращений, является уравнение баланса движущих сил (1). Оно представляет собой математическое выражение, которое описывает равновесие между химическими $g_x(T)$, нехимическими $g_{nx}(T;Y)$ и диссипативными g_D силами, действующими на систему [3, 12-14]:

$$g_x(T) + g_{nx}(T;Y) = g_D, \quad (1)$$

Если выполняется условие $g_x(T) + g_{nx}(T;Y) = 0$, то это указывает на равновесное состояние системы, где химический и нехимический вклад в движущую силу мартенситного превращения компенсируют друг друга. Если диссипативный вклад в уравнение баланса движущих сил не равен нулю, то это указывает на неустойчивое состояние системы и надбарьерный (микровзрывной) переход в устойчивое состояние, сопровождающееся диссипацией энергии. Разумеется, диссипативный член является обобщающим различные варианты диссипации энергии в уравнении баланса движущих сил вкладом и не рассматривает различные варианты ее проявления. В этой связи исследование гистерезиса в сплавах на основе никелида титана при циклическом изменении температуры и в условиях действия механической нагрузки оправдано. Тем более, что гистерезис часто рассматривается как некоторая помеха ясному

и четкому пониманию термоупругих мартенситных превращений или даже игнорируется [2]. Однако, изучение гистерезисных эффектов в настоящее время актуально в связи с широким применением никелида титана в качестве силовых элементов различных конструкций, в которых необходимо учитывать не только смещение критических температур обратимых мартенситных превращений, но и эволюцию петли гистерезиса [15].

Таким образом, целью данного исследования является изучение гистерезисных эффектов при циклировании термоупругих мартенситных превращений в сплаве на основе никелида титана при циклическом изменении температуры в условиях воздействия механическими напряжениями.

Материалы и методы

Для исследования был выбран образец сплава $Ti_{50}Ni_{49,9}Mo_{0,1}$, представляющий собой балочки длиной 50 мм и сечением $2,5 \times 1,0$ мм. Образцы подвергались циклированию до 10 температурных циклов в области температур, содержащих температурный интервал термоупругих мартенситных превращений $B2 \rightarrow B19'$ и $B19' \rightarrow B2$, в условиях действия механических нагрузок. Каждая серия циклов происходила под нагрузкой, которая выбиралась из интервала 86, 119, 152, 219 МПа. Перед каждой серией циклов образец отжигался при температуре 650 °С. Процесс отжига сплавов является типичным для исследований свойств материалов, включая сплавы с памятью формы, позволяющий приводить сплав в гомогенное структурное состояние и получить стабильные свойства материала. После отжига образец охлаждался до 200 °С, механически нагружался и охлаждался до комнатной температуры, в ходе которого осуществлялось прямое $B2 \rightarrow B19'$ превращение под заданной нагрузкой и накопление деформации. Затем происходил нагрев образца до 200 °С, в ходе которого происходило обратное мартенситное превращение $B19' \rightarrow B2$, сопровождающееся возвратом деформации. Таким образом, цикл термоупругих мартенситных превращений в условиях действия механической нагрузки завершался. Последующие циклы нагрева и охлаждения образца осуществлялись таким же образом. В каждом цикле регистрировали температуру, накапливаемую при охлаждении деформацию, величину возврата деформации при нагреве, остаточную деформацию и прирост остаточной деформации.

Результаты и их обсуждение

На рисунке 1 показан процесс накопления и возврата деформации в цикле термоупругих мартенситных превращений в $Ti_{50}Ni_{49,9}Mo_{0,1}$ при внешнем напряжении 86 МПа. Как видно, с понижением температуры (1) идет процесс накопления деформации (2), связанный с образованием мартенситной фазы. Нагрев образца сопровождается возвратом деформации (3), который происходит за счет обратного мартенситного превращения. При этом значение обратной деформации меньше деформации, накапливаемой в цикле. Таким образом, в каждом цикле наблюдается накопление остаточной деформации (5), величина которой растет от цикла к циклу на величину прироста деформации (4).

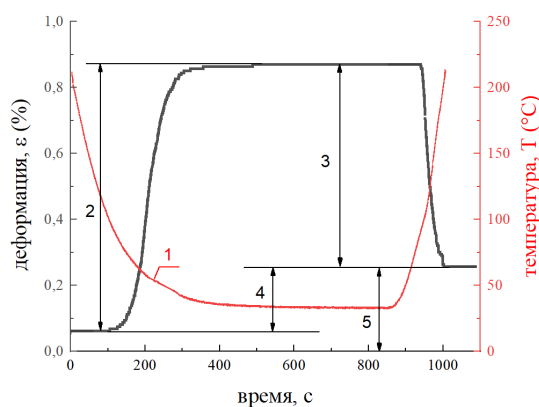


Рис.1. Накопление и возврат деформации в цикле термоупругих мартенситных превращений в $Ti_{50}Ni_{49,9}Mo_{0,1}$ при внешнем напряжении 86 МПа: 1 – температура в цикле охлаждение–нагрев образца; 2 – накопление деформации при охлаждении образца; 3 – возврат деформации при нагреве образца (обратимая деформация); 4 – прирост остаточной деформации в цикле; 5 – остаточная деформация, накопленная в циклах превращений

Fig.1. Accumulation and return of deformation in the cycle of the martensitic transformations in $Ti_{50}Ni_{49,9}Mo_{0,1}$ at an stress of 86 МПа: 1 – temperature in the cooling-heating cycle of the sample; 2 – accumulation of deformation during cooling of the sample; 3 – return of deformation during heating of the sample (reversible deformation); 4 – increase in residual deformation in the cycle; 5 – residual deformation accumulated in transformation cycles

Приведенные на рисунке 1 данные накопления и возврата деформации на рисунке 2 представлены в виде зависимости накопления и возврата деформации как функция температуры. Как видно из рисунка 2, в цикле термоупругих мартенситных превращений наблюда-

ется петля деформационного гистерезиса, свидетельствующая о несовпадении траекторий накопления и возврата деформации и потерях энергии в цикле.

Недовозврат деформации приводит к незамкнутой петле в температурном интервале циклирования мартенситных превращений. Следует отметить, что максимальный недовозврат деформации наблюдается в первом цикле мартенситных превращений, при многократном циклировании прирост недовозврата снижается фактически до нуля.

Для анализа энергетических потерь в цикле мартенситных превращений рассчитаем площадь петли гистерезиса. Расчет площади петли гистерезиса в цикле мартенситных превращений проводится с целью оценки вкладов в энергетические потери, которые связаны не только с производством энтропии, но и с диссипацией энергии в процессе с накопления и возврата деформации и других процессов в ходе превращений.

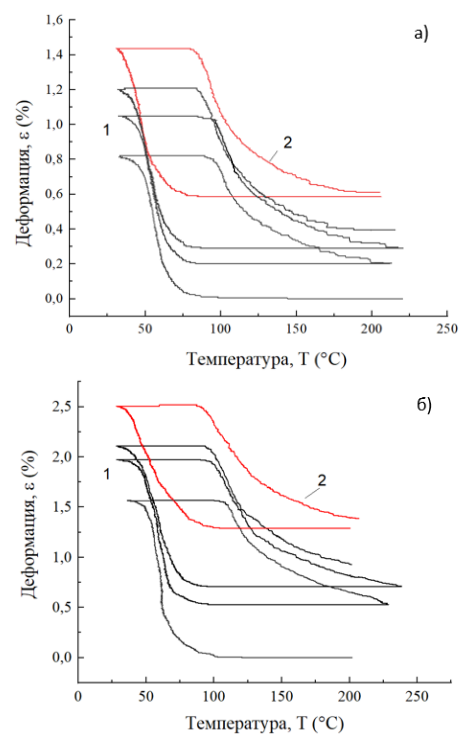


Рис.2. Петля деформационного гистерезиса при циклировании мартенситных превращений в сплаве $Ti_{50}Ni_{49,9}Mo_{0,1}$ при внешнем напряжении: а) 86 МПа; б) 219 МПа; 1 – первый, второй и третий циклы; 2 – цикл насыщения

Fig.2. Deformation hysteresis loop during cycling of martensitic transformations in an alloy $Ti_{50}Ni_{49,9}Mo_{0,1}$ at external voltage: а) 86 МПа; б) 219 МПа; 1 – the first, second and third cycles; 2 – the saturation cycle

Площадь петли гистерезиса является мерой этих потерь в ходе цикла прямого и обратного мартенситных превращений в условиях механического нагружения.

Для определения площади петли гистерезиса определим сначала работу по накоплению деформации при охлаждении по формуле (2) [18]:

$$W_{12} = \frac{\sigma \cdot V_0}{T_0} \sum_{i=i_1}^{i_2} \varepsilon_i (T_{i+1} - T_i), \quad (2)$$

где T_i , T_{i+1} – начальная и конечная температура в элементарном интервале регистрируемых значений от i до $i+1$; V_0 – начальный объем образца; ε_i – деформация образца в i -й точке. Температуру термодинамического равновесия T_0 будем рассчитывать по формуле (3) [19]:

$$T_0 = \frac{M_s + A_s}{2}, \quad (3)$$

здесь M_s – температура начала прямого мартенситного превращения, A_s – температура начала обратного мартенситного превращения. Работа по возврату деформации при нагреве образца W_{21} определяется аналогично (2). Разность этих работ и будет определять площадь петли гистерезиса:

$$W = W_{21} - W_{12}. \quad (4)$$

Полученные значения механических потерь при циклировании мартенситных превращений в условиях нагружения приведены на рисунке 3 как зависимость площади петли гистерезиса от номера цикла термоупругих мартенситных превращений в условиях механической нагрузки. Как следует из данных рисунка 3, площадь петли гистерезиса при циклировании мартенситных превращений уменьшается. Снижение энергии потерь происходит по нелинейному закону с выходом на насыщение при увеличении номера цикла превращений.

Зависимость площади петли гистерезиса от номера цикла мартенситных превращений можно аппроксимировать экспоненциальной функцией (5):

$$W = W_k + W_0 \cdot \exp(-\alpha k), \quad (5)$$

где W_k – уровень насыщения энергии потерь; W_0 – площадь петли гистерезиса в нулевом цикле; α – коэффициент в показателе экспоненты, характеризующий скорость снижения энергии потерь в цикле мартенситных превращений, k – номер цикла мартенситных превращений. В таблице 2 приведены параметры аппроксимации экспериментальных зависимостей функцией (5).

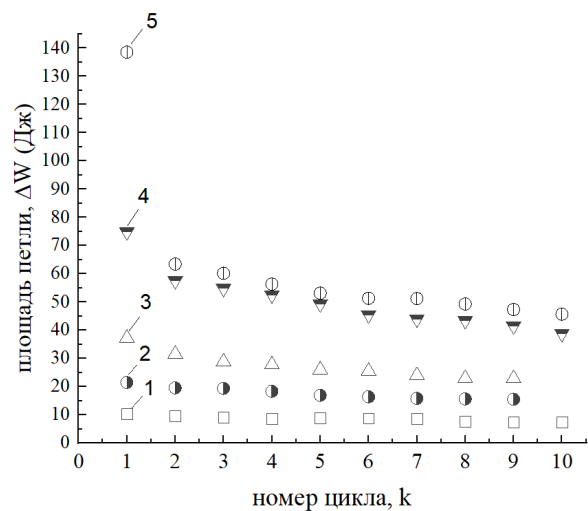


Рис.3. Зависимость площади петли деформационно-го гистерезиса от номера цикла мартенситных превращений в сплаве при разных механических нагрузках: 1 – 86 МПа, 2 – 119 МПа, 3 – 152 МПа, 4 – 219 МПа, 5 – 252 МПа

Fig.3. Dependence of the area of the deformation hysteresis loop on the cycle number of martensitic transformations in the alloy at different mechanical loads: 1 – 86 MPa, 2 – 119 MPa, 3 – 152 MPa, 4 – 219 MPa, 5 – 252 MPa

Таблица 2. Параметры аппроксимации экспериментальных зависимостей функцией (5)

Table 2. Parameters of approximation of experimental dependences by the function (5)

Нагрузка, МПа	W_k , Дж	W_0 , Дж	α	R^2
86	3,1±0,2	7,6±0,5	0,06±0,05	0,971
119	13,7±1,2	9,4±0,9	0,19±0,06	0,976
152	22,3±0,7	20,6±1,2	0,36±0,03	0,986
219	40,2±2,2	47,1±4,9	0,39±0,16	0,956
252	51±1,6	506±50,3	1,76±0,11	0,982

Несмотря на обратимый характер накопления и возврата деформации, в термодинамическом смысле эти процессы необратимы [1]. И при охлаждении, и при нагреве происходит рассеяние энергии. Процессы охлаждения и нагревания сплава сопровождаются производством энтропии [3, 12] из-за рассеяния тепла на границах раздела. То есть физическая природа гистерезиса в первую очередь обусловлена производством энтропии при обратимых мартенситных превращениях. В работе [18] показано, что производство энтропии обусловлено как необратимыми процессами внутри системы, так и процессами, происходящими на поверхности раздела со средой. В случае термоупругих мартенситных превращений основной вклад в производство энтропии вносят процессы на межфазной границе, в первую очередь связанные с тепловыми потоками через внутренние двойниковые границы, площадь внешних границ образца не менее чем на порядок меньше площади внутренних границ, поэтому ими можно пренебречь.

Как уже сказано выше при мартенситных превращениях наблюдается накопление структурных дефектов в результате релаксации микронапряжений, генерируемых на межфазной границе. Накопление дефектов также сопровождается производством энтропии [1]. Однако, хорошо известно, что при циклировании мартенситных превращений наблюдается насыщение фазового наклепа [10]. Уменьшение площади петли гистерезиса и выход ее на насыщение в ходе многократного циклирования мартенситных превращений, очевидно связано с насыщением фазового наклепа и прекращением в этой связи генерации дефектов. Таким образом, гистерезис после стабилизации его площади обусловлен лишь рассеянием тепла на внутренних границах, а также за счет акустической эмиссии [1, 2, 4]. Однако вклад акустической эмиссии в рассеяние энергии существенно мал [2] и его можно не учитывать при анализе стабилизированной петли гистерезиса.

В то же время, снижение площади гистерезиса при циклировании мартенситных превращений может быть обусловлено снижением производства энтропии за счет снижения плотности границ в цикле превращений. Снижение числа границ в цикле превращений возможно, если уменьшается объем фазы, участвующей в мартенситных превращениях. Об этом свидетельствует высокотемпературный возврат остаточной деформации и рентгеновские исследования остаточной (стабилизированной) мартенситной фазы [20, 21]. Косвенно о стабилизации

мартенситной фазы, а значит о снижении числа мартенситных границ, участвующих в процессе прямого и обратного превращений, свидетельствует увеличение коэффициента α в таблице 2 (скорости выхода на насыщение площади гистерезиса) при увеличении механической нагрузки в цикле. Об этом может свидетельствовать и накопление остаточной деформации, которая растет от цикла к циклу.

Из анализа данных таблицы 2 следует, что сумма $(W_0 + W_k)$ параметра W_0 (площадь петли гистерезиса в нулевом цикле) и параметра W_k (площадь стабилизированной петли гистерезиса) определяют площадь некоторой гипотетической петли гистерезиса в нулевом цикле. Разность между $(W_1 - W_k)$ определяет фактически рассеяние энергии в цикле превращений за счет пластической релаксации микронапряжений в первом цикле. Например, в первом цикле при нагрузке 252 МПа эта разность будет равна около 90 Дж. Очевидно, стабилизированная петля гистерезиса обусловлена производством энтропии в ходе действия только источников и стоков тепла, так как производство структурных дефектов (полных дислокаций) прекращено. Однако в этот вклад не входит убыль тепловых потерь за счет блокировки некоторой части мартенситных кристаллов, а значит и снижения обратимой деформации за счет прироста остаточной. Рост площади стабилизированной петли гистерезиса при увеличении приложенной в цикле мартенситных превращений нагрузки обусловлено, очевидно, неизбежным усилением диссипации энергии при взаимодействии мартенситных границ, участвующих в прямых и обратных превращениях, с накопленными дефектами фазового наклепа.

Заключение

Проведенное исследование деформационного гистерезиса показало, что в ходе многократного циклирования мартенситных превращений в условиях механического нагружения никелида титана наблюдается экспоненциальное снижение площади петли гистерезиса до насыщения. Термомеханический гистерезис при циклировании термоупругих мартенситных превращений в условиях механического нагружения обусловлен производством энтропии при действии стоков-истоков тепла и генерировании кристаллографических дефектов.

Характерной особенностью деформационного гистерезиса в циклах мартенситных превращений является его рост при увеличении механического напряжения в цикле, что обу-

словлено рассеянием энергии при генерировании кристаллографических дефектов. Кроме того, снижение площади гистерезиса насыщения, очевидно, связано и с уменьшением доли мартенситных кристаллов, участвующих в прямом-обратном превращении в связи со стабилизацией части мартенситной фазы, следствием чего является уменьшение числа источников-стоков тепла, локализованных на межфазных границах, и уменьшением рассеяния тепла. Эти эффекты играют существенную роль при практическом использовании эффекта памяти формы и сверхэластичности.

Список литературы

1. Паскаль Ю.И., Монасевич Л.А. Необратимые явления при мартенситном превращении никелида титана // Известия вузов. Физика. 1980. 45 с. Деп. В ВИНТИ № 1667–80.
2. Плотников В.А., Морева М.В., Паскаль Ю.И. Квазиравновесное термодинамическое описание термоупругих мартенситных превращений. Барнаул: Изд-во Алт. гос. техн. ун-та, 2013. 137 с.
3. Паскаль Ю.И. Нелокальное неравновесно-термодинамическое описание мартенситного превращения // Известия вузов. Физика. 1981. № 11. С. 74–78.
4. Плотников В.А., Паскаль Ю.И. Аккомодационные и релаксационные процессы при мартенситных превращениях // Изв. вузов. Физика. 1997. № 5. С. 49–61.
5. Паскаль Ю.И., Ерофеев П.Я., Монасевич Л.А., Павская В.А. Мартенситная деформация никелида титана // Изв. вузов. Физика. 1982. № 6. С. 103–117.
6. Плотников В.А., Монасевич Л.А., Паскаль Ю.И. Акустическая эмиссия, обусловленная фазовым наклепом при термоупругом мартенситном превращении // ФММ. 1988. Т. 65, № 6. С. 1219–1221.
7. Лотков А.И., Гришков В.Н. Мартенситные превращения в сплавах Ti–Ni после длительного отжига при 773 К // Изв. вузов. Физика. 1991. № 2. С. 106–112.
8. Чернов Д.Б., Паскаль Ю.И., Гюнтер В.Э., Монасевич Л.А. О множественности структурных переходов в сплавах на основе TiNi // ДАН СССР. 1979. Т. 247, № 4. С. 854–857.
9. Ерофеев В.Я., Монасевич Л.А., Павская В.А., Паскаль Ю.И. Фазовый наклеп при мартенситном превращении никелида титана // ФММ. 1982. Т. 53, № 5. С. 963–965.
10. Плотников В.А. Накопление и диссипация нехимической энергии при термоупругих мартенситных превращениях // ФММ. 1999. Т. 88, № 4. С. 91–100.
11. Плотников В.А., Потекаев А.И., Паскаль Ю.И. Мезоскопический уровень акустической эмиссии при мартенситных превращениях // Известия вузов. Физика. 1999. № 9. С. 72–80.
12. Паскаль Ю.И. Квазиравновесное описание мартенситных состояний // Изв. вузов. Физика. 1985. № 5. С. 41–53.
13. Коваль Ю.Н., Лободюк В.А. Деформационные и релаксационные явления при превращениях мартенситного типа. НАН Украины, Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова, К.: Наукова думка, 2010. 286 с.
14. Salzbranner R.G., Cohen M. On the thermodynamics of thermoelastic martensitic phase transformation // Acta Met. 1979. V. 2. P. 739–748.
15. Хусаинов М.А., Андреев В.А., Афанасьев К.В., Бондарев А.Б. Механическое поведение сплавов с памятью формы и их использование в технике. Вестник Новгородского государственного университета 2005. № 30. С. 1–11
16. Гюнтер В.Э., Ходоренко В.Н., Ясенчук Ю.Ф. и др. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения. Томск: ООО «Научно-производственное предприятие «МИЦ», 2006. 296 с.
17. Гюнтер В.Э. и др. Медицинские материалы и имплантаты с памятью формы. Томск: Изд-во Том. ун-та, 1998. 457 с.
18. Плотников В.А., М. В. Морева М.В. Деформационный гистерезис при термоупругих мартенситных превращениях в никелиде титана в условиях механического нагружения // Изв. вузов. Физика. 2015. Т. 58, № 1. С. 87–95.
19. Tong H.C., Wayman C.M. Characteristic temperature and order properties of thermoelastic martensites // Actamet. 1974. V. 22, N 7. P. 887–896.
20. Прокошкин С.Д., Тюренин С., Хмелевская И.Ю., Браиловский В., Трошю Ф. Рентгенографическое исследование высокотемпературного эффекта памяти формы в никелиде титана // ФММ. 2000. Т. 90, № 2. С. 40–45.
21. Клопотов А.А., Ясенчук Ю.Ф., Голобоков Н.Н., Малеткина Т.Ю., Гюнтер В.Э. Рентгеноструктурные исследования мартенситных превращений в никелиде титана под действием внешней нагрузки // ФММ. 2000. Т. 90, № 4. С. 59–62.

Информация об авторах

В. А. Плотников – доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой общей и экспериментальной физики Алтайского государственного университета.

А. В. Гусева – аспирант кафедры общей и экспериментальной физики Алтайского государственного университета.

А. С. Грязнов – кандидат физико-математических наук, доцент кафедры физики и информатики Алтайского государственного медицинского университета.

References

1. Pascal, Yu. I. & Monasevich, L. A. (1980). Irreversible phenomena during martensitic transformation of titanium nickelide. *Izvestiya Vuzov. Physics*, P. 45. Dep. V VINITI No. 1667–80. (In Russ.).
2. Plotnikov, V. A., Moreva, M. V. & Paskal, Yu. I. (2013). Quasi-equilibrium thermodynamic description of thermoelastic martensitic transformations. Publishing House of Altai State Technical University. P. 137. (In Russ.).
3. Pascal, Yu. I. (1981). Non-local non-equilibrium thermodynamic description of martensitic transformation. *Izvestiya Vuzov. Physics*, (11), 74–78. (In Russ.).
4. Plotnikov, V. A. & Pascal, Yu. I. (1997). Accommodational and relaxation processes during martensitic transformations. *Izvestiya Vuzov. Physics*, (5), 49–61. (In Russ.).
5. Paskal, Yu. I., Erofeev, P. Ya., Monasevich, L. A. & Pavskaya, V. A. (1982). Martensitic deformation of titanium nickelide. *Izvestiya Vuzov. Physics*, (6), 103–117. (In Russ.).
6. Plotnikov, V. A., Monasevich, L. A. & Pascal, Yu. I. (1988). Acoustic emission induced by phase slip during thermoelastic martensitic transformation. *FMM*, 65(6), 1219–1221. (In Russ.).
7. Lotkov, A. I. & Grishkov, V. N. (1991). Martensitic transformations in Ti–Ni alloys after prolonged annealing at 773 K. *Izvestiya Vuzov. Physics*, (2), 106–112. (In Russ.).
8. Chernov, D. B., Pascal, Yu. I., Gunter, V. E. & Monasevich, L. A. (1979). On the multiplicity of structural transitions in TiNi-based alloys. *DAN USSR*, 247(4), 854–857. (In Russ.).
9. Erofeev, V. Ya., Monasevich, L. A., Pavskaya, V. A. & Pascal, Yu. I. (1982). Phase slip during martensitic transformation of titanium nickelide. *FMM*, 53(5), 963–965. (In Russ.).
10. Plotnikov, V. A. (1999). Accumulation and dissipation of non-chemical energy during thermoelastic martensitic transformations. *FMM*, 88(4), 91–100. (In Russ.).
11. Plotnikov, V. A., Potekaev, A. I. & Pascal, Yu. I. (1999). Mesoscopic level of acoustic emission during martensitic transformations. *Izvestiya vuzov. Physics*, (9), 72–80. (In Russ.).
12. Pascal, Yu. I. (1985). Quasi-equilibrium description of martensitic states. *Izvestiya vuzov. Physics*, (5), 41–53. (In Russ.).
13. Koval, Y. N. & Lobodyuk, V. A. (2010). Deformational and relaxation phenomena during martensitic transformations. Institute of Metallophysics. P. 286. (In Russ.).
14. Salzbranner, R. G. & Cohen, M. (1979). On the thermodynamics of thermoelastic martensitic phase transformation. *Acta Met.*, 2, 739–748. (In Russ.).
15. Khusainov, M. A., Andreev, V. A., Afanasyev, K. V. & Bondarev, A. B. (2005). Mechanical behavior of shape memory alloys and their use in engineering. *Bulletin of the Novgorod State University*, (30), 1–11. (In Russ.).
16. Gunter, V. E., Khodorenko, V. N. & Yashchuk, Yu. F. et al. (2006). Titanium Nickelide. Medical Material of the New Generation. Scientific-Production Enterprise «MITs». P. 296. (In Russ.).
17. Gunter, V. E. et al. (1998). Medical materials and shape memory implants. Tomsk State University Press. P. 457. (In Russ.).
18. Plotnikov, V. A. & Moreva, M. V. (2015). Deformational hysteresis during thermoelastic martensitic transformations in titanium nickelide under mechanical loading conditions. *Izvestiya Vuzov. Physics*, 58(1), 87–95. (In Russ.).
19. Tong, H. C. & Wayman, C. M. (1974). Characteristic temperature and order properties of thermoelastic martensites. *Acta Met.*, 22(7), 887–896. (In Russ.).
20. Prokoshin, S. D., Tyurin, S., Khmelevskaya, I. Yu., Brailovskiy, V. & Troshyu, F. (2000). X-ray study of the high-temperature shape memory effect in titanium nickelide. *FMM*, 90(2), 40–45. (In Russ.).
21. Klopotov, A. A., Yasenchuk, Yu. V., Golobokov, N. N., Maletkina, T. Yu. & Gyunter, V. E. (2000). X-ray diffraction studies of martensitic transformations in titanium nickelide under the action of an external load. *FMM*, 90(4), 59–62. (In Russ.).

Information about the authors

V. A. Plotnikov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Head of the Department of General and Experimental Physics of the Altai State University.

A. V. Guseva – Postgraduate Student of the Department of General and Experimental Physics of the Altai State University.

A. S. Gryaznov – Candidate of Physical and Mathematical Sciences; Associate Professor of the Department of Physics and Informatics of the Altai State Medical University.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 02.09.2024; одобрена после рецензирования 07.10.2024; принята к публикации 02.12.2024.

The article was received by the editorial board on 02 Sept. 2024; approved after reviewing 07 Oct. 2024; accepted for publication 02 Dec. 2024.