



МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТА СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ В МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ*

Беляев Ф.С.¹, Волков А.Е.², Волкова Н.А.³, Вуколов Е.А.²,
Евард М.Е.², Ребров Т.В.²

¹*Институт проблем машиноведения РАН, г. Санкт-Петербург, Россия*

²*Санкт-Петербургский государственный университет,
г. Санкт-Петербург, Россия*

³*Санкт-Петербургский государственный технологический институт
(технический университет), г. Санкт-Петербург, Россия*

АННОТАЦИЯ

Повышение температур обратного мартенситного превращения (МП) в ряде сплавов с памятью формы (СПФ), наблюдающегося при первом нагреве после деформирования образцов в мартенситном состоянии, известное, как эффект стабилизации мартенсита (ЭСМ), необходимо учитывать при проектировании термочувствительных датчиков и приводов, срабатывание которых должно происходить в заданном интервале температур. О причинах данного явления в литературе высказан ряд предположений, среди которых называют появление дислокаций и вакансий, затрудняющих обратное МП, а также внутренние напряжения, возникающие из-за несовместной пластической деформации при аккомодации мартенсита. Однако природа ЭСМ до сих пор до конца не выяснена. В данной работе принята недавно высказанная гипотеза о повреждении границ между ориентационными доменами мартенсита в процессе его переориентации под действием напряжений, как причине появления ЭСМ. На основе этой гипотезы в рамках микроструктурного подхода, ранее разработанного для моделирования функционально-механического поведения СПФ, сформулирована модель накопления повреждений межмартенситных границ в процессе переориентации мартенсита и выполнено моделирование зависимостей деформации от температуры при нагреве СПФ $Ti_{50}Ni_{50}$ после его деформирования растяжением в мартенситном состоянии. Показано, что с учетом только внутренних напряжений и без учета влияния фактора поврежденности границ на условие обратного МП моделирование показывает снижение, а не повышение температур обратного МП. Вместе с тем ведение в модель этого фактора позволяет логически описать ЭСМ, при этом зависимость смещения температуры начала обратного МП с учетом разброса экспериментальных данных дает качественно правильные значения, в частности, при деформации 8-10% температуры МП сдвигаются более, чем на 50 К.

Ключевые слова: сплавы с памятью формы; никелид титана; стабилизация мартенсита; моделирование; микроструктурная модель

* Работа выполнена при поддержке гранта РНФ 23-29-01006.

SIMULATION OF THE EFFECT OF MARTENSITE STABILIZATION IN TITANIUM NICKELIDE AFTER DEFORMATION IN THE MARTENSITIC STATE

Belyaev F.S.¹, Volkov A.E.², Volkova N.A.³, Vukolov E.A.²,
Evard M.E.², Rebrov T.V.²

¹*Institute for Problems in Mechanical Engineering of the Russian Academy of Sciences,
St. Petersburg, Russia*

²*St. Petersburg State University, St. Petersburg, Russia*

³*St. Petersburg State Technological Institute (Technical University),
St. Petersburg, Russia*

ABSTRACT

An increase in the temperature of the reverse martensitic transformation (MT) in a number of shape memory alloys (SMA), observed during the first heating after deformation of the samples in the martensitic state, known as the martensite stabilization effect (ESM), must be taken into account when designing temperature-sensitive sensors and actuators, the operation of which must occur within a given temperature range. A number of assumptions have been made about the reasons for this phenomenon in the literature, among which are the appearance of dislocations and vacancies that impede the reverse MT, as well as internal stresses arising due to incompatible plastic deformations during the accommodation of martensite. However, the nature of ESM is still not completely clear. In the present work, a recently proposed hypothesis about damage of the boundaries between the orientational domains of martensite during its reorientation under the influence of stress is accepted as the reason for the appearance of ESM. Based on this hypothesis, within the framework of a microstructural approach previously developed for modeling the functional-mechanical behavior of SMA, a model for the accumulation of intermartensitic boundaries damage during the process of martensite reorientation was formulated and modeling of the dependences of deformation on temperature during heating of Ti₅₀Ni₅₀ SMA after its tensile deformation in the martensitic state was performed. It is shown that taking into account only internal stresses and without taking into account the influence of the boundary damage factor on the reverse MT condition, the modeling shows a decrease rather than an increase in reverse MT temperatures. At the same time, introducing this factor into the model allows a logical description of the ESM. The dependence of the shift in the temperature of the onset of the reverse MT, keeping in mind the scatter of experimental data, gives qualitatively correct values, in particular, with a deformation of 8-10%, the MT temperatures shift by more than 50 K.

Keywords: shape memory alloys; titanium-nickel; martensite stabilization; modeling; microstructural model

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы с памятью формы (СПФ) – класс функциональных металлических материалов, которые способны возвращать деформацию, заданную им в состоянии низкотемпературной фазы (мартенсит). Возврат деформации происходит в процессе нагрева в интервале температур обратного мартенситного превращения. При этом образцы из СПФ восстанавливают форму, которую они имели в состоянии высокотемпературной фазы (аустенит). Благодаря этому свойству СПФ нашли широкое применение в различных областях техники и медицины для изготовления термочувствительных датчиков и приводов.

Температуры A_s , при которой происходит начало формовосстановления и A_f , при которой оно заканчивается, называются характеристическими температурами и являются параметрами материала. Однако, эксперименты показывают, что мартенситная фаза может существовать, сохраняя свою структуру, при нагревании до температур, превышающих температуру A_s начала обратного превращения в аустенит в недеформированном материале. Это явление называется эффектом стабилизации мартенсита (ЭСМ). Этот эффект может быть как нежелательным, так и полезным в зависимости от условий применения СПФ. Величина смещения температуры A_s определяется величиной предварительной деформации.

На эффект стабилизации мартенсита в СПФ никелид титана, по-видимому, было впервые обращено внимание в 1991 году в работе Лина (H.C.Lin) с соавторами [1]. После холодной прокатки в мартенситном состоянии с уменьшением толщины в 40% авторы наблюдали значительное увеличение температур обратного превращения при первом нагреве. При этом температуры этого же превращения при повторном нагреве вернулись к начальным значениям. В 1993 году в исследовании Пиао (M.Piao) с соавторами [2] был получен аналогичный результат для образца, деформированного растяжением в мартенситном состоянии. Позднее ЭСМ наблюдался при различных способах предварительной деформации: растяжение, сдвиг, вызванное напряжением превращения, охлаждение под нагрузкой в работах Лию (Y.Liu) с соавторами [3-8]. Эффект наблюдали как в моно, так и в поликристаллах сплава. В упомянутых работах выдвигались различные предположения о причинах возникновения ЭСМ.

В работе [1] предполагалось, что основной причиной возникновения ЭСМ являются возникающие при пластической деформации дислокации и вакансии, которые затрудняют движение мартенситных границ. Возвращение температур к изначальным значениям при втором нагреве объяснялось исчезновением вакансий. В работах [3-6] было выполнено исследование влияния деформирования СПФ, находящегося в различных состояниях, на скрытую теплоту превращения, двустороннюю память формы и ЭСМ. Авторы пришли к выводам, что образование мартенсита под действием напряжения и его переориентация оказывают различное влияние на перечисленные эффекты. Таким образом, по данным этих работ нельзя дать однозначное объяснение причин ЭСМ.

В работе [7], поскольку, как показано в работах [9,10], упругая энергия не изменяет температуру конца обратного мартенситного превращения, было выдвинуто предположение, что ЭСМ вызывается внутренними напряжениями, которые возникают из-за пластической деформации не в самих зёрнах, а на их границах. Это значит, что при переориентации или формировании мартенсита возникает дислокационное скольжение, как следствие несовместных деформаций «мягких» внутренностей зерна и «твёрдой» границы. Полагалось, что вследствие этого формируются внутренние напряжения, затрудняющие прохождение обратного мартенситного превращения, из-за чего повышаются и характеристические температуры перехода. При повторном нагреве формируется отчасти ориентированный мартенсит, который перераспределяет внутренние напряжения, помогая прохождению обратного превращения. На основе этих предположений в работе [7] была предложена реологическая модель для описания ЭСМ, основанная на принципе баланса упругих и диссипативных

сил различного происхождения. С ее помощью было продемонстрирована возможность описания основных особенностей стабилизации мартенсита, вызванной деформацией, а именно: повышение критической температуры для обратного превращения деформированного мартенсита, восстановление температур превращения после первого обратного превращения, изменения интервалов превращения, вызванные деформацией, и возникновение эффекта двусторонней памяти в последующих циклах термического превращения. Модель определила, что изменение как упругих, так и диссипативных сил объясняет вызванную деформацией стабилизацию мартенсита в поликристаллических сплавах. Модель также продемонстрировала, что поле ориентированных внутренних напряжений в направлении предварительной деформации возникает в аустените после первого обратного превращения ранее деформированного мартенсита, вызывая эффект двусторонней памяти в последующих циклах термического превращения.

Однако, эта же группа учёных впоследствии опровергла эту гипотезу в работе [8], где ЭСМ наблюдался для монокристалла сплава, в котором нет множества зёрен и их границ.

В одном из недавних исследований С.П. Беляева с соавторами [11] были учтены и проверены результаты и выводы, полученные ранее в работах упомянутых авторов, а также были проведены эксперименты, посвящённые поиску причины формирования ЭСМ. Было показано, что пластическое течение не является основной причиной ЭСМ, что противопоставляется ранее выдвинутой гипотезам. В результате было предложено следующее объяснение ЭСМ: его причиной является повреждение межмартенситных границ, которое затрудняет протекание обратного перехода, из-за чего его температуры смещаются в большую сторону. Выдвинутая гипотеза наиболее полно объясняет все нюансы, связанные с данным эффектом. Она была взята за основу в данной работе для описания ЭСМ в ранее разработанной микроструктурной модели [12,13] деформирования сплавов с памятью формы, которая хорошо себя зарекомендовала при моделировании всех основных деформационных эффектов в СПФ.

1. МИКРОСТРУКТУРНАЯ МОДЕЛЬ СПФ

Моделирование СПФ – это важный инструмент для изучения их фазовых превращений, фазовой стабильности, электронной структуры и термомеханического поведения. Микроструктурная модель, описанная в работах Ф.С. Беляева с соавторами [12,13], – это модель функционально-механического поведения сплавов с памятью формы (СПФ), которая учитывает обратимую фазовую деформацию, микропластическую деформацию (осуществляющую пластическую аккомодацию мартенсита) и эволюцию деформационных дефектов. Внутренними переменными модели являются объёмные доли вариантов Бейна мартенсита, меры микропластической деформации, связанные с этими вариантами, плотности ориентированных и рассеянных деформационных дефектов. Для описания материала устанавливается иерархия областей: представительный объём состоит из зерен, различающихся ориентацией кристаллографических осей. Каждое зерно содержит аустенит и ориентационные варианты мартенсита. Для этой структуры принимается гипотеза Райсса и считается, что макроскопическая деформация, описываемая тензором малых деформаций ε , является средним значением деформаций зерен ε^{gr} . Для

кристаллов эта деформация с хорошей точностью может быть выражена как сумма упругой, термической, фазовой и микропластической составляющих

$$\varepsilon = \sum_i f_i \varepsilon^{\text{gr}}(\omega_i), \quad \varepsilon^{\text{gr}} = \varepsilon^e + \varepsilon^T + \varepsilon^{\text{Ph}} + \varepsilon^{\text{mp}}, \quad (1)$$

где ω_i – ориентации кристаллографических осей, f_i – объемные доли зерен с ориентацией ω_i , индексы e, T, Ph, mp означают «упругая», «термическая», «фазовая» и «микропластическая», а сумма берется по всем ориентациям зерен (в дальнейшем аргумент ω_i опущен). Согласно гипотезе Райсса, «правило смеси» применяется к деформациям фаз внутри зерна

$$\varepsilon^{\text{gr}} = (1 - \Phi_M) \varepsilon^A + \frac{1}{N} \sum_{n=1}^N \Phi_n \varepsilon^{\text{Mn}}, \quad \Phi_M = \frac{1}{N} \sum_{n=1}^N \Phi_n, \quad (2)$$

где ε^A и ε^{Mn} – деформации фаз аустенита и n -го варианта мартенсита, N – количество ориентационных вариантов деформации Бейна, Φ_M – суммарная объемная доля мартенсита в зерне, Φ_n – нормированная (увеличенная в N раз) объемная доля n -го варианта мартенсита (так что его объемная доля относительно объема зерна равна Φ_n/N). Фазовая деформация отдельного варианта мартенсита представляет собой деформацию Бейна D_n , реализующую трансформацию решетки. Так как вес n -го варианта в общей фазовой деформации равен Φ_n/N , то

$$\varepsilon^{\text{Ph}} = \frac{1}{N} \sum_{n=1}^N \Phi_n D_n, \quad (3)$$

Под микропластическими деформациями подразумеваются пластические деформации, вызванные несовместностью фазовых деформаций. Так происходит аккомодация мартенсита, и упругая энергия межфазных напряжений уменьшается. Упрощенный расчет микропластических деформаций основан на идее, что рост каждого бейновского варианта мартенсита инициирует комбинацию сдвигов, создающих деформацию, пропорциональную девиатору фазовой деформации, то есть применима формула, аналогичная (3)

$$\varepsilon^{\text{mp}} = \frac{1}{N} \sum_{n=1}^N \kappa \varepsilon_n^{\text{p}} \text{dev} D_n, \quad (4)$$

где внутренние переменные ε_n^{p} служат «мерами» микропластических деформаций, $\text{dev} D_n$ – девиатор тензора D_n , κ – материальная константа. Для построения эволюционных уравнений для переменных Φ_n и ε_n^{p} , рассматриваются сопряженные с ними обобщенные термодинамические силы – производные термодинамического потенциала Гиббса G . Для зерна в двухфазном состоянии

$$G = (1 - \Phi_M) G^A + \frac{1}{N} \sum_{n=1}^N \Phi_n G^{\text{Mn}} + G^{\text{mix}}, \quad (5)$$

где G^A и G^{Mn} – собственные потенциалы аустенита и n -го варианта мартенсита без учета их взаимодействия, G^{mix} – потенциал смешивания (упругая энергия межфазных напряжений). В формуле (5) собственные потенциалы могут быть записаны в виде

$$G^a = G_0^a - S_0^a (T - T_0) - \frac{c_\sigma^a (T - T_0)^2}{2T_0} - \varepsilon_{ij}^{\text{OTa}}(T) \sigma_{ij} - \frac{1}{2} D_{ijkl}^a \sigma_{ij} \sigma_{kl}, \quad (6)$$

$$a = A, \text{ Mn},$$

верхний индекс $a = A$ обозначает аустенит, а $a = Mn$ – n -й вариант мартенсита; G_0^a и S_0^a – потенциал Гиббса и энтропия при напряжении $\sigma = 0$ и температуре $T = T_0$, T_0 – температура фазового равновесия (т.е. такая температура, при которой $G_0^A = G_0^{Mn}$); ε_{ij}^{OTa} – деформации фаз при $\sigma = 0$; c_σ^a и D_{ijkl}^a – удельные теплоемкости при постоянном напряжении и упругие податливости. Для T_0 используется оценка, предложенная в работе [14]: $T_0 = \frac{M_s + A_f}{2}$ (далее M_s , M_f , A_s , A_f – характеристические температуры). Точный расчет потенциала смешивания G^{mix} – очень сложная задача, поэтому для упрощения используется квадратичная форма, которая учитывает, что эта энергия растет с увеличением объёмной доли мартенсита и уменьшается из-за пластической аккомодации мартенсита (т.е. при увеличении переменных Φ_n^p)

$$G_n^{mix} = \frac{\mu}{2} \sum_{m,n=1}^N A_{mn} (\Phi_m - \Phi_m^p)(\Phi_n - b_n), \tag{7}$$

где матрица A_{mn} описывает самодействие и взаимодействие вариантов мартенсита, b_n – внутренние переменные, описывающие ориентированные деформационные дефекты. В сплаве TiNi первичная (основная) самоаккомодация мартенсита достигается путем группировки вариантов в согласованные пары вариантов [15-17]. Этот факт учитывается посредством введения отрицательных коэффициентов $A_{mn} < 0$, что означает снижение упругой энергии при одновременном образовании m -го и n -го вариантов. Для СПФ никелид титана при надлежащей нумерации бейновских вариантов мартенсита для матрицы $A = (A_{mn})$ предложена формула

$$A = \begin{pmatrix} A_1 & & & \\ & A_1 & & \\ & & A_1 & \\ & & & A_1 \end{pmatrix}, \text{ где } A_1 = \begin{pmatrix} 1 & -\alpha & -\alpha & 0 \\ -\alpha & 1 & 0 & -\alpha \\ -\alpha & 0 & 1 & -\alpha \\ 0 & -\alpha & -\alpha & 1 \end{pmatrix}, \tag{8}$$

где материальная константа α учитывает степень взаимодействие вариантов, входящих в согласованную пару, $\mu = q_0 \left((M_f - M_s) / T_0 \right) / (1 - 2\alpha)$ (q_0 – скрытая теплота превращения). Из формул (6), (7) находим, что сила, вызывающая рост n -го варианта мартенсита (увеличение переменной Φ_n), равна

$$F_n(T, \sigma, \Phi) = -N \frac{\partial G}{\partial \Phi_n} \approx \frac{q_0}{T_0} (T - T_0) + \sigma_{ij} : D_{ij}^n - \mu \sum_{m=1}^N A_{mn} (\Phi_m - b_m), \tag{9}$$

Все эксперименты по измерению зависимостей объёмной доли мартенсита или деформации от температуры свидетельствуют, что существует диссипативная сила, противодействующая перемещению границы раздела фаз и ответственная за гистерезис превращения. Обозначив эту силу F^{tr} , формулируем условие превращения

$$F_n = \pm F^{tr}, \tag{10}$$

где сила F_n определена формулами (8), (9), знак плюс выбирается для прямого превращения, а знак минус – для обратного. Значение F^{tr} связано

с характеристиками превращения: $F^{fr} = q_0 (M_s - T_0) / T_0$. Чтобы найти закон изменения переменных b_n и ε_n^p , формулируем условие микропластического течения

$$|F_n^p - F_n^{\rho}| = F^y, \quad |dF_n| > 0, \quad (11)$$

где F_n^p – обобщенная сила, сопряженная с переменными b_n

$$F_n^p = -N \frac{\partial G}{\partial b_n} = \mu \sum_{m=1}^N A_{mn} (\Phi_m - b_m), \quad (12)$$

F^y и F_n^{ρ} – силы, описывающие изотропное и кинематическое упрочнение. Условие микропластического течения (11) аналогично классическому условию пластического течения для одномерного случая, причем обобщенные силы F_n^p , F^y и F_n^{ρ} играют соответственно роль напряжения, напряжения течения и внутреннего (собственного) напряжения. Микропластическое течение генерирует деформационные дефекты, которые в данной модели разделяются на две группы: рассеянные f и ориентированные b_n . Для них предложены эволюционные уравнения

$$\dot{b}_n = k_b \left(\dot{\varepsilon}_n^{mp} - \frac{|b_n|}{\beta^*} \dot{\varepsilon}_n^{mp} H(b_n \dot{\varepsilon}_n^{mp}) \right), \quad (13)$$

$$\dot{f} = \sum_{m=1}^N |\dot{\varepsilon}_m^{mp}|, \quad (14)$$

где k_b , β^* – материальные константы. Предполагаем, что рассеянные дефекты создают изотропное упрочнение, а обратимые – кинематическое, то есть имеется связь между плотностями дефектов f и b_n с силами F^y и F_n^{ρ} , задаваемая посредством так называемых замыкающих уравнений, которые в данной модели выбраны в простейшей форме

$$F^y = a_y f, \quad F_n^{\rho} = a_{\rho} b_n, \quad (15)$$

где a_y и a_{ρ} – материальные константы. Из условий (10), (11) и формул (9), (12)-(15) следуют эволюционные уравнения, позволяющие при заданных приращениях напряжения и температуры рассчитать приращения внутренних переменных Φ_n , ε_n^{mp} , b_n , f_n , а затем по формулам (1)-(4) рассчитать обратимую и необратимую макроскопическую деформацию.

2. МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ КИНЕТИКИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

В рассматриваемой микроструктурной модели учитываются напряжения, возникающие вследствие несовместности фазовых деформаций, которые вызывают сдвиг характеристических температур относительно исходного значения в недеформированном состоянии. На рис.1 показаны зависимости деформации от температуры при охлаждении модельного объекта, нагружении до некоторого значения напряжения, разгрузке и последующего нагрева. На рис.1 показан способ определения характеристической температуры A_s^1 начала обратного мартенситного превращения при первом (после деформации) нагреве.

На представленных диаграммах видно, что расчет показывает смещение A_s^1 в сторону низких температур примерно на 10 К, что не соответствует экспериментальным данным и объясняется внутренними напряжениями, появляющимися из-за пластической аккомодации мартенсита. Таким образом, нельзя описать ЭСМ действием только этих напряжений.

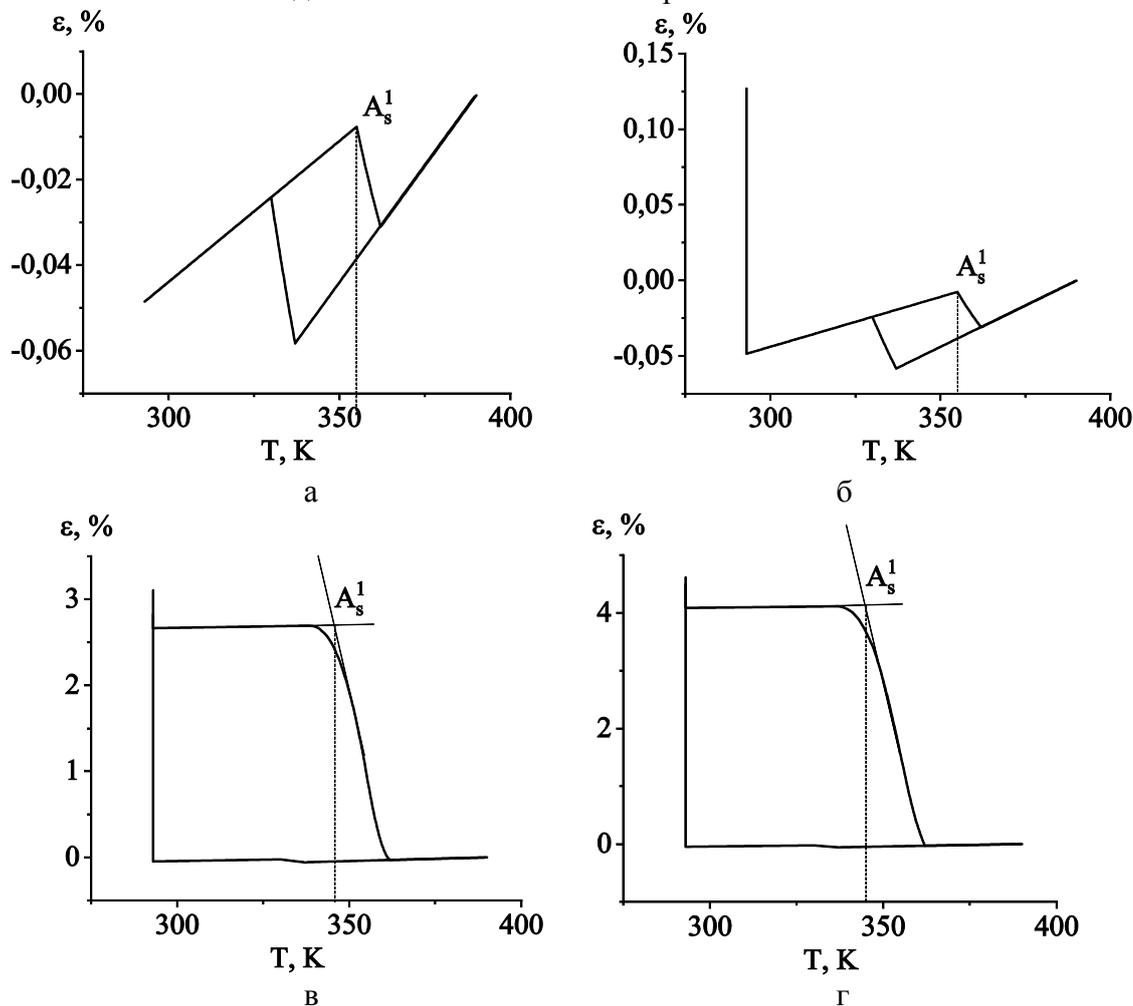


Рис.1. Расчетные зависимости деформации от температуры при охлаждении до мартенситного состояния; нагружении до напряжения $\sigma_{max} = 0$ (а), 100 МПа (б), 250 МПа (в), 300 МПа (г); разгрузке и нагреве до аустенитного состояния.

3. МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭСМ С УЧЕТОМ ГИПОТЕЗЫ О ПОВРЕЖДЕНИИ МЕЖМАРТЕНСИТНЫХ ГРАНИЦ

Как было указано ранее, за основу теоретического описания ЭСМ была взята гипотеза из работы [11] о повреждении межмартенситных границ. Поскольку повреждение границ накапливается при переориентации мартенсита, в модель ввели переменную \tilde{r} , характеризующую степень ориентированности мартенсита

$$\tilde{r} = r/\Phi_M, \quad r = \frac{1}{2(N-1)} \sum_{n=1}^N |\Phi_n - \Phi_M|, \quad (16)$$

где переменная r пропорциональна суммарному отклонению нормированных объемных долей $\Phi_1, \Phi_2, \dots, \Phi_N$ бейновских ориентационных вариантов мартенсита от объемной доли мартенсита Φ_M . Поскольку объемные доли вариантов мартенсита равны $(1/N)\Phi_n$, а объемная доля мартенсита $\Phi_M = \sum_n (1/N)\Phi_n$, то при полностью самоакомодированном мартенсите, когда $\Phi_1 = \Phi_2 = \dots = \Phi_N = \Phi_M$, степень ориентированности мартенсита $\tilde{r} = 0$. При полностью монодоменизированном мартенсите, когда существует только один вариант мартенсита, например 1-й, то есть $\Phi_1 = N\Phi_M$, $\Phi_2 = \dots = \Phi_n = 0$ имеет место $\tilde{r} = 1$.

Для описания повреждения межмартенситных границ в модель введена переменная ζ , отвечающая за степень их поврежденности. Поскольку повреждение границ происходит при изменении ориентированности мартенсита, предположим, что дифференциал $d\zeta$ пропорционален дифференциалу $d\tilde{r}$. Сформулируем эволюционное уравнение в виде

$$d\zeta = k_1 \frac{f_1(\Phi_M)}{f_2(\zeta)} d\tilde{r} H(d\tilde{r}), \quad (17)$$

где k_1 – материальная константа, $f_1(\Phi_M)$ и $f_2(\zeta)$ – материальные функции. В данной работе эти функции выбраны в виде

$$f_1(\Phi_M) = \begin{cases} 0, & \Phi_M < \Phi_{cr} \\ (\Phi_M - \Phi_{cr}) / (1 - \Phi_{cr}), & \Phi_M \geq \Phi_{cr} \end{cases} \quad f_2(\zeta) = \zeta^2, \quad (18)$$

где Φ_{cr} – критическое значение объемной доли мартенсита, начиная с которого межмартенситные границы начинают повреждаться. Выбор функции функции $f_2(\zeta)$, учитывает, что поврежденность границ возрастает ускоренно. При обратном превращении поврежденность границ не изменяется

$$d\zeta = 0 \quad \text{при } d\Phi_M < 0. \quad (19)$$

В силу принятой гипотезы поврежденность границ влияет на силу «трения»

$$F_{MSE}^{fr} = F^{fr} (1 + \zeta), \quad (20)$$

где F_{MSE}^{fr} – сила трения с учетом поврежденности границ. Благодаря этому характеристические температуры превращения сдвигаются в сторону больших значений, то есть обратное превращение начинается при более высокой температуре. На рис.2 продемонстрировано действие модели с учётом ЭСМ, выполненным посредством формул (16)-(20). Видно, что при разных остаточных деформациях, температуры обратного превращения сдвигаются с разной величиной.

На рис.3 показаны теоретическая и экспериментальные [2,11] зависимости величины ΔA_s в $Ti_{50}Ni_{50}$ смещения температуры начала обратного мартенситного превращения от остаточной деформации после нагружения растягивающим напряжением. и разгрузки образца в мартенситном состоянии. Можно отметить значительный разброс экспериментальных данных, полученных разными исследователями, что, возможно, объясняется различиями в концентрации никеля и в параметрах термомеханической обработки. Вместе с тем, модель позволяет получить хорошее качественное соответствие величины ЭСМ.

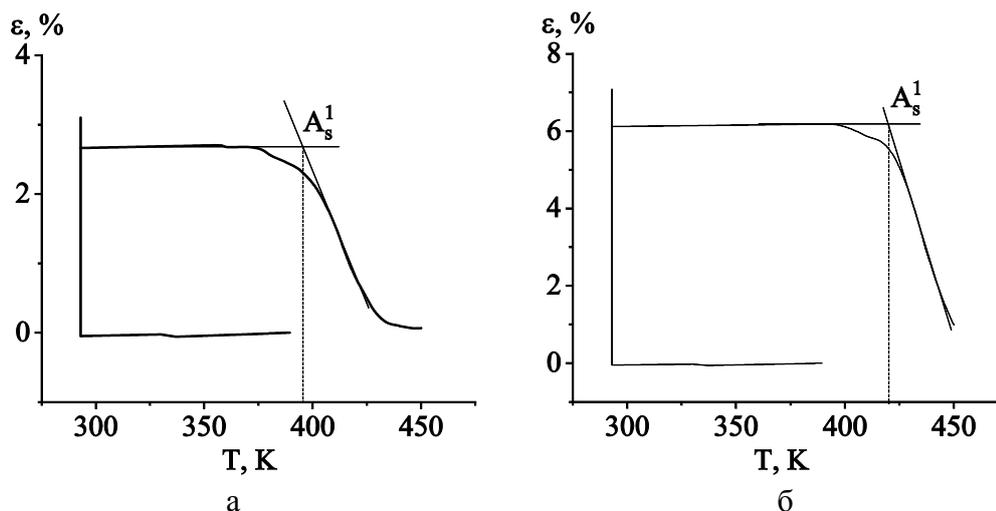


Рис.2. Зависимости деформации от температуры при охлаждении до мартенситного состояния; нагружении до напряжения 250 (а) и 550 МПа (б); разгрузке и нагреве.

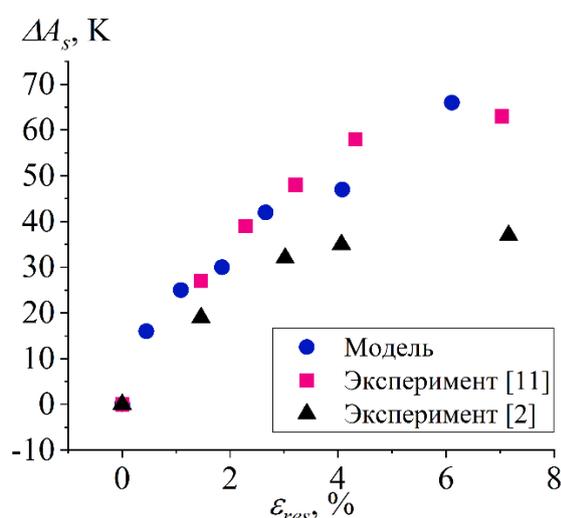


Рис.3. Теоретическая и экспериментальные зависимости изменения температуры начала обратного превращения от остаточной деформации после нагружения растягивающим напряжением и разгрузки.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Использование гипотез о повреждении межмартенситных границ при переориентации мартенсита и о влиянии поврежденности границ на силу трения при обратном мартенситном превращении позволяет в рамках микроструктурного подхода описать эффект стабилизации мартенсита. Проведенное моделирование возврата деформации в сплаве $Ti_{50}Ni_{50}$ при нагреве после активной деформации образцов в мартенситном состоянии, дает результаты, качественно соответствующие известным экспериментальным данным.

ЖИТЕПАТЫПА

1. Lin H.C., Wu S.K., Chou T.S., Kao H.P. *The effects of cold rolling on the martensitic transformation of an equiatomic Ti Ni alloy* // Acta Metallurgica et Materialia. – 1991. – Vol.39. – No.9. – Pp.2069-2080.
2. Piao M., Otsuka K., Miyazaki S., Horikawa H. *Mechanisms of the As temperature increase by pre-deformation in thermoelastic alloys* // Materials Transactions JIM. – 1993. – Vol.34. – No.10. – Pp.919-929.
3. Liu Y., Favier D. *Stabilisation of martensite due to shear deformation via variant reorientation in polycrystalline NiTi* // Acta Materialia. – 2000. – Vol.48. – Pp.3489-3499.
4. Liu Y., McCormick P.G. *Thermodynamic analysis of the martensitic transformation in NiTi-I. Effect of heat treatment on transformation behaviour* // Acta Metallurgica et Materialia. – 1994. – Vol.42. – No.7. – Pp.2401-2406.
DOI: 10.1016/0956-7151(94)90318-2.
5. Liu Y., Tan G.S. *Effect of deformation by stress-induced martensitic transformation on the transformation behaviour of NiTi* // Intermetallics. – 2000. – Vol.8. – Pp.67-75.
6. Tan G., Liu Y. *Comparative study of deformation-induced martensite stabilization via martensite reorientation and stress-induced martensitic transformation in NiTi* // Intermetallics. – 2004. – Vol.12. – No.4. – Pp.373-381.
DOI: 10.1016/j.intermet.2003.11.008
7. Liu Y. *Mechanistic simulation of deformation-induced martensite stabilization* // Mater. Sci. Eng. A. – 2004. – Vol.378. – Pp.459-464.
8. Liu Y., Tan G., Miyazaki S. *Deformation-induced martensite stabilisation in [100] single-crystalline Ni-Ti* // Mater. Sci. Eng. A. – 2006. – Vol.438. – No.440. – Pp.612-616.
9. Ortin J., Planes A. *Thermodynamics of thermoelastic martensitic* // Acta Metallurgica. – 1989. – Vol.37. – Pp.1433-1441.
DOI: 10.1016/0001-6160(89)90175-2.
10. Wollants P., Roos J.R., Delaey L. *Thermally- and stress-induced thermoelastic martensitic transformations in the reference frame of the equilibrium thermodynamics* // Progr. Mater. Sci. – 1993. – Vol.37. – Pp.227-288.
DOI: 10.1016/0079-6425(93)90005-6.
11. Belyaev S., Resnina N., Ponikarova I., Iaparova E., Rakhimov T., Ivanova A., Tabachkova N., Andreev V. *Damage of the martensite interfaces as the mechanism of the martensite stabilization effect in the NiTi shape memory alloys* // Journal of Alloys and Compounds. – 2022. – Vol.921. – Pp.166189.
12. Belyaev F., Evard M., Volkov A., Volkova N. *A microstructural model of SMA with microplastic deformation and defects accumulation: Application to thermocyclic loading* // Materials Today: Proceedings. – 2015. – 2S. – Pp.S583-S587.
13. Beliaev F.S., Evard M.E., Ostropiko E.S., Razov A.I., & Volkov A.E. *Aging Effect on the One-Way and Two-Way Shape Memory in TiNi-Based Alloys* // Shape Memory and Superelasticity. – 2019. – Vol.5. – No.3. – Pp.218-229.
DOI: 10.1007/s40830-019-00226-5.
14. Salzbrenner R.J., Cohen M. *On the thermodynamics of thermoelastic martensitic transformations* // Acta Metallurgica. – 1979. – Vol.27. – Pp.739-748.
DOI: 10.1016/0001-6160(79)90107-X.

15. Nishida M., Nishiura T., Kawano H., Imamura T. *Self-accommodation of B19' martensite in Ti-Ni shape memory alloys – Part I. Morphological and crystallographic studies of variant selection rule* // Philosophical Magazine. – 2012. – Vol.92. – Pp.2215-2233.
16. Madangopal K., Singh J., Benerjee S. *Self-accommodation in Ni-Ti shape memory alloys* // Scripta Metallurgica. – 1991. – Vol.25. – Pp.2153-2158.
17. Madangopal K., Singh J.B., Banerjee S. *The Nature of Self-Accommodation in Ni-Ti Shape Memory Alloys* // Scripta Metallurgica et Materialia. – 1993. – Vol.29. – Pp.725-728.

REFERENCES

1. Lin H.C., Wu S.K., Chou T.S., Kao H.P. *The effects of cold rolling on the martensitic transformation of an equiatomic Ti Ni alloy*. Acta Metallurgica et Materialia, 1991, Vol.39, No.9, Pp.2069-2080.
2. Piao M., Otsuka K., Miyazaki S., Horikawa H. *Mechanisms of the As temperature increase by pre-deformation in thermoelastic alloys*. Materials Transactions JIM, 1993, Vol.34, No.10, Pp.919-929.
3. Liu Y., Favier D. *Stabilisation of martensite due to shear deformation via variant reorientation in polycrystalline NiTi*. Acta Materialia, 2000, Vol.48, Pp.3489-3499.
4. Liu Y., McCormick P.G. *Thermodynamic analysis of the martensitic transformation in NiTi-I. Effect of heat treatment on transformation behaviour*. Acta Metallurgica et Materialia, 1994, Vol.42, No.7, Pp.2401-2406.
DOI: 10.1016/0956-7151(94)90318-2.
5. Liu Y., Tan G.S. *Effect of deformation by stress-induced martensitic transformation on the transformation behaviour of NiTi*. Intermetallics, 2000, Vol.8, Pp.67-75.
6. Tan G., Liu Y. *Comparative study of deformation-induced martensite stabilization via martensite reorientation and stress-induced martensitic transformation in NiTi*. Intermetallics, 2004, Vol.12, No.4, Pp.373-381.
DOI: 10.1016/j.intermet.2003.11.008
7. Liu Y. *Mechanistic simulation of deformation-induced martensite stabilization*. Mater. Sci. Eng. A, 2004, Vol.378, Pp.459-464.
8. Liu Y., Tan G., Miyazaki S. *Deformation-induced martensite stabilisation in [100] single-crystalline Ni-Ti*. Mater. Sci. Eng. A, 2006, Vol.438, No.440, Pp.612-616.
9. Ortin J., Planes A. *Thermodynamics of thermoelastic martensitic*. Acta Metallurgica, 1989, Vol.37, Pp.1433-1441.
DOI: 10.1016/0001-6160(89)90175-2.
10. Wollants P., Roos J.R., Delaey L. *Thermally- and stress-induced thermoelastic martensitic transformations in the reference frame of the equilibrium thermodynamics*. Progr. Mater. Sci., 1993, Vol.37, Pp.227-288.
DOI: 10.1016/0079-6425(93)90005-6.
11. Belyaev S., Resnina N., Ponikarova I., Iaparova E., Rakhimov T., Ivanova A., Tabachkova N., Andreev V. *Damage of the martensite interfaces as the mechanism of the martensite stabilization effect in the NiTi shape memory alloys*. Journal of Alloys and Compounds, 2022, Vol.921, 166189.
12. Belyaev F., Evard M., Volkov A., Volkova N. *A microstructural model of SMA with microplastic deformation and defects accumulation: Application to thermocyclic loading*. Materials Today: Proceedings, 2015, 2S, Pp.S583-S587.

13. Beliaev F.S., Evard M.E., Ostropiko E.S., Razov A.I., & Volkov A.E. *Aging Effect on the One-Way and Two-Way Shape Memory in TiNi-Based Alloys*. Shape Memory and Superelasticity, 2019, Vol.5, No.3, Pp.218-229.
DOI: 10.1007/s40830-019-00226-5.
14. Salzbrenner R.J., Cohen M. *On the thermodynamics of thermoelastic martensitic transformations*. Acta Metallurgica, 1979, Vol.27, Pp.739-748.
DOI: 10.1016/0001-6160(79)90107-X.
15. Nishida M., Nishiura T., Kawano H., Imamura T. *Self-accommodation of B19' martensite in Ti-Ni shape memory alloys – Part I. Morphological and crystallographic studies of variant selection rule*. Philosophical Magazine, 2012, Vol.92, Pp.2215-2233.
16. Madangopal K., Singh J., Benerjee S. *Self-accommodation in Ni-Ti shape memory alloys*. Scripta Metallurgica, 1991, Vol.25, Pp.2153-2158.
17. Madangopal K., Singh J.B., Banerjee S. *The Nature of Self-Accommodation in Ni-Ti Shape Memory Alloys*. Scripta Metallurgica et Materialia, 1993, Vol.29, Pp.725-728.

Поступила в редакцию 05 декабря 2023 года.

Сведения об авторах:

Беляев Федор Степанович – к.ф.-м.н., с.н.с., Институт проблем машиноведения РАН, г. Санкт-Петербург, Россия; e-mail: belyaev_fs@mail.ru

Волков Александр Евгеньевич – д.ф.-м.н., проф., Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия; e-mail: a.volkov@spbu.ru

Волкова Наталия Александровна – к.ф.-м.н., доц., Санкт-Петербургский Государственный Технологический Институт (технический университет), г. Санкт-Петербург, Россия; e-mail: navolkova@list.ru

Вуколов Егор Александрович – асп., Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия; e-mail: st063189@student.spbu.ru

Евард Маргарита Евгеньевна – к.ф.-м.н., доц., Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия; e-mail: m.evard@spbu.ru

Ребров Тимофей Викторович – асп., Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия; e-mail: st063189@student.spbu.ru