



ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА

№ 1, 2018

PNRPU MECHANICS BULLETIN

<http://vestnik.pstu.ru/mechanics/about/inf/>



DOI: 10.15593/perm.mech/2018.1.04

УДК 539.3

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОСВЯЗИ ФАЗОВОЙ И СТРУКТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИЙ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

К.А. Тихомирова

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

О СТАТЬЕ

Получена: 04 декабря 2017 г.
Принята: 26 февраля 2018 г.
Опубликована: 30 марта 2018 г.

Ключевые слова:

сплавы с памятью формы, феноменологическая модель, фазовая и структурная деформации, диаграмма прямого превращения, диаграмма мартенситной неупругости, эффект перекрестного упрочнения, термомеханический эксперимент, никелид титана.

АННОТАЦИЯ

Структура ориентированного мартенсита, определяющая макроскопическую деформацию в сплавах с памятью формы (СПФ), может быть сформирована двумя способами: непосредственно из аустенитной фазы в результате прямого фазового превращения под нагрузкой, а также из хаотического мартенсита при его структурном превращении в процессе изотермического нагружения. Деформация, приобретенная первым способом, называется фазовой, вторым – структурной, однако различие в названиях отражает лишь разность механизмов их формирования, тогда как конечный продукт – ориентированный мартенсит – одинаков для обоих типов деформации. В связи с этим некоторые феноменологические модели для СПФ учитывают единообразие этих двух составляющих деформации, определяя их взаимосвязь через диаграммы прямого превращения F_1 (для фазовой деформации) и мартенситной неупругости F_2 (для структурной деформации). Лежащее в основе этих моделей теоретическое представление содержит гипотезу о независимости процесса дальнейшего деформирования ориентированного мартенсита от способа его формирования и включает три материальные функции: F_1 , F_2 , а также связывающую их функцию f . В настоящей работе проведено экспериментальное исследование на проволочных образцах из никелида титана, целью которого являлось подтверждение гипотезы и установление материальных функций, используемых данным теоретическим представлением. Предложен новый способ определения функции f , который может использоваться в качестве проверочного эксперимента. Определены пределы выполнимости гипотезы как для дальнейшего изотермического деформирования образцов с начальными фазовой и структурной деформациями, так и для процессов, связанных с их последующим нагревом. Экспериментально показано совпадение диаграмм доориентации для таких образцов, что служит иллюстрацией эффекта перекрестного упрочнения.

© ПНИПУ

© Тихомирова Ксения Алексеевна – аспирант, инженер-исследователь, e-mail: tikhomirova.k@icmm.ru

Ksenia A. Tikhomirova – PhD Student, Engineer-Researcher, e-mail: tikhomirova.k@icmm.ru



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)

EXPERIMENTAL AND THEORETICAL STUDY OF THE RELATION BETWEEN PHASE AND STRUCTURAL DEFORMATIONS IN SHAPE MEMORY ALLOYS

K.A. Tikhomirova

Institute of Continuous Media Mechanics, UB RAS, Perm, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 04 December 2017
Accepted: 26 February 2018
Published: 30 March 2018

Keywords:

shape memory alloys,
phenomenological model,
phase and structural deformations,
direct transformation diagram,
martensitic inelasticity diagram,
cross-hardening effect,
thermomechanical experiment,
nickel-titanium.

ABSTRACT

The structure of the oriented martensite, which determines the macroscopic deformation of shape memory alloys (SMA), can be formed in two ways: directly from the austenitic phase as a result of direct phase transformation under load, and also from the chaotic martensite under its isothermal structural transformation. The deformation produced by the first method is called the phase deformation, the deformation produced by the second method is called the structural deformation, but the difference in the terms used reflects only the difference in the mechanisms of their initiation, whereas the final product – the oriented martensite – is the same for both types of deformation. Therefore, some SMA phenomenological models take into account the uniformity of these two deformation components by determining their interrelation through the direct transformation diagrams F_1 (for phase deformation) and the diagrams of martensitic inelasticity F_2 (for structural deformation). The theoretical framework of these models is based on the hypothesis that the process of further deformation of the oriented martensite does not depend on the mechanism of its formation and involves three material functions: F_1 , F_2 , and also the function of their interrelation f . The experimental study of wire samples of TiNi, described in this paper, was performed with the aim to substantiate the developed hypothesis and establish three material functions used in the suggested theoretical description. A new method for determining the function f , which can be used as a verifying experiment, is proposed. The range of validity of the hypothesis has been determined both for the succeeding isothermal deformation of the samples with initial phase and structural deformations, and for the processes associated with their subsequent heating. The experiments demonstrated that the further-orientation diagrams for such samples coincide, which is indicative of the cross-hardening effect.

© PNRPU

Введение

Механизмы возникновения фазовой и структурной деформаций в сплавах с памятью формы (СПФ) различны: первая накапливается в ходе прямого фазового превращения аустенита в мартенсит при охлаждении или силовом воздействии, вторая является результатом структурного превращения – переориентации ячеек мартенсита вследствие изменения (возрастания или смены направления) внешней нагрузки. Однако оба механизма формируют одинаковый конечный продукт – ориентированный мартенсит, поэтому процессы накопления деформации в ходе фазового и структурного превращений взаимосвязаны и влияют друг на друга.

Многие исследования свидетельствуют об эквивалентности фазовой и структурной деформаций на макроскопическом уровне. Так, эффект памяти формы – восстановление первоначальной формы образца при нагреве – наблюдается как после фазового (охлаждение под нагрузкой), так и структурного (нагружение в мартенситном состоянии) деформирования. При этом максимально достигаемое в материале значение фазовой и структурной деформаций одинаково и соответствует случаю наиболее ориентированного мартенсита. Одинаково также и максимальное реактивное напряжение, развиваемое при нагреве образцов с начальными фазовой и структурной деформациями в заневоленном состоянии [1]. Согласно теоретическим представлениям

[2–4], характерные температуры обратного фазового перехода также не зависят от природы восстанавливаемой деформации, а только от ее величины и действующего напряжения.

Эффект перекрестного упрочнения, впервые обнаруженный в [5] при испытаниях проволочных образцов из никелида титана и более подробно исследованный в [6, 7], напрямую обусловлен взаимосвязанностью фазовой и структурной деформаций. Суть его заключается в том, что после прямого фазового перехода в процессе охлаждения под некоторым напряжением σ_1 повышается напряжение начала (предел) структурного превращения σ_s^{st} . С этого напряжения в материале начинает развиваться структурная деформация при последующем нагружении в мартенситном состоянии. С другой стороны, повышение предела σ_s^{st} до такого же значения может быть достигнуто нагружением образца из состояния хаотического мартенсита до напряжения σ_2 с последующей разгрузкой. В [7] также исследовался процесс догружения образца в мартенситном состоянии после прямого превращения под действием монотонно изменяющегося напряжения. В [6] установлено, что предел структурного превращения σ_s^{st} всегда выше напряжения предшествующего ему фазового перехода σ_1 , причем зависимость этих двух значений близка к линейной.

Множество работ посвящено теоретическому описанию механического поведения СПФ в различных режи-

мах термосилового воздействия, при которых могут возникать как фазовая, так и структурная деформации; краткая характеристика ряда моделей и их классификация приведены в обзорах [8–10]. Многие модели учитывают лишь деформацию фазового перехода и не позволяют описать процесс переориентации мартенситных ячеек [11–14]. В работах [15, 16], напротив, описана только переориентация мартенситной структуры при завершившемся фазовом переходе, а в [17, 18] основное внимание уделяется явлению псевдоупругости и образованию мартенсита напряжения при деформировании СПФ в условиях постоянной температуры. В ряде моделей [19–24] используется разделение деформации и объемной доли мартенсита на фазовую и структурную составляющие, причем различным образом учитывается их взаимосвязь. В [25, 26] предложен подход, позволяющий единообразно учесть фазовую и структурную составляющие деформации, не разделяя их. При этом в основе моделей [22, 24] и [25, 26] лежит одно и то же теоретическое представление [7, 22], использующее функциональную взаимосвязь напряжений фазового σ_1 и структурного σ_2 превращений, установленную на основании взаимного расположения диаграмм прямого превращения и мартенстиной неупругости из условия эквивалентности создаваемой этими напряжениями ориентированной мартенситной структуры. Целью настоящей работы является экспериментальное обоснование этого представления, а именно проверка гипотез и определение материальных функций, содержащихся в нем.

1. Теоретические представления о взаимосвязи фазовой и структурной деформаций в сплавах с памятью формы

Введем в рассмотрение некоторые понятия. При построении феноменологических моделей для СПФ обычно используется параметр q , соответствующий *объемной доле мартенситной фазы* в представительном объеме материала и изменяющийся от 0 до 1 в ходе прямого фазового превращения. Модели [22, 24] и [25, 26] оперируют понятием *мартенситного элемента*, по-разному определяемым, но имеющим общий смысл: это совокупность кристаллических ячеек мартенситной фазы, образование которых в ходе прямого фазового превращения сообщает элементарное приращение dq объемной доле мартенсита. Деформация, возникающая в образце в результате фазового и структурного превращений, определяется степенью ориентированности мартенсита и называется общим термином *фазово-структурной*; при необходимости для удобства моделирования ее разделяют на фазовую и структурную составляющие. При этом под *деформацией мартенситного элемента* понимается приращение макроскопической фазово-структурной деформации, сообщаемое материалу в результате фазового или структурного превращения кристаллических ячеек, соответствующих этому элементу. *Степень ориентиро-*

ванности мартенситного элемента – это мера сонаправленности вариантов мартенситных ячеек в элементе с действующим внешним напряжением. Возрастание степени ориентированности приводит к увеличению накопленной фазово-структурной деформации в направлении внешней нагрузки.

Полную фазово-структурную деформацию можно разложить на объемную и девиаторную составляющие, что в случае одноосного напряженного состояния (далее речь пойдет только об одноосном растяжении) при завершившемся прямом фазовом переходе выражается суммой $\varepsilon_{phst}^{total} = \varepsilon_V + \varepsilon_{phst}$. Объемная компонента ε_V является константой материала, не зависящей от степени ориентированности мартенситной структуры, и по сравнению с максимально возможной деформацией незначительна (например, для никелида титана ε_V составляет 0,34 %, тогда как максимум фазово-структурной деформации может достигать 5–6 % [24]). С точки зрения кристаллографии максимальное значение фазово-структурной деформации наблюдается в случае, когда все ячейки мартенсита ориентированы в одном направлении. Однако в поликристаллическом сплаве такое состояние не может быть достигнуто из-за наличия границ зерен и дефектов решетки [27]. Поэтому считается, что мартенсит имеет максимальную степень ориентированности, если осевая компонента девиатора тензора фазово-структурной деформации достигла наибольшего возможного для данного материала значения ε_{phst}^{max} . Напротив, структура хаотического мартенсита, получаемая в процессе охлаждения без нагрузки, обладает наименьшей степенью ориентированности и имеет лишь объемную макроскопическую фазовую деформацию ε_V .

Мартенситные элементы образуются из аустенитной фазы в результате прямого фазового перехода, причем их ориентация определяется уровнем действующего при переходе напряжения. Процесс деформирования, при котором все мартенситные элементы обладают одинаковой степенью ориентированности, называется *однородным фазовым деформированием*. Примером такого процесса может служить охлаждение под постоянной нагрузкой. Степень ориентированности элемента, если она меньше максимальной, может быть увеличена в результате последующего структурного превращения. В этом случае она также будет зависеть от значения действующего напряжения, которое должно быть выше *предела структурного превращения* σ_s^{st} – напряжения, с которого начинается процесс переориентации мартенсита при его изотермическом нагружении. При неоднородном фазовом деформировании каждый мартенситный элемент обладает собственным пределом структурного превращения, определяемым его степенью ориентированности.

Сформулируем Утверждение, вытекающее из введенных определений и используемое в моделях [22, 24] и [25, 26]: фазово-структурная деформация мартенситного элемента однозначно определяется его текущей

степенью ориентированности и не зависит от механизма ее приобретения (фазовое или структурное превращение) и предшествующей истории изменения. В основе моделей [22, 24] и [25, 26] также лежит следующая Гипотеза: дальнейшее поведение мартенситного элемента под влиянием внешнего воздействия однозначно определяется его текущей степенью ориентированности и не зависит от механизма ее приобретения и предшествующей истории изменения. При этом под дальнейшим поведением в [22, 24] понимается только переориентация при изотермическом силовом воздействии (структурное превращение), а в [25, 26] – переориентация и обратный фазовый переход при последующем термосиловом воздействии. В [7] эта гипотеза выражается в предположении существования единой поверхности нагружения для процессов фазового и структурного деформирования. Для процессов однородного фазового деформирования гипотеза формулируется следующим образом: деформационный отклик образца на последующее термосиловое воздействие однозначно определяется текущей степенью ориентированности его мартенситной структуры и не зависит от механизма ее приобретения и предшествующей истории изменения. Далее в настоящей работе будут рассматриваться именно такие процессы. На основании сформулированной гипотезы в [7, 22] предложена излагаемая ниже теория, которая устанавливает взаимосвязь между процессами фазового и структурного деформирования в СПФ.

Рассмотрим два процесса однородного фазового деформирования СПФ. В первом случае образец охлаждается под постоянным напряжением (фазовый переход), во втором – нагружается из состояния хаотического мартенсита (структурное превращение). Этим процессам соответствуют две материальные функции: зависимость осевой компоненты девиатора фазовой деформации полного прямого превращения от действующего постоянного напряжения $\varepsilon_{ph} = F_1(\sigma)$, называемая *диаграммой прямого превращения*, и *диаграмма мартенситной неупругости* $\varepsilon_{st} = F_2(\sigma)$ – зависимость накапливаемой структурной деформации от напряжения при деформировании из состояния хаотического мартенсита [24]. Обе функции являются монотонно возрастающими и ограничены сверху максимальным значением осевой компоненты девиатора фазово-структурной деформации $\varepsilon_{phst}^{\max}$ (на рис. 1 по оси ординат отложена общая фазово-структурная деформация без разделения ее на фазовую и структурную составляющие). Получаемая изотермическим деформированием диаграмма F_2 всегда лежит правее F_1 [7, 16] (или совпадает с ней [23, 28]) и тем дальше от нее отстоит, чем ниже температура деформирования [26]. В настоящей работе будут рассматриваться диаграммы мартенситной неупругости, получаемые при комнатной температуре, без учета их температурной эволюции. Напряжение σ_{s0}^{st} соответствует началу накопления структурной дефор-

мации при растяжении хаотического мартенсита и называется *начальным пределом структурного превращения*.

Полная деформация образца ε в мартенситном состоянии состоит из упругой ε_e и фазово-структурной $\varepsilon_{phst}^{total}$ составляющих, последняя из которых складывается из объемной ε_V и девиаторной ε_{phst} частей:

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_V + \varepsilon_{phst}. \quad (1)$$

Упругая деформация определяется законом Гука $\varepsilon_e = \sigma / E_M$ (E_M – мартенситный модуль упругости); температурная деформация за малостью вклада не учитывается. Диаграммы F_1 и F_2 представляют собой зависимость осевой компоненты девиатора фазово-структурной деформации от напряжения. Поскольку в экспериментах на прямое превращение образец после охлаждения содержит полную фазово-структурную деформацию $\varepsilon_{phst}^{total}$, то для построения диаграммы прямого превращения из нее необходимо вычесть объемную составляющую ε_V . В испытаниях на мартенситную неупругость в процессе изотермического нагружения хаотического мартенсита, обладающего в исходном состоянии объемной фазовой деформацией ε_V , накапливаются упругая и девиаторная фазово-структурная составляющие деформации [23], поэтому диаграмма мартенситной неупругости получается вычитанием из накапливаемой деформации упругой составляющей.

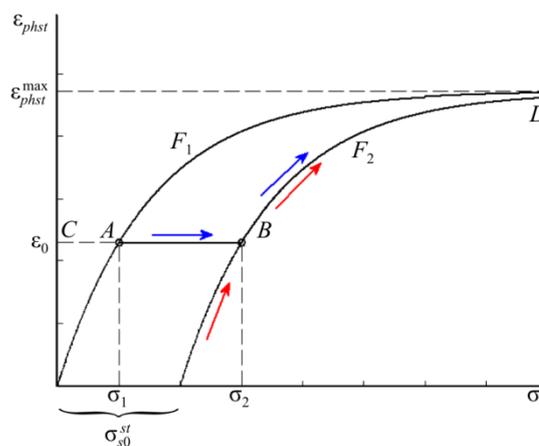


Рис. 1. Схематические диаграммы прямого превращения и мартенситной неупругости. Стрелки – процессы структурного деформирования для образцов с начальными фазовой (синий) и структурной (красный) деформациями
Fig. 1. Schematic diagrams of direct transformation and martensitic inelasticity. Arrows show the processes of structural deformation for samples with initial phase (blue) and structural (red) deformations

Пусть первый образец охлаждается под постоянным напряжением σ_1 , в результате чего в нем накапливается фазовая деформация ε_0 , что соответствует точке A на диаграмме F_1 . Пусть второму образцу сообщена такая же по

величине структурная деформация путем его растяжения из состояния хаотического мартенсита до напряжения σ_2 (точка B на диаграмме F_2). Тогда, согласно Утверждению, мартенситная структура обоих образцов обладает одинаковой степенью ориентированности, а напряжения σ_1 и σ_2 являются эквивалентными для фазового и структурного превращений с точки зрения степени ориентированности формируемой мартенситной структуры. Заметим, что здесь и далее в настоящей работе термин *эквивалентное напряжение* будет использоваться именно в этом смысле, и его не следует путать с обычно понимаемой под ним интенсивностью напряжений. Если, осуществив разгрузку обоих образцов до точки C , произвести их последующее изотермическое нагружение, то диаграмма деформирования окажется одинаковой для двух образцов и опишется кривой $C-B-D$, называемой *диаграммой доориентации* [7], что согласуется с Гипотезой о независимости пути дальнейшего изотермического деформирования ориентированного мартенсита от способа его формирования. В обоих случаях накопление структурной деформации начнется с напряжения σ_2 , которое служит, таким образом, пределом структурного превращения, так как меньшее напряжение не приводит к возрастанию степени ориентированности мартенситной структуры. Поскольку этот предел может быть увеличен как в результате фазового, так и структурного деформирования, явление получило название *эффекта перекрестного упрочнения* [6], аналогично упрочнению упругопластических материалов, связанному с возрастанием их пределов текучести.

Между эквивалентными напряжениями σ_1 и σ_2 , последнее из которых является также пределом структурного превращения, существует функциональная взаимосвязь f , выражающаяся через диаграммы мартенситной неупругости и прямого превращения:

$$\sigma_2 = \sigma_s^{st} = f(\sigma_1) = F_2^{-1}(F_1(\sigma_1)). \quad (2)$$

Здесь и далее верхний индекс -1 обозначает функцию, обратную данной. Как отмечается в [6], $\sigma_2 \geq \sigma_1$, что следует из взаимного расположения диаграмм F_1 и F_2 . В [22] используется гипотеза о совпадении эквивалентных напряжений, т.е. $f(\sigma_1) = \sigma_1$, а в [7] функция f определяется на основе выражения (2) с применением зависимостей

$$F_1 = \varepsilon_{phst}^{\max} \cdot \operatorname{erf}\left(\frac{\sigma}{\sigma_{01} \cdot \sqrt{2}}\right) \text{ и } F_2 = \varepsilon_{phst}^{\max} \cdot \left[1 - \exp\left(-\left(\frac{\sigma}{\sigma_{02}}\right)^\alpha\right)\right],$$

где $\varepsilon_{phst}^{\max}$, σ_{01} , σ_{02} и α – параметры материала. В [26] предложен вид зависимости f :

$$f(\sigma_1) = \sigma_1 + \sigma_{s0}^{st}, \quad (3)$$

соответствующий эквидистантному расположению двух диаграмм. В [26] предполагается также, что вид функции f , как и форма диаграммы F_2 , от температуры не

зависят. От нее зависит только величина σ_{s0}^{st} , возрастающая с понижением температуры.

Заметим, что диаграмма мартенситной неупругости, построенная относительно эквивалентного напряжения σ_1 , совпадет с диаграммой прямого превращения, что следует из выражения (2):

$$F_1(\sigma_1) = F_2(f(\sigma_1)) = F(\sigma), \quad (4)$$

где $F(\sigma)$ – общая для двух диаграмм функция. В [26] соответствие двух диаграмм было показано на примере экспериментальных данных работы [29] по никелиду титана при описании явления мартенситной неупругости интегральным соотношением, включающим материальную функцию, определенную на основе диаграммы прямого превращения того же материала. Вывод о совпадении двух диаграмм в случае отсутствия начального предела структурного превращения σ_{s0}^{st} для явления мартенситной неупругости также следует из модели для фазовых и структурных деформаций работы [23], где он подтверждается экспериментальными данными [28] по никелиду титана.

Итак, представленная теория содержит три материальные функции: F_1 , F_2 и f , две из которых являются независимыми. Методы экспериментального установления диаграмм F_1 и F_2 вытекают из их определений; эти диаграммы были получены для различных материалов в ряде работ [24, 28, 30, 31]. Для определения функции f можно предложить следующие способы: 1) через диаграммы F_1 и F_2 , согласно выражению (2); 2) по пределу структурного превращения σ_2 , соответствующему окончанию упругого участка на диаграммах доориентации с начальной фазовой деформацией, накопленной при охлаждении под напряжением σ_1 ; 3) из условия совпадения диаграмм доориентации с начальными фазовой и структурной деформациями, сформированными под действием напряжений σ_1 и σ_2 , в случае эквивалентности этих напряжений. В работе [7] функция f была определена первым способом, но проверочный эксперимент для нее не проводился. Второй способ был реализован в [6], где предел структурного превращения определялся аналогично условному пределу текучести $\sigma_{0,2}$ при пластическом деформировании. Однако такой подход отличается низкой точностью, поскольку реальные диаграммы доориентации имеют скругление в точке перехода от упругого участка к диаграмме F_2 (точка B на рис. 1), причем характер этого перехода различен для образцов с начальными фазовой и структурной деформациями. В настоящей работе третий способ будет использован в качестве установочного эксперимента и первый – в качестве проверочного.

Гипотеза, лежащая в основе рассмотренной теории, также нуждается в экспериментальной проверке. Ее подтверждением для процесса дальнейшей переориен-

тации при силовом воздействии служит эффект перекрестного упрочнения. Этот эффект экспериментально исследовался в [7], где было показано, что диаграммы доориентации с разными начальными фазовыми деформациями выходят на единую кривую, практически совпадающую с диаграммой мартенситной неупругости F_2 . В настоящей работе эффект исследуется с точки зрения совпадения диаграмм доориентации для образцов с начальными фазовой и структурной деформациями. В работе также выполнена проверка Гипотезы для процессов последующего обратного превращения при температурном воздействии.

Таким образом, представленное в статье экспериментальное исследование имеет следующие цели: 1) определение трех материальных функций F_1 , F_2 и f ; 2) проверка Гипотезы; 3) более детальное исследование эффекта перекрестного упрочнения.

2. Экспериментальное исследование

2.1. Программа экспериментального исследования

Первая серия экспериментов – установочная – посвящена определению функциональной зависимости f между эквивалентными напряжениями σ_1 и σ_2 из условия совпадения диаграмм доориентации для образцов с начальными фазовой и структурной деформациями, выполнение которого в то же время служит иллюстрацией эффекта перекрестного упрочнения и подтверждением Гипотезы для процесса переориентации при изотермическом силовом воздействии.

В рамках второй, проверочной, серии экспериментов определяются диаграммы F_1 и F_2 и проверяется их соответствие в осях эквивалентных напряжений (4) с учетом зависимости f , найденной из установочного эксперимента.

С целью проверки Гипотезы для процессов последующего обратного превращения при температурном воздействии реализована третья серия испытаний, в ходе которой образцы с начальными фазовой и структурной деформациями, накопленными под действием эквивалентных напряжений, подвергаются обратному фазовому переходу в одинаковых условиях (нагреву под постоянной нагрузкой или с постоянной фиксированной деформацией).

2.2. Оборудование, материалы и методика эксперимента

Исследовались проволоочные образцы из никелида титана (55 вес. % никеля) диаметром 1 мм, изготовленные методом волочения без термической обработки (поставщик ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ»). Испытания проводились на разрывной машине Zwick Z100/SN5A с термокамерой, оснащенной вентилятором для обеспечения равномерности прогрева образца. Длина рабочей части образца составляла $300(\pm 5)$ мм. Использо-

вались самодельные захваты для проволоки, изготовленные из инварового сплава, что позволило снизить влияние температурной деформации оснастки на результаты эксперимента. Температура измерялась термопарой, закрепленной на образце. Измерение деформации производилось по перемещению траверсы испытательной машины; для контроля в стационарных точках эксперимента деформация измерялась катетометром КМ-8 по меткам непосредственно на образце.

С целью устранения возможной фазово-структурной деформации образцы перед началом испытания нагревались до температуры $200\text{ }^\circ\text{C}$, соответствующей аустенитному состоянию материала. При этой же температуре проводилось измерение начальной длины образца под нагрузкой 100 МПа, обеспечивающей его выпрямление.

Испытания, связанные с изменением температуры, проводились в диапазоне от $T_A = 200(\pm 2)\text{ }^\circ\text{C}$ (аустенит) до $T_M = 10(\pm 2)\text{ }^\circ\text{C}$ (мартенсит), перекрывающем температурные интервалы как прямого, так и обратного мартенситных превращений при всех реализуемых в эксперименте значениях нагрузок. Нагрев проводился в термокамере с постоянной скоростью $2\text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$. Охлаждение осуществлялось при помощи вентилятора за счет теплообмена с окружающей средой, температура которой устанавливалась меньшей или равной T_M . Скорость охлаждения ввиду отсутствия технической возможности не регулировалась, но среднее ее значение для интервала прямого фазового перехода сопоставимо со скоростью нагрева.

Изотермические испытания проводились при комнатной температуре $T_0 = 25(\pm 2)\text{ }^\circ\text{C}$; скорость нагружения составляла 1 мм/мин. Этим измерениям предшествовал этап охлаждения образца от T_A до T_M (под нагрузкой или в свободном состоянии), гарантирующий полный переход материала в мартенситное состояние. Так как температура T_0 лежит ниже интервала обратного фазового превращения, то последующий нагрев от T_M до T_0 не приводил к образованию аустенитной фазы. После изотермического испытания вновь выполнялся нагрев до температуры T_A (под нагрузкой или в свободном состоянии), приводивший к снятию накопленной фазово-структурной деформации. Предполагалось, что мартенситная фаза и связанная с ней фазово-структурная деформация при T_A исчезают полностью, а оставшаяся деформация имеет пластическую природу и является необратимой. Поэтому измерение деформации образца при этой температуре и сопоставление ее с деформацией, измеренной в мартенситном состоянии, позволяло оценить величину накапливаемой за цикл пластической деформации, а также величину восстанавливаемой фазово-структурной деформации.

Все испытания проводились на нетренированных образцах, для каждого измерения использовалось по три образца с целью определения статистического разброса. Осредненные диаграммы, приводимые далее на графиках,

получены для изотермических испытаний (п. 2.3 и 2.4, рис. 2–4) осреднением по деформации, для термомеханических (п. 2.5) – осреднением по температуре на графиках зависимости деформации обратного фазового перехода от температуры (рис. 5, 6) и по напряжениям на диаграммах реактивных напряжений (рис. 7). Доверительные интервалы, указанные на графиках, в таблицах и в тексте статьи, приводятся для математического ожидания случайной величины с доверительным уровнем 90%, их ширина оп-

ределяется формулой $2t_{\frac{1+z}{2}, n-1} \cdot \sqrt{\frac{\sum (x - \bar{x})^2}{n(n-1)}}$, где x – случайная величина; \bar{x} – ее среднее значение; n – число измерений, $z = 0,9$ – доверительный уровень; $t_{\frac{1+z}{2}, n-1}$ – квантиль распределения Стьюдента, составляющий 2,92 при $n = 3$.

2.3. Эффект перекрестного упрочнения и определение эквивалентных напряжений. Установочный эксперимент

Целью первой серии экспериментов являлось определение функциональной зависимости эквивалентных напряжений f на основании сопоставления диаграмм доориентации образцов, получаемых при реализации эффекта перекрестного упрочнения. Для этого на испытательной машине осуществлены два процесса однородного фазового деформирования, описанные в разд. 1. В первом случае образец охлаждался из аустенитного состояния под действием постоянного напряжения σ_1 , принимавшего в разных испытаниях три значения: 120, 250 и 350 МПа. Затем, после разгрузки в мартенситном состоянии, при комнатной температуре T_0 производилось нагружение образца до 600 МПа с последующей разгрузкой с целью получения диаграммы доориентации. Во втором процессе после охлаждения в свободном состоянии (для образования структуры хаотического мартенсита) образец растягивался до напряжения σ_2 , после чего производилась разгрузка и так же, как и в предыдущем случае, растяжение до 600 МПа с последующей разгрузкой. Значение напряжения σ_2 подбиралось итеративно из следующих условий, послуживших критериями эквивалентности: 1) совпадение диаграмм доориентации, получаемых на этапе растяжения до 600 МПа, для двух процессов; 2) равенство структурной деформации, накопленной в двух процессах за этот этап. Совпадение диаграмм и равенство деформаций достигалось в пределах допустимой точности, определяемой шириной доверительных интервалов.

В результате экспериментального подбора нагрузок было установлено, что для напряжений $\sigma_1 = 120, 250$ и 350 МПа перечисленным критериям удовлетворяют значения $\sigma_2 = 220, 350$ и 450 МПа соответственно, т.е. во всех случаях на 100 МПа выше. Таким образом,

взаимосвязь эквивалентных напряжений f подчиняется соотношению (3) с начальным пределом структурного превращения $\sigma_{s0}^{st} = 100$ МПа.

Сравнительные диаграммы доориентации для двух процессов приведены на рис. 2 для разных уровней эквивалентных напряжений. В первом процессе образец содержит начальную фазовую деформацию, во втором – структурную, но для удобства сравнения начальные точки диаграмм совмещены на графиках. В целом можно отметить качественное соответствие диаграмм, что связано с проявлением эффекта перекрестного упрочнения. Доверительные интервалы, нанесенные на графиках для уровней напряжений 500 и 600 МПа, перекрываются, что свидетельствует о выполнении первого критерия эквивалентности.

Деформация, остающаяся в образцах после разгрузки, измерялась при напряжении 20 МПа. Как видно из диаграмм рис. 2, ее величина для двух процессов практически совпадает (доверительные интервалы перекрываются, максимальное различие в средних значениях составляет 3,9 %). Однако здесь необходимо отметить следующее. Кроме обратимой упругой и накапливаемой структурной составляющих деформации, в образце присутствует и пластическая деформация, вызванная локальными напряжениями, которые возникают при перестройке кристаллической решетки в процессе фазовых и структурных превращений и могут превышать предел текучести материала [27, 32]. Для измерения суммарной пластической деформации, накапливаемой за цикл «охлаждение – изотермическое деформирование – нагрев», необходимо сравнить деформацию образца в аустенитном состоянии до и после цикла нагружения. В настоящей серии испытаний она составляла во всех циклах порядка 0,5 %. Однако оценить, какая доля этой деформации была накоплена на этапе изотермического деформирования, а какая – в процессах охлаждения и нагрева, не представляется возможным, поскольку после разгрузки в мартенситном состоянии в образце остаются и фазово-структурная, и пластическая составляющие деформации. Так, остаточная деформация на диаграммах рис. 2 включает и структурную, и пластическую составляющие. Но равенство этой деформации для двух процессов дает основание предположить и равенство ее составляющих (пластической и структурной) в этих процессах. Таким образом, и второй критерий эквивалентности можно считать выполненным для данной серии экспериментов.

На всех трех графиках переход от начально-упругого участка к более пологому участку накопления структурной деформации для первого процесса (после фазового деформирования) имеет более сглаженный характер, чем для второго (после структурного деформирования). В связи с этим метод определения эквивалентного напряжения аналогично условному пределу текучести $\sigma_{0,2}$ по диаграммам доориентации для двух процессов привел бы к результатам, отличающимся от

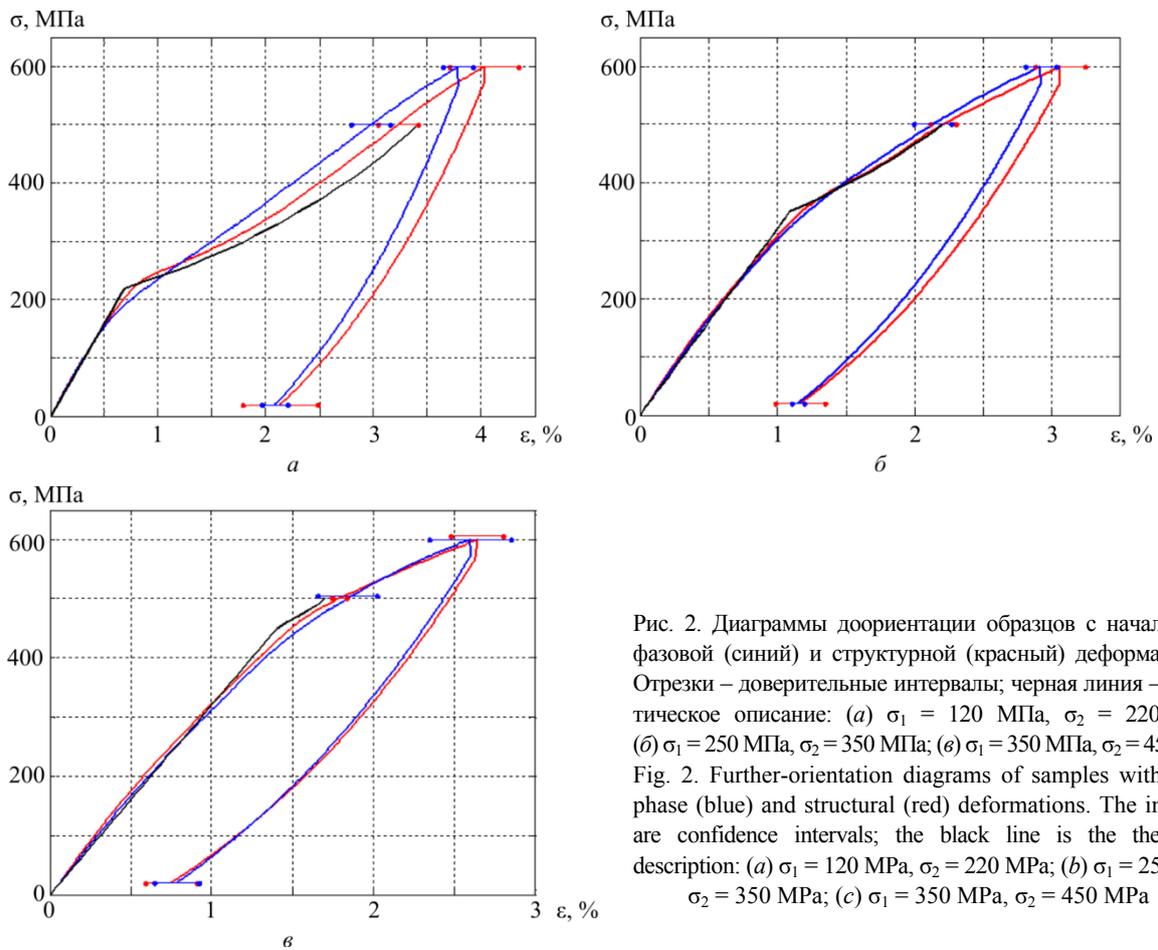


Рис. 2. Диаграммы доориентации образцов с начальными фазовой (синий) и структурной (красный) деформациями. Отрезки – доверительные интервалы; черная линия – теоретическое описание: (а) $\sigma_1 = 120$ МПа, $\sigma_2 = 220$ МПа; (б) $\sigma_1 = 250$ МПа, $\sigma_2 = 350$ МПа; (в) $\sigma_1 = 350$ МПа, $\sigma_2 = 450$ МПа

полученных здесь и не удовлетворяющим введенным критериям эквивалентности. На графиках рис. 2 нанесены также теоретические кривые (черная ветвь), построение которых будет описано в п. 2.4. В [33] установлено, что никелид титана обладает реономными свойствами, об этом свидетельствует наличие вертикального участка в верхней точке диаграмм деформирования (см. рис. 2) – релаксации напряжений при остановке с фиксированной деформацией на 300 с. Отклонение диаграммы от линейно-упругой на этапе разгрузки также может объясняться проявлением эффекта обратной ползучести.

После изотермического нагружения до 600 МПа и разгрузки образцы во всех испытаниях нагревались до первоначальной температуры T_A , соответствующей аустенитному состоянию, и измерялась восстанавливаемая фазово-структурная деформация. Для разных значений σ_1 ее средняя для испытываемых образцов величина составила: при $\sigma_1 = 0$ (хаотический мартенсит) $\varepsilon_{phst} = 4,55$ %, $\sigma_1 = 120$ МПа – 4,79 %, $\sigma_1 = 250$ и 350 МПа – 5,11 %. В рассматриваемом процессе полная фазово-структурная деформация состоит из фазовой, образующейся при охлаждении образца под напряжением σ_1 и включающей объемную составляющую ε_V , и структурной, накапливаемой в процессе последующего изотермического деформирования до напряжения

600 МПа. Чем больше σ_1 , тем больше фазовая доля в суммарной фазово-структурной деформации образцов. Полученные данные свидетельствуют о возрастании полной деформации при увеличении в ней фазовой доли и уменьшении структурной, но разброс значений достаточно мал (для четырех рассмотренных величин σ_1 среднее значение фазово-структурной деформации составляет $(4,89 \pm 0,28)$ %). Согласно изложенной в разд. 1 теории, при изотермическом нагружении все мартенситные элементы претерпевают переориентацию, начиная с эквивалентного напряжения σ_2 , и в конечной точке процесса при напряжении 600 МПа, во всех случаях превышающем значение σ_2 , имеют одинаковую степень ориентированности независимо от величины σ_1 . Это означает, что и накопленная фазово-структурная деформация также должна быть одинаковой (см. разд. 1, Утверждение). Поэтому для дальнейших теоретических исследований будем пользоваться ее средней для четырех рассмотренных случаев величиной 4,89 %.

По диаграмме доориентации после предварительного структурного деформирования образца до 450 МПа (рис. 2, в, красная ветвь), как имеющей наиболее протяженный упругий участок, определен модуль упругости E_M материала в мартенситном состоянии, составивший 36 ГПа, что близко к известному из литературы значению 33 ГПа [34]. Для определения использовалась ли-

нейная аппроксимация экспериментальных данных в диапазоне напряжений до 200 МПа, реализованная с помощью метода наименьших квадратов. Начальные упругие участки теоретических диаграмм (черные линии на рис. 2, пояснение к их построению дано в п. 2.4), полученные с использованием найденного модуля упругости по закону Гука $\sigma = E_M \varepsilon_e$, демонстрируют хорошее согласование с экспериментальными данными для всех трех уровней начальных нагрузок.

2.4. Диаграммы прямого превращения и мартенситной неупругости. Проверочный эксперимент

Вторая серия экспериментов посвящена определению диаграмм мартенситной неупругости и прямого превращения и их сопоставлению в осях эквивалентных напряжений с учетом функциональной зависимости f , найденной из установочного эксперимента.

Для получения диаграммы прямого превращения образец охлаждался в диапазоне температур от T_A до T_M под постоянной нагрузкой σ_1 , принимавшей в разных испытаниях значения 120, 250 и 350 МПа. После разгрузки в мартенситном состоянии производился нагрев образца до первоначальной температуры T_A и измерялась восстанавливаемая фазовая деформация. Такой способ измерения позволяет выделить из накапливаемой за этап охлаждения деформации чисто фазовую составляющую, которая является обратимой. Если измерять деформацию непосредственно после разгрузки в мартенситном состоянии, есть вероятность наряду с фазовой составляющей учесть необратимую пластическую деформацию, накопление которой возможно при прямом мартенситном превращении.

Таким образом, были получены три точки диаграммы прямого превращения, содержащие объемную и девиаторную составляющие фазовой деформации. Здесь необходимо отметить следующее. Теоретическое представление в разд. 1 изложено для образцов, не обладающих текстурированностью и, следовательно, не проявляющих обратимый эффект памяти формы (накопление и возврат девиаторной составляющей фазовой деформации $\varepsilon_{\text{оэпф}}$ при термоциклировании без нагрузки). Испытываемые проволоочные образцы обладают текстурой в направлении волочения, поэтому при охлаждении без нагрузки помимо объемной составляющей деформации ε_V в них накапливается деформация $\varepsilon_{\text{оэпф}}$ в направлении волочения. Обозначим за $\varepsilon_0 = \varepsilon_V + \varepsilon_{\text{оэпф}}$ осевую компоненту фазово-структурной деформации, накапливаемую в образце в процессе охлаждения без нагрузки, тогда соотношение (1) будет иметь вид

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_V + \varepsilon_{\text{оэпф}} + \varepsilon_{\text{phst}} = \varepsilon_e + \varepsilon_0 + \varepsilon_{\text{phst}}.$$

По результатам измерений, для испытываемых образцов деформация ε_0 составила 0,3 %, однако выделить чисто

объемную составляющую этой деформации в данном типе испытаний не представляется возможным. По данным [35], деформация ε_V для никелида титана равна 0,34 % (величина положительная при охлаждении), что сопоставимо с измеренным значением ε_0 . Это позволяет предположить, что доля обратимого эффекта памяти формы в деформации ε_0 незначительна. На графике рис. 3 полученные экспериментально три точки диаграммы прямого превращения нанесены за вычетом начальной фазовой деформации ε_0 . Начальная точка диаграммы соответствует нулю по деформациям и напряжениям, так как при охлаждении в отсутствие нагрузки фазовая деформация равна ε_0 .

В качестве диаграммы мартенситной неупругости обычно приводят диаграмму деформирования образца из состояния хаотического мартенсита за вычетом упругой составляющей деформации ε_e [24] (согласно выражению (1), деформация, накапливаемая при изотермическом растяжении хаотического мартенсита, складывается только из $\varepsilon_{\text{phst}}$ и ε_e). Однако такой способ не позволяет отделить чисто структурную составляющую деформации от имеющихся в образце пластической деформации и деформации ползучести, последняя из которых обуславливает также зависимость вида кривой от скорости нагружения. Поэтому диаграмма мартенситной неупругости строилась следующим образом. Образец из состояния хаотического мартенсита нагружался до напряжения σ_2 , принимавшего в разных испытаниях значения 220, 350 и 450 МПа, эквивалентные напряжениям σ_1 в испытаниях на прямое превращение. Затем после разгрузки производился нагрев в свободном состоянии до температуры T_A , и измерялась восстанавливаемая фазово-структурная деформация, фазовая составляющая в которой равна начальной деформации ε_0 . Верхняя точка на диаграмме взята из серии испытаний п. 2.3 для случая растяжения образца до напряжения 600 МПа из состояния хаотического мартенсита ($\sigma_1 = 0$), восстанавливаемая деформация в котором составила 4,55 %. На графике (см. рис. 3) эти точки нанесены за вычетом начальной деформации ε_0 в осях эквивалентных напряжений σ_1 . Согласно теоретическим представлениям, начальная точка диаграммы мартенситной неупругости $\varepsilon_{st} = 0$ соответствует начальному пределу структурного превращения $\sigma_2 = \sigma_{s0}^s = 100$ МПа, который совпадает с нулем на оси эквивалентного напряжения σ_1 .

На рис. 3 представлены экспериментально полученные диаграммы прямого превращения $F_1(\sigma_1)$ и мартенситной неупругости $F_2(f(\sigma_1))$ со сплайн-аппроксимацией экспериментальных точек. Качественно диаграммы аналогичны, однако количественно деформация прямого превращения превышает деформацию мартенситной неупругости, что свидетельствует

о невыполнении теоретического представления (4) о совпадении этих диаграмм. Вообще говоря, процессы фазового и структурного деформирования, как соответствующие различным механизмам перестройки кристаллической решетки, на микроструктурном уровне не являются эквивалентными: в частности, они вызывают различное распределение внутренних напряжений, поэтому Гипотеза, предполагающая тождественность этих процессов на макромеханическом уровне, не может выполняться в точности. Так, единая кривая, на которую выходят диаграммы доориентации в эксперименте работы [7], расположена на некотором расстоянии от диаграммы F_2 и может считаться совпадающей с ней лишь при некотором допущении. Также и функция f , определенная в настоящей работе из условия совпадения диаграмм доориентации для эквивалентных напряжений, не может с такой же точностью удовлетворить условию (4) совпадения диаграмм $F_1(\sigma_1)$ и $F_2(f(\sigma_1))$.

С другой стороны, определение этой функции через диаграммы F_1 и F_2 , согласно соотношению (2), привело бы к расхождению в соответствующих диаграммах доориентации. Для решения этой проблемы можно предложить определять две частные функции $f_{уст}$ и $f_{пров}$ из независимых экспериментов установочной и проверочной серий, а для дальнейших расчетов использовать функцию f , среднюю для двух полученных. Построенная таким образом средняя функция будет удовлетворять условиям обоих экспериментов с меньшей точностью, чем частные функции для каждого из них, но с большей, чем $f_{уст}$ для проверочного и $f_{пров}$ – для установочного экспериментов. В настоящей работе используется другой способ: для двух графиков $F_1(\sigma_1)$ и $F_2(f(\sigma_1))$ вводится средняя функция $F(\sigma_1)$ (черная линия на рис. 3), построенная по средним экспериментальным точкам и аппроксимированная зависимостью (5). Верхняя точка диаграммы соответствует полученной в п. 2.3 средней восстанавливаемой деформации 4,89 % за вычетом ϵ_0 , накапливаемой в образцах в процессе охлаждения под различными постоянными напряжениями и последующего растяжения в мартенсите до напряжения 600 МПа, эквивалентного $\sigma_1 = 500$ МПа. Поскольку в этой деформации присутствуют как структурная, так и фазовая компоненты, то ее значение должно лежать между диаграммами мартенситной неупругости и прямого превращения и может считаться средним для этих диаграмм. Введенная таким образом средняя зависимость $\epsilon_{phst} = F(\sigma_1)$ приближенно описывает диаграммы мартенситной неупругости и прямого превращения. Все три диаграммы, представленные на рис. 3, имеют асимптотический характер, что свидетельствует об ограниченности фазово-структурной деформации.

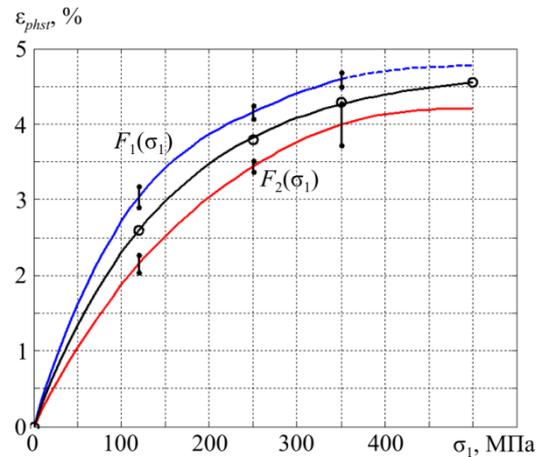


Рис. 3. Экспериментальные диаграммы прямого превращения (синий) и мартенситной неупругости (красный) относительно напряжения σ_1 . Отрезки – доверительные интервалы; кружки – средние для двух диаграмм экспериментальные значения; черная линия – средняя диаграмма (5)
Fig. 3. Experimental diagrams of direct transformation (blue) and martensitic inelasticity (red) with respect to σ_1 stress. The intervals are confidence intervals; the circles are the experimental mean values for the two diagrams; the black line is the mean diagram (5)

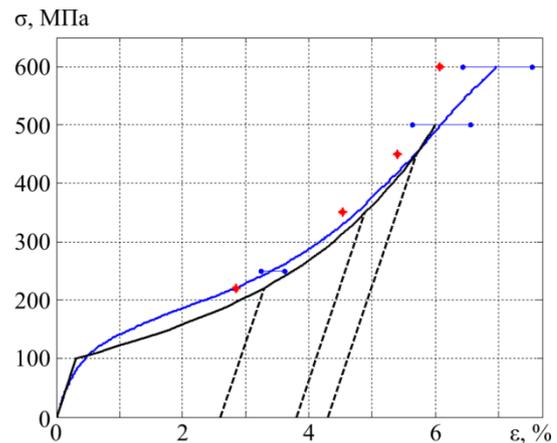


Рис. 4. Экспериментальная диаграмма деформирования хаотического мартенсита (синяя линия), ее теоретическое описание (черная линия). Красные точки – результаты испытаний на мартенситную неупругость с добавлением упругой деформации ϵ_e ; отрезки – доверительные интервалы
Fig. 4. The experimental diagram of the chaotic martensite deformation (blue line), its theoretical description (black line). Red dots are the results of tests on martensitic inelasticity with ϵ_e elastic deformation; intervals are confidence intervals

В качестве аппроксимирующей функции $F(\sigma_1)$ используется соотношение, предложенное в [22] для определения приращений фазовой и структурной деформаций:

$$F(\sigma_1) = (1 - \exp(-\sigma_1 / \sigma_0)) \epsilon_{phst}^{\max}, \quad (5)$$

где σ_0 и ϵ_{phst}^{\max} – константы материала, значения которых найдены методом наименьших квадратов из аппроксимации средних экспериментальных данных (см. рис. 3), $\sigma_0 = 150$ МПа, $\epsilon_{phst}^{\max} = 4,7\%$.

На рис. 4 приведена экспериментальная диаграмма деформирования образца из состояния хаотического мартенсита (синяя линия), имеющего начальную деформацию ε_0 , не входящую в полученную кривую. Рядом с диаграммой нанесены данные испытаний на мартенситную неупругость с добавлением упругой составляющей деформации ε_e (красные точки на графике), так что суммарная деформация, соответствующая этим точкам, включает упругую составляющую и осевую компоненту девиатора тензора фазово-структурной деформации: $\varepsilon_e + \varepsilon_{phst}$. Отклонение диаграммы деформирования от данных эксперимента на мартенситную неупругость объясняется тем, что помимо составляющих ε_e и ε_{phst} в ней присутствуют пластическая деформация и деформация ползучести, которые накапливаются особенно интенсивно при напряжениях выше 500 МПа. Поэтому, ограничиваясь теоретическим учетом только упругой и фазово-структурной составляющих деформации (соотношение (1)), возможно достоверно описать диаграммы деформирования рассматриваемого материала при нагрузках до 500 МПа.

Согласно теоретическим представлениям разд. 1, рассматриваемая диаграмма деформирования может быть описана функцией $F(f^{-1}(\sigma_2))$ с добавлением упругой составляющей деформации ε_e (черная линия на графике). В диапазоне напряжений до 500 МПа наблюдается хорошее согласование экспериментальных и теоретических данных. Отклонение начального участка экспериментальной диаграммы от предписываемого моделью линейно-упругого свидетельствует о том, что структурная деформация начинает накапливаться в образце и при напряжениях ниже σ_{s0}^{st} , но с небольшой интенсивностью (как отмечается в [16], диаграмма мартенситной неупругости для никелида титана вообще не имеет начально-упругого участка).

Представленные в п. 2.3 диаграммы доориентации с разными, отличными от нуля, начальными фазовой и структурной деформациями описываются участками той же теоретической кривой (см. рис. 4), начальные точки которых строятся упругой разгрузкой от соответствующих напряжений $\sigma_2 = 220, 350$ и 450 МПа (пунктирные линии). Полученные таким образом диаграммы нанесены на графиках рис. 2 для сопоставления с экспериментальными данными; можно отметить их качественное и количественное соответствие.

Несмотря на значительное количественное расхождение экспериментальных диаграмм прямого превращения и мартенситной неупругости (см. рис. 3), с помощью средней для них функции F удалось достоверно описать диаграммы доориентации (см. рис. 2) и деформирования образцов из состояния хаотического мартенсита (см. рис. 4) в диапазоне нагрузок, не вызывающих интенсивного развития пластической деформации и деформации ползучести. Таким образом, результаты двух независи-

мых серий испытаний демонстрируют наличие взаимосвязи между материальными функциями F_1 , F_2 и f и подтверждают достоверность их определения. Совпадение диаграмм доориентации для образцов с начальными фазовой и структурной деформациями, сформированными под действием эквивалентных напряжений, служит проявлением эффекта перекрестного упрочнения и свидетельствует о выполнимости Гипотезы для случая изотермического воздействия.

2.5. Обратное мартенситное превращение после предварительного фазового и структурного деформирования

В рамках третьей серии испытаний осуществляется проверка Гипотезы об идентичности процессов деформирования образцов с начальными фазовой и структурной деформациями при последующем термосиловом воздействии. С этой целью для таких образцов получены термомеханические диаграммы обратного фазового перехода, осуществляемого в одинаковых условиях (с одинаковой нагрузкой/деформацией и скоростью нагрева), критерием при сопоставлении которых могут служить температурные границы перехода A_s (начало) и A_f (окончание).

В первой группе термомеханических испытаний образцы с начальной фазовой и структурной деформациями, полученными описанным в п. 2.3 способом при эквивалентных напряжениях σ_1 и σ_2 , нагревались под постоянной нагрузкой, равной σ_1 . Исследовались три уровня напряжений: $\sigma_1 = 120, 250$ и 350 МПа ($\sigma_2 = 220, 350$ и 450 МПа соответственно). На рис. 5 приведены полученные при этом экспериментальные термомеханические кривые; по оси ординат отложено отношение фазово-структурной деформации к максимальной восстанавливаемой деформации цикла, которое в случае однородного фазового деформирования совпадает с объемной долей исчезающей мартенситной фазы q .

Для определения температур A_s и A_f методом наименьших квадратов реализована аппроксимация представленных зависимостей следующим выражением, предложенным в [36]:

$$q = \begin{cases} 0, & \xi \leq 0, \\ (1 - \cos(\pi\xi))/2, & 0 < \xi < 1, \quad \xi = 1 + \frac{A_s - T}{A_f - A_s}, \\ 1, & \xi \geq 1, \end{cases} \quad (6)$$

Результаты аппроксимации приведены на рис. 5, а полученные температуры перехода представлены в табл. 1. Можно отметить, что верхние границы интервала превращения A_f примерно одинаковы для обоих способов задания начальной деформации, а нижние – A_s – выше (с разницей до 17°C) для образцов с начальной структурной деформацией, чем с фазовой. В табл. 1 и на рис. 5 также приведены ширины доверительных интервалов

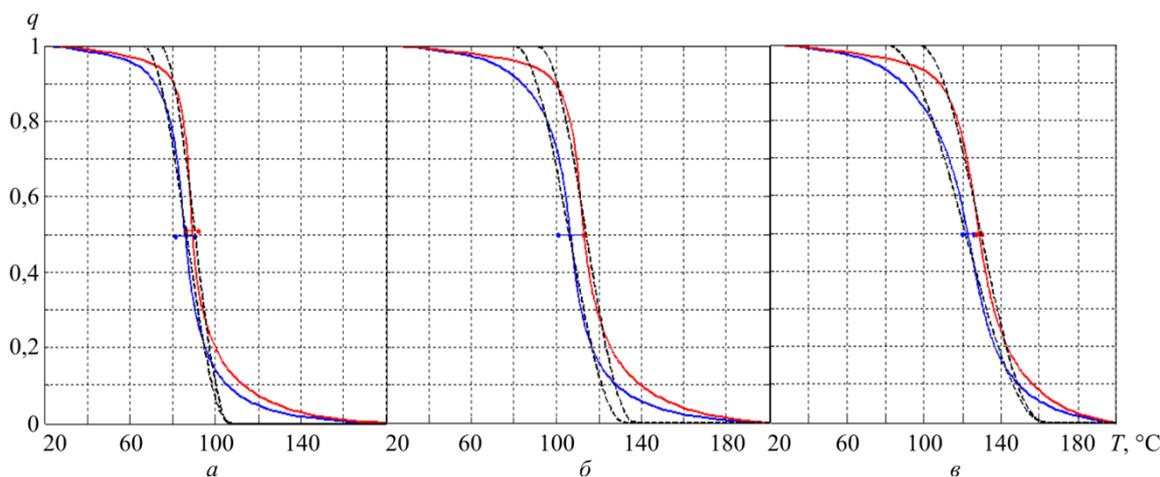


Рис. 5. Термомеханические кривые нагрева образцов с начальными фазовой (синий) и структурной (красный) деформациями. Отрезки – доверительные интервалы; пунктир – аппроксимация соотношением (6): *a* – 120 МПа; *b* – 250 МПа; *c* – 350 МПа
 Fig. 5. Thermomechanical curves of heating samples with the initial phase (blue) and structural (red) deformations. The intervals are confidence intervals; the dotted line is an approximation by the relation (6): *a* – 120 MPa; *b* – 250 MPa; *c* – 350 MPa

$\Delta_{q=0,5}$ для температур, соответствующих $q = 0,5$, по трем образцам. Для образцов с начальной структурной деформацией они значительно меньше, что свидетельствует о большей стабильности обратного фазового перехода после структурного деформирования.

Таблица 1

Температуры обратного фазового перехода под постоянным напряжением σ_1 для образцов с начальными фазовой и структурной деформациями

Table 1

The temperatures of the reverse phase transition under constant σ_1 stress for samples with initial phase and structural deformations

σ_1 , МПа	Начальная фазовая деформация			Начальная структурная деформация		
	A_s , °C	A_f , °C	$\Delta_{q=0,5}$, °C	A_s , °C	A_f , °C	$\Delta_{q=0,5}$, °C
120	66	107	9,27	74	107	5,76
250	80	132	11,88	91	137	0,34
350	80	163	6,33	97	162	2,57

В рамках второй группы термомеханических экспериментов производился нагрев образцов под нагрузкой 120 МПа сразу после испытаний, описанных в п. 2.3, в ходе которых растяжением до 600 МПа образцам была сообщена одинаковая (в среднем) фазово-структурная деформация, но с разной долей в ней фазовой деформации: чем больше напряжение σ_1 , под которым осуществлялось предварительное охлаждение, тем больше фазовая составляющая деформации. Полученные термомеханические кривые для процесса обратного превращения при разных значениях σ_1 представлены на рис. 6. Граничные температуры превращения найдены также аппроксимацией экспериментальных зависимостей соотношением (6), их значения приведены в табл. 2. Видно, что начальная температура перехода A_s снижается с ростом фазовой

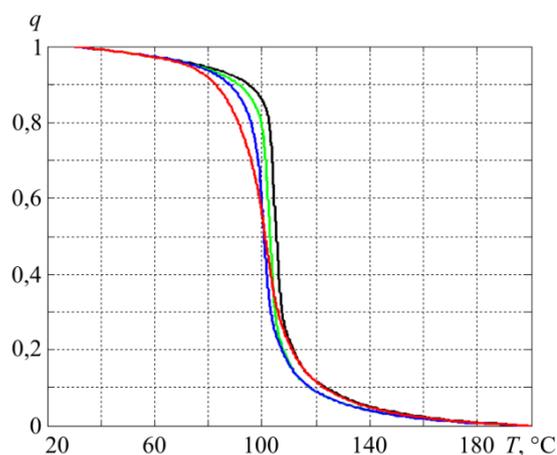


Рис. 6. Термомеханические диаграммы нагрева образцов с начальной фазово-структурной деформацией для разных значений σ_1 : 0 (черный), 120 (зеленый), 250 (синий) и 350 (красный) МПа
 Fig. 6. Thermomechanical diagrams for heating of samples with initial phase-structural deformation for different values of σ_1 : 0 (black), 120 (green), 250 (blue), and 350 (red) MPa

Таблица 2

Температуры обратного фазового перехода под постоянным напряжением 120 МПа для образцов с начальной фазово-структурной деформацией

Table 2

The temperatures of the reverse phase transition under constant stress of 120 MPa for samples with the initial phase-structural deformation

σ_1 , МПа	A_s , °C	A_f , °C	$\Delta_{q=0,5}$, °C
0	96	115	8,95
120	94	113	0,67
250	87	114	3,83
350	76	126	1,06

составляющей деформации при увеличении σ_1 , тогда как температура завершения перехода A_f остается примерно

на одном уровне (за исключением случая при $\sigma_1 = 350$ МПа). Это подтверждает полученную в предыдущей серии испытаний закономерность, что наличие структурной деформации существенно повышает температуру A_s и практически не влияет на A_f . В таблице также приведены ширины доверительных интервалов $\Delta_{q=0,5}$ по трем образцам для каждого значения σ_1 .

Третья группа испытаний представляла собой эксперимент на развитие реактивных напряжений. Предварительно образец охлаждался из аустенитного состояния под нагрузкой $\sigma_1 = 350$ МПа (для задания начальной фазовой деформации) или растягивался из состояния хаотического мартенсита до эквивалентного напряжения $\sigma_2 = 450$ МПа (для задания начальной структурной деформации). Затем в обоих случаях после снятия предварительной нагрузки образец в мартенситном состоянии снова нагружался напряжением 350 МПа, после чего фиксировалась его деформация и производился нагрев в заневоленном состоянии. Полученные зависимости реактивных напряжений от температуры приведены на рис. 7,

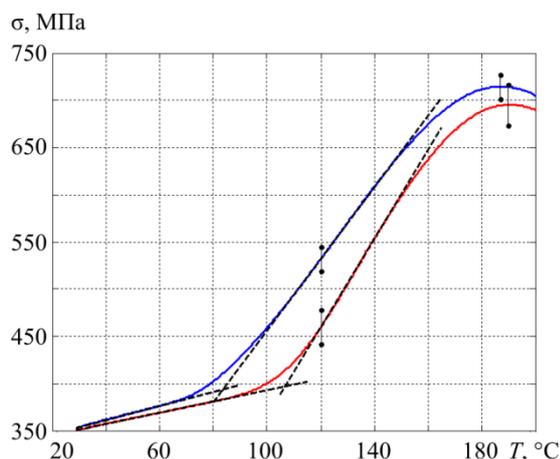


Рис. 7. Диаграммы развития реактивных напряжений в образцах с начальными фазовой (синий) и структурной (красный) деформациями. Отрезки – доверительные интервалы Fig. 7. Propagation diagrams of reactive stresses in samples with initial phase (blue) and structural (red) deformations. Intervals are confidence intervals

на котором представлены также доверительные интервалы по напряжениям для температуры 120°C и для максимальных напряжений. В данном случае температура A_s начала обратного перехода определялась графически как точка пересечения касательных к начальному и среднему участкам диаграмм (см. рис. 7). Температура окончания перехода A_f устанавливалась как соответствующая максимальному реактивному напряжению. Значения A_s и A_f составили 84 и 187°C для начальной фазовой и 107 и 190°C для начальной структурной деформаций. С этими температурами соотносятся напряжения 394 и 715 МПа для начальной фазовой и 397 и $695,5$ МПа для

начальной структурной деформации. Здесь, как и в двух предыдущих сериях, температура A_s значительно ниже для образцов с начальной фазовой деформацией, чем со структурной, а разница в значениях A_f для этих случаев незначительна. Напряжения начала обратного фазового перехода также практически совпадают, а для максимальных напряжений, соответствующих окончанию обратного перехода, перекрываются доверительные интервалы (см. рис. 7). Наблюдаемое падение реактивных напряжений при температурах выше A_f объясняется процессами пластического течения вследствие достижения аустенитного предела текучести, который для никелида титана составляет приблизительно 720 МПа [26].

По результатам трех видов термомеханических испытаний можно сделать следующий вывод. Температура окончания обратного превращения A_f практически не зависит от природы восстанавливаемой деформации (фазовой или структурной). Однако наличие структурной деформации значительно повышает температуру начала обратного превращения A_s по сравнению с фазовой, причем разница температур тем больше, чем выше напряжение прямого фазового перехода σ_1 . При $\sigma_1 = 350$ МПа разница составляет порядка 20°C , что в некоторых случаях сопоставимо с шириной интервала перехода.

По свидетельству некоторых исследований [27, 37], тип мартенситной текстуры после переориентации совпадает с типом текстуры, формирующейся при ориентированном росте. Однако на микроуровне мартенситная структура, формирующаяся из аустенитной фазы в процессе прямого перехода, отличается от той, что образуется после переориентации ячеек уже сформировавшейся мартенситной фазы в результате структурного превращения. Этим, в частности, объясняется и разность полей внутренних напряжений, вызывающая различие в температурах обратного фазового перехода: структурное превращение, связанное с перестройкой сформировавшейся мартенситной структуры, увеличивает эти напряжения. Поэтому на микроуровне процессы фазового и структурного деформирования не являются эквивалентными. Их эквивалентность проявляется в ряде макромеханических процессов и может быть учтена в феноменологических моделях. Так, она хорошо выражена в явлении перекрестного упрочнения (см. п. 2.3, условие совпадения диаграмм доориентации); для процессов прямого превращения и мартенситной неупругости (п. 2.4) она выражается в возможности достоверно описать оба процесса средней для двух диаграмм функцией. Что касается температур обратного фазового перехода, для случаев с невысоким напряжением прямого превращения ($\sigma_1 < 250$ МПа) они также с удовлетворительной точностью могут быть приняты средними для двух процессов. При напряжениях более высоких необходимо учитывать разность полей внутренних напряжений, влияющих на температуры перехода, в зависимо-

сти от типа накопленной деформации – фазовой или структурной (вариант их учета будет рассмотрен в разд. 3). Таким образом, по результатам экспериментального исследования сформулированную в разд. 1 Гипотезу для изотермического деформирования можно считать выполненной, а область ее выполнимости для термомеханического деформирования – ограниченной случаями с невысокими напряжениями прямого фазового перехода.

3. Термодинамика фазового перехода. Прогнозирование температур обратного превращения

В работе [4] предложено следующее соотношение для учета зависимости характерных температур фазовых переходов от действующих напряжений:

$$T_c = T_{c0} + \frac{T_{c0}}{\rho[q]} \sigma [\varepsilon_{phst}]. \quad (7)$$

Здесь T_{c0} – средняя температура интервала фазового перехода (прямого или обратного) в отсутствие напряжений; $[q]$ – теплота, выделяемая (поглощаемая) в процессе перехода; ρ – плотность материала; σ – действующее при переходе напряжение, $[\varepsilon_{phst}]$ – изменение фазово-структурной деформации в процессе перехода, положительное для прямого и отрицательное для обратного превращения. Выделяемая (поглощаемая) при переходе теплота может быть вычислена как $[q] = T_c[S]$, где $[S]$ – изменение энтропии в процессе перехода. В предположении, что величина теплоты перехода не зависит от напряжения, справедливо равенство $T_c[S] = T_{c0}[S_0]$, где $[S_0]$ – изменение энтропии в отсутствие напряжений. Тогда зависимость (7) можно представить в виде

$$T_c = T_{c0} + k\sigma[\varepsilon_{phst}], \quad (8)$$

где $k = \frac{1}{\rho[S_0]}$. Для никелида титана, согласно данным [36], $[S_0] = \pm 62,5$ Дж/(кг·К) (положительное значение для прямого и отрицательное для обратного фазового перехода), $\rho = 6440$ кг/м³, откуда $k = \pm 2,48 \cdot 10^{-6}$ (К·м³)/Дж.

Температуры начала и окончания обратного фазового перехода равны соответственно

$$A_s = T_c - L/2, \quad A_f = T_c + L/2, \quad (9)$$

где L – ширина интервала перехода. В работе [2] на основании термодинамических соотношений получена зависимость ширины интервала перехода от его средней температуры и показано, что она имеет монотонно возрастающий характер. В настоящей статье из условия наилучшего согласования с данными эксперимента будем полагать эту зависимость линейной:

$$L = T_c \cdot k_L + b. \quad (10)$$

По результатам первой группы экспериментов п. 2.5 для образцов с начальной фазовой деформацией получены значения констант $k_L = 1,17$, $b = -64,1$ °С. На основании этой же серии испытаний из соотношений (8)–(10) установлена температура T_{c0} , составившая 81,8 °С. При этом поскольку рассматриваются только случаи однородного фазового деформирования, при которых эквивалентное напряжение σ_1 одинаково для всех мартенситных элементов, входящее в выражение (8) изменение фазово-структурной деформации в процессе обратного перехода $[\varepsilon_{phst}]$ определяется функцией $F(\sigma_1)$:

$$[\varepsilon_{phst}(\sigma_1)] = -F(\sigma_1) - \varepsilon_V, \quad (11)$$

что соответствует фазово-структурной деформации, накопленной к моменту начала обратного перехода, но с обратным знаком. Функция $F(\sigma_1)$ конкретизируется соотношением (5) с параметрами, найденными в ходе проверочного эксперимента п. 2.4. Полученные на основании (8)–(11) теоретические зависимости температур A_s , A_f и T_c от действующего напряжения, а также их экспериментальные значения приведены на рис. 8.

На температуры перехода наряду с внешними усилиями оказывают влияние поля внутренних напряжений. Предположим, что внутренние напряжения ориентированного мартенсита, сформировавшегося в результате структурного превращения, на $\Delta\sigma$ превышают значения напряжений мартенсита эквивалентной ориентации, образовавшегося в процессе фазового перехода под нагрузкой (здесь $\Delta\sigma$ – интегральный аналог распределенных по объему микронапряжений, эквивалентный внешней нагрузке). Тогда средние температуры обратного превращения для исчезающих фазовой и структурной деформаций согласно (8) при прочих равных условиях – равенстве деформации и внешнего напряжения – будут отличаться на величину $k\Delta\sigma[\varepsilon_{phst}]$, а граничные температуры интервала превращения с учетом их линейной зависимости от T_c (10) – на $k\Delta\sigma[\varepsilon_{phst}]\left(1 \pm \frac{k_L}{2}\right)$. По результатам трех серий термо-

механических испытаний п. 2.5 установлено, что для структурной деформации температуры начала обратного перехода выше, чем для фазовой, тогда как температуры окончания практически совпадают. Это позволяет предположить, что напряжение $\Delta\sigma$, влияющее на сдвиг температуры A_s при наличии структурной деформации, релаксирует в процессе исчезновения мартенсита, и на температуру окончания превращения уже не влияет. Поэтому теоретическое описание характерных температур обратного превращения A_s^{st} и A_f^{st} образцов с начальной структурной деформацией, эксперименталь-

ные значения которых получены в первой группе испытаний п. 2.5 (отмечены кружками на рис. 8), для конечной температуры совпадает с A_f , а для начальной определяется соотношением

$$A_s^{st} = A_s + k\Delta\sigma \left[\varepsilon_{phst} \right] \left(1 - \frac{k_L}{2} \right).$$

Для рассматриваемой серии испытаний из условия наилучшего совпадения с экспериментальными данными методом наименьших квадратов установлено значение $\Delta\sigma = 333$ МПа. Полученные теоретические зависимости, представленные на рис. 8, демонстрируют хорошее согласование с результатами экспериментов.

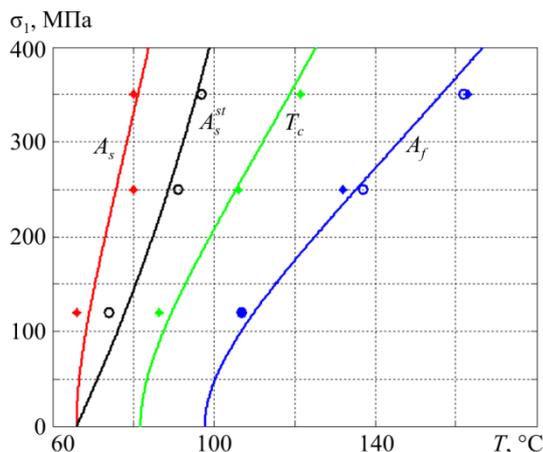


Рис. 8. Температуры обратного фазового перехода в зависимости от напряжения σ_1 : теоретическое описание (линии) и экспериментальные данные для образцов с начальными фазовой (точки) и структурной (кружки) деформациями
 Fig. 8. Temperatures of the reverse phase transition depending on σ_1 stress: theoretical description (lines) and experimental data for samples with initial phase (points) and structural (circles) deformations

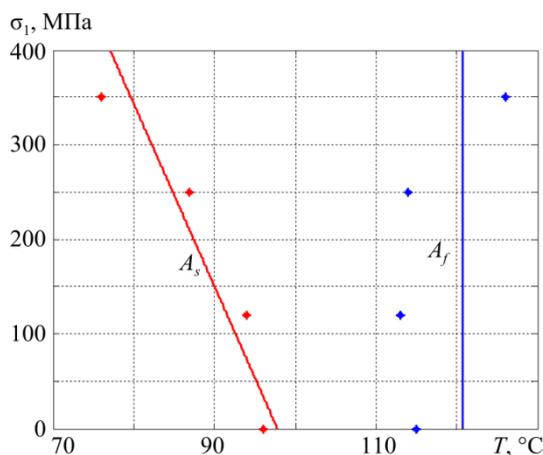


Рис. 9. Температуры обратного фазового перехода для образцов с начальной фазово-структурной деформацией в зависимости от напряжения σ_1 : линии – теория, точки – эксперимент
 Fig. 9. Reverse phase transition temperatures for samples with initial phase-structural deformation depending on σ_1 stress: lines show the theory, points show the experiment

Во второй группе термомеханических испытаний п. 2.5 производился нагрев образцов, которые после предварительного фазового перехода под напряжением σ_1 подвергались структурному деформированию приложением нагрузки $\sigma_{max} = 600$ МПа. Будем полагать, что в этом случае величина $\Delta\sigma$ пропорциональна отношению длины интервала структурного деформирования (по напряжениям) к напряжению, эквивалентному максимальной нагрузке σ_{max} :

$$\Delta\sigma = \Delta\sigma_{max} \frac{f(\sigma_{max}) - \sigma_1}{f(\sigma_{max})}. \text{ Здесь } \Delta\sigma_{max} - \text{значение } \Delta\sigma \text{ при}$$

структурном деформировании из состояния хаотического мартенсита, величина которого, определенная методом наименьших квадратов по экспериментальным данным рис. 9 для температур начала обратного превращения, составила 516,6 МПа. Теоретическая зависимость температур начала обратного перехода от напряжения σ_1 , построенная с использованием соотношения (9), приведена на рис. 9 в сравнении с экспериментальными данными. Температура окончания перехода считается постоянной, поскольку на нее не влияет напряжение $\Delta\sigma$, и составляет в соответствии с (8)–(11) 120,8 °С.

Заключение

В работе исследована взаимосвязь фазовых и структурных деформаций в экспериментах на растяжение проволочных образцов из никелида титана. Осуществлена экспериментальная проверка Гипотезы и определены три материальные функции, используемые при феноменологическом моделировании процессов фазово-структурного деформирования СПФ, в частности, в работах [22, 24] и [25, 26]. Из испытаний на перекрестное упрочнение (установочный эксперимент) получена функциональная зависимость между эквивалентными напряжениями фазового и структурного переходов, описана процедура экспериментального определения этой зависимости, введены критерии эквивалентности. Экспериментально подтверждено совпадение диаграмм доориентации для образцов с начальными фазовой и структурной деформациями при реализации эффекта перекрестного упрочнения, что является новым результатом в исследовании эффекта перекрестного упрочнения. В ходе проверочного эксперимента показано, что диаграммы прямого превращения и мартенситной неупругости в осях эквивалентных напряжений с достаточной точностью могут быть описаны одной общей функцией. Указан метод экспериментального построения этих диаграмм, позволяющий отделить фазово-структурную составляющую деформации от вязкоупругой и пластической составляющих. В серии термомеханических испытаний определены пределы применимости Гипотезы об эквивалентности фазовой и структурной деформаций с точки зрения их влияния на процесс последующего деформирования материала. С использованием термодинамических соотношений [4] предложен метод теоретического описания температур обратного фазового

перехода для образцов с начальными фазовой, структурной и фазово-структурной деформациями.

Благодарности

Автор благодарит ведущего научного сотрудника ИМСС УрО РАН д.ф.-м.н. А.А. Адамова за помощь в организации экспериментального исследования.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №16-31-00161-мол_a).

Библиографический список

1. Материалы с эффектом памяти формы: справ. / С.П. Беляев, А.Е. Волков, В.А. Ермолаев, З.П. Каменцева, С.Л. Кузьмин, В.А. Лихачев, В.Ф. Мозгунов, А.И. Разов, Р.Ю. Хайров; под ред. В.А. Лихачева. – Т. 2. – СПб.: Изд-во СПбГУ, 1998. – 374 с.
2. Малыгин Г.А. Размытые мартенситные переходы и пластичность кристаллов с эффектом памяти формы // Успехи физических наук. – 2001. – Т. 171, № 2. – С. 187–212. DOI: 10.3367/UFNr.0171.200102c.0187
3. Мовчан А.А., Казарина С.А. Материалы с памятью формы как объект механики деформируемого твердого тела: экспериментальные исследования, определяющие соотношения, решение краевых задач // Физическая мезомеханика. – 2012. – Т. 15, № 1. – С. 105–116.
4. Rogovoy A.A., Stolbova O.S. Modeling the magnetic field control of phase transition in ferromagnetic shape memory alloys // International Journal of Plasticity. – 2016. – Vol. 85. – P. 130–155. DOI: org/10.1016/J.IJPLAS.2016.07.006
5. Мовчан А.А., Казарина С.А., Танг Зин Аунг. Аналог теории пластичности для описания деформирования сплавов с памятью формы при фазовых и структурных превращениях // Деформация и разрушение материалов. – 2009. – № 9. – С. 2–6.
6. Казарина С.А., Мовчан А.А., Сильченко А.Л. Экспериментальное исследование взаимодействия фазовых и структурных деформаций в сплавах с памятью формы // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2016. – Т. 22, № 1. – С. 85–98.
7. Мовчан А.А., Сильченко А.Л., Казарина С.А. Экспериментальное исследование и теоретическое моделирование эффекта перекрестного упрочнения сплавов с памятью формы // Деформация и разрушение материалов. – 2017. – № 3. – С. 20–27.
8. Материалы с эффектом памяти формы: справ. / С.П. Беляев, А.Е. Волков, В.А. Ермолаев, З.П. Каменцева, С.Л. Кузьмин, В.А. Лихачев, В.Ф. Мозгунов, А.И. Разов, Р.Ю. Хайров; под ред. В.А. Лихачева. – Т. 4. – СПб.: Изд-во НИИХ СПбГУ, 1998. – 268 с.
9. Lobo P.S., Almeida J., Guerreiro L. Shape memory alloys behaviour: a review // Procedia Engineering. – 2015. – Vol. 114. – P. 776–783. DOI: 10.1016/j.proeng.2015.08.025
10. Cisse C., Zaki W., Zineb T.B. A review of constitutive models and modeling techniques for shape memory alloys // International Journal of Plasticity. – 2016. – Vol. 76. – P. 244–284. DOI: org/10.1016/J.IJPLAS.2015.08.006
11. An improved, fully symmetric, finite-strain phenomenological constitutive model for shape memory alloys / J. Arghavani, F. Auricchio, R. Naghdabadi, A. Reali // Finite Elements in Analysis and Design. – 2011. – Vol. 47. – P. 166–174. DOI: org/10.1016/j.finel.2010.09.001
12. Constitutive model for the numerical analysis of phase transformation in polycrystalline shape memory alloys / D. Lagoudas, D. Hartl, Y. Chemisky, L. Machado, P. Popov // International Journal of Plasticity. – 2012. – Vol. 32–33. – P. 155–183. DOI: org/10.1016/j.ijplas.2011.10.009

Acknowledgments

The author acknowledges A.A. Adamov, Leading Research Assistant of the Institute of Continuous Media Mechanics, Ural branch of the Russian Academy of Sciences, for the help in organizing the experimental studies.

The work has been carried out with the financial support of the Russian Foundation for Basic Research (Grant No. 16-31-00161-mol_a).

13. Anisotropic behavior of superelastic NiTi shape memory alloys; an experimental investigation and constitutive modeling / R. Mehrabi, M.T. Andani, M. Elahinia, M. Kadkhodaei // Mechanics of Materials. – 2014. – Vol. 77. – P. 110–124. DOI: 10.1016/j.mechmat.2014.07.006
14. Müller C., Bruhns O.T. A thermodynamic finite-strain model for pseudoelastic shape memory alloys // International Journal of Plasticity. – 2006. – Vol. 22. – No. 9. – P. 1658–1682. DOI: 10.1016/J.IJPLAS.2006.02.010
15. Zaki W. An efficient implementation for a model of martensite reorientation in martensitic shape memory alloys under multiaxial nonproportional loading // International Journal of Plasticity. – 2012. – Vol. 37. – P. 72–94. DOI: org/10.1016/j.ijplas.2012.04.002
16. Мишустин И.В., Мовчан А.А. Аналог теории пластического течения для описания деформации мартенситной неупругости в сплавах с памятью формы // Изв. РАН. МТТ. – 2015. – № 2. – С. 78–95.
17. Fabrizio M., Pecoraro M., Tibullo V. A shape memory alloy model by a second order phase transition // Mechanics Research Communications. – 2016. – Vol. 74. – P. 20–26. DOI: org/10.1016/j.mechrescom.2016.03.005
18. Yu C., Kang G., Kan Q. An equivalent local constitutive model for grain size dependent deformation of NiTi polycrystalline shape memory alloys // International Journal of Mechanical Sciences. – 2018. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2018.02.001
19. Theoretical and numerical modeling of shape memory alloys accounting for multiple phase transformations and martensite reorientation / F. Auricchio, E. Bonetti, G. Scalet, F. Ubertini // International Journal of Plasticity. – 2014. – Vol. 59. – P. 30–54. DOI: ORG/10.1016/J.IJPLAS.2014.03.008
20. Constitutive model for shape memory alloys including phase transformation, martensitic reorientation and twins accommodation / Y. Chemisky, A. Duval, E. Patoo, T. Ben Zineb // Mechanics of Materials. – 2011. – Vol. 43. – No. 7. – P. 361–376. DOI: 10.1016/j.mechmat.2011.04.003
21. Panico M., Brinson L.C. A three-dimensional phenomenological model for martensite reorientation in shape memory alloys // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. – 2007. – Vol. 55. – No. 11. – P. 2491–2511. DOI: 10.1016/j.jmps.2007.03.010
22. Мишустин И.В., Мовчан А.А. Моделирование фазовых и структурных превращений в сплавах с памятью формы, происходящих под действием немонотонно меняющихся напряжений // Изв. РАН. МТТ. – 2014. – № 1. – С. 37–53.
23. Мовчан А.А., Мовчан И.А. Модель нелинейного деформирования сплавов с памятью формы в активных процессах прямого превращения и структурного перехода // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2008. – Т. 14, № 1. – С. 75–87.
24. Мовчан А.А., Мовчан И.А., Сильченко Л.Г. Микромеханическая модель нелинейного деформирования сплавов с памятью

формы при фазовых и структурных превращениях // Изв. РАН. МТТ. – 2010. – № 3. – С. 118–130. DOI: 10.3103/S0025654410030118

25. Тихомирова К.А. Разработка и численная реализация одномерной феноменологической модели фазовой деформации в сплавах с памятью формы // Вычисл. мех. сплош. сред. – 2016. – Т. 9, № 2. – С. 192–206. DOI.org/10.7242/1999-6691/2016.9.2.17

26. Тихомирова К.А. Изотермическое деформирование сплава с памятью формы в разных температурных интервалах. Случай одноосного растяжения // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2017. – Т. 23, № 2. – С. 263–282.

27. Малеткина Т.Ю. Влияние деформации на мартенситные превращения и эффект памяти формы в сплавах на основе никелида титана: дис. ... канд. физ.-мат. наук: 01.02.04. – Томск, 1999. – 176 с.

28. Wu X.D., Sun G.J., Wu J.S. The nonlinear relationship between transformation strain and applied stress for nitinol // Materials Letters. – 2003. – Vol. 57. – P. 1334–1338. DOI: org/10.1016/S0167-577x(02)00983-7

29. Определяющие соотношения для сплавов с памятью формы – микромеханика, феноменология, термодинамика / А.А. Мовчан, Л.Г. Сильченко, С.А. Казарина, Тант Зин Аунг // Учен. зап. Казан. ун-та. Сер. Физико-математические науки. – 2010. – Т. 152, № 4. – С. 180–193.

30. Melton K.N. Ni-Ti based shape memory alloys // Engineering aspects of shape memory alloys. Ed. T.W. Duering. – London, UK: Butterworth-Heinemann Ltd, 1990. – P. 21–25.

31. Some aspects of the properties of NiTi shape memory alloy / Y. Liu, J. Van Humbeeck, R. Stalmans, L. Delaey //

J. Alloys Compn. – 1997. – Vol. 247. – No. 1–2. – P. 115–121. DOI: org/10.1016/s0925-8388(96)02572-8

32. Волков А.Е. Микроструктурное моделирование деформации сплавов при повторяющихся мартенситных превращениях // Изв. Акад. наук. Сер. Физическая. – 2002. – Т. 66, № 9. – С. 1290–1297.

33. Мовчан А.А., Климов К.Ю. Моделирование реономных свойств сплавов с памятью формы // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2011. – Т. 17, № 2. – С. 255–267.

34. Андронов И.Н., Богданов Н.П., Северова Н.А., Тарсин А.В. Метод количественного описания зависимости модуля Юнга никелида титана от температуры // Изв. Коми научного центра УрО РАН. – 2013. – №3. – С. 87–90.

35. Дилатометрические аномалии и эффект памяти формы в сплаве титан–никель, подвергнутом низкотемпературной термомеханической обработке / С.Д. Прокошкин, Л.М. Капуткина, Т.В. Морозова, И.Ю. Хмелевская // Физика металлов и металловедение. – 1995. – Т. 80, № 3. – С. 70–77.

36. Мовчан А.А., Чжо Т.Я. Решение начально-краевых задач о прямом и обратном превращении в рамках нелинейной теории деформирования сплавов с памятью формы // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2007. – Т. 13, № 4. – С. 452–468.

37. Лихачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П. Эффект памяти формы. – Л.: Изд-во ЛГУ, 1987. – 216 с.

References

1. Beliaev S.P., Volkov A.E., Ermolaev V.A., Kamentseva Z.P., Kuz'min S.L., Likhachev V.A., Mozgunov V.F., Razov A.I., Khairov R.Iu. Materialy s effektivom pamiaty formy [Materials with shape memory effect]. Spravochnoe izdanie. Pod redaktsiei Likhacheva V.A. – Saint Petersburg: Izdatel'stvo NIIKh SPbGU, 1998, Vol. 2, 374 p.

2. Malygin G.A. Razmytye martensitnye perekhody i plastichnost' kristallov s effektivom pamiaty formy [Diffuse martensite transitions and the plasticity of crystals with the shape memory effect]. *Physics-Uspeski*, 2001, Vol. 44, No. 2, pp. 173–197. doi: 10.3367/UFNr.0171.200102c.0187

3. Movchan A.A., Kazarina S.A. Materialy s pamiat'iu formy kak ob'ekt mekhaniki deformiruемого твердого tela: eksperimental'nye issledovaniia, opredeliaushchie sootnosheniia, reshenie kraevykh zadach [Shape memory materials as an object of solid mechanics: Experimental study, constitutive relations, solution of boundary-value problems]. *Fizicheskaia mezomekhanika – Physical Mesomechanics*, 2012, Vol. 15, No. 1, pp. 105–116.

4. Rogovoy A.A., Stolbova O.S. Modeling the magnetic field control of phase transition in ferromagnetic shape memory alloys. *International Journal of Plasticity*, 2016, – Vol. 85, pp. 130–155. doi.org/10.1016/j.ijplas.2016.07.006

5. Movchan A.A., Kazarina S.A., Tant Zin Aung. Analog teorii plastichnosti dlia opisaniia deformirovaniia spлавov s pamiat'iu formy pri fazovykh i strukturnykh prevrashcheniakh [An analogue of the plasticity theory for describing the deformation of shape memory alloys during phase and structural transformations]. *Deformatsiia i razrushenie materialov – Russian metallurgy (Metally)*, 2009, No. 9, pp. 2–6.

6. Kazarina S.A., Movchan A.A., Sil'chenko A.L. Eksperimental'noe issledovanie vzaimodeistviia fazovykh i strukturnykh deformatsii v splavakh s pamiat'iu formy [Experimental investigation the interaction between phase and structure deformations in shape memory alloys]. *Mekhanika*

kompozitsionnykh materialov i konstruksii – Composite Mechanics and Design, 2016, Vol. 22, No. 1, pp. 85–98.

7. Movchan A.A., Sil'chenko A.L., Kazarina S.A. Eksperimental'noe issledovanie i teoreticheskoe modelirovanie effekta perekrestnogo uprochneniia spлавov s pamiat'iu formy [Experimental investigation and theoretical simulation of cross-hardening phenomena in shape memory alloys]. *Deformatsiia i razrushenie materialov – Russian metallurgy (Metally)*, 2017, No. 3, pp. 20–27.

8. Beliaev S.P., Volkov A.E., Ermolaev V.A., Kamentseva Z.P., Kuz'min S.L., Likhachev V.A., Mozgunov V.F., Razov A.I., Khairov R.Iu. Materialy s effektivom pamiaty formy [Materials with shape memory effect]. Spravochnoe izdanie. Pod redaktsiei Likhacheva V.A. – Saint Petersburg: Izdatel'stvo NIIKh SPbGU, 1998, Vol. 4, 268 p.

9. Lobo P.S., Almeida J., Guerreiro L. Shape memory alloys behaviour: A review. *Procedia Engineering*, 2015, Vol. 114, pp. 776–783. doi: 10.1016/j.proeng.2015.08.025

10. Cisse C., Zaki W., Zineb T.B. A review of constitutive models and modeling techniques for shape memory alloys. *International Journal of Plasticity*, 2016, Vol. 76, pp. 244–284. doi.org/10.1016/j.ijplas.2015.08.006

11. Arghavani J., Auricchio F., Naghdabadi R., Reali A. An improved, fully symmetric, finite-strain phenomenological constitutive model for shape memory alloys. *Finite Elements in Analysis and Design*, 2011, Vol. 47, pp. 166–174. doi.org/10.1016/j.finel.2010.09.001

12. Lagoudas D., Hartl D., Numerical Y., Machado L., Popov P. Constitutive model for the numerical analysis of phase transformation in polycrystalline shape memory alloys. *International Journal of Plasticity*, 2012, Vol. 32–33, pp. 155–183. doi.org/10.1016/j.ijplas.2011.10.009

13. Mehrabi R., Andani M.T., Elahinia M., Kadkhodaei M. Anisotropic behavior of superelastic NiTi shape memory alloys; an experimental investigation and constitutive modeling. *Mechanics of Materials*, 2014, Vol. 77, pp. 110–124. doi:10.1016/j.mechmat.2014.07.006

14. Müller C., Bruhns O.T. A thermodynamic finite-strain model for pseudoelastic shape memory alloys. *International Journal of Plasticity*, 2006, Vol. 22, No. 9, pp. 1658-1682. doi:10.1016/j.ijplas.2006.02.010
15. Zaki W. An efficient implementation for a model of martensite reorientation in martensitic shape memory alloys under multiaxial nonproportional loading. *International Journal of Plasticity*, 2012, Vol. 37, pp. 72-94. doi.org/10.1016/j.ijplas.2012.04.002
16. Mishustin I.V., Movchan A.A. Analog of the plastic flow theory for describing martensitic inelastic strains in shape memory alloys. *Mechanics of Solids*, 2015, Vol. 50, No. 2, pp. 72-94.
17. Fabrizio M., Pecoraro M., Tibullo V. A shape memory alloy model by a second order phase transition. *Mechanics Research Communications*, 2016, Vol. 74, pp. 20-26. doi.org/10.1016/j.mechrescom.2016.03.005
18. Yu C., Kang G., Kan Q. An equivalent local constitutive model for grain size dependent deformation of NiTi polycrystalline shape memory alloys. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2018. doi:10.1016/j.ijmecsci.2018.02.001
19. Auricchio F., Bonetti E., Scalet G., Ubertini F. Theoretical and numerical modeling of shape memory alloys accounting for multiple phase transformations and martensite reorientation. *International Journal of Plasticity*, 2014, Vol. 59, pp. 30-54. doi.org/10.1016/j.ijplas.2014.03.008
20. Chemisky Y., Duval A., Patoor E., Ben Zineb T. Constitutive model for shape memory alloys including phase transformation, martensitic reorientation and twins accommodation. *Mechanics of Materials*, 2011, Vol. 43, No. 7, pp. 361-376. doi:10.1016/j.mechmat.2011.04.003
21. Panico M., Brinson L.C. A three-dimensional phenomenological model for martensite reorientation in shape memory alloys. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2007, Vol. 55, No. 11, pp. 2491-2511. doi:10.1016/j.jmps.2007.03.010
22. Mishustin I.V., Movchan A.A. Modeling of phase and structure transformations occurring in shape memory alloys under nonmonotonically varying stresses. *Mechanics of Solids*, 2014, Vol. 49, No. 1, pp. 27-39.
23. Movchan A.A., Movchan I.A. Model' nelinejnogo deformirovaniya splavov s pamjat'ju formy v aktivnykh processah prjamoogo prevrashhenija i strukturnogo perehoda [Model of nonlinear deformation of shape memory alloys in active processes of forward transformation and structural transition]. *Mekhanika kompozitsionnykh materialov i konstruksii – Composite Mechanics and Design*, 2008, Vol. 14, No. 1, pp. 75-87.
24. Movchan A.A., Movchan I.A., Sil'chenko L.G. Micromechanical model of nonlinear deformation of shape memory alloys under phase and structure transitions. *Mechanics of Solids*, 2010, Vol. 45, No. 3, pp. 406-416. DOI: 10.3103/S0025654410030118
25. Tikhomirova K.A. Razrabotka i chislennaia realizatsiia odnomernoi fenomenologicheskoi modeli fazovoi deformatsii v splavakh s pamiat'ju formy [Development and numerical implementation of one-dimensional phenomenological model for phase deformation in shape memory alloys]. *Vychislitel'naja mekhanika sploshnykh sred – Computational Continuum Mechanics*, 2016, Vol. 9, No. 2, Pp.192-206. DOI.org/10.7242/1999-6691/2016.9.2.17
26. Tikhomirova K.A. Izotermicheskoe deformirovanie splava s pamiat'ju formy v raznykh temperaturnykh intervalakh. Sluchai odnoosnogo rastiasheniia [Isothermal deformation of shape memory alloy in different temperature ranges. Uniaxial case]. *Mekhanika kompozitsionnykh materialov i konstruksii – Composite Mechanics and Design*, 2017, Vol. 23, No. 2, pp. 263-282.
27. Maletkina T.Iu. Vliianie deformatsii na martensitnye prevrashcheniia i effekt pamiat'ju formy v splavakh na osnove nikelida titana [Influence of deformation on martensitic transformations and shape memory effect in TiNi-based alloys]. PhD Dissertation, Tomsk, 1999, 176 p.
28. Wu X.D., Sun G.J., Wu J.S. The nonlinear relationship between transformation strain and applied stress for nitinol. *Materials Letters*, 2003, Vol. 57, pp. 1334-1338. doi.org/10.1016/S0167-577X(02)00983-7
29. Movchan A.A., Sil'chenko L.G., Kazarina S.A., Tant Zin Aung. Opredel'aiushchie sootnosheniia dlia splavov s pamiat'ju formy – mikromekhanika, fenomenologija, termodinamika [Shape memory alloys constitutive relations – micromechanics, phenomenology, thermodynamics]. *Uchenye zapiski Kazanskogo universiteta. Seriya Fiziko-matematicheskie nauki*. 2010, Vol. 152, No. 4, Pp.180-193.
30. Melton K.N. Ni-Ti based shape memory alloys. *Engineering aspects of shape memory alloys*. Ed. T.W. Duering. London, UK: Butterworth-Heinemann Ltd, 1990, pp. 21-25.
31. Liu Y., Van Humbeeck J., Stalmans R., Delaey L. Some aspects of the properties of NiTi shape memory alloy. *J. Alloys Compn.*, 1997, Vol. 247, No. 1-2, pp. 115-121. DOI.ORG/10.1016/S0925-8388(96)02572-8
32. Volkov A.E. Mikrostrukturnoe modelirovanie deformatsii splavov pri povtor'aiushchikh martensitnykh prevrashcheniiah [Microstructural modeling of alloy deformation in repeated martensitic transformations]. *Izvestiia Rossiiskoi Akademii Nauk. Seriya Fizicheskaja – Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2002, Vol. 66, No. 9, pp. 1290-1297.
33. Movchan A.A., Klimov K.Iu. Modelirovanie reonomicznykh svoistv splavov s pamiat'ju formy [Simulation of rheonomic properties of shape memory alloys]. *Mekhanika kompozitsionnykh materialov i konstruksii – Composite Mechanics and Design*, 2011, Vol. 17, No. 2, pp. 255-267.
34. Andronov I.N., Bogdanov N.P., Severova N.A., Tarsin A.V. Metod kolichestvennogo opisaniia zavisimosti modulja Junga nikelida titana ot temperatury [Method of quantitative describing of temperature dependence of NiTi Young's modulus]. *Izvestija Komi nauchnogo centra UrO RAN – Proceedings of Komi scientific center of UB RAS*, 2013, No. 3, pp. 87-90.
35. Prokoshkin S.D., Kaputkina L.M., Morozova T.V., Khmelevskaia I.Iu. Dilatometricheskie anomalii i effekt pamiat'ju formy v splave titan–nikel', podvergnutom nizkotemperaturnoi termomekhanicheskoi obrabotke [Dilatometric anomalies and shape memory effect in titanium-nickel alloy after low temperature thermomechanical treatment]. *Fizika metallov i metallovedenie – The Physics of Metals and Metallography*, 1995, Vol. 80, No. 3, pp. 452-468.
36. Movchan A.A., Chzho T.Ja. Reshenie nachal'no-kraevykh zadach o prjamo i obratnom prevrashhenii v ramkah nelinejnoi teorii deformirovaniia splavov s pamjat'ju formy [Solution of boundary problems of forward and inverse transformations in the framework of nonlinear deformation theory of shape memory alloys]. *Mekhanika kompozitsionnykh materialov i konstruksii – Composite Mechanics and Design*, 2007, Vol. 13, No. 4, pp. 452-468.
37. Likhachev V.A., Kuz'min S.L., Kamentseva Z.P. Effekt pamiat'ju formy [Shape memory effect]. L., Izdatel'stvo LGU, 1987, 216 p.