Эффект стабилизации мартенсита в никелиде титана после предварительной деформации путём охлаждения под нагрузкой в неполном интервале превращения / Т.В. Ребров, А.Е. Волков, Е.А. Вуколов, Ф.С. Беляев, Н.А. Волкова, М.Е. Эвард. – DOI: 10.15593/perm.mech/2024.6.10 // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2024. – № 6. – С. 113–122.

Perm Polytech Style: Rebrov T.V., Volkov A.E., Vukolov E.A., Belyaev F.S., Volkova N.A., Evard M.E. The martensite stabilization effect in titanium nickelide after preliminary deformation by cooling under stress in an incomplete transformation interval. *PNRPU Mechanics Bulletin,* 2024, no. 6, pp. 113-122. DOI: 10.15593/perm.mech/2024.6.10

пермский политех

ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА
№ 6, 2024
PNRPU MECHANICS BULLETIN
https://ered.pstu.ru/index.php/mechanics/index



Научная статья

DOI: 10.15593/perm.mech/2024.6.10
УДК 621.7

ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПУТЁМ ОХЛАЖДЕНИЯ ПОД НАГРУЗКОЙ В НЕПОЛНОМ ИНТЕРВАЛЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ

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

[1]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Российская Федерация
[2]Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Российская Федерация
[3]Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет), Санкт-Петербург, Российская Федерация

О СТАТЬЕ

Получена: 20 ноября 2024 г.
Одобрена: 25 ноября 2024 г.
Принята к публикации: 20 декабря 2024 г.

Ключевые слова:

сплавы с памятью формы, никелид титана, стабилизация мартенсита, моделирование, микроструктурная модель, мартенситные превращения, повреждение границ, охлаждение под нагрузкой.

АННОТАЦИЯ

При использовании термочувствительных датчиков и термоприводов на основе сплавов с памятью формы (СПФ) необходимо учитывать влияние факторов, способных смещать температуры мартенситных превращений (МП). Одним из таких факторов является эффект стабилизации мартенсита (ЭСМ), который проявляется в повышении температур обратного МП после предварительной деформации. Ранее проведённые исследования ЭСМ позволили на основе экспериментальных данных выдвинуть гипотезу, что данный эффект обусловлен повреждением границ ориентационных доменов мартенсита. Это позволяет предположить, что минимизация или устранение ЭСМ возможна при сведении к минимуму повреждений данных границ. Одним из способов достижения этого является охлаждение СПФ из аустенитного состояния под постоянной нагрузкой в неполном температурном интервале превращения. Численные эксперименты, выполненные в рамках микроструктурной модели, учитывающей ЭСМ, позволили определить зависимость смещения температур обратного превращения от величины доли прямого превращения, достигнутой при охлаждении. Результаты показали, что смещение температур остаётся нулевым или незначительным до достижения определённой критической доли превращения.

© **Ребров Т.В.** – инженер-исследователь, аспирант, AuthorID: 1256126, ID: 0000-0001-9878-8227.
Волков А.Е. – д. ф.-м. н., в. н. с., проф. математико-механического факультета, AuthorID: 151504, Scopus Author ID: 55938919100, Web of Science ResearcherID: N-2178-2015, ID: 0000-0001-5035-7970.
Вуколов Е.А. – инженер-исследователь, аспирант, AuthorID: 1100990, Scopus Author ID: 57222240600, Web of Science ResearcherID: ACJ-1889-2022, ID: 0000-0001-9439-209X.
Беляев Ф.С. – к. ф.-м. н., с. н. с., доцент; с. н. с. Института Проблем Машиноведения, AuthorID: 942564, Scopus Author ID: 57073999600, Web of Science ResearcherID: R-8500-2016, ID: 0000-0003-0792-9931.
Волкова Н.А. – к. ф.-м. н., доцент, AuthorID: 112523, Scopus Author ID: 55985470700, Web of Science ResearcherID: I-2599-2016, ID: 0000-0003-4066-4015.
Эвард М.Е. – к. ф.-м. н., с. н. с., доцент, AuthorID: 10522, Scopus Author ID: 6601978533, Web of Science ResearcherID: AAO-6060-2021, ID: 0000-0003-0550-688X.

Timofei V. Rebrov – Research engineer, post-graduate student, User ID: 1256126, ID: 0000-0001-9878-8227.
Alexandr E. Volkov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Leading Researcher, Professor of the Faculty of Mathematics and Mechanics, Author ID: 151504, Scopus, author ID: 55938919100, Web of Science, Researcher ID: N-2178-2015, ID: 0000-0001-5035-7970.
Egor A. Vukolov – Research engineer, postgraduate student, Author: 1100990, Scopus, author ID: 57222240600, Web of Science, Researcher ID: ACJ-1889-2022, ID: 0000-0001-9439-209X.
Fedor S. Belyaev – Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Senior Researcher, Associate Professor, Senior Researcher at the Institute of Problems of Machine Science, Author: 942564, Scopus, author ID: 57073999600, Web of Science, Researcher ID: R-8500-2016, ID: 0000-0003-0792-9931.
Natalia A. Volkova – Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Associate Professor, Author: 112523, Scopus, author ID: 55985470700, Web of Science, Researcher ID: I-2599-2016, ID: 0000-0003-4066-4015.
Margarita E. Evard – Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Senior Researcher, Associate Professor, Author ID: 10522, Scopus Author ID: 6601978533, Web of Science Researcher ID: AAO-6060-2021, ID: 0000-0003-0550-688X..

Эта статья доступна в соответствии с условиями лицензии Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)
This work is licensed under a Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

THE MARTENSITE STABILIZATION EFFECT IN TITANIUM NICKELIDE AFTER PRELIMINARY DEFORMATION BY COOLING UNDER STRESS IN AN INCOMPLETE TRANSFORMATION INTERVAL

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

[1]St. Petersburg State University, Saint Petersburg, Russian Federation
[2]Institute for Problems in Mechanical Engineering of the Russian Academy of Sciences, Saint Petersburg, Russian Federation
[3]St. Petersburg State Technological Institute (Technical University), Saint Petersburg, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 20 November 2024
Approved: 25 November 2024
Accepted for publication: 20 December 2024

Keywords:

shape memory alloys, titanium nickelide, martensite stabilization, modeling, microstructural model, martensite transformations, interfaces damage, cooling under stress.

ABSTRACT

When using thermosensitive sensors and servos, based on shape memory alloys (SMA), it is necessary to take into account the influence of shifting factors capable the temperatures of martensitic transformations (MP). One of these factors is the martensite stabilization effect (MSE), which manifests itself as an increase in reverse MP temperatures after preliminary deformation. Previous MSE studies allowed, based on experimental data, to hypothesize that this effect is due to damage to the boundaries orientation of the martensite domains. This suggests that minimizing or eliminating MSE is possible while minimizing damage to these boundaries. One of the ways to achieve this is to cool the SMA from the austenitic state under constant load in an incomplete temperature range of transformation. Numerical experiments performed within the framework of a microstructural model that takes into account MSE made it possible to determine the dependence of the temperature shift of the reverse transformation on the value of the fraction of direct transformation achieved during cooling. The results showed that the temperature shift remains zero or negligible until a certain critical fraction of the transformation is reached.

Введение

Сплавы с памятью формы (СПФ) широко применяются в промышленности и медицине благодаря их функционально-механическим свойствам. Способность восстанавливать исходную форму при обратном мартенситном превращении (переходе в высокотемпературную фазу – аустенит) после деформации в низкотемпературной фазе (мартенсит) делает СПФ эффективными для использования в термомеханических приводах и термодатчиках.

Характеристические температуры A_s и A_f, при которых начинается и заканчивается обратное мартенситное превращение, считаются константами материала. Однако исследования показали, что мартенситная фаза может сохраняться при нагреве до температур, превышающих A_s в недеформированном состоянии. Это явление известно как эффект стабилизации мартенсита (ЭСМ). В зависимости от области применения СПФ, ЭСМ может быть как полезным, так и нежелательным. Величина смещения температуры A_s зависит от степени предварительной деформации.

Эффект стабилизации мартенсита встречается в различных сплавах с памятью формы. Он наблюдался в сплавах на основе меди: Cu–Zn–Al [1; 2], Cu–Ni–Al [3], сплавах Гейслера [4; 5] и титана [6]. В никелиде титана эффект исследуется с 1991 г. В работе Лина (H.C. Lin) с соавторами [7] после холодной прокатки с уменьшением толщины в 40 % наблюдалось существенное увеличение температур обратного превращения при первом нагреве. При повторном нагревании смещения температур не наблюдалось. В дальнейшем ЭСМ исследовался при различных методах предварительной деформации. В 1993 г. в исследовании Пиао (M. Piao) с соавторами [8] смещение температур при первом нагреве было вызвано с помощью деформирования образца растяжением в мартенситном состоянии. Позднее ЭСМ исследовался в работах Лию (Y. Liu) с соавторами [9–14] и других авторов [15; 16] при различных способах предварительной деформации: растяжение, сдвиг, вызванное напряжением превращение, охлаждение под нагрузкой. Эффект был обнаружен в моно- и поликристаллах сплава. В упомянутых исследованиях выдвигались различные гипотезы о причинах возникновения ЭСМ, но были впоследствии опровергнуты их же авторами или С.П. Беляевым с соавторами в работах [17–20].

В данной работе моделирование ЭСМ опирается на гипотезу, выдвинутую С.П. Беляевым с соавторами [20]. Согласно ей, основной причиной проявления ЭСМ является повреждение границ ориентационных доменов мартенсита, затрудняющее обратный переход и, следовательно, смещающее его температуры обратного превращения в большую сторону. Работа модели на основе данного предположения хорошо согласуется с экспериментальными данными [21; 22].

В исследовании [20] также было показано, что наблюдение ЭСМ можно предотвратить или минимизировать, если свести повреждение границ к минимуму.

С образцом из сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ был проведён эксперимент с охлаждением под нагрузкой в неполном интервале прямого превращения, при этом ЭСМ не наблюдался. Можно сделать предположение, что существует некое критическое значение доли прямого превращения, после которого начинается повреждение межмартенситных границ.

Основной текст

1. Микроструктурная модель СПФ

Моделирование функционально-механических свойств – важный и удобный инструмент для изучения фазовых превращений и термомеханического поведения СПФ. Микроструктурная модель, описанная в работах [23–25], учитывает фазовую деформацию, пластическую аккомодацию мартенсита и эволюцию деформационных дефектов. Внутренними переменными модели являются объемные доли ориентационных вариантов мартенсита, полученных различно ориентированными бейновскими деформациями; микропластические деформации, связанные с этими вариантами; плотности ориентированных и рассеянных деформационных дефектов. Представительный объем состоит из зерен, которые содержат аустенит и варианты мартенсита. Макроскопическая деформация, описываемая тензором малых деформаций ε, рассчитывается по гипотезе Рейсса, как среднее значение деформаций зерен ε^{gr}. Для кристаллов деформация с хорошей точностью может быть разбита на сумму упругой ε^{e}, термической ε^{T}, фазовой ε^{Ph}, микропластической ε^{mp} и пластической ε^{p} составляющих:

$$\varepsilon = \sum\nolimits_i f_i \varepsilon^{gr}\left(\omega_i\right),\ \varepsilon^{gr} = \varepsilon^{e} + \varepsilon^{T} + \varepsilon^{Ph} + \varepsilon^{mp} + \varepsilon^{p}, \qquad (1)$$

где ω_i – ориентации кристаллографических осей, f_i – объемные доли зерен с ориентацией ω_i, а сумма берется по всем ориентациям зерен (в дальнейшем аргумент ω_i опущен). Аналогично правило смеси применяется и к деформациям фаз внутри каждого зерна:

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

где ε^{A} и ε^{Mn} – деформации фаз аустенита и n-го варианта мартенсита, N – количество ориентационных вариантов деформации Бейна, реализующей изменение решетки, Φ_M – суммарная объемная доля мартенсита в зерне, Φ_n – нормированная (увеличенная в N раз) объемная доля n-го варианта мартенсита. Фазовая и микропластическая деформации рассчитываются по формулам

$$\varepsilon^{Ph} = \frac{1}{N}\sum_{n=1}^{N}\Phi_n D^n,\ \varepsilon^{mp} = \frac{1}{N}\sum_{n=1}^{N}\kappa\varepsilon_n^{p}\,devD^n, \qquad (3)$$

где D^n деформация Бейна. Вторая из формул (3) представляет собой упрощенный расчет микропластических деформаций, основанный на идее, что рост каждого варианта мартенсита инициирует пластические сдвиги, создающие деформацию, пропорциональную девиатору фазовой деформации. Переменные ε_n^{p} задают величину микропластических деформаций, $devD^n$ – девиатор тензора D^n, κ – материальная константа. Обобщенные силы, вызывающие изменение внутренних переменных Φ_n и ε_n^{p}, рассчитываются как производные по этим переменным от потенциала Гиббса G. Для каждого зерна

$$G = \left(1-\Phi_M\right)G^{A} + \frac{1}{N}\sum\nolimits_{n=1}^{N}\Phi_n G^{Mn} + G^{mix}, \qquad (4)$$

где G^{A} и G^{Mn} – потенциалы аустенита и n-го варианта мартенсита без учета их взаимодействия, G^{mix} – потенциал смешивания – упругая энергия межфазных напряжений. В формуле (4) собственные потенциалы фаз равны

$$\begin{aligned} G^{a} &= G_0^{a} - S_0^{a}\left(T-T_0\right) - \frac{c_\sigma^{a}\left(T-T_0\right)^2}{2T_0} - \\ &- \varepsilon_{ij}^{0Ta}\left(T\right)\sigma_{ij} - \frac{1}{2}D_{ijkl}^{a}\sigma_{ij}\sigma_{kl}\left(a = A, Mn\right), \end{aligned} \qquad (5)$$

где верхний индекс $a = A$ обозначает аустенит, $a = Mn$ – n-й вариант мартенсита; G_0^{a} и S_0^{a} – потенциал Гиббса и энтропия при напряжении σ=0 и температуре T=T_0, T_0 – температура фазового равновесия (при которой $G_0^{A} = G_0^{Mn}$); $\varepsilon_{ij}^{0Ta}\left(T\right)$ – деформации фаз при σ=0 ; c_σ^{a} и D_{ijkl}^{a} – удельные теплоемкости при σ=0 и упругие податливости. Согласно работе [26]: $T_0 \approx \dfrac{Ms + Af}{2}$ (где M_s, M_f, A_s, A_f – характеристические температуры превращения). Для оценки упругой энергии G^{mix} так же, как в работах [27; 28], вводится квадратичная форма, которая учитывает, что G^{mix} растет с ростом объёмных долей мартенсита Φ_n и уменьшается из-за ориентированных деформационных дефектов b_n, рост которых обеспечивает пластическую аккомодацию мартенсита:

$$G^{mix} = \frac{\mu}{2}\sum\nolimits_{m,n=1}^{N}A_{mn}\left(\Phi_m - b_m\right)\left(\Phi_n - b_n\right). \qquad (6)$$

Матрица $\left(A_{mn}\right)$ описывает самодействие и взаимодействие вариантов мартенсита. В сплаве TiNi первичная самоаккомодация мартенсита достигается путем группировки вариантов в согласованные пары [29–31]. Для учета этого обстоятельства в работе [15] в матрицу $\left(A_{mn}\right)$ введены недиагональные отрицательные компо-

ненты. Из формул (5), (6) находим, что сила, вызывающая рост n-го варианта мартенсита равна:

$$F_n\left(T,\sigma,\Phi\right)=-N\frac{\partial G}{\partial\Phi_n}\approx\frac{q_0}{T_0}\left(T-T_0\right)+ \\ +\sigma_{ij}:D_{ij}^n-\mu\sum_{m=1}^{N}A_{mn}(\Phi_m-b_m), \tag{7}$$

где $q_0=T_0(S_0^M-S_0^A)$ – скрытая теплота превращения при температуре T_0 : D_{ij}^n – компоненты тензора D^n.

Эксперименты по измерению температурных зависимостей объемной доли мартенсита и деформации показывают, что существует диссипативная сила F^{fr}, численно равная энергии диссипации, противодействующая движению границы раздела фаз и ответственная за гистерезис превращения, так что условие превращения имеет вид:

$$F_n=\pm F^{fr}\ , \tag{8}$$

где сила F_n определена формулой (7), знак плюс соответствует прямому превращению, а знак минус – обратному. Для силы F^{fr} справедливо выражение: $F^{fr}=q_0\left(M_s-T_0\right)/T_0$.

Законы изменения переменных b_n и ε_n^p, выводятся из условия течения:

$$\left|F_n^p-F_n^\rho\right|=F^y,\left(F_n^p-F_n^\rho\right)dF_n>0, \tag{9}$$

где F_n^p – обобщенная сила, сопряженная с b_n: $F_n^p=-N\frac{\partial G}{\partial b_n}=\mu\sum_{m=1}^{N}A_{mn}\left(\Phi_m-b_m\right)$, F^y и F_n^ρ – силы, описывающие изотропное и кинематическое упрочнение. Условие течения (9) аналогично классическому условию течения для одноосного напряженного состояния: 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 используются уравнения:

$$\dot{b}_n=k_b\left(\dot{\varepsilon}_n^{mp}-\frac{\left|b_n\right|}{\beta^*}\dot{\varepsilon}_n^{mp}H\left(b_n\dot{\varepsilon}_n^{mp}\right)\right),\quad \dot{f}=\sum_{m=1}^{N}\left|\dot{\varepsilon}_m^{mp}\right|, \tag{10}$$

где k_b, β^* – материальные константы, H – функция Хевисайда. Предполагаем, что изотропное упрочнение создают рассеянные дефекты, а кинематическое – обратимые, то есть имеется связь дефектов f с силой F^y, а b_n – с силой F_n^ρ (так называемые замыкающие уравнения [32; 33]). В данной модели они выбраны в простейшей форме:

$$F^y=a_y f,\quad F_n^\rho=a_\rho b_n, \tag{11}$$

где a_y и a_ρ – материальные константы. Из условий (8), (9) и формул (7), (10), (11) следуют 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)–(3) рассчитать обратимую и необратимую макроскопическую деформацию.

2. Расчёт повреждённости межмартенситных границ

Описание ЭСМ, так же, как в работах [21; 22], построено на идее расчета поврежденности межмартенситных границ и ее влияния на диссипативную силу F^{fr}. Наблюдения [20] показывают, что границы повреждаются при росте мартенситных пластин на поздних стадиях МП, а также в процессе переориентации мартенсита при деформировании образцов в мартенситном состоянии. В данной модели характер поврежденности не конкретизируется, а переменная ζ, задающая поврежденность, изменяется от 0 до ∞. Для описания ориентированности мартенсита введена переменная

$$\tilde{r}=\mathrm{r}/\Phi_\mathrm{M},\ \text{где}\quad r=\frac{1}{2\left(N-1\right)}\sum_{n=1}^{N}\left|\Phi_n-\Phi_M\right|.$$

Отметим, что $\tilde{r}=0$ для полностью хаотического мартенсита и $\tilde{r}=1$ для полностью монодоменизированного мартенсита. При увеличении ориентированности мартенсита поврежденность границ растет, поэтому для расчета ее эволюции предложено уравнение:

$$d\zeta=k_1\frac{\left(\Phi_M-\Phi_{crit}\right)H\left(\Phi_M-\Phi_{crit}\right)}{\left(1-\Phi_{crit}\right)\left(1+k_3\zeta^2\right)}d\tilde{r}H\left(d\tilde{r}\right),$$

где k_1, k_3, Φ_{crit} – константы. Данное уравнение предполагает, что рост поврежденности границ происходит только, когда доля мартенсита Φ_M превышает критическое значение Φ_{crit}, а также то, что рост поврежденности происходит с замедлением.

Для расчета изменения поврежденности границ в процессе прямого превращения предложено уравнение:

$$d\zeta=\frac{\zeta_1-\zeta}{\Phi_M\left(1+k_3\zeta^2\right)}d\Phi_M H\left(d\Phi_M\right),$$

где переменная

$$\zeta_1=k_2\frac{\left(\Phi_M-\Phi_{crit}\right)H\left(\Phi_M-\Phi_{crit}\right)}{\left(1-\Phi_{crit}\right)}\tilde{r},$$

(k_2 – константа) задает равновесное значение поврежденности границ при заданной доле мартенсита Φ_M и его ориентированности $\tilde{r}$. Заметим, что ζ_1

пропорционально $\tilde{r}$ и линейно возрастает с ростом Φ_M, после того, как она превысит критическое значение Φ_{crit}. При обратном превращении поврежденность межмартенситных границ не меняется, то есть выполняется уравнение

$$d\zeta = 0,$$

Заметим, что эволюция поврежденности границ непосредственно не зависти от температуры и напряжения, н зависит только от изменения объемной доли и ориентированности мартенсита, которые, в свою очередь происходят под действием температуры и напряжения. Основная гипотеза о влиянии поврежденности мартенситных границ на мартенситное превращение состоит в том, что диссипативая сила сопротивления их движению F_{MSE}^{fr} возрастает с ростом их поврежденности. В связи с этим для расчета силы F_{MSE}^{fr} предложено уравнение:

$$F_{MSE}^{fr} = F^{fr}\left(1+\zeta^{k}\right),$$

где F^{fr} – сила сопротивления движению неповрежденных границ, k – константа материала, учитывающая нелинейность влияния повреждённости на диссипативную силу и, соответственно, на сдвиг характеристических температур обратного МП.

3. Моделирование экспериментов по термоциклированию СПФ в неполном интервале прямого превращения

Экспериментальные данные из работы [20] указывают на то, что величина сдвига температур обратного МП зависит от доли прямого превращения при задании предварительной деформации путём охлаждения под постоянной нагрузкой. В связи с этим в данной работе выполнены расчеты, проверяющие способность модели описывать эту особенность ЭСМ. СПФ $Ti_{50}Ni_{50}$. и $Ti_{49}Ni_{51}$ охлаждали под постоянной нагрузкой 100, 200 или 300 МПа. Для каждого напряжения было проведено 10 численных экспериментов с долей прямого превращения K от 10 до 100 %. Эту долю рассчитывали, как $\frac{\varepsilon^{*}_{охл}}{\varepsilon_{охл}}\cdot 100\,\%$, где $\varepsilon^{*}_{охл}$ – деформация после охлаждения под нагрузкой в неполном интервале превращения, $\varepsilon_{охл}$ – в полном. Температуры превращений определялись методом касательных. На рис. 1 показаны расчеты для K = 100 % и K = 75 %.

При моделировании использовались следующие значения констант.

Для сплава $Ti_{50}Ni_{50}$: характеристические температуры: $M_s = 330\,K$, $M_f = 337\,K$, $A_s = 355\,K$, $A_f = 362\,K$, скрытая теплота превращения: $q_0 = -220$ МДж/м^3; константы для описания ЭСМ: $k_1 = 5,6$, $k_2 = 4,0$, $k_3 = 0,75$, $\Phi_{crit} = 0,3$, $k = 1,8$.

Для сплава $Ti_{49}Ni_{51}$: характеристические температуры: $M_s = 253\,\text{К}$, $M_f = 240\,\text{К}$, $A_s = 266\,\text{К}$, $A_f = 276\,\text{К}$, скрытая теплота превращения: $q_0 = -150\,\text{МДж/м}^3$; константы для описания ЭСМ: $k_1 = 2,2$, $k_2 = 4,0$, $k_3 = 0,3$, $\Phi_{crit} = 0,3$, $k = 1,8$.

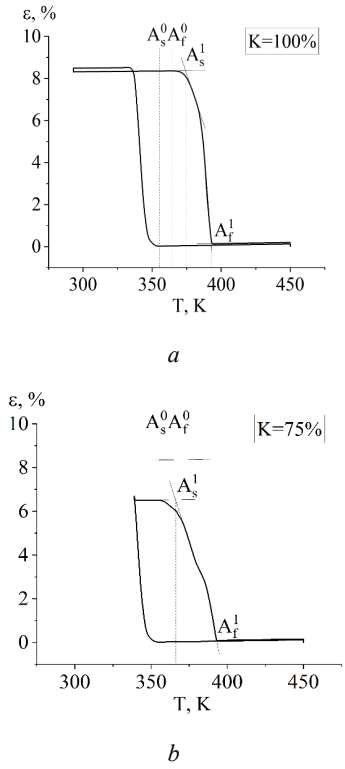
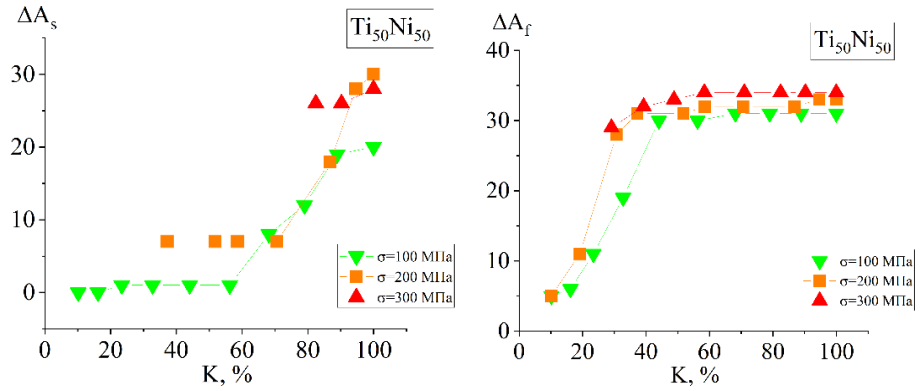


Рис. 1. Расчетные зависимости деформации от температуры в сплаве $Ti_{50}Ni_{50}$ при охлаждении под постоянной нагрузкой 100 МПа до доли прямого превращения K=100 % (*a*) и K=75 % (*b*)

Fig. 1. Calculated temperature dependences of deformation for $Ti_{50}Ni_{50}$ alloy when cooled under a constant load of 100 MPa to a direct conversion fraction of K=100 % (*a*) and K=75 % (*b*)

Температуры фазовых превращений были взяты из работы [17], а остальные константы были определены на основе экспериментальных данных, приведённых в этом же исследовании. На рис. 2 и 3 представлены результаты численных экспериментов для сплавов $Ti_{50}Ni_{50}$ и $Ti_{49}Ni_{51}$ соответственно.

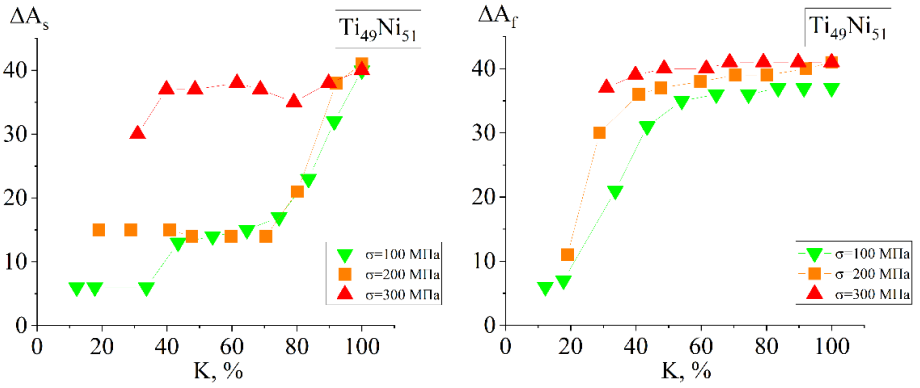
Кроме расчетов однократного нагрева после задания предварительной деформации, было проведено моделирование 50 циклов по режиму: [нагрузка до 100 МПа → охлаждение до K=50 %; 75 % или 100 % → разгрузка → нагрев до аустенитного состояния] в сплавах $Ti_{50}Ni_{50}$ и $Ti_{49}Ni_{51}$. Зависимости сдвига температур начала и конца обратного МП от номера цикла для рассматриваемых сплавов показаны на рис. 4 и 5, а зависимости деформации от температуры для некоторых термоциклов – на рис. 6.



a *b*

Рис. 2. Зависимости сдвига температур начала (*a*) и конца (*b*) обратного мартенситного превращения от доли прямого превращения K при охлаждении под постоянной нагрузкой 100, 200 и 300 МПа в сплаве $Ti_{50}Ni_{50}$

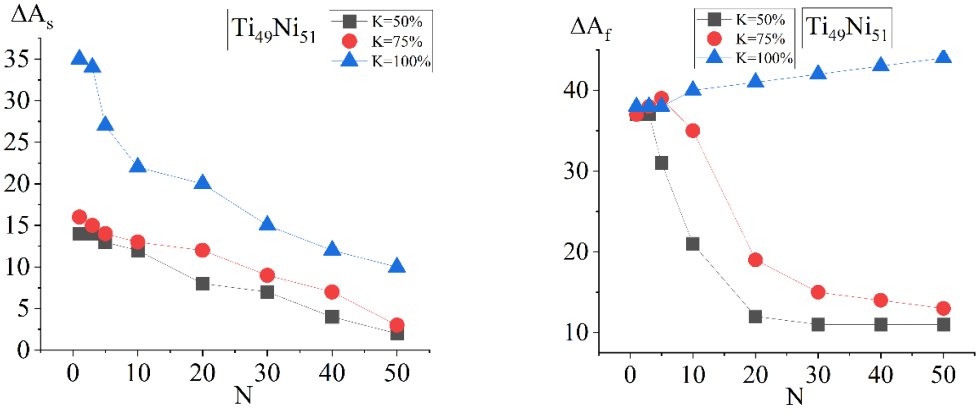
Fig. 2. Dependences of the temperature shift of the beginning (*a*) and end (*b*) of the reverse martensitic transformation on the fraction of the direct transformation K when cooled under a constant load of 100, 200 and 300 MPa in $Ti_{50}Ni_{50}$ alloy



a *b*

Рис. 3. Зависимости сдвига температур начала (*a*) и конца (*b*) обратного мартенситного превращения от доли прямого превращения K при охлаждении под постоянной нагрузкой 100, 200 и 300 МПа в сплаве $Ti_{49}Ni_{51}$

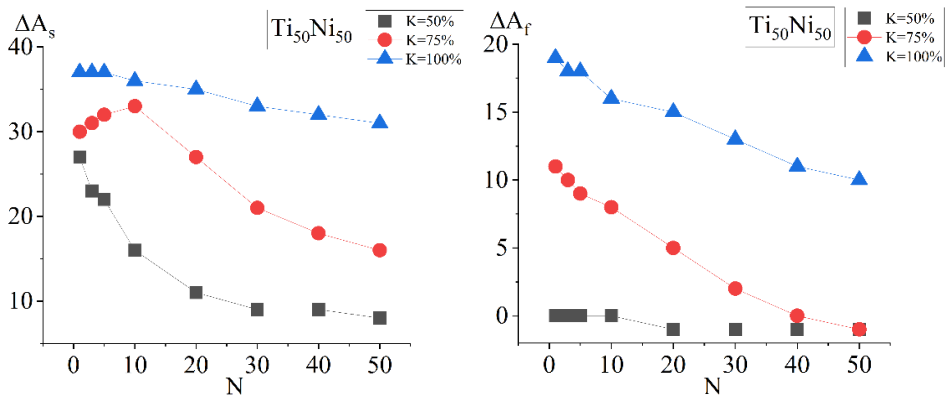
Fig. 3. Dependences of the temperature shift of the beginning (*a*) and end (*b*) of the reverse martensitic transformation on the fraction of the direct transformation K when cooled under a constant load of 100, 200 and 300 MPa in alloy $Ti_{49}Ni_{51}$



a *b*

Рис. 4. Зависимости сдвига температур начала (*a*) и конца (*b*) обратного мартенситного превращения от номера цикла *N* при охлаждении под постоянной нагрузкой 100 МПа до достижения доли прямого превращения 50, 75 и 100 % в сплаве $Ti_{49}Ni_{51}$

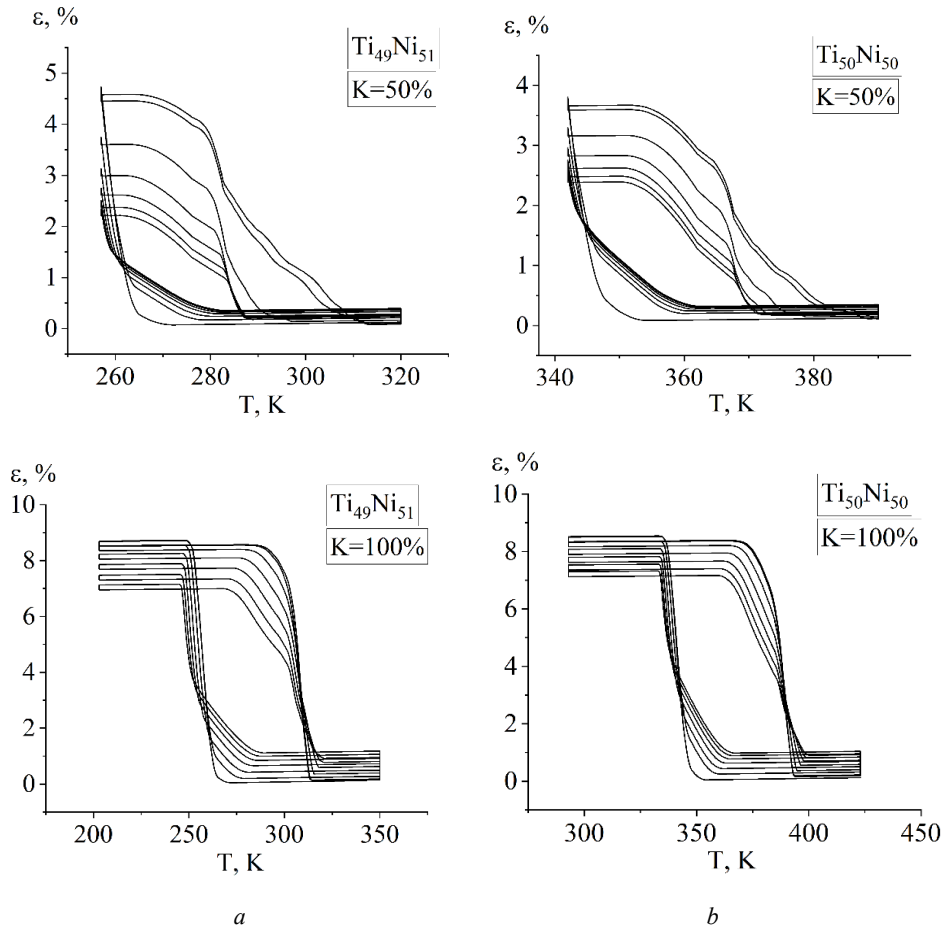
Fig. 4. Dependences of the temperature shift of the beginning (*a*) and end (*b*) of the reverse martensitic transformation on the cycle number N when cooled under a constant load of 100 MPa until the proportion of direct transformation of 50, 75 and 100 % in alloy $Ti_{49}Ni_{51}$ is reached



a *b*

Рис. 5. Зависимости сдвига температур начала (*a*) и конца (*b*) обратного мартенситного превращения от номера цикла *N* при охлаждении под постоянной нагрузкой 100 МПа до достижения доли прямого превращения 50, 75 и 100 % в сплаве $Ti_{50}Ni_{50}$

Fig. 5. Dependences of the temperature shift of the beginning (*a*) and end (*b*) for reverse martensitic transformation on the cycle number *N* when cooled under a constant load of 100 MPa until the proportion of direct transformation of 50, 75 and 100 % in the $Ti_{50}Ni_{50}$ alloy is reached



a *b*

Рис. 6. Зависимости деформации от температуры в сплавах $Ti_{49}Ni_{51}$ (*a*) и $Ti_{50}Ni_{50}$ (*b*) в 1, 2, 10, 20, 30, 40 и 50-м термоциклах, включающих охлаждение под постоянной нагрузкой 100 МПа до достижения доли прямого превращения K=50 % и 100 % и нагрев в свободном состоянии

Fig. 6. Temperature dependence of deformation in alloys $Ti_{49}Ni_{51}$ (*a*) and $Ti_{50}Ni_{50}$ (*b*) in 1, 2, 10, 20, 30, 40 and 50 thermal cycles, including cooling under a constant load of 100 MPa until the direct conversion fraction K = 50 % and 100 % is reached and heating in a free state

4. Обсуждение

Можно заметить, что во всех режимах нагружения с ростом доли прямого превращения K смещение температур обратного превращения увеличивается. Качественно это согласуется с экспериментальными данными, представленными в работе [20]. Модель предсказывает ослабление ЭСМ с циклами. За 50 циклов в неполном интервале превращения температуры обратного превращения смещаются до первоначальных и ниже. В циклах с полным интервалом превращения в это время также наблюдается уменьшение температур обратного превращения, однако оно менее значительное и не достигает исходных значений.

Заключение

Предложенные в предыдущих работах эволюционные уравнения для подсчёта степени повреждённости межмартенситных границ позволяют описывать и предсказывать сдвиг температур обратного превращения в сплавах с памятью формы $Ti_{50}Ni_{50}$ и $Ti_{49}Ni_{51}$ при охлаждении под нагрузкой в неполном интервале прямого превращения. Результаты качественно соответствуют экспериментальным данным, согласно которым этот сдвиг температур максимален при задании предварительной деформации охлаждением под нагрузкой через полный интервал температур прямого превращения и уменьшается при уменьшении доли прямого превращения. Моделирование позволило выдвинуть предположение о том, что эффект стабилизации мартенсита уменьшается при циклическом воздействии в полном и неполном интервале прямого превращения. Причём в экспериментах с неполным интервалом превращения уменьшение более существенное и может достигать значений ниже исходных температур обратного превращения.

Библиографический список

1. Athermal stabilization of Cu–Al–Be β1′ martensite due to plastic deformation and heat treatment / S. Kustov, J. Pons, E. Cesari, M. Morin, J. Van Humbeeck // Mater Sci Eng A. – 2004. – Vol. 373(1-2). – P. 328–38.

2. Chemical and mechanical stabilization of martensite / S. Kustov, J. Pons, E. Cesari, J. Van Humbeeck // Acta Materialia. – 2004. – Vol. 52. – P. 4547–59.

3. Mechanical Stabilization of Martensite in Cu–Ni–Al Single Crystal and Unconventional Way to Detect It / O. Heczko [et al.] // Shape Memory and Superelasticity. – 2018. – Vol. 4, no. 1. – P. 77–84.

4. Transformation behaviour and martensite stabilization in the ferromagnetic Co–Ni–Ga Heusler alloy / V.A. Chernenko [et al.] // Scripta Materialia. – 2004. – Vol. 50, no. 2. – P. 225–229.

5. Martensite stabilization in shape memory alloys – Experimental evidence for short-range ordering / P.M. Kadletz [et al.] // Materials Letters. – 2015. – Vol. 159. – P. 16–19.

6. Deformation induced martensite stabilization of NiTi in constrained composite systems / S. Bakhtiari [et al.] // Materials Science & Engineering A: Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing. – 2022. – Vol. 857. – P. 144128.

7. The effects of cold rolling on the martensitic transformation of an equiatomic Ti Ni alloy / H.C. Lin, S.K. Wu, T.S. Chou, H.P. Kao // Acta Metallurgica et Materialia. – 1991. – Vol. 39(9). – P. 2069–2080.

8. M. Piao, K. Otsuka, S. Miyazaki, H. Horikawa. Mechanisms of the As temperature increase by pre-deformation in thermoelastic alloys // Materials Transactions JIM. – 1993. – Vol. 34(10). – P. 919–929.

9. Liu, Y. Stabilisation of martensite due to shear deformation via variant reorientation in polycrystalline NiTi / Y. Liu, D. Favier // Acta Materialia. – 2000. – Vol. 48. – P. 3489–3499.

10. Liu, Y. Thermodynamic analysis of the martensitic transformation in NiTi-I. Effect of heat treatment on transformation behaviour / Y. Liu, P.G. McCormick // Acta Metallurgica et Materialia. – 1994. – Vol. 42(7). – P. 2401–2406. DOI: 10.1016/0956-7151(94)90318-2

11. Liu, Y. Effect of deformation by stress-induced martensitic transformation on the transformation behaviour of NiTi / Y. Liu, G.S. Tan // Intermetallics. – 2000. – Vol. 8. – P. 67–75.

12. Tan, G. Comparative study of deformation-induced martensite stabilization via martensite reorientation and stress-induced martensitic transformation in NiTi / G. Tan, Y. Liu // Intermetallics. – 2004. – Vol. 12(4). – P. 373–381. DOI: 10.1016/j.intermet.2003.11.008

13. Liu Y. Mechanistic simulation of deformation-induced martensite stabilization / Y. Liu // Mater. Sci. Eng. A378. – 2004. – P. 459–464.

14. Liu, Y. Deformation-induced martensite stabilisation in [100] single-crystalline Ni–Ti / Y. Liu, G. Tan, S. Miyazaki // Mater. Sci. Eng. A 438 (440). – 2006. – P. 612–616.

15. Ortin, J. Thermodynamics of thermoelastic martensitic / J. Ortin, A. Planes // Acta Metallurgica. – 1989. – Vol. 37. – P. 1433–1441. DOI: 10.1016/0001-6160(89)90175-2

16. Wollants, P. Thermally- and stress-induced thermoelastic martensitic transformations in the reference frame of the equilibrium thermodynamics / P. Wollants, J.R. Roos, L. Delaey // Progr. Mater. Sci. – 1993. – Vol. 37. – P. 227–288. DOI: 10.1016/0079-6425(93)90005-6

17. Influence of chemical composition of NiTi alloy on the martensite stabilization effect / S. Belyaev, N. Resnina, E. Iaparova, A. Ivanova, T. Rakhimov, V. Andreev // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 787. – P. 1365–1371. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.01.326

18. Martensite stabilisation effect in Ni-rich NiTi shape memory alloy with different structure and martensitic transformations / S. Belyaev, N. Resnina, T. Rakhimov, V. Andreev // Sensors and Actuators A: Physical. – 2020. – Vol. 305. – P. 111911. DOI: 10.1016/j.sna.2020.111911

19. Martensite Stabilization Effect in the Ni50Ti50 Alloy After Preliminary Deformation by Cooling Under Constant Stress / S. Belyaev, N. Resnina, A. Ivanova [et al.] // Shap. Mem. Superelasticity. – 2020. – Vol. 6. – P. 223–231. DOI: 10.1007/s40830-020-00282-2

20. Damage of the martensite interfaces as the mechanism of the martensite stabilization effect in the NiTi shape memory alloys / S. Belyaev, N. Resnina, I. Ponikarova, E. Iaparova, T. Rakhimov, A. Ivanova, N. Tabachkova, V. Andreev // Journal of Alloys and Compounds. – 2022. – Vol. 921. – P. 166189.

21. Моделирование эффекта стабилизации мартенсита в никелиде титана после деформации в мартенситном состоянии / Ф.С. Беляев, А.Е. Волков, Н.А. Волкова, Е.А. Вуколов,

М.Е. Евард, Т.В. Ребров // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2023. – Т. 29, № 4. – С. 470–482.

22. The effect of martensite stabilization in titanium nickelide after various methods of pre-deformation: simulation with a single set of constants / F.S. Belyaev, A.E. Volkov, N.A. Volkova, E.A. Vukolov, M.E. Evard, T.V. Rebrov // Materials Physics and Mechanics. – 2024.

23. A microstructural model of SMA with microplastic deformation and defects accumulation: Application to thermocyclic loading / F. Belyaev, M. Evard, A. Volkov, N. Volkova // Mater Today Proc. 2, Suppl. – 2015. – Vol. 3. – S583–S587.

24. Microstructural modeling of a TiNi beam bending / A.E. Volkov, M.E. Evard, N.A. Volkova, E.A. Vukolov // Mater Phys Mech. – 2023. – Vol. 51(2). – P. 177–86.

25. Aging Effect on the One-Way and Two-Way Shape Memory in TiNi-Based Alloys / F.S. Beliaev, M.E. Evard, E.S. Ostropiko, A.I. Razov, A.E. Volkov // Shap. Mem. Superelasticity. – 2019. – Vol. 5(3). – P. 218–29.

26. Salzbrenner, R.J. On the thermodynamics of thermoelastic martensitic transformations / R.J. Salzbrenner, M. Cohen // Acta Metallurgica. – 1979. – Vol. 27. – P. 739–48.

27. Patoor, E. Micromechanical modelling of superelasticity in shape memory alloys / E. Patoor, A. Eberhardt, M. Berveiller // J Phys IV. – 1996. – C1-6. – P. 277–92.

28. Determination of the origin for the dissymmetry observed between tensile and compression tests on shape memory alloys / E. Patoor, M. El Amrani, A. Eberhardt, M. Berveiller // J Phys IV. – 1995. – Vol. 5. – P. 495–500.

29. Self-accommodation of B19′ martensite in Ti-Ni shape memory alloys – Part I. Morphological and crystallographic studies of variant selection rule / M. Nishida, T. Nishiura, H. Kawano, T. Imamura // Philosophical Magazine. – 2012. – Vol. 92. – P. 2215–2233.

30. Madangopal, K. Self-accommodation in Ni-Ti shape memory alloys / K. Madangopal, J. Singh, S. Benerjee // Scripta Metallurgica. – 1991. – Vol. 25. – P. 2153–2158.

31. Madangopal, K. The Nature of Self-Accommodation in Ni-Ti Shape Memory Alloys / K. Madangopal, J.B. Singh, S. Banerjee // Scripta Metallurgica et Materialia. – 1993. – Vol. 29. – P. 725–728.

32. Трусов, П.В. Физические теории пластичности: теория и приложения к описанию неупругого деформирования материалов. Ч.1. Жесткопластические и упругопластические модели / П.В. Трусов, П.С. Волегов // Вестник ПГТУ. Механика. – 2011а. – № 1. – С. 5–45.

33. Трусов, П.В. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения / П.В. Трусов, А.И. Швейкин. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2019. – 605 с. DOI: 10.15372/MULTILEVEL2019TPV

References

1. Kustov S., Pons J., Cesari E., Morin M. and Van Humbeeck J. Athermal stabilization of Cu–Al–Be β1′ martensite due to plastic deformation and heat treatment. *Materials Science and Engineering A*, 2004, vol. 373, iss.1-2, pp. 328-338.

2. Kustov S., Pons J., Cesari E. and Van Humbeeck J. Chemical and mechanical stabilization of martensite. *Acta Materialia*, 2004, vol. 52, iss.15, pp. 4547-4559.

3. Heczko O., et al. Mechanical Stabilization of Martensite in Cu–Ni–Al Single Crystal and Unconventional Way to Detect It. *Shape Memory and Superelasticity*, 2018, vol. 4, pp. 77-84.

4. Chernenko V. A., et al. Transformation behaviour and martensite stabilization in the ferromagnetic Co–Ni–Ga Heusler alloy. *Scripta Materialia*, 2004, vol. 50, pp. 225-229.

5. Kadletz P. M., et al. Martensite stabilization in shape memory alloys – Experimental evidence for short-range ordering. *Materials Letters*, 2015, vol. 159, pp. 16-19.

6. Bakhtiari S., et al. Deformation induced martensite stabilization of NiTi in constrained composite systems. *Materials Science & Engineering A: Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing*, 2022, vol. 857, p. 144128.

7. Lin H. C., Wu S. K., Chou T. S. and 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, pp. 2069-2080.

8. Piao M., Otsuka K., Miyazaki S. and 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.

9. Liu Y. and Favier D. Stabilisation of martensite due to shear deformation via variant reorientation in polycrystalline NiTi. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48, pp. 3489-3499.

10. Liu Y. and McCormick P.G. Thermodynamic analysis of the martensitic transformation in NiTi-I. Effect of heat treatment on transformation behavior. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1994, vol. 42, pp. 2401-2406. DOI: 10.1016/0956-7151(94)90318-2.

11. Liu Y. and Tan G.S. Effect of deformation by stress-induced martensitic transformation on the transformation behaviour of NiTi. *Intermetallics*, 2000, vol. 8, pp. 67-75.

12. Tan G. and Liu Y. Comparative study of deformation-induced martensite stabilization via martensite reorientation and stress-induced martensitic transformation in NiTi. *Intermetallics*, 2004, vol. 12, pp. 373-381. DOI: 10.1016/j.intermet.2003.11.008.

13. Liu Y. Mechanistic simulation of deformation-induced martensite stabilization. *Materials Science and Engineering A*, 2004, vol. 378, pp. 459-464.

14. Liu Y., Tan G. and Miyazaki S. Deformation-induced martensite stabilisation in [100] single-crystalline Ni–Ti. *Materials Science and Engineering A*, 2006, vol. 438-440, pp. 612-616.

15. Ortin J. and Planes A. Thermodynamics of thermoelastic martensitic. *Acta Metallurgica*, 1989, vol. 37, pp. 1433-1441. DOI: 10.1016/0001-6160(89)90175-2.

16. Wollants P., Roos J.R. and Delaey L. Thermally- and stress-induced thermoelastic martensitic transformations in the reference frame of the equilibrium thermodynamics. *Progress in Materials Science*, 1993, vol. 37, pp. 227-288. DOI: 10.1016/0079-6425(93)90005-6.

17. Belyaev S., Resnina N., Iaparova E., Ivanova A., Rakhimov T. and Andreev V. Influence of chemical composition of NiTi alloy on the martensite stabilization effect. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 787, pp. 1365-1371. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.01.326.

18. Belyaev S., Resnina N., Rakhimov T. and Andreev V. Martensite stabilisation effect in Ni-rich NiTi shape memory alloy with different structure and martensitic transformations. *Sensors and Actuators A: Physical*, 2020, vol. 305, p. 111911. DOI: 10.1016/j.sna.2020.111911.

19. Belyaev S., Resnina N., Ivanova A., et al. Martensite Stabilization Effect in the Ni50Ti50 Alloy After Preliminary Deformation by Cooling Under Constant Stress. *Shape Memory and Superelasticity*, 2020, vol. 6, pp. 223-231. DOI: 10.1007/s40830-020-00282-2.

20. Belyaev S., Resnina N., Ponikarova I., Iaparova E., Rakhimov T., Ivanova A., Tabachkova N. and 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, p. 166189.

21. Belyaev F.S., Volkov A.E., Volkova N.A., Vukolov E.A., Evard M.E. and Rebrov T.V. Modelirovanie effekta stabilizacii martensita v nikelide titana posle deforma-cii v martensitnom sostoyanii [Simulation of the effect of martensite stabilization in titanium nickelide after deformation in the martensitic state]. *Mechanika kompozitsionnykh materialov i konstruktsiy [Mechanics of Composite Materials and Structures]*, 2023, vol. 29, pp. 470-482.

22. Belyaev F.S., Volkov A.E., Volkova N.A., Vukolov E.A. and Evard M.E. The effect of martensite stabilization in titanium nickelide after various methods of pre-deformation: simulation with a single set of constants. *Materials Physics and Mechanics*, 2024, vol. 52, iss.4, pp. 91-99.

23. Belyaev F., Evard M., Volkov A. and Volkova N. A microstructural model of SMA with microplastic deformation and defects accumulation: Application to thermocyclic loading. *Materials Today: Proceedings*, 2015, vol. 2, suppl. 3, pp. S583-S587.

24. Volkov A.E., Evard M.E., Volkova N.A. and Vukolov E.A. Microstructural modeling of a TiNi beam bending. *Materials Physics and Mechanics*, 2023, vol. 51, pp. 177-186.

25. Beliaev F.S., Evard M.E., Ostropiko E.S., Razov A.I. and 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, pp. 218-229.

26. Salzbrenner R.J. and Cohen M. On the thermodynamics of thermoelastic martensitic transformations. *Acta Metallurgica*, 1979, 27, pp. 739-748.

27. Patoor E., Eberhardt A. and Berveiller M. Micromechanical modelling of superelasticity in shape memory alloys. *Journal of Physics IV*, 1996, C1-6, pp. 277-292.

28. Patoor E., El Amrani M., Eberhardt A. and Berveiller M. Determination of the origin for the dissymmetry observed between tensile and compression tests on shape memory alloys. *Journal of Physics IV*, 1995, vol. 5, pp. 495-500.

29. Nishida M., Nishiura T., Kawano H. and 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.

30. Madangopal K., Singh J. and Banerjee S. Self-accommodation in Ni-Ti shape memory alloys. *Scripta Metallurgica*, 1991, vol. 25, pp. 2153–2158.

31. Madangopal K., Singh J.B. and Banerjee S. The Nature of Self-Accommodation in Ni-Ti Shape Memory Alloys. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1993, vol. 29, pp. 725-728.

32. Trusov P.V. and Volegov P.S. Fizicheskie teorii plastichnosti: teoriya i prilozheniya k opisaniyu neuprugogo deformirovaniya materialov. Ch.1. Zhestkoplasticheskie i uprugoplasticheskie modeli [Physical theories of plasticity: Theory and applications to the description of inelastic deformation of materials. Part 1. Rigid-plastic and elastic-plastic models]. *Vestnik PGTU. Mekhanika*, 2011, vol. 1, pp. 5-45.

33. Trusov P.V. and Shveikin A.I. Mnogourovnevye modeli mono- i polikristallicheskikh materialov: teoriya, algoritmy, primery primeneniya [Multilevel models of single- and polycrystalline materials: Theory, algorithms, application examples]. *Novosibirsk: Izdatelstvo SO RAN.* 2019. DOI: 10.15372/MULTILEVEL2019TPV

Финансирование. работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, проект № 23-29-01006.
Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
Вклад авторов равноценен.

Funding. The work was supported by the Russian Science Foundation, Project № 23-29-01006.
Conflict of interest. The authors declare no conflict of interest.
The contribution of the authors is equivalent.