

УДК 539.4

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ<sup>1</sup>

Казарина С.А., Мовчан А.А., Сильченко А.Л.

*ФГБУН Институт прикладной механики РАН, г. Москва, Россия*

### АННОТАЦИЯ

Проведены экспериментальные исследования процессов накопления деформаций прямого мартенситного фазового превращения в образцах из никелида титана после прокатки со степенью логарифмической деформации 0.7 и опыты по накоплению деформации мартенситной неупругости на таких же образцах. Установлено, что диаграмма прямого превращения находится на плоскости напряжения - деформации между диаграммой мартенситной неупругости и осью деформаций. Описаны результаты экспериментов, в которых на первом этапе происходило прямое фазовое превращение, а на втором - структурный переход.

**Ключевые слова:** сплавы с памятью формы; фазовые переходы; структурные превращения; диаграммы деформирования; взаимодействие; эксперимент

## EXPERIMENTAL INVESTIGATION THE INTERACTION BETWEEN PHASE AND STRUCTURE DEFORMATIONS IN SHAPE MEMORY ALLOYS

Kazarina S.A., Movchan A.A., Silchenko A.L.

*Institute of Applied Mechanics of Russian Academy of Science, Moscow, Russia*

### ABSTRACT

Experimental study is carried of the direct martensitic phase transformation strain accumulation processes in NiTi samples after rolling with a 0.7 logarithm strain degree. The experiments are carried on the martensite inelasticity strain accumulation with the same samples as well. It was found that direct transformation diagram is on the stress - strain plane between martensitic inelasticity diagram and the strain axis. The results of experiments are described in which the first step is a direct phase transformation, and the second - the structural transition.

**Keywords:** shape memory alloys; phase transformation; structure transition; stress-strains diagram; interaction; experiment

### ВВЕДЕНИЕ

Известны два механизма задания элементам из сплавов с памятью формы [1-3] начальной неупругой деформации – за счет явления термоупругого фазового превращения [3-13], и за счет эффекта мартенситной неупругости [3,12-22].

<sup>1</sup> Работа выполнена при финансовом содействии РФФИ, проект №14-01-00189.

В первом случае элемент из СПФ нагружается в высокотемпературном фазовом состоянии и под действием этой нагрузки охлаждается через интервал температур прямого фазового превращения. В результате накапливается неупругая деформация, девиатор которой соосен девиатору приложенных напряжений, а интенсивность является возрастающей функцией интенсивности приложенных напряжений. С ростом интенсивности приложенных напряжений интенсивность накопленной фазовой деформации стремится к некоторому пределу, коррелирующему с интенсивностью кристаллографической деформации фазового перехода. График зависимости интенсивности фазовой деформации, накопленной при полном прямом превращении под действием постоянного напряжения от интенсивности этого напряжения, называется далее диаграммой прямого превращения. Тензор фазовой деформации, помимо девиаторных компонент, содержит также деформацию объемного эффекта реакции прямого превращения. Предполагается, что объемная составляющая от действующих напряжений не зависит и пропорциональна величине объемной доли мартенситной фазы. В случае состояния одноосного растяжения компонента осевой фазовой деформации полного прямого превращения может быть получена как сумма линейной деформации объемного эффекта прямого превращения и девиаторной компоненты. Линейная деформация объемного эффекта может быть найдена как та осевая фазовая деформация, которая накапливается при полном прямом превращении в отсутствие напряжений.

Второй способ задания начальной деформации осуществляется следующим образом. Образец из СПФ, находящийся первоначально в аустенитном фазовом состоянии, охлаждается через интервал температур прямого фазового превращения в отсутствие внешних приложенных напряжений и внутренних ориентированных микронапряжений. В результате материал переходит в состояние хаотического (полностью сдвойникового) мартенсита, в котором осредненная по представительному объему фазовая деформация формоизменения отсутствует. Далее происходит изотермическое нагружение образца монотонно возрастающим напряжением. В результате наблюдается раздвойникование и переориентация мартенситных элементов [23], степень их ориентированности растет вместе с осредненной деформацией формоизменения, которая далее называется структурной деформацией. График зависимости интенсивности структурной деформации, накопленной в таком процессе при возрастании интенсивности напряжения от нуля до некоторого значения  $\sigma_i$ , от величины  $\sigma_i$  называется диаграммой мартенситной неупругости. Интенсивность структурной деформации также, как и интенсивность фазовой, ограничены сверху величиной интенсивности кристаллографической деформации фазового превращения. Структурная деформация отсчитывается обычно от состояния полностью сдвойникового мартенсита, в котором уже имеется фазовая деформация объемного эффекта реакции прямого превращения. Поэтому тензор структурной деформации является девиатором.

Важное значение для моделирования термомеханического поведения СПФ имеют вопросы о форме диаграмм прямого превращения и мартенситной неупругости и их взаимном расположении. Дело в том, что две основные материальные функции модели нелинейного деформирования СПФ при фазовых и структурных превращениях [12,24-26], трактуемые как функции распределения интенсивности микронапряжений в представительном объеме СПФ (аустенитное и мартенситное фазовые состояния) с точностью до постоянного множителя,

равного кристаллографической деформации фазового превращения, совпадают с выражениями интенсивности деформации через интенсивность напряжений, характерными, соответственно, для диаграмм прямого превращения и мартенситной неупругости. Выполнение условия равенства этих функций вместе с требованиями отсутствия разгрузки и пропорционального изменения компонент девиатора напряжений позволяют в рамках положения об активных процессах пропорционального нагружения [12,13] перейти от определяющих соотношений для СПФ в приращениях к определяющим соотношениям в виде конечных алгебраических соотношений, что облегчает решение краевых задач для СПФ [27-29].

Принципиальное значение для моделирования термомеханических процессов в СПФ имеет вопрос о взаимодействии механизмов фазового и структурного деформирования этих материалов. Микромеханизмы этих явлений [23,30] позволяют выдвинуть гипотезу о том, что суммарная фазово-структурная деформация в процессах, где одновременно или последовательно действуют оба эти механизма, не должна превосходить кристаллографическую деформацию фазового перехода [25]. Известно, что для явления мартенситной неупругости характерно деформационное упрочнение [21,22], а для процесса накопления деформаций прямого превращения – нет [13]. В то же время, в [21] обнаружено, что предварительное прямое превращение в образце из СПФ под действием некоторого напряжения существенно изменяет форму диаграммы последующего нагружения этого образца в режиме мартенситной неупругости (эффект "перекрестного упрочнения"). Выражается этот эффект в том, что чем выше было напряжение  $\sigma_1$ , приложенное в процессе предварительного прямого превращения, тем с более высокого напряжения  $\sigma_2$  начнется развитие структурных деформаций при повторном нагружении в режиме мартенситной неупругости. Однако, соотношение между величинами напряжений  $\sigma_1$  и  $\sigma_2$ , так же как и форма диаграммы последующего нагружения в режиме мартенситной неупругости подробно не изучены. Соответствующие экспериментальные данные необходимы для формулировки определяющих соотношений для развития структурных деформаций в СПФ.

В данной работе экспериментально получены и сравниваются между собой диаграммы прямого превращения и мартенситной неупругости для образцов из никелида титана. Проведены опыты на монотонное нагружение в режиме мартенситной неупругости после прямого превращения под действием постоянного напряжения. Установлено, что получающиеся при этом диаграммы  $\sigma - \varepsilon$  для различных значений постоянного напряжения, приложенного при предварительном прямом превращении, выходят на единую кривую, эквидистантную первоначальной диаграмме мартенситной неупругости материала и проходящую несколько выше вдоль оси напряжений, чем эта диаграмма. Показано, что напряжение начала неупругого деформирования при повторном нагружении в режиме мартенситной неупругости превышает то напряжение, при котором происходило предварительное прямое превращение.

## 1. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Образцы изготавливались из никелида титана марки ТН-1, (горячекованный пруток диаметром 4 мм), поставщик ЗАО "Промышленный центр МАТЭКС",

состав: Ni – 55.08% (вес.), Ti – баланс, характерные температуры прямого и обратного термоупругого мартенситного перехода в состоянии поставки:  $M_s = 44^{\circ}C$ ,  $M_f = 17^{\circ}C$ ,  $A_s = 52^{\circ}C$ ,  $A_f = 75^{\circ}C$ . Материал подвергался отжигу при  $T = 800^{\circ}C$  в течение 1 часа с последующей закалкой в воду комнатной температуры. После этого происходила прокатка при комнатной температуре до толщины 2 мм с промежуточными отжигами при  $T = 450^{\circ}C$ . Из полученных заготовок вырезались образцы с размером сечения рабочей части 2 мм × 2 мм и длиной рабочей части 25 мм – 30 мм и "лопатками" под захваты толщиной 2 мм и шириной около 6 мм. Далее следовал окончательный отжиг при  $T = 450^{\circ}C$  в течение 1 часа с охлаждением вместе с печью.

Испытания проводились на специальной установке рычажного типа, (с отношением плеч 1:50), обеспечивающей режим мягкого нагружения (с заданной величиной растягивающей нагрузки). Нагрев проводился с помощью пропускания через образец электрического тока, температура измерялась двумя термомпарами, закрепленными на образце. Охлаждение до комнатной температуры осуществлялось путем уменьшения подаваемого на образец электрического напряжения. Охлаждение ниже комнатной температуры (до  $T = -18^{\circ}C$ ) осуществлялось за счет работы морозильной установки, в которую помещалось нагружающее устройство. Деформации измерялись двумя индукционными датчиками с точностью измерения 0.001 мм.

## 2. ОПЫТЫ НА ПРЯМОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ

Проведены опыты по накоплению деформаций прямого превращения при охлаждении образцов под действием различных значений постоянного напряжения. Результаты аналогичных экспериментов приведены в работах [5-8,12]. Значения напряжений  $\sigma$  (МПа) для различных опытов приведены в первой строке таблицы 1.

Таблица 1.

$\sigma$	0	11.9	25	50	75	100	150	175	200	405
$\varepsilon$	0.001	0.005	0.0129	0.0253	0.0347	0.0435	0.0521	0.0571	0.06	0.082

На рис.1 приведены некоторые характерные кривые в координатах температура  $T (^{\circ}C)$  – деформация, накапливаемая при охлаждении, которая отсчитывалась от нагруженного аустенитного состояния. Кривая 1 соответствует напряжению 405 МПа, кривая 2 – 200 МПа кривая 3 – 150 МПа, кривая 4 – 100 МПа, кривая 5 – 50 МПа. Форма кривых, соответствующих низким значениям напряжений, свидетельствует о двухэтапном характере фазового перехода [31]. Так, для кривой 5 сначала происходит ромбоэдрическое превращение, после его завершения наблюдается этап охлаждения, не сопровождающийся фазовым переходом, и только после завершения этого этапа начинается мартенситное превращение. Для кривой 4 наблюдается аналогичная картина, однако промежуточный этап охлаждения, не сопровождающийся фазовым переходом существенно сокращен. Для кривой 3 мартенситное превращение начинается сразу после завершения ромбоэдрического перехода. Для кривых 2 и 1 явные признаки наличия ромбоэдрического перехода вообще отсутствуют. Связано такое поведение с тем обстоятельством, что как температура начала

мартенситного превращения  $M_s^\sigma$ , так и температура начала ромбоэдрического перехода  $R_s^\sigma$  растут с ростом напряжений, однако рост  $M_s^\sigma$  происходит значительно быстрее, чем рост  $R_s^\sigma$  [31]. Поэтому для высоких значений напряжения (кривые 1 и 2) справедливо неравенство  $M_s^\sigma > R_s^\sigma$ .

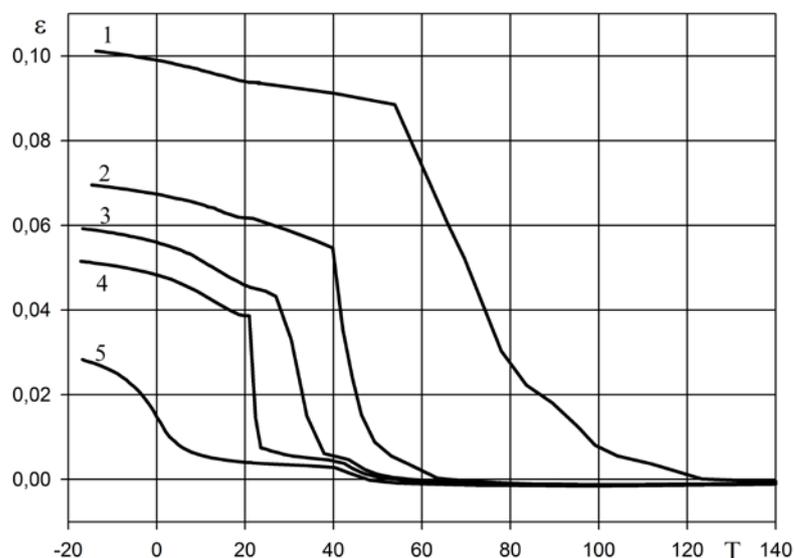


Рис.1.

Поэтому при охлаждении от высоких температур сразу начинается мартенситное превращение, на фоне которого деформационные признаки ромбоэдрического превращения, даже если оно происходит, не проявляются. Для кривых 1-3, соответствующих более низким напряжениям, выполняется неравенство  $M_s^\sigma < R_s^\sigma$ , и при охлаждении от высоких температур сначала происходит ромбоэдрическое превращение. Для значений напряжения, соответствующих кривым 5 и 4 выполняется неравенство  $M_s^\sigma < R_f^\sigma$  ( $R_f^\sigma$  - температура окончания ромбоэдрического перехода), т.е. ромбоэдрическое превращение успевает закончиться до начала мартенситного. Для напряжения  $\sigma = 150$  МПа выполняется соотношение  $M_s^\sigma \approx R_f^\sigma$ , поэтому мартенситное превращение начинается сразу по завершению ромбоэдрического.

Обращает на себя внимание факт наличия на четырех из пяти приведенных кривых накопления деформации прямого превращения весьма резкой точки перелома, в которой скорость увеличения деформации с падением температуры резко снижается. Возможно, эту точку можно трактовать как соответствующую завершению основной части мартенситного превращения.

Во второй строке таблицы 1 помещены значения фазовой деформации, накопленной при полном прямом превращении под действием постоянного напряжения, значение которого приведено в верхней строке таблицы. Для получения этих данных образец (новый для каждого значения напряжения  $\sigma$ ) охлаждался под действием этого напряжения до температуры  $T = -18^\circ\text{C}$ , после чего под действием того же напряжения нагревался до комнатной температуры. Признаков обратного превращения при этом не наблюдалось. Далее следовала разгрузка, имеющая упругий характер (признаки сверхупругого поведения

при разгрузке также отсутствовали). Получаемая после разгрузки деформация образца и рассматривалась как фазовая деформация полного прямого превращения под действием заданного напряжения.

На рис.2 приведены экспериментальные точки, соответствующие диаграмме прямого превращения и найденные на основании таблицы 1. Поскольку речь идет об одноосном растяжении, то интенсивность напряжения равна самому этому напряжению, а интенсивность фазовой деформации получается путем вычитания из этой деформации линейной деформации объемного эффекта реакции фазового превращения. В качестве этой величины можно рассматривать деформацию растяжения полного прямого превращения при нулевом внешнем напряжении (см. Табл.1).

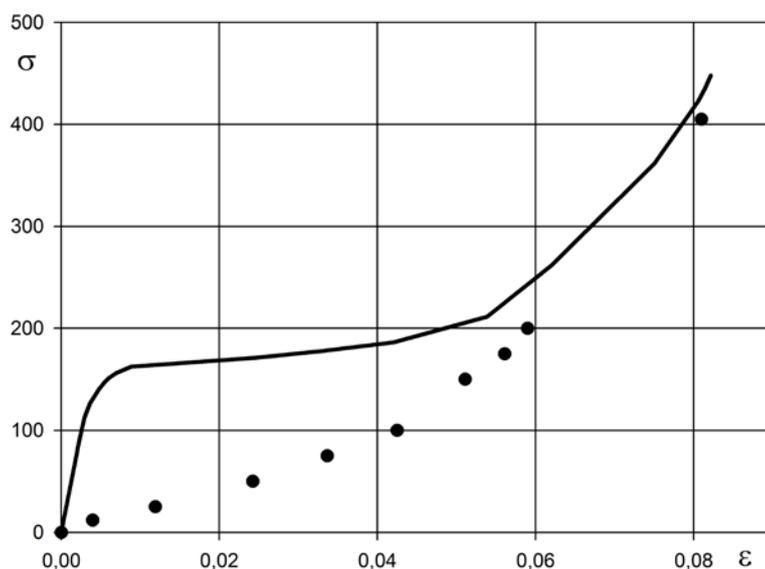


Рис.2.

## 2. СРАВНЕНИЕ ДИАГРАММ МАРТЕНСИТНОЙ НЕУПРУГОСТИ И ПРЯМОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Перед испытаниями на мартенситную неупругость образцы выдерживались в морозильной камере или жидком азоте для гарантированного перехода материала в мартенситное состояние. Далее проводилось ступенчатое нагружение образца при комнатной температуре. На каждой ступени процесса после скачкообразного увеличения приложенного напряжения наблюдался затухающий рост деформаций при постоянном напряжении и постоянной температуре, аналогичный явлению ограниченной ползучести, являющийся проявлением реономных свойств СПФ [20,32]. Показания датчиков деформации записывались лишь после того, как они переставали монотонно меняться, на что требовалось определенное время. Наибольшая продолжительность периода ограниченной ползучести (до одного часа) наблюдалась на участках диаграммы мартенситной неупругости с минимальным касательным модулем (т.е. при нагружении на аналогах площадки текучести).

Эксперименты, проведенные на образцах после различных процедур термомеханической обработки показали, что на диаграммах мартенситной неупругости отсутствует начальный упругий участок. Диаграмма нагружения СПФ в режиме мартенситной неупругости с самого начала является нелинейной,

причем ход кривой существенно меняется при изменении предварительной термообработки, что не характерно для упругого поведения. Аналогичные результаты были получены в работах [16,33]. В результате возникает проблема с отделением структурных деформаций от упругих, что необходимо для сравнения между собой диаграмм мартенситной неупругости и прямого превращения.

Установлено, что разгрузка после нагружения в режиме мартенситной неупругости имеет, преимущественно, линейно упругий характер, за исключением части линии разгрузки, примыкающей к оси деформаций. После исключения этой части методом наименьших квадратов по линии разгрузки удается определить модуль Юнга СПФ в мартенситном фазовом состоянии. Он оказался близок к значению  $E_M = 28000$  МПа, известному из литературы [34]. В результате диаграммы мартенситной неупругости были перестроены в координатах  $\sigma \div \varepsilon^{st}$  в соответствии с формулой  $\varepsilon^{st} = \varepsilon - \sigma/E_M$ . На рис.2 сплошная линия представляет собой полученную таким образом диаграмму мартенситной неупругости.

Рис.2 позволяет сравнить диаграммы мартенситной неупругости (кривая) и прямого превращения (точки). Для данных по прямому превращению по оси абсцисс откладывалась девиаторная компонента фазовой деформации полного прямого превращения. Согласно рис.2, диаграммы мартенситной неупругости и прямого превращения для испытанных образцов из никелида титана не совпадают. Для одинаковых значений напряжения интенсивность фазовой деформации полного прямого превращения превосходит интенсивность структурной деформации. Необходимо отметить, что обработка экспериментальных данных, приведенных в [5] приводит к противоположному выводу о совпадении этих диаграмм.

В случае несовпадения диаграмм прямого превращения и мартенситной неупругости справедливость общего положения об активных процессах пропорционального нагружения [12,13] не является обоснованной. В этом случае не выполняется одно из требований, входящих в достаточное условие справедливости данного положения, а именно, требование равенства функций распределения интенсивности микронапряжений в представительном объеме поликристаллического СПФ для аустенитного и мартенситного состояния материала

$$\varphi_1(\sigma_i) = \varphi_2(\sigma_i) \quad (2.1)$$

Однако легко доказать следующие частные случаи положения об активных процессах пропорционального нагружения, для справедливости которых выполнение условия (2.1) не обязательно. Пусть речь идет о прямом термоупругом мартенситном фазовом превращении, происходящем при постоянном значении девиатора напряжений. В этом случае общее определяющее соотношение для приращений девиатора фазово-структурных деформаций  $\varepsilon_{ij}^{phst}$ ,

$$d\varepsilon_{ij}^{phst} = \left\{ \frac{3}{2} \rho_D \frac{\sigma_{ij}'}{\sigma_i} \varphi_1(\sigma_i) [1 - qf(q)] + f(q) \varepsilon_{ij}^{phst} \right\} dq + \rho_D q \varphi_2'(\sigma_i) \frac{3\sigma_{ij}' d\sigma_i}{2\sigma_i} \quad (2.2)$$

может быть проинтегрировано независимо от пути термомеханического нагружения, в результате чего при начальном условии  $\varepsilon_{ij}^{phst}(q_0, \sigma_i^0) = \varepsilon_{ij}^0$  получается конечное соотношение для тензора фазово-структурной деформации

$$\varepsilon_{ij}^{phst} = \varepsilon_0 q \delta_{ij} + \frac{3}{2} \rho_D q \frac{\sigma_{ij}'}{\sigma_i} \varphi_1(\sigma_i) + \left[ \varepsilon_{ij}^0 - \frac{3}{2} \rho_D q_0 \frac{\sigma_{ij}^{0'}}{\sigma_i^0} \varphi_1(\sigma_i^0) \right] \exp \left[ \int_{q_0}^q f(\xi) d\xi \right] \quad (2.3)$$

В (2.2), (2.3)  $\sigma_{ij}'$ ,  $\sigma_i$  – девиатор и интенсивность напряжений,  $\rho_D$  – кристаллографическая деформация фазового перехода,  $q$  – объемная доля мартенситной фазы,  $f(q)$  – материальная функция.

Пусть речь идет о процессах, состоящих из этапов обратного фазового превращения, сопровождающихся, или нет структурными переходами, и из этапов только структурных переходов. При этом предполагается отсутствие разгрузки:  $\sigma_i \geq 0$  и пропорциональное изменение компонент девиатора напряжений:  $\sigma_{ij}' / \sigma_i = k_{ij} = const$ . В этом случае справедливо следующее конечное соотношение

$$\varepsilon_{ij}^{phst} = \varepsilon_0 q \delta_{ij} + \frac{3}{2} \rho_D q \frac{\sigma_{ij}'}{\sigma_i} \varphi_2(\sigma_i) + \left[ \varepsilon_{ij}^0 - \frac{3}{2} \rho_D q_0 \frac{\sigma_{ij}^{0'}}{\sigma_i^0} \varphi_2(\sigma_i^0) \right] \frac{q}{q_0} \quad (2.4)$$

Следует еще раз подчеркнуть, что для справедливости формул (2.3) и (2.4) выполнения равенства (2.1) не требуется. Более того, в выражение (2.3) функция  $\varphi_2(\sigma_i)$  не входит, так же как и в выражение (2.4) не входит функция  $\varphi_1(\sigma_i)$ .

### 3. ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ПРЯМОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ НА ДИАГРАММУ ПОСЛЕДУЮЩЕГО МОНОТОННОГО НАГРУЖЕНИЯ В РЕЖИМЕ МАРТЕНСИТНОЙ НЕУПРУГОСТИ

Известно [21], что предварительное прямое превращение под действием отличного от нуля напряжения изменяет форму диаграммы последующего монотонного нагружения в режиме мартенситной неупругости. Ниже приведены результаты экспериментального изучения этого эффекта "Перекрестного упрочнения". Начальная стадия соответствующих экспериментов совпадала с описанными выше опытами на прямое превращение под действием фиксированного напряжения  $\sigma_1$ . После разгрузки при комнатной температуре образец повторно нагружался в режиме мартенситной неупругости (мягкое ступенчатое нагружение). Установлено, что при увеличении приложенного напряжения до достаточно больших величин, существенно превышающих значение  $\sigma_1$ , наблюдается линейно-упругое поведение с мартенситным значением модуля Юнга.

Момент начала неупругого (структурного) деформирования можно качественно определить при мягком ступенчатом нагружении по началу проявления реономных свойств СПФ [32], которые не проявляются при упругом деформировании и наблюдаются после перехода к неупругому процессу. По достижении определенного значения напряжений переход на следующую ступень нагружения вызывает явление ограниченной ползучести (возрастание деформаций при постоянном напряжении и постоянной температуре).

Для каждого проведенного эксперимента по диаграмме повторного нагружения определялось значение модуля Юнга и напряжение  $\sigma_{02}$ , при котором деформация на кривой повторного нагружения отличалась от упругой деформации, соответствующей тому же напряжению на 0.2% (аналог условного предела текучести).

Соответствующие экспериментальные данные приведены на рис.3. Построенная на рис.3 прямая линия получена на основе экспериментальных данных методом наименьших квадратов и имеет уравнение

$$\sigma_{02} = 25.2 + 1.26\sigma_1 \quad (3.1)$$

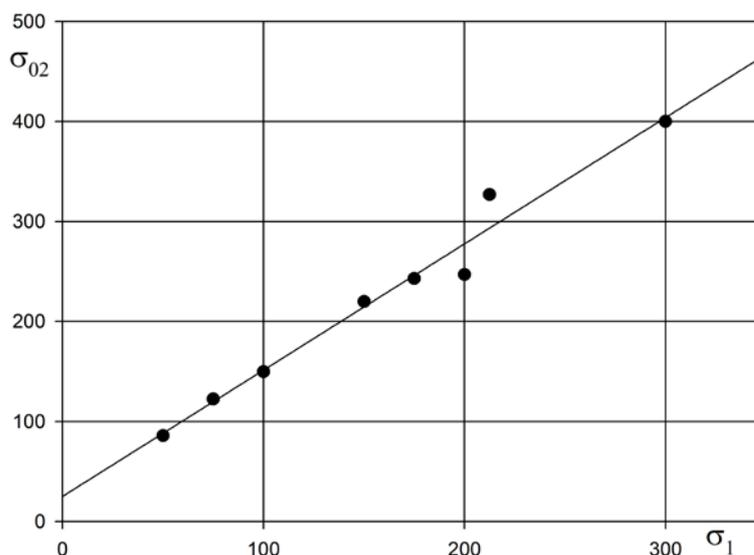


Рис.3.

Согласно рис.3 и формуле (2.1) напряжение начала интенсивного неупругого деформирования при нагружении в режиме мартенситной неупругости  $\sigma_{02}$  после полного прямого превращения под действием постоянного напряжения  $\sigma_1$  существенно превышает напряжение  $\sigma_1$ , причем зависимость между этими напряжениями, во всяком случае на исследованном интервале изменения параметров, близка к линейной. Таким образом, после полного прямого превращения под действием постоянного напряжения  $\sigma_1$  "условный предел текучести" СПФ по отношению к нагружению в режиме мартенситной неупругости существенно повышается до величин, превосходящих  $\sigma_1$ . В этом и состоит суть явления перекрестного упрочнения.

Обнаруженное явление может быть качественно объяснено на основании предположения о том, что упрочнение СПФ по отношению к нагружению в режиме мартенситной неупругости полностью определяется той неупругой деформацией, которая сообщена материалу на этапе предварительного нагружения, независимо от того, каким образом (с помощью прямого превращения, или с помощью явления мартенситной неупругости) была сообщена эта деформация. Действительно, согласно рис.2, при полном прямом превращении под действием напряжения  $\sigma_1$  СПФ получает деформацию  $\varepsilon_1$ , превосходящую ту деформацию  $\varepsilon_2$ , которая получилась бы, если бы материал был нагружен до напряжения  $\sigma_1$  в режиме мартенситной неупругости. Следовательно, и упрочнение СПФ при полном прямом превращении под действием напряжения  $\sigma_1$  должно быть больше, чем упрочнение после нагружения в режиме мартенситной неупругости до того же напряжения  $\sigma_1$ .

На рис.4 приведены диаграммы повторного нагружения образцов из СПФ в режиме мартенситной неупругости после предварительного полного прямого

превращения под действием различных значений постоянного напряжения и разгрузки. Кривая 1 представляет собой часть исходной диаграммы мартенситной неупругости отожженного образца. Кривая 2 получена при повторном нагружении после полного прямого превращения под действием напряжения 75 МПа, кривая 3 – 100 МПа, кривая 4 – 150 МПа, кривая 5 – 200 МПа, кривая 6 – 300 МПа.

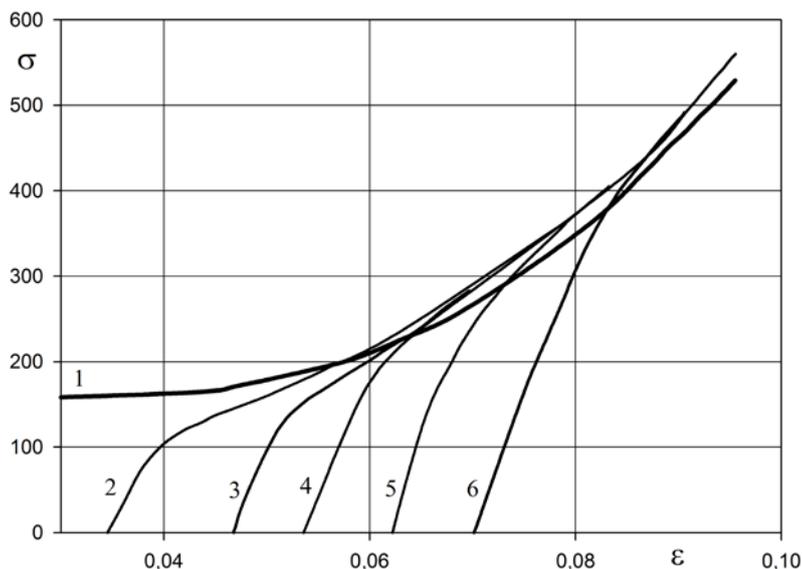


Рис.4.

Данные рис.4 позволяют сделать следующие выводы. Все полученные диаграммы повторного нагружения, независимо от значения  $\sigma$ , при котором проходило предварительное прямое превращение, с ростом напряжения выходят на единую кривую. Участок этой кривой, соответствующий достаточно высоким напряжениям и деформациям, можно считать приблизительно эквидистантным исходной диаграмме мартенситной неупругости хаотического (полностью сдвойникового) мартенсита. Этот участок расположен несколько выше (вдоль оси напряжений) и несколько левее (вдоль оси деформаций) чем исходная диаграмма мартенситной неупругости. Разница между этими кривыми невелика, составляет в направлении оси деформаций величину порядка 0.15%, а в направлении оси напряжений величину порядка 20 МПа, или около 6% от самой величины напряжений.

Чтобы оценить степень упрочнения СПФ за счет предварительного прямого превращения, на рис.5 все диаграммы повторного нагружения перенесены параллельно оси деформаций с тем, чтобы начальная точка каждой такой кривой оказалась в начале координат. Нумерация кривых на рис.4 и 5 совпадает. Как следует из рис.5, полное прямое превращение при достаточно больших постоянных напряжениях (кривые 2-6, напряжения от 75 МПа до 300 МПа) приводит к упрочнению материала на всем протяжении диаграммы. На кривых повторного нагружения "площадка текучести" не наблюдается, с ростом напряжения, при котором происходило повторное нагружение, касательный модуль растет.

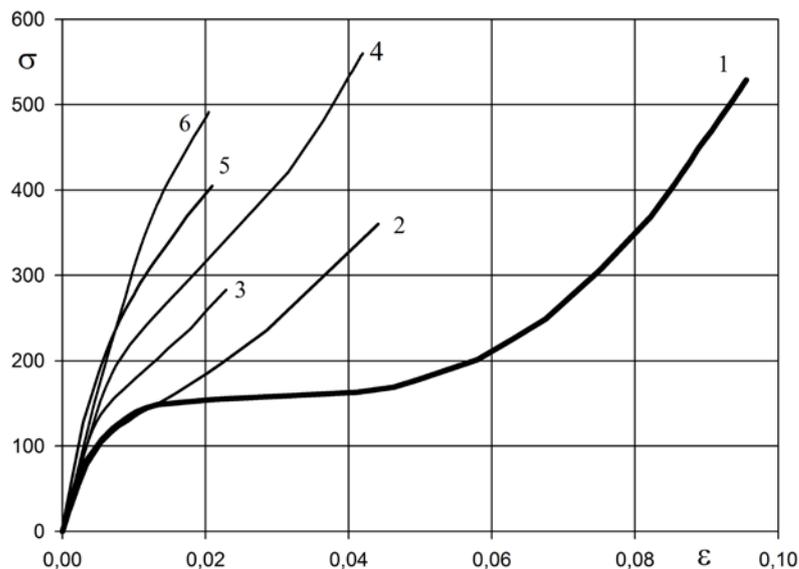


Рис.5.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Экспериментально установлено, что интенсивность фазовой деформации полного прямого превращения под действием некоторого постоянного растягивающего напряжения  $\sigma$  превосходит интенсивность структурной деформации, соответствующей монотонному нагружению СПФ типа никелида титана в полностью мартенситном фазовом состоянии до того же напряжения  $\sigma$ . Диаграмма мартенситной неупругости на всем своем протяжении расположена дальше от оси деформаций чем диаграмма прямого превращения.

2. Для материальных функций  $\varphi_1(\sigma_i)$  и  $\varphi_2(\sigma_i)$  модели нелинейного деформирования СПФ при фазовых и структурных превращениях [12,24-26], трактуемых как функции распределения интенсивности микронапряжений в представительном объеме СПФ (аустенитное и мартенситное состояния соответственно) для случая одноосного растяжения выполняется неравенство

$$\varphi_1(\sigma_i) > \varphi_2(\sigma_i)$$

3. Получены две частные формулировки положения об активных процессах пропорционального нагружения, справедливые в том случае, когда функции распределения микронапряжений в представительном объеме СПФ для аустенитного и мартенситного фазового состояния не совпадают.

4. Доориентация мартенситных элементов, возникших при прямом термоупругом фазовом превращении под действием некоторого напряжения происходит не сразу после начала последующего роста напряжений. При достаточно малом приращении напряжения дополнительный структурный переход не наблюдается. Этот вывод важен для формулировки концепций потери устойчивости элементов из СПФ и определяющих соотношений для структурной деформации СПФ [25].

5. Условный предел текучести  $\sigma_{02}$  мартенситного элемента, получившегося при прямом термоупругом фазовом превращении под действием напряжения  $\sigma$ , по отношению к последующему структурному деформированию и определенный

по допуску на структурную деформацию 0.2% превосходит напряжение  $\sigma$  и в первом приближении может считаться линейной функцией  $\sigma$ .

б. Согласно приведенным экспериментальным данным (рис.4) можно в первом приближении считать, что мартенситный элемент, зародившийся при прямом превращении и получивший таким образом собственную фазовую деформацию формоизменения  $\varepsilon^{ph}$ , имеет по отношению к последующему структурному деформированию такую же поверхность нагружения, как у СПФ, нагруженного в режиме мартенситной неупругости до того же значения структурной деформации  $\varepsilon^{st} = \varepsilon^{ph}$ .

## ЛИТЕРАТУРА

1. Лихачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П. Эффект памяти формы. – Л.: Изд-во ЛГУ, 1987. – 216 с.
2. Оотсука К., Симидзу К., Судзуки Ю., Сэкигути Ю., Тадаки Ц., Хома Т., Миядзаки С. Сплавы с эффектом памяти формы. – М.: Металлургия, 1990. – 224 с.
3. Беляев С.П., Волков А.Е., Ермолаев В.А., Каменцева З.П., Кузьмин С.Л., Лихачев В.А., Мозгунов В.Ф., Разов А.И., Хайров Р.Ю. Материалы с эффектом памяти формы: Справочное издание. – СПб.: Изд-во НИИХ СПбГУ, 1998. – Т.2. – 374 с.
4. Suzuki Y., Xu Ya, Morito S., Otsuka K., Mitose K. Effects of boron addition on microstructure and mechanical properties of Ti-Pd-Ni high-temperature shape memory alloys // Materials Letters. – 1998. – Vol.36. – N1. – P.85-94.
5. Wu X.D., Sun G.J., Wu J.S. The nonlinear relationship between transformation strain and applied stress for nitinol // Material Letters. – 2003. – Vol.57. – P.1334-1338.
6. Ishida A., Sato M. Thickness effect on shape memory behavior of Ti-50.0 at %Ni thin film // Acta Materialia. – 2003. – Vol.51. – P.5571-5578.
7. Tan S.M., No V.H., Miyzaki S. Ti-content and annealing temperature dependence of deformation characteristics of  $Ti_xNi_{(92-x)}Cu_8$  shape memory alloys // Acta Materialia. – 1998. – Vol.46. – N8. – P.2729-2740.
8. Garby B., Lexcellent C., No V.H., Miyasaki S. Thermodynamic modeling of the recovery strains of sputter-deposited shape memory alloys Ti-Ni and Ti-Ni-Cu thin films // Thin Solid Films. – 2000. – Vol.372. – P.118-133.
9. Крылов Б.С., Кузьмин С.Л., Лихачев В.А., Мастерова М.В., Пономарев А.П. Исследование механической памяти в металлизиде Ti-Ni // Изв. вузов. Физика. – 1976. – №9. – С.23-25.
10. Кузьмин С.Л., Лихачев В.А. Пластичность превращения в материалах с обратимыми мартенситными превращениями // Физика и электроника твердого тела. – 1977. – Вып.2. – С.53-80.
11. Мовчан А.А., Казарина С.А. Термоупругие превращения в образцах из никелида титана при одноступенчатом и двухступенчатом нагружении // Деформация и разрушение материалов. – 2006. – №7. – С.19-23.
12. 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.
13. 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.
14. *Liu Y., Xie Z., Van Humbeeck J., Delaey L.* Some result of the detwinning process in TiNi shape memory alloys // *Scripta Materialia*. – 1999. – Vol.41. – N12. – P.1273-1281.
  15. *Shaw J.A., Kyriakides S.* Thermomechanical aspects of TiNi // *J. Mech. Phys. Solids*. – 1995. – Vol.43. – N8. – P.1243-1281.
  16. *Liu Y., Van Humbeeck J., Stalmans R., Delaey L.* Some aspects of the properties of NiTi shape memory alloy // *J. of Alloys and Compounds*. – 1977. – Vol.247. – P.115-121.
  17. *Liu Y., Xie Z., Van Humbeeck J., Delaey L.* Asymmetry of stress-strain curves under tension and compression for NiTi shape memory alloys // *Acta Materialia*. – 1998. – Vol.46. – N12. – P.4325-4338.
  18. *Liu Y., Xie Z., Van Humbeeck J., Delaey L.* Effect of texture orientation on the martensite deformation of NiTi shape memory alloy sheet // *Acta Materialia*. – 1999. – Vol.47. – N2. – P.645-660.
  19. *Wasilevski R.J.* The effect of applied stress on the martensitic transformation in TiNi // *Metall. Trans.* – 1971. – Vol.2. – N11. – P.2973-2981.
  20. *Мовчан А.А., Казарина С.А.* Релаксация напряжений в сплавах с памятью формы после нагружения в режиме мартенситной неупругости // *Деформация и разрушение материалов*. – 2013. – №2. – С.17-23.
  21. *Мовчан А.А., Казарина С.А., Тант 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.
  22. *Мовчан А.А., Казарина С.А., Сильченко А.Л.* Диаграммы мартенситной неупругости никелида титана при растяжении, сжатии и сжатии после растяжения // *Механика композиционных материалов и конструкций*. – 2015. – Т.21. – №1. – С.83-93.
  23. *Thamburaja P.* Constitutive equations for martensitic reorientation and detwinning in shape - memory alloys // *J. Mech. and Phys. of Solids*. – 2005. – Vol.53. – P.825-856.
  24. *Мовчан А.А., Со Н.* Термодинамическое описание поведения сплавов с памятью формы с помощью аддитивного потенциала Гиббса // *ПМТФ*. – 2006. – Т.47. – №4. – С.98-103.
  25. *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.
  26. *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.
  27. *Саганов Е.Б.* Решение задачи о прямом мартенситном переходе в стержне из сплава с памятью формы, находящемся под действием постоянного крутящего момента // *Механика композиционных материалов и конструкций*. – 2014. – Т.20. – №3. – С.454-468.
  28. *Машихин А.Е.* Задача о контакте цилиндра из сплава с памятью формы с упругой трубой при обратном фазовом превращении // *Механика композиционных материалов и конструкций*. – 2014. – Т.20. – №4. – С.624-636.

29. Саганов Е.Б. Решение задачи об обратном мартенситном переходе в стержне из сплава с памятью формы, находящемся под действием постоянного крутящего момента // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2014. – Т.20. – №4. – С.663-674.
30. Kibey S., Sehitoglu H., Johnson D.D. Energy landscape for martensitic phase transformation in shape memory NiTi // Acta Materialia. – 2009. – Vol.57. – P.1624-1629.
31. Мовчан А.А., Шелымагин П.В., Казарина С.А. Определяющие уравнения для двухэтапных термоупругих фазовых превращений // Журнал прикладной механики и технической физики. – 2001. – Т.42. – №5. – С.152-160.
32. Мовчан А.А., Казарина С.А., Тант Зин Аунг Реономные свойства сплавов с памятью формы, проявляемые в опытах на мартенситную неупругость и сверхупругость // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2010. – Т.16. – №3. – С.305-311.
33. Абдрахманов С.А., Дюшекеев К.Д. О закономерностях поведения сплавов с памятью формы при термосиловом воздействии. – Бишкек: «Илим», 1992. – 50 с.
34. Хачин В.Н., Пушкин В.Г., Кондратьев В.В. Никелид титана. Структура и свойства. – М.: Наука, 1992. – 161 с.

*Поступила в редакцию 4 декабря 2015 года.*

---

Сведения об авторах:

Казарина Светлана Александровна, – к.т.н., с.н.с. ФГБУН Институт прикладной механики Российской академии наук, г. Москва, Россия; e-mail: [svetlans@mail.ru](mailto:svetlans@mail.ru)

Мовчан Андрей Александрович – д.ф.-м.н., проф., г.н.с. ФГБУН Институт прикладной механики Российской академии наук, г. Москва, Россия; e-mail: [movchan47@mail.ru](mailto:movchan47@mail.ru)

Сильченко Алексей Леонидович, – м.н.с. ФГБУН Институт прикладной механики Российской академии наук, г. Москва, Россия; e-mail: [alexxx649@mail.ru](mailto:alexxx649@mail.ru)