

Моделирование знакопеременного деформирования образца сплава TiNi в изотермическом и адиабатическом режимах

© 2020

Лапина Татьяна Андреевна^{*1}, магистрант

Беляев Фёдор Степанович², кандидат физико-математических наук, научный сотрудник

Евард Маргарита Евгеньевна³, кандидат физико-математических наук, доцент

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург (Россия)

*E-tatia.lapina@gmail.com

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5178-2864>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0792-9931>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0550-688X>

Аннотация: Сплавы с памятью формы благодаря своим уникальным свойствам находят применение во многих инженерных приложениях. Поскольку в аустенитном состоянии за счет реализации эффекта псевдоупругости такие сплавы обладают значительной демпфирующей способностью, одним из возможных применений являются устройства виброзащиты. Рабочие элементы из сплавов с памятью формы в таких устройствах используются в условиях циклически изменяющихся напряжений и/или температуры. Теоретические модели, адекватно описывающие такое поведение, позволяют существенно повысить эффективность демпфирующих устройств. Целью работы является микроструктурное моделирование знакопеременного деформирования образца сплава с памятью формы TiNi. Фазовые превращения в материалах с мартенситным каналом неупругости происходят с выделением и поглощением тепла, что может приводить к смещению рабочих температур элемента и изменению его функциональных характеристик, поэтому при теоретическом описании механического поведения материала учитывалось тепловыделение при прямом и теплопоглощение при обратном превращениях. В рамках данной работы такой учет реализован для адиабатического режима знакопеременного деформирования. Выполнено сопоставление полученных данных с результатами моделирования изотермического знакопеременного деформирования. При расчетах учитывали накопление необратимой деформации при циклировании, которая в реальном устройстве может привести к изменению его рабочих характеристик и снижению эксплуатационного ресурса. Показано, что учет скрытой теплоты превращения при циклировании в режиме заданных деформаций увеличивает максимальные напряжения в цикле и уменьшает объемную долю образовавшегося мартенсита. При учете микропластической деформации происходит эволюция деформационной петли. При этом в адиабатическом режиме в первых циклах происходит рост температуры, в дальнейшем примерно к седьмому циклу он замедляется, и средняя температура перестает заметно меняться.

Ключевые слова: сплавы с памятью формы; микроструктурное моделирование; необратимая деформация; тепловыделение; циклическая деформация; никелид титана.

Благодарности: Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты № 18-01-00594, 19-01-00685).

Авторы выражают благодарность профессору А.Е. Волкову за обсуждение результатов работы и ценные замечания.

Статья подготовлена по материалам докладов участников IX Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2019) с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 9–13 сентября 2019 года.

Для цитирования: Лапина Т.А., Беляев Ф.С., Евард М.Е. Моделирование знакопеременного деформирования образца сплава TiNi в изотермическом и адиабатическом режимах // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 1. С. 41–48. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-1-41-48.

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы с памятью формы (СПФ) относятся к классу функциональных материалов, обладающих уникальными свойствами, такими как эффект памяти формы, пластичность превращения и псевдоупругость, благодаря которым они находят применение во многих инженерных приложениях [1–3]. Ввиду своеобразия механических свойств и отсутствия однозначной зависимости между напряжениями, деформациями и температурой для описания деформации СПФ используют метод моделирования механического поведения, который позволяет учесть всю сложность их деформационных механизмов. По способу выбора представительного объема

модели, описывающие поведение материала, можно условно разделить на две группы: микроструктурные (многоуровневые) и макроструктурные (одноуровневые). Макроструктурные модели описывают макроскопическое поведение сплава, не затрагивая детального описания микроструктуры и процессов, вызывающих ее изменение. В них устанавливается связь между деформацией, температурой, напряжением и внутренними структурными параметрами материала [4–6]. Микроструктурные модели принимают во внимание многоуровневость деформации, а макроскопическая деформация рассчитывается путем усреднения микродеформаций отдельных структурных элементов, что позволяет учесть и реальное строение материала [7–9].

Часто рабочие элементы в демпфирующих устройствах из СПФ используются в условиях циклически изменяющихся напряжений и/или температуры [1; 10; 11], при этом в материале происходит не только обратимая (фазовая) деформация, но и необратимая. Накопление необратимой деформации в подобных условиях нежелательно, так как оно приводит к изменению геометрических характеристик и функциональных свойств активного элемента устройства, что снижает его рабочие характеристики и эксплуатационный ресурс.

Известно, что фазовые превращения в СПФ происходят с выделением и поглощением тепла [12–14]. Несмотря на то, что в данной модели учитывается, что прямое превращение происходит с выделением тепла, а обратное – с поглощением, характеризуемым скрытой теплотой превращения q_0 , до сих пор при моделировании деформационного поведения не учитывалось изменение температуры материала при деформировании.

Цель работы – моделирование знакопеременного деформирования материала типа никелид титана в двух режимах: изотермическом, когда температура образца всегда соответствует температуре окружающей среды, и адиабатическом без теплообмена, когда все выделенное/поглощенное тепло при мартенситном превращении идет на нагрев/охлаждение образца.

МИКРОСТРУКТУРНАЯ МОДЕЛЬ

В качестве модели деформационного поведения сплавов с памятью формы взята микроструктурная модель [15], которая описывает как обратимую фазовую деформацию с учетом взаимодействия мартенситных вариантов, так и необратимую деформацию. Рассматривается представительный объем, состоящий из зерен с различными ориентациями кристаллографических осей. Зерна, в свою очередь, состоят из аустенита и кристаллографически эквивалентных вариантов мартенсита. Применена схема Райсса, согласно которой деформация представительного объема находится посредством усреднения деформации зерен по ориентациям кристаллографических осей зерен поликристалла.

Деформация зерна находится как сумма упругой, температурной, фазовой и микропластической деформаций. Упругая и температурная деформации аустенитной и мартенситной фаз вычисляются обычным образом по закону Дюгамеля – Неймана. Для описания фазовой деформации вводится набор переменных Φ_n , таких что Φ_n/N есть объемная доля n -го варианта мартенсита в зерне (N – количество кристаллографически эквивалентных вариантов мартенсита). В силу гипотезы Райсса фазовая деформация зерна равна

$$\varepsilon^{grPh} = \frac{1}{N} \sum_{n=1}^N \Phi_n D^n,$$

где D^n – тензор бейновской деформации n -го варианта мартенсита.

Для расчета эволюции переменных Φ_n применяется термодинамический подход, подробно описанный в [9; 16]. Потенциал Гиббса двухфазной среды записывается в виде суммы собственного потенциала G^{eig} и потенциала смешивания G^{mix} :

$$G = G^{eig} + G^{mix},$$

$$G^{eig} = (1 - \Phi^{gr})G^A + \frac{1}{N} \sum_{n=1}^N \Phi_n G^{Mn},$$

где G^A , G^{Mn} – потенциалы соответственно аустенита и n -го варианта мартенсита, испытывающие деформацию за счет упругости и теплового расширения.

Термодинамическая движущая сила, вызывающая увеличение параметра Φ_n , т. е. стимулирующая рост n -го варианта мартенсита, вычисляется как частная производная от собственного потенциала по Φ_n :

$$F_n^t = -N \frac{\partial G^{eig}}{\partial \Phi_n} = \frac{q_0}{T_0} (T_n - T_0) + \sigma D^n, \quad (1)$$

где T_0 – температура равновесия фаз;

q_0 – скрытая теплота превращения.

Стоит отметить, что в выражение (1) входит скрытая теплота превращения q_0 , поэтому тепловыделение и теплопоглощение могут приводить к увеличению температуры образца при прямом превращении и уменьшению при обратном, что, соответственно, будет менять термодинамическую силу и условия превращения.

В данной модели учет взаимодействия вариантов мартенсита выполняется с помощью задания потенциала «смешивания» – части потенциала Гиббса, отвечающей за энергию взаимодействия фаз, в виде квадратичной формы:

$$G^{mix} = \frac{\mu}{2} \sum_{m=1}^N \sum_{n=1}^N A_{mn} (\Phi_m - b_m)(\Phi_n - b_n), \quad (2)$$

где μ – материальная постоянная;

A – матрица взаимодействия мартенситных вариантов;

b_n – плотность ориентированных дефектов, образовавшихся при росте n -го варианта мартенсита.

Потенциал смешивания (2) определяет увеличение энергии взаимодействия фаз, обусловленное возрастанием несовместности фазовой деформации при образовании мартенситных вариантов. Величину роста этой энергии определяет материальная постоянная μ , а недиагональные элементы матрицы A учитывают взаимодействие вариантов мартенсита, способствующее их росту в составе согласованных пар. Переменные b , снижающие энергию взаимодействия, представляют собой плотности ориентированных дефектов, образованных растущими мартенситными вариантами.

Основным источником необратимой деформации в СПФ при не очень больших напряжениях, обычно реализуемых в рабочих элементах устройств, является микропластическая деформация, возникающая вблизи растущих мартенситных пластин. Предполагается, что растущий мартенситный вариант создает напряжения, вызывающие пластическую деформацию, сонаправленную с фазовой деформацией этого варианта. Так как при этом пластическая деформация не вызывает изменения объема, считается, что девиатор фазовой деформации мартенситного варианта пропорционален девиатору микропластической деформации, вызванной ростом этого варианта мартенсита.

Для описания микропластической деформации введен набор переменных ε_n^p , которые являются мерами микропластических деформаций, соответствующих каждому из вариантов мартенсита, и таких, что микропластическая деформация зерна вычисляется по формуле, аналогичной формуле для фазовой деформации зерна:

$$\varepsilon^{grP} = \frac{1}{N} \sum_{n=1}^N \kappa \varepsilon_n^p \text{dev} D^n,$$

где κ – масштабирующий коэффициент;

D^n – тензор бейновской деформации n -го варианта мартенсита.

Микропластическая деформация происходит вследствие образования ориентированных дефектов, создающих дальнедействующие поля напряжений. К ним можно отнести, например, скопления дислокационных петель в зонах сдвига. Кроме этого, при деформации образуются рассеянные дефекты, которые не создают дальнедействующих полей напряжений. Примером являются дефекты, образующиеся при пересечении дислокаций или огибании ими препятствий.

Для описания изменения плотностей ориентированных b_n и рассеянных f дефектов введены следующие эволюционные уравнения:

$$\dot{b}_n = \dot{\varepsilon}_n^p - \frac{|b_n|}{\beta^*} \dot{\varepsilon}_n^p H(b_n \dot{\varepsilon}_n^p), \quad (3)$$

$$\dot{f} = \sum_{m=1}^N |\dot{\varepsilon}_m^p| + r_1 (f - f_0) \dot{\Phi}_M H(-\dot{\Phi}_M), \quad (4)$$

где β^* – максимальная плотность ориентированных дефектов;

f_0 – начальная плотность рассеянных дефектов;

r_1 – коэффициент разупрочнения при обратном превращении;

H – функция Хевисайда;

Φ_M – доля мартенсита в зерне;

точкой обозначены производные соответствующих величин.

В уравнении для ориентированных дефектов (3) первое слагаемое характеризует увеличение плотности дефектов в процессе микропластической деформации, а второе – их выход на поверхность тела. В уравнении для рассеянных дефектов (4) первое слагаемое описывает их образование, а второе – залечивание при обратном превращении.

Условия микропластического течения для каждого из вариантов мартенсита формулируются по аналогии с теорией течения в одномерном случае с изотропным и трансляционным упрочнением. Роль напряжений играет обобщенная термодинамическая сила F_n^p , а роль деформации – плотность дефектов b_n , при этом

$$\begin{aligned} |F_n^p - F_n^p| &= F^y, \\ (F_n^p - F_n^p) dF_n^p &> 0, \end{aligned} \quad (5)$$

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

В условиях микропластического течения (5) величины F_n^p и F^y определяют трансляционное и изотропное упрочнение соответственно. Предполагается, что трансляционное упрочнение обусловлено образованием ориентированных дефектов, а изотропное – образованием рассеянных дефектов. Замыкающие уравнения, связывающие параметры упрочнения с плотностями дефектов, для простоты принимаются линейными:

$$F_n^p = a_p b_n,$$

$$F^y = a_y f,$$

где a_p и a_y – материальные постоянные.

РЕЗУЛЬТАТЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ

С помощью описанной микроструктурной модели выполнено моделирование знакопеременного деформирования образца сплава TiNi в изотермическом и адиабатическом режимах с амплитудой 5 %, исходная температура образца 440 К, что соответствует аустенитному состоянию. Константы материала и параметры модели приведены в таблице 1 [16].

На рис. 1 а приведены диаграммы деформирования при знакопеременном деформировании в изотермическом и адиабатическом режимах без учета микропластической деформации. Кривые заметно отличаются, поскольку разогрев в результате тепловыделения при прямом превращении и теплопоглощения при обратном снижают термодинамическую силу и, соответственно, уменьшают количество образовавшегося мартенсита. Последний факт наглядно проиллюстрирован на рис. 1 б, где приведена зависимость объемной доли мартенсита Φ от времени t .

Отметим также, что в рамках данной микроскопической модели без дополнительных предположений можно наблюдать асимметрию растяжения-сжатия, наблюдающуюся в эксперименте [17–19]. Эта асимметрия обусловлена видом матрицы деформации и подробно описана в [20].

Диаграммы деформирования при знакопеременном деформировании в изотермическом и адиабатическом режимах с учетом микропластической деформации представлены на рис. 2. Учет микропластической деформации приводит к эволюции деформационной петли в первых 10 циклах.

На рис. 3 приведена временная зависимость температуры при знакопеременном деформировании в адиабатическом режиме с учетом микропластической деформации. В ходе прямого превращения температура образца увеличивается за счет скрытой теплоты превращения до 452 К, а в ходе обратного превращения уменьшается. В первых циклах рост температуры составляет 12 К, в дальнейшем к седьмому циклу он снижается, температуры максимумов и минимумов перестают заметно меняться, и средняя температура составляет приблизительно 445 К.

Таблица 1. Константы материала и параметры модели
Table 1. Material constants and model parameters

| Параметр | Значение |
|---|---|
| Характеристические температуры начала и конца прямого и обратного мартенситных превращений, M_s , M_f , A_s , A_f | 326K, 317K, 397K, 406K |
| Скрытая теплота превращения, q_0 | -160 МДж/м ³ |
| Матрица деформации решетки, D | $\begin{pmatrix} 0,0188 & 0,056 & 0,0488 \\ 0,056 & 0,0188 & 0,0488 \\ 0,0488 & 0,0488 & -0,0369 \end{pmatrix}$ |
| Модуль Юнга аустенита, E_A и мартенсита, E_M | 80 и 25 ГПа |
| Коэффициент Пуассона аустенита, ν_A и мартенсита, ν_M | 0,33 и 0,45 |
| Множитель трансляционного упрочнения, a_p | 0,5 МПа |
| Множитель изотропного упрочнения, a_y | 0,1 МПа |
| Максимальная плотность ориентированных дефектов, β^* | 10 |
| Параметр разупрочнения, r_1 | $8 \cdot 10^{-5}$ |

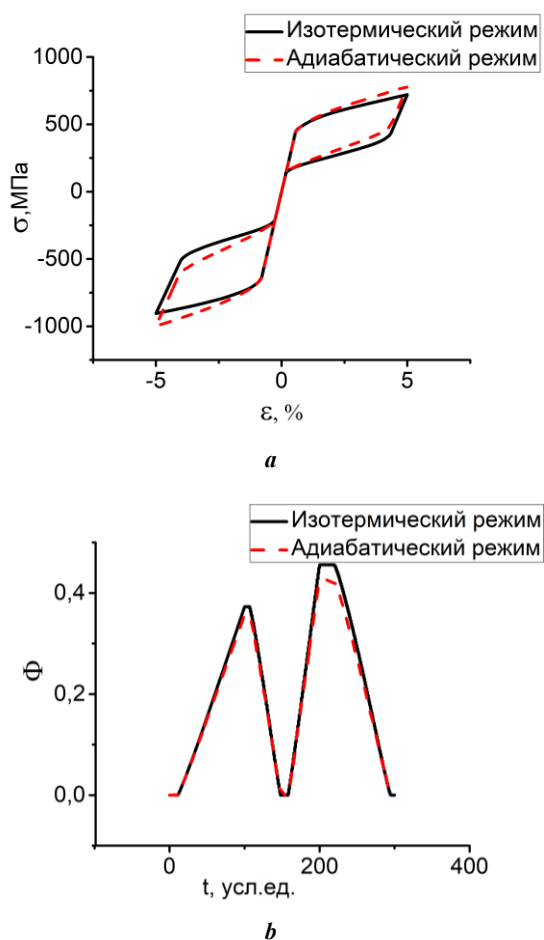


Рис. 1. Диаграммы деформирования (а) и временная зависимость объемной доли мартенсита (б) при знакопеременном деформировании в изотермическом и адиабатическом режимах
Fig. 1. Stress-strain curves (a) and time dependence of volume fraction of martensite (b) at alternating deformation in isothermal and adiabatic regimes

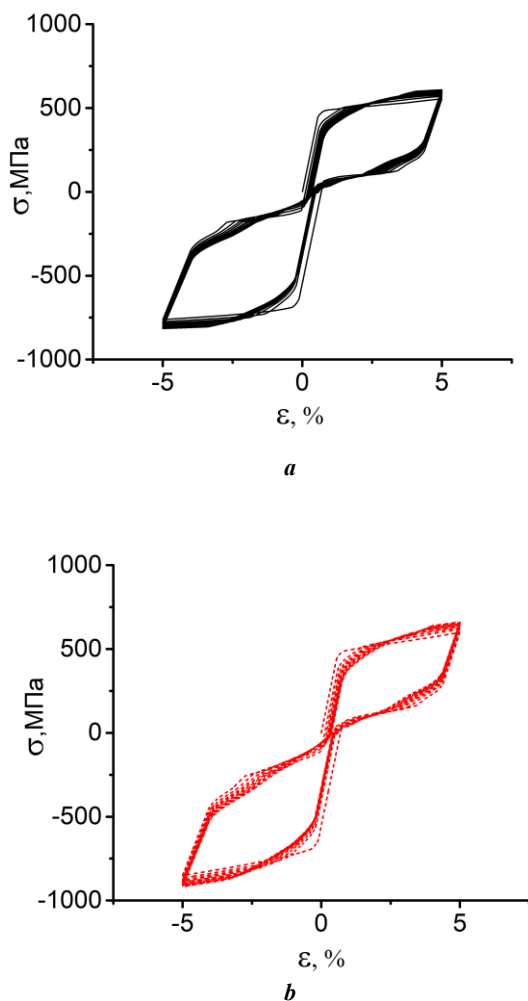


Рис. 2. Диаграммы деформирования при знакопеременном деформировании в изотермическом (а) и адиабатическом (б) режимах с учетом микропластической деформации

Fig. 2. Stress-strain curves at alternating deformation in the isothermal (a) and adiabatic (b) regimes taking into account microplastic deformation

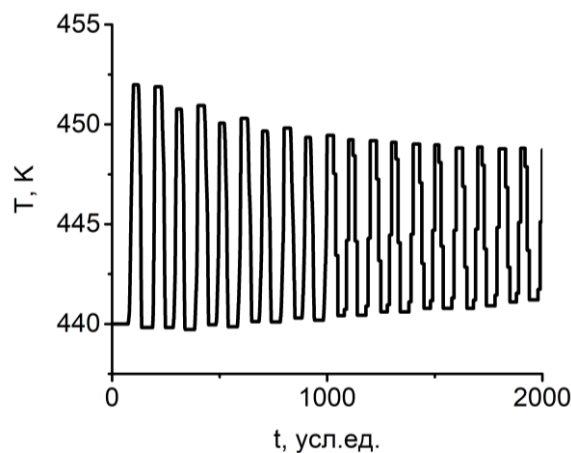


Рис. 3. Временная развертка температуры при знакопеременном деформировании в адиабатическом режиме с учетом микропластической деформации

Fig. 3. Time-based deflection of temperature at alternating deformation in the adiabatic regime taking into account microplastic deformation

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Выполнено моделирование знакопеременного деформирования образца сплава TiNi в изотермическом и адиабатическом режимах. Показано, что учет скрытой теплоты превращения при циклировании в режиме заданных деформаций увеличивает максимальные напряжения в цикле и уменьшает объемную долю образовавшегося мартенсита. Выполнено моделирование знакопеременного деформирования образца сплава TiNi в изотермическом и адиабатическом режимах с учетом микропластической деформации. Показано, что при учете микропластической деформации происходит эволюция деформационной петли. При адиабатическом режиме в первых циклах происходит заметный рост температуры, в дальнейшем примерно к седьмому циклу он замедляется, температуры максимумов и минимумов перестают заметно меняться, и средняя температура составляет приблизительно 445 К.

Таким образом, при циклическом деформировании в адиабатическом режиме происходит существенное изменение температуры образца, что приводит к изменению диаграммы деформирования по сравнению с изотермическим случаем. В реальных устройствах, как правило, существует теплообмен между элементом из СПФ и окружающей средой. Однако и в этом случае изменение температуры за счет мартенситных переходов в ходе механоциклирования может быть значительным, и необходимо учитывать этот факт при проектировании приложений из СПФ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Menna C., Auricchio F., Asprone D. Applications of shape memory alloys in structural engineering // *Shape Memory alloys Engineering: For Aerospace, Structural and Biomedical Applications*. Amsterdam: Elsevier, 2015. P. 369–403.
2. Dolce M., Cardone D. Mechanical behavior of shape memory alloys for seismic applications 2. Austenite NiTi wires subjected to tension // *International Journal of Mechanical Science*. 2001. Vol. 43. № 11. P. 2657–2677.
3. Torra V., Auguet C., Isalgue A., Carreras G., Terriault P., Lovey F.C. Built in dampers for stayed cables in bridges via SMA. The SMARTeR-ESF project: A mesoscopic and macroscopic experimental analysis with numerical simulations // *Engineering Structures*. 2013. Vol. 49. P. 43–57.
4. Helbert G., Saint-Sulpice L., Arbab Chirani S., Dieng L., Lecompte T., Calloch S., Pilvin P. A uniaxial constitutive model for superelastic NiTi SMA including R-phase and martensite transformations and thermal effects // *Smart Materials and Structures*. 2017. Vol. 26. № 12. Art. 025007.
5. Auricchio F., Petrini L. A three-dimensional model describing stress-temperature induced solid phase transformations. Part I: solution algorithm and boundary value problems // *International Journal for Numerical Methods in Engineering*. 2004. Vol. 61. № 6. P. 807–836.
6. Machado L.G., Lagoudas D.C. Constitutive Modeling of SMAs // *Shape Memory Alloys: Modeling and Engineering Applications*. Springer, 2008. P. 131–145.

7. Xiao Y., Zeng P., Lei L. Micromechanical modelling on thermomechanical coupling of superelastic NiTi alloy // *International Journal of Mechanical Sciences*. 2019. Vol. 153–154. P. 36–47.
8. Yu C., Kang G., Xie X., Rao W. A micromechanical model for the grain size dependent super-elasticity degeneration of NiTi shape memory alloys // *Mechanics of Materials*. 2018. Vol. 125. P. 35–51.
9. Волков А.Е. Микроструктурное моделирование деформации сплавов при повторяющихся мартенситных превращениях // *Известия РАН. Серия физическая*. 2002. Т. 66. № 9. С. 1290–1297.
10. Casciati S. SMA-based devices: insight across recent proposals toward civil engineering application // *Smart structures and systems*. 2019. Vol. 24. P. 111–125.
11. Engineering aspects of shape memory alloys / eds. T.W. Duerig, K.N. Melton, D. Stöckel, C.M. Wayman. London: Butterworth-Heinemann Ltd, 1990. 491 p.
12. Nespoli A., Bassani E., Della Torre D., Donnini R., Villa E., Passaretti F. An experimental study on pseudo-elasticity of a NiTi-based damper for civil applications // *Smart Materials and Structures*. 2017. Vol. 26. Art. 105041.
13. Schmidt M., Ullrich J., Wiecezorek A., Frenze J., Egeler G., Schütze A., Seelecke S. Experimental Methods for Investigation of Shape Memory Based Elastocaloric Cooling Processes and Model Validation // *Journal of Visualized Experiments*. 2016. Vol. 2016. № 111. Art. 53626.
14. Ossmer H., Chluba C., Krevet B., Quandt E., Rohde M., Kohl M. Elastocaloric cooling using shape memory alloy films // *Journal of Physics*. 2013. Vol. 476. № 1. Art. 012138.
15. Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е. Моделирование необратимой деформации и разрушения никелида титана при термоциклировании // *Деформация и разрушение материалов*. 2017. № 5. С. 12–17.
16. Volkov A.E., Belyaev F.S., Evard M.E., Volkova N.A. Model of the evolution of deformation defects and irreversible strain at thermal cycling of stressed TiNi alloy specimen // *MATEC Web of Conferences*. 2015. Vol. 33. Art. 03013.
17. Patoor E., Amrani M.E., Eberhardt A., Berveiller M. Determination of the origin for the dissymmetry observed between tensile and compression tests on shape memory alloys // *Journal de Physique*. 1995. Vol. 4. № 5. P. 495–500.
18. Gall K., Sehitoglu H., Chumlyakov Y.I., Kireeva I.V. Tension-compression asymmetry of the stress-strain response in aged single crystal and polycrystalline NiTi // *Acta Metallurgica*. 1999. Vol. 47. № 4. P. 1203–1217.
19. Calloch S., Taillard K., Arbab Chirani S., Lexcelent C., Patoor E. Relation between the martensite volume fraction and the equivalent transformation strain in shape memory alloys // *Materials Science and Engineering A*. 2006. Vol. 438–440. № Spec. Iss. P. 441–444.
20. Volkov A.E., Emelyanova E.V., Evard M.E., Volkova N.A. An explanation of phase deformation tension-compression asymmetry of TiNi by means of microstructural modeling // *Journal of Alloys and Compounds*. 2013. Vol. 577. № Suppl. 1. P. S127–S130.

REFERENCES

1. Menna C., Auricchio F., Asprone D. Applications of shape memory alloys in structural engineering. *Shape*

- Memory alloys Engineering: For Aerospace, Structural and Biomedical Applications*. Elsevier, 2015, pp. 369–403.
2. Dolce M., Cardone D. Mechanical behavior of shape memory alloys for seismic applications 2. Austenite NiTi wires subjected to tension. *International Journal of Mechanical Science*, 2001, vol. 43, no. 11, pp. 2657–2677.
3. Torra V., Auguet C., Isalgue A., Carreras G., Terriault P., Lovey F.C. Built in dampers for stayed cables in bridges via SMA. The SMARTeR-ESF project: A mesoscopic and macroscopic experimental analysis with numerical simulations. *Engineering Structures*, 2013, vol. 49, pp. 43–57.
4. Helbert G., Saint-Sulpice L., Arbab Chirani S., Dieng L., Lecompte T., Calloch S., Pilvin P. A uniaxial constitutive model for superelastic NiTi SMA including R-phase and martensite transformations and thermal effects. *Smart Materials and Structures*, 2017, vol. 26, no. 12, art. 025007.
5. Auricchio F., Petrini L. A three-dimensional model describing stress-temperature induced solid phase transformations. Part I: solution algorithm and boundary value problems. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 2004, vol. 61, no. 6, pp. 807–836.
6. Machado L.G., Lagoudas D.C. Constitutive Modeling of SMAs. *Shape Memory Alloys: Modeling and Engineering Applications*. Springer, 2008, pp. 131–145.
7. Xiao Y., Zeng P., Lei L. Micromechanical modelling on thermomechanical coupling of superelastic NiTi alloy. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2019, vol. 153–154, pp. 36–47.
8. Yu C., Kang G., Xie X., Rao W. A micromechanical model for the grain size dependent super-elasticity degeneration of NiTi shape memory alloys. *Mechanics of Materials*, 2018, vol. 125, pp. 35–51.
9. Volkov A.E. Microstructural modeling of the alloy deformation under repeated martensitic transformations. *Izvestiya RAN. Seriya fizicheskaya*, 2002, vol. 66, no. 9, pp. 1290–1297.
10. Casciati S. SMA-based devices: insight across recent proposals toward civil engineering application. *Smart structures and systems*, 2019, vol. 24, pp. 111–125.
11. Duerig T.W., Melton K.N., Stöckel D., Wayman C.M., eds. *Engineering aspects of shape memory alloys*. London, Butterworth-Heinemann Ltd, 1990. 491 p.
12. Nespoli A., Bassani E., Della Torre D., Donnini R., Villa E., Passaretti F. An experimental study on pseudoelasticity of a NiTi-based damper for civil applications. *Smart Materials and Structures*, 2017, vol. 26, art. 105041.
13. Schmidt M., Ullrich J., Wiczorek A., Frenze J., Eggele G., Schütze A., Seelecke S. Experimental Methods for Investigation of Shape Memory Based Elastocaloric Cooling Processes and Model Validation. *Journal of Visualized Experiments*, 2016, vol. 2016, no. 111, art. 53626.
14. Ossmer H., Chluba C., Krevet B., Quandt E., Rohde M., Kohl M. Elastocaloric cooling using shape memory alloy films. *Journal of Physics*, 2013, vol. 476, no. 1, art. 012138.
15. Belyayev F.S., Volkov A.E., Yevard M.E. Simulation of irreversible strain and fracture of nickel titanium under thermocycling. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2017, no. 5, pp. 12–17.
16. Volkov A.E., Belyaev F.S., Evard M.E., Volkova N.A. Model of the evolution of deformation defects and irreversible strain at thermal cycling of stressed TiNi alloy specimen. *MATEC Web of Conferences*, 2015, vol. 33, art. 03013.
17. Patoor E., Amrani M.E., Eberhardt A., Berveiller M. Determination of the origin for the dissymmetry observed between tensile and compression tests on shape memory alloys. *Journal de Physique*, 1995, vol. 4, no. 5, pp. 495–500.
18. Gall K., Sehitoglu H., Chumlyakov Y.I., Kireeva I.V. Tension-compression asymmetry of the stress-strain response in aged single crystal and polycrystalline NiTi. *Acta Metallurgica*, 1999, vol. 47, no. 4, pp. 1203–1217.
19. Calloch S., Taillard K., Arbab Chirani S., Lexcellant C., Patoor E. Relation between the martensite volume fraction and the equivalent transformation strain in shape memory alloys. *Materials Science and Engineering A*, 2006, vol. 438–440, Spec. Iss., pp. 441–444.
20. Volkov A.E., Emelyanova E.V., Evard M.E., Volkova N.A. An explanation of phase deformation tension-compression asymmetry of TiNi by means of microstructural modeling. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, vol. 577, no. Suppl. 1, pp. S127–S130.

Simulation of alternating deformation of the TiNi alloy sample in isothermal and adiabatic regimes

© 2020

Tatiana A. Lapina^{*1}, graduate student

Fedor S. Belyaev², PhD (Physics and Mathematics), researcher

Margarita E. Evard³, PhD (Physics and Mathematics), Associate Professor

Saint-Petersburg State University, Saint-Petersburg (Russia)

***E-tatia.lapina@gmail.com**

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5178-2864>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0792-9931>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0550-688X>

Abstract: Shape memory alloys belong to the class of functional materials with unique properties that make them useful in many engineering applications. Since in the austenitic state, due to the pseudoelasticity effect, such alloys have a significant damping capacity, and one of the possible applications is vibro-protection devices. Working elements of

damping devices made of shape memory alloys are used in the conditions of cyclically varying stresses and/or temperature. The theoretical models adequately describing such behavior make it possible to advance the efficiency of damping devices. The paper aims at the microstructural modeling of alternating deformation of the sample of TiNi shape memory alloy. Phase transformations in the materials with the martensite channel of inelasticity take place with the release and absorption of heat, which can lead to a shift in the working temperatures of the element and the change in its functional properties. Consequently, when theoretically describing the mechanical behavior of the material, the authors considered heat release at the direct transformation and heat absorption at the reverse transformation. Within this study, the authors implemented such consideration for the adiabatic regime of alternating deformation and compared the obtained data with the results of modeling of isothermal alternating deformation. At calculations the authors took into account the irreversible strain accumulation at cycling, which, in the real device, can cause the change in its working characteristics and operational life loss. The study showed that taking into account the latent transformation heat during cycling in the strain-controlled regime increases the maximum stresses in the cycle and reduces the volume fraction of the resulting martensite. When taking into account the microplastic strain, the deformation loop evolves. In this case, in the adiabatic regime in the first cycles, the temperature increases, later on, about by the seventh cycle, the temperature increase slows down, and the average temperature ceases to change markedly.

Keywords: shape memory alloys; microstructural modeling; irreversible strain; heat dissipation; cyclic deformation; titanium nickelide.

Acknowledgements: This work was supported by the Russian Foundation for Basic Research (grants of RFBR № 18-01-00594, 19-01-00685).

The authors express gratitude to Professor A.E. Volkov for the discussion of the research results and valuable comments.

The paper was written on the reports of the participants of the IX International School of Physical Materials Science (SPM-2019) with elements of a scientific school for young adults, Togliatti, September 9–13, 2019.

For citation: Lapina T.A., Belyaev F.S., Evard M.E. Simulation of alternating deformation of the TiNi alloy sample in isothermal and adiabatic regimes. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 1, pp. 41–48. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-1-41-48.