

01;05

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МАРТЕНСИТНОЙ НЕУПРУГОСТИ И ЭФФЕКТОВ ПАМЯТИ ФОРМЫ

© *А.Е.Волков, М.Е.Евхард, Л.Н.Курзенева, В.А.Лузачев,*
В.Ю.Сахаров, В.В.Ушаков

Санкт-Петербургский государственный университет,
Научно-исследовательский институт
математики и механики им. В.И.Смирнова,
198964 Санкт-Петербург, Россия
(Поступило в Редакцию 8 февраля 1996 г.)

Рассмотрен вариант определяющих уравнений, сформулированных на основе идей структурно-аналитической теории прочности, для материалов, испытывающих мартенситные превращения. Учитываются деформации, полученные за счет упругости, теплового расширения, перестроения кристаллической решетки при мартенситном превращении под действием изменений температуры, напряжения и нейтронного облучения. Приведены примеры расчетов деформации за счет пластичности превращения, памяти формы, псевдоупругости для модельных материалов с различным характером статистического разброса свойств, материалов типа никелида титана и сплава железо-марганец.

Рассчитаны контуры текучести этих материалов, фазовые портреты термомеханических циклов мартенситных преобразователей энергии, зависимости деформации от накопленной дозы нейтронного облучения. В большинстве случаев отмечается хорошее качественное соответствие рассчитанных свойств с имеющимися экспериментальными данными.

Введение

Материалы, испытывающие обратимые мартенситные реакции [1], обладают нетривиальными механическими свойствами, выражающимися, в частности, в способности возвращать большие неупругие деформации, преобразовывать тепло в механическую работу, создавать значительные реактивные усилия и т. д. Теория механического поведения таких объектов может быть создана на основе идей структурно-аналитической теории прочности [2]. И в [2], а также в многочисленных ранних и поздних оригинальных работах, например в [3], уже были приведены конкретные реализации расчетов применительно к сплавам с мартенситными реакциями и первого, и второго

родов. Но примеры, содержащиеся в упомянутой литературе, не исчерпывают проблемы в целом.

Настоящая работа выполнена в развитие более ранних публикаций и расширяет предмет применения теории. В основу положены материалы докладов, прочитанных на объединенном I Российско-американском семинаре и XXXI семинаре "Актуальные проблемы прочности", состоявшемся 13-17 ноября 1995 г. в Санкт-Петербурге.¹ Часть сведений, приводимых в настоящей работе, является новой в сравнении с материалами докладов. В то же время в докладах затронутая тематика раскрыта более подробно.

Математическая модель

При выборе конкретной математической модели из [2] считали, что тело макроскопически изотропно и испытывает только мартенситные реакции первого рода. Дислокационной и диффузионной пластичностью пренебрегали. Допускали произвольный характер температурного и деформационно-силового воздействия на математическую среду. Для части задач, в дополнение к сказанному, принимали во внимание действие нейтронной радиации. Влияние ее на кристалл учитывали, во-первых, через радиационные повреждения, которые возрастают по мере накопления дозы радиации (флюенса), и, во-вторых, через появление пиков смещений, частота реализации которых, естественно, пропорциональна интенсивности радиации. Предполагали, что радиационные повреждения изменяют характеристические температуры прямой и обратной мартенситной реакций, в пиках смещения на этапах тепловых вспышек идет реакция "мартенсит-аустенит", а на этапе охлаждения реализуется прямое мартенситное превращение по всем разрешенным ориентационным вариантам. Более сложные радиационные явления проанализированы в работе [4] и здесь не обсуждаются.

Итак, будем исходить из того, что мартенситное превращение является реакцией первого рода, характеризующейся теплотой перехода из аустенита в мартенсит q_0 и деформацией перехода D_{ik} , выраженной в ортогональном кристаллофизическом базисе аустенита U, V, W . Тогда, если относительный размер эталонного кристалла мартенсита обозначить через Φ , можно сразу записать выражение для скорости микродеформации мартенситной неупругости в том месте, где образуется этот кристалл мартенсита

$$\frac{d\beta_{ik}^{\Phi}}{dt} = D_{ik} \frac{d\Phi}{dt}, \quad (1)$$

где t — время; β_{ik}^{Φ} — тензор неупругой микродеформации, выраженный в базисе U, V, W .

Эволюция величины Φ подробно проанализирована в [2] (без учета влияния нейтронного облучения). В соответствии с [2] кинетику мартенситной реакции эталонного кристалла можно отобразить, кроме q_0 и D_{ik} , еще четырьмя характеристическими температурами начала и окончания прямых и обратных трансформаций решетки,

¹ Сб. докл. "Материалы с эффектом памяти формы". Ч. II. С. 11-22, 114-118, 119-124, 125-132. Ч. III. С. 11-18, 41-46.

т. е. M_s, M_f, A_s, A_f , и температура T_0 равновесия $T_0 \cong 1/4(M_s + M_f + A_s + A_f)$. Учитывая, что у реальных веществ всегда наблюдается разброс по положению гистерезиса превращений по шкале температур и по его ширине, приемлема следующая аппроксимация для $d\Phi/dT$ как функции температуры T и напряжения σ_{ik} (записанного в ортогональном лабораторном базисе):

$$\begin{aligned} \frac{d\Phi}{dt} = & -\frac{dT^*}{dt} \left\{ (M_s - M_f)^{-1} H\left(-\frac{dT^*}{dt}\right) H(1 - \Phi_M) H(\Phi_c - \Phi) H \times \right. \\ & \times [M_s + P - S - \Phi(M_s - M_f) - T^*] + (A_f - A_s)^{-1} H\left(\frac{dT^*}{dt}\right) H(\Phi_M) H(\Phi - \Phi_h) H \times \\ & \left. \times [T^* + \Phi(A_f - A_s) - A_f - P - S] \right\} H[A_f - M_s + 2S - \Phi(A_f - A_s + M_f - M_s)]. \quad (2) \end{aligned}$$

Здесь $H(x)$ — функция Хэвисайда; Φ_c, Φ_h — предельный размер кристаллов соответственно мартенсита и аустенита (для таких материалов как никелид титана $\Phi_c \gg 1, \Phi_h = 0$); P — статистическая переменная, изменяющаяся в пределах $P_{\min} \leq P \leq P_{\max}$ и характеризующая сдвиг гистерезисной фигуры $\Phi = \Phi(T^*)$ относительно ее положения для эталонного кристалла; $S_{\min} \leq S \leq S_{\max}$ — аналогичная переменная, характеризующая ширину гистерезиса превращения, т. е. $A_s - M_f + 2S = A_f - M_s + 2S$; T^* — эффективная температура, которая определяется известным уравнением Клаузиуса-Клапейрона

$$\frac{dT^*}{dt} = \frac{dT}{dt} - \frac{T_0 + P}{q_0} \alpha_{ip} \alpha_{kq} D_{ik} \frac{d\sigma_{pq}}{dt}, \quad (3)$$

где α_{ik} — направляющие косинусы между ортами кристаллофизического базиса U, V, W и ортогонального лабораторного базиса X, Y, Z ; Φ_M — суммарная концентрация тех кристаллов, которые имеют характеристические температуры $M_f + P - S, M_s + P - S, A_s + P + S, A_f + P + S, T_0 + P$, равная

$$\Phi_M = \frac{1}{8\pi^2} \int_0^{2\pi} d\varphi \int_0^{2\pi} d\Psi \int_0^{2\pi} \Phi \sin \Theta d\Theta, \quad (4)$$

где φ, Φ, Θ — углы Эйлера между U, V, W и X, Y, Z , а вещество считается макроскопически изотропным.

Если принять, что функции распределения по переменным P и S равномерные, можно записать для суммарной концентрации всех кристаллов мартенсита Φ_Σ

$$\Phi_\Sigma = \frac{1}{8\pi^2(P_{\max} - P_{\min})(S_{\max} - S_{\min})} \int_{P_{\min}}^{P_{\max}} dP \int_{S_{\min}}^{S_{\max}} dS \int_0^{2\pi} d\varphi \int_0^{2\pi} d\Psi \int_0^\pi \Phi \sin \Theta d\Theta. \quad (5)$$

Уравнения (1)-(4) позволяют найти тензор макроскопической неупругой деформации ε_{ik} , выраженный в лабораторном базисе,

$$\varepsilon_{ik}^{\Phi} = \frac{1}{8\pi^2(P_{\max} - P_{\min})(S_{\max} - S_{\min})} \int_{P_{\min}}^{P_{\max}} dP \int_{S_{\min}}^{S_{\max}} dS \int_0^{2\pi} d\varphi \int_0^{2\pi} d\Psi \int_0^{\pi} \alpha_{ip} \alpha_{kq} \beta_{pq}^{\Phi} \sin \Theta d\Theta. \quad (6)$$

Как показано в [2], данная система уравнений во многих случаях хорошо описывает механическое поведение макроскопически изотропных веществ в обычных условиях, т.е. без радиации. Радиационное воздействие в соответствии с вышеизложенной логикой требует введения поправок. В связи с влиянием флюенса W необходимо учесть этот фактор в характеристических температурах. Если считать для простоты, что температуры M_s , M_f , A_s и A_f сдвигаются под действием флюенса в соответствии с законами, например, вида aW^{n_a} и bW^{n_b} , где a , b , n_a , n_b — постоянные, то для характеристических температур будем иметь следующие значения: $M_f + P - S - bW^{n_b}$, $M_s + P - S - bW^{n_b}$, $A_s + P + S - aW^{n_a}$, $A_f + P + S - aW^{n_a}$, $T_0 + P - 1/2(aW^{n_a} + bW^{n_b})$. Они и должны тогда войти в выражения (2) и (3).

Под действием разогрева в пиках смещений будут происходить обратные мартенситные превращения со скоростью, пропорциональной произведению $\Phi J H(\Phi)$, где J — интенсивность радиации. Вслед за этим при охлаждении аустенит вновь должен превратиться в мартенсит, но различных ориентаций. Скорость такого процесса должна быть пропорциональна выражению

$$\frac{\Phi_{\Sigma}}{\Phi_h} J \frac{M_s + P - S - bW^{n_b} - T^*}{M_s - M_f} H(1 - \Phi_M) H(M_s + P - S - bW^{n_b} - T^*), \quad (7)$$

где

$$\Phi_h = \frac{1}{8\pi^2(P_{\max} - P_{\min})(S_{\max} - S_{\min})} \int_{P_{\min}}^{P_{\max}} dP \int_{S_{\min}}^{S_{\max}} dS \int_0^{2\pi} d\varphi \int_0^{2\pi} d\Psi \int_0^{\pi} \Phi H \times \\ \times [M_s + P - S - bW^{n_b} - T^*] \sin \Theta d\Theta. \quad (8)$$

В результате вместо (2) и (3) получаются следующие выражения:

$$\frac{d\Phi}{dt} = \left\langle -\frac{dT^*}{dt} \left\{ (M_s - M_f)^{-1} H\left(-\frac{dT^*}{dt}\right) H(1 - \Phi_M) H(\Phi_c - \Phi_M) H[M_s + P - S - bW^{n_b} - \Phi(M_s - M_f) - T^*] + (A_f - A_s)^{-1} H\left(\frac{dT^*}{dt}\right) H(\Phi_M) H(\Phi - \Phi_s) H \times \right. \right. \\ \left. \times [T^* + \Phi(A_f - A_s) - A_f - P - S + aW^{n_a}] \right\} H[A_f - M_s + 2S + bW^{n_b} - aW^{n_a} - \\ - \Phi(A_f - A_s + M_f - M_s)] - W_0 J \left[\Phi H(\Phi) - \frac{\Phi_{\Sigma}}{\Phi_h} \frac{M_s + P - S - bW^{n_b} - T^*}{M_s - M_f} \times \right. \\ \left. \times H(1 - \Phi_M) H(M_s + P - S - bW^{n_b} - T^*) \right] \right\rangle H(M_s + P - S - bW^{n_b} - T^*), \quad (9)$$

$$\frac{dT^*}{dt} = \frac{dT}{dt} - \frac{T_0 + P - 1/2(aW^{n_a} + bW^{n_b})}{q_0} \times$$

$$\times \alpha_{ip} \alpha_{kq} D_{ik} \frac{d\sigma_{pq}}{dt} H[T_0 + P - 1/2(aW^{n_a} + bW^{n_b})], \quad (10)$$

где

$$W = \int_0^t J(x) dx, \quad (11)$$

W_0 — константа материала.

Выписанная система уравнений должна быть, естественно, дополнена соотношениями для расчета деформаций упругого ε_{ik}^e и теплового ε_{ik}^T характера. Их легко выразить по правилу смеси фаз через переменные Φ_Σ , σ_{ik} и T сразу в лабораторном базисе, вычисляя посредством следующих уравнений:

$$\begin{aligned} \varepsilon_{ik}^e &= \frac{1}{9K_A} \sigma_{ll} \delta_{ik} + \frac{1}{2G_A} \left(\sigma_{ik} - \frac{1}{3} \sigma_{ll} \delta_{ik} \right) + \\ &+ \left[\frac{1}{9} \left(\frac{1}{K_M} - \frac{1}{K_A} \right) \sigma_{ll} \delta_{ik} + \frac{1}{2} \left(\frac{1}{G_M} - \frac{1}{G_A} \right) \left(\sigma_{ik} - \frac{1}{3} \sigma_{ll} \delta_{ik} \right) \right] \Phi_\Sigma, \end{aligned} \quad (12)$$

$$\frac{d\varepsilon_{ik}^T}{dt} = \left\{ \gamma_A + (\gamma_M - \gamma_A) \Phi_\Sigma + \left[(\gamma_M - \gamma_A) T + \frac{1}{3} D_{ll} \right] \frac{d\Phi_\Sigma}{dT} \right\} \frac{dT}{dt} \sigma_{ik}. \quad (13)$$

Здесь δ_{ik} — единичный тензор; K_M , K_A — модули объемной сжимаемости мартенсита и аустенита; G_M , G_A — модули сдвига мартенсита и аустенита; γ_M , γ_A — коэффициенты теплового расширения мартенсита и аустенита. Предполагается, что слагаемое, пропорциональное $d\Phi_\Sigma/dT$, вычитается из ε_{ik}^Φ в (6). Полная деформация ε_{ik} определяется простой суммой

$$\varepsilon_{ik} = \varepsilon_{ik}^\Phi + \varepsilon_{ik}^e + \varepsilon_{ik}^T.$$

Выписанная система уравнений была далее решена численными методами с использованием персональных компьютеров. Часть решений приводится ниже.

Кроме специально оговоренных случаев, математическую среду характеризовали следующими константами: $q_0 = 150 \text{ МДж} \cdot \text{м}^{-3}$, $D_{31} = D_{13} = 0.075$ (остальные $D_{ik} = 0$), $M_f = 280 \text{ К}$, $M_s = 300 \text{ К}$, $A_s = 320 \text{ К}$, $A_f = 340 \text{ К}$, $P_{\min} = -20 \text{ К}$, $P_{\max} = 20 \text{ К}$, $S_{\min} = -17.5 \text{ К}$, $S_{\max} = 20 \text{ К}$, $\gamma_A = 6.7 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$, $\gamma_M = 4 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$, $G_A = 28 \text{ ГПа}$, $G_M = 24 \text{ ГПа}$, $K_M = 113 \text{ ГПа}$, $K_A = 72 \text{ ГПа}$, $\Phi_c \gg 1$, $\Phi_h = 0$, $a = b = 0$, $W_0 = 0$.

Механическое поведение материала при изотермическом деформировании

В этой части математического эксперимента изучали поведение объекта при его изотермическом растяжении. С данной целью материал сначала охлаждали от температуры 400 до 200 К, что сопровождалось полным прямым мартенситным превращением, а затем проводили нагрев до температуры "испытания". Результаты вычислений представлены на рис. 1. Видно, что, когда объект находится в мартенситном состоянии при температуре $T = 250$ К, он, начиная с некоторого фазового предела текучести, способен испытывать мартенситную неупругость (рис. 1,а). При разгрузке приобретенная пластическая деформация полностью сохраняется. Если $T = 300$ К, то при снятии напряжений появляется, хотя и неполный, но отчетливо выраженный псевдоупругий возврат (рис. 1,б). Когда же температура испытания отвечает устойчивому состоянию аустенита ($T = 385$ К), имеет место совершенная псевдоупругость (рис. 1,в).

Все эти хорошо согласующиеся с прямыми экспериментами и полученные еще в [2] данные можно понять, если обратиться к анализу эволюции мартенситных кристаллов разных ориентаций, т. е. Φ в (2) или (9) и концентрации мартенсита Φ_{Σ} в (5). Расшифровка таких величин показывает, что при растяжении среды, находящейся в аустенитном состоянии (рис. 1,в), величина Φ_{Σ} возрастает от $\Phi_{\Sigma} = 0$ до $\Phi_{\Sigma} > 0$ и зависит от уровня достигнутого напряжения. После сброса напряжения значение Φ_{Σ} вновь уменьшается до нуля. Сказанное означает, что в данном случае реализуется аустенитная псевдоупругость. Здесь деформация при нагружении накапливается за счет реакции мартенсит \rightarrow аустенит, а исчезает при разгрузке вследствие пря-

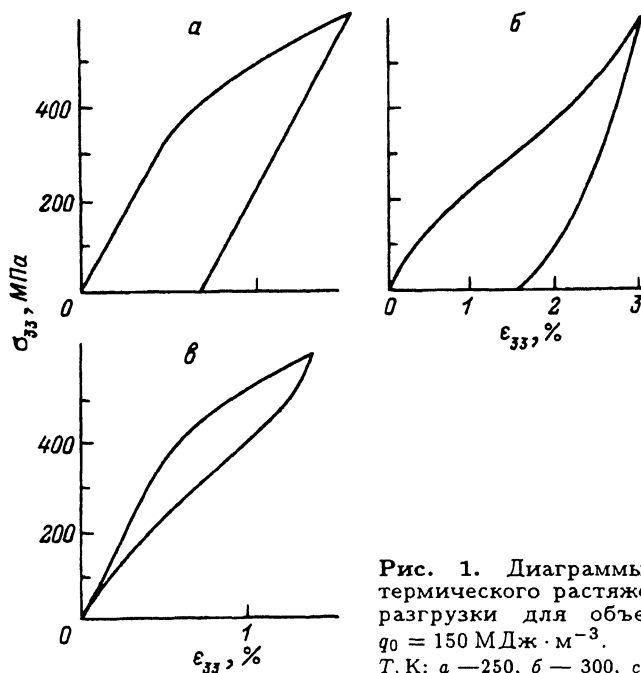


Рис. 1. Диаграммы изотермического растяжения и разгрузки для объекта с $q_0 = 150 \text{ МДж} \cdot \text{м}^{-3}$.
 $T, \text{ К}$: а — 250, б — 300, в — 385.

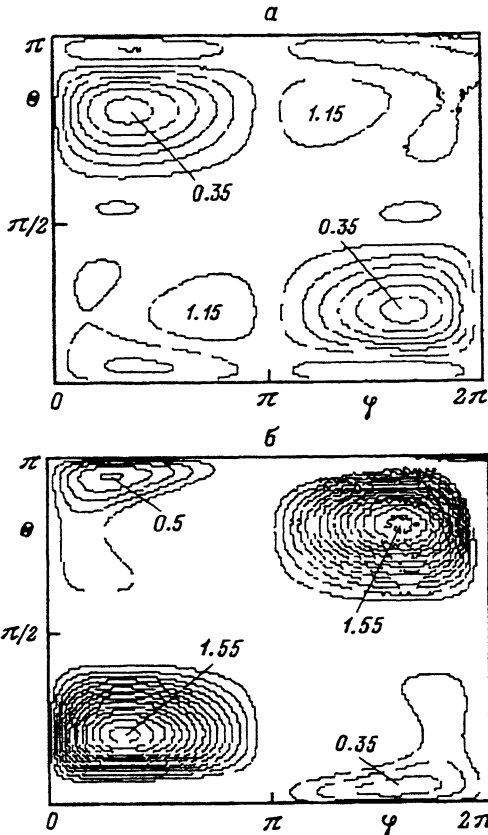


Рис. 2. Изолинии равных объемов мартенситных кристаллов ($P = -6.6$ К, $S = -5$ К, $\varphi_0 = 150$ МДж \cdot м $^{-3}$) в пространстве углов Эйлера. Расстояние между соседними изолиниями отвечает $\Delta\Phi = 0.1$.

мого превращения аустенит \rightarrow мартенсит. В случае же рис. 1, *a* концентрация мартенсита сохраняется на уровне $\Phi_{\Sigma} \equiv 1!$ В то же время происходит перераспределение величины Φ в пространстве углов Эйлера. Иными словами, неупругость здесь вызывается переориентацией мартенсита. Как показано в [2], она осуществляется посредством реакции мартенсит \rightarrow виртуальный аустенит \rightarrow мартенсит новой ориентации.

На рис. 2 показано распределение величины Φ в плоскости углов Эйлера $\Theta - \varphi$ для объекта, нагруженного напряжением $\sigma_{33} = 400$ МПа при температуре 250 К (*a*) и 700 МПа при 375 К (*b*).

Из рис. 2, *a* видно, что под нагрузкой объем кристаллов мартенсита в левом верхнем и правом нижнем квадрантах диаграммного поля уменьшается до величины $\Phi \cong 0.35$, а в правом верхнем и левом нижнем квадрантах увеличивается до $\Phi \approx 1.15$. Иными словами, происходит "перетекание" кристаллов мартенсита из одних ориентаций в другие. Когда исходному состоянию отвечает аустенит (рис. 2, *b*), нагрузка вызывает превращение мартенсита в аустенит, так что в левом верхнем и правом нижнем квадрантах его концентрация к концу нагружения достигает значения $\Phi \cong 0.35 - 0.5$, а в правом верхнем и левом нижнем — 1.55.

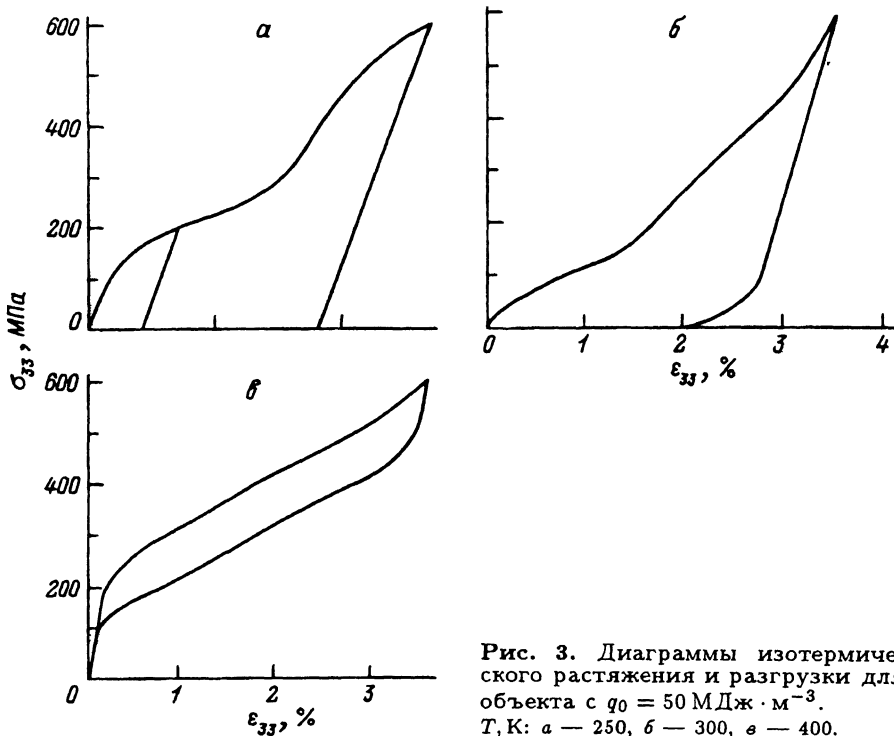


Рис. 3. Диаграммы изотермического растяжения и разгрузки для объекта с $q_0 = 50 \text{ МДж} \cdot \text{м}^{-3}$.
 T, K : а — 250, б — 300, в — 400.

Далее изучали влияние величины теплового эффекта реакции на деформирование материала. С этой целью был выбран тот же математический объект, но с $q_0 = 50 \text{ МДж} \cdot \text{м}^{-3}$.

На рис. 3 построены диаграммы деформирования при 250, 300 и 400 К. Следует обратить внимание на появление сразу двух фазовых пределов текучести, когда среду “растягивают” при 250 К! Этот феномен был предсказан еще в [2], но так отчетливо представлен впервые.

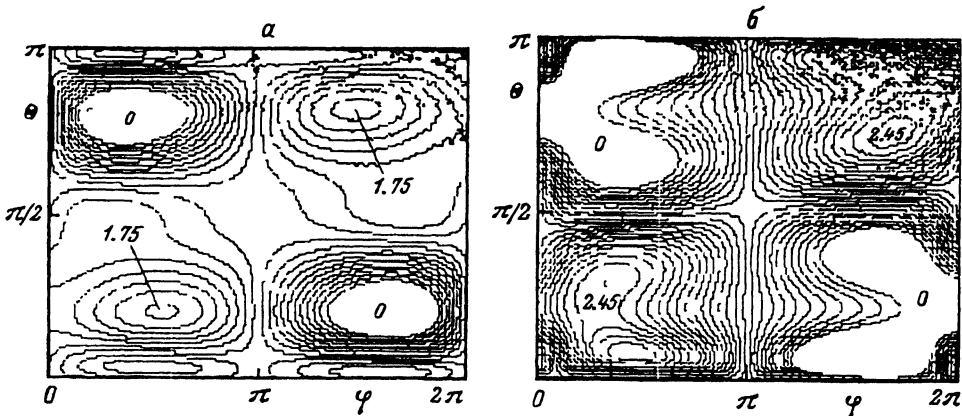


Рис. 4. Изолинии равных объемов мартенситных кристаллов ($P = -6.6 \text{ K}$, $S = -5 \text{ K}$, $q_0 = 50 \text{ МДж} \cdot \text{м}^{-3}$) в пространстве углов Эйлера. Расстояние между соседними изолиниями отвечает $\Delta\Phi = 0.1$.

Подчеркнем, что изотермическая разгрузка и после первого, и после второго фазовых пределов текучести к псевдоупругости не приводит. Последняя, однако, довольно хорошо проявляется при 300 и 400 К.

Чтобы понять, какова природа возникновения двух фазовых пределов текучести, обратимся к анализу изолиний, которые построены для двух состояний материала, растянутого при 250 К до напряжений 200 МПа (рис. 4,а), т.е. в промежутке больше первого и меньше второго фазовых пределов текучести, и 600 МПа (рис. 4,б), т.е. после нагружения выше второго предела текучести. Из рис. 4,а следует, что неупругость здесь связана, во-первых, с текстурированием мартенсита (размер кристаллов мартенсита увеличивается в правом верхнем и левом нижнем квадрантах до $\Phi = 1.75$) и, во-вторых, с реакцией мартенсит-аустенит (в правом нижнем и левом верхнем квадрантах $\Phi = 0!$). При дальнейшем (рис. 4,б) нагружении происходят "перетекание" мартенсита в правый верхний и левый нижний квадранты (где размер кристаллов достигает величины $\Phi = 2.45$) и некоторое уменьшение концентрации аустенита, хотя в значительной части диаграммного поля он все еще и сохраняется ($\Phi = 0$ в левом верхнем и правом нижнем квадрантах).

Ферроупругость

Диаграммы циклической ферроупругости построены на рис. 5. Видно, что циклическое растяжение-сжатие постепенно формирует устойчивую ферроупругую петлю, которая для аустенита преобразуется в характерную диаграмму циклической ферроупругости (рис. 5,д), причем повторяющееся от цикла к циклу состояние достигается в этом случае уже в первом цикле нагружения. Интересно, что изменение направления нагружения в точках 1 и 2 на диаграммах деформирования вызывает характерное "заполнение" внутренних частей ферроупругих петель либо малыми петлями, как на рис. 5,в, либо "линиями схода", такими как на рис. 5,б. Все перечисленные факты известны из прямых наблюдений.

Анализ эволюции распределения величины Φ по переменным φ , Θ и Ψ показывает, что все особенности ферроупругого и сверхупругого поведения объекта можно понять, если учесть характер реакций мартенсит-аустенит и мартенсит-аустенит-мартенсит новой ориентации. В более широком смысле сказанное означает, что очень сложные и разнообразные механоциклические свойства формируются исключительно благодаря превращениям и связанным с ними эволюциям текстуры материала.

Тепловое расширение и упругость

Зависимость деформации теплового расширения от температуры при прямой и обратной мартенситных реакциях показана на рис. 6. Хорошо обозначен типичный гистерезис, вид которого, конечно, зависит от характеристических температур превращения и от коэффициентов термического расширения аустенита и мартенсита. Природа гистерезиса очевидна и поэтому здесь больше не обсуждается. Естественно, что при изменении температуры в неполном интервале превращения петля заполняется внутри соответствующими линиями или малыми петлями, одна из которых представлена на рисунке.

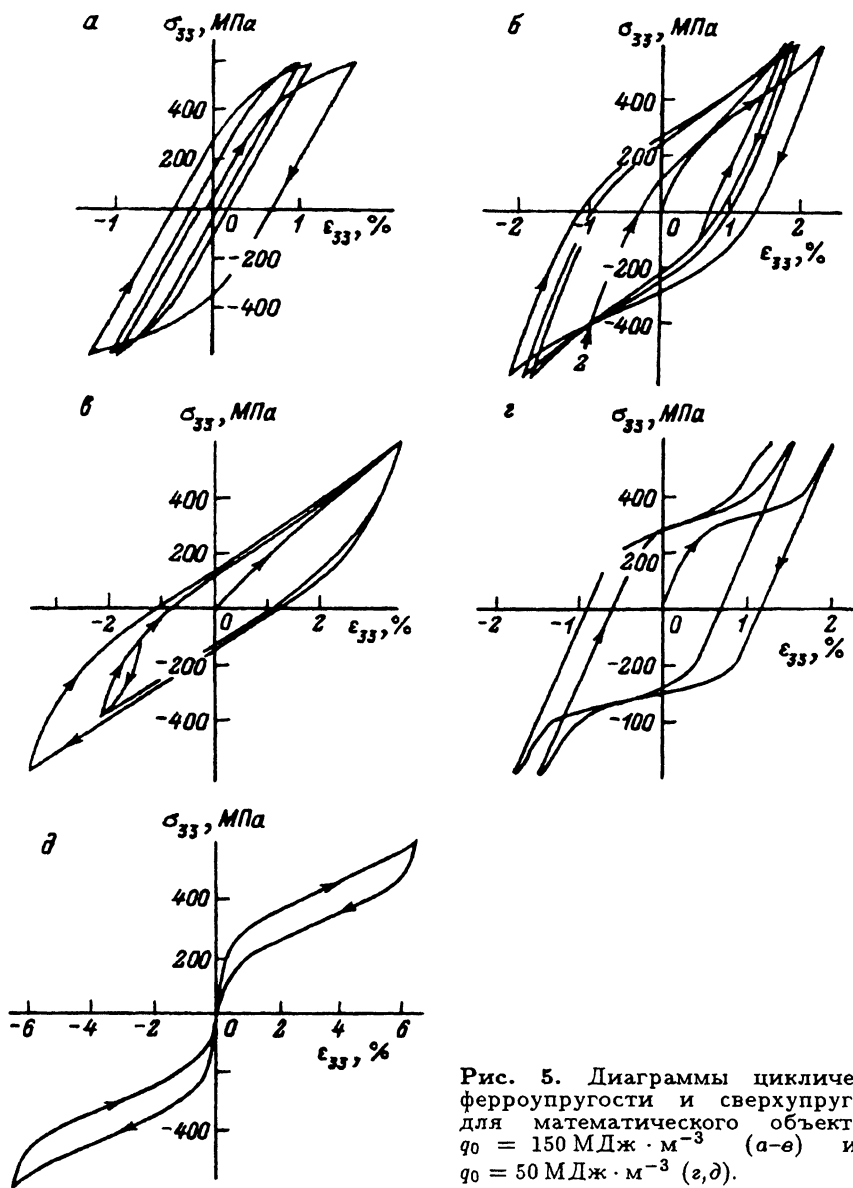


Рис. 5. Диаграммы циклической ферроупругости и сверхупругости для математического объекта с $q_0 = 150 \text{ МДж} \cdot \text{м}^{-3}$ (а-г) и с $q_0 = 50 \text{ МДж} \cdot \text{м}^{-3}$ (з, д).

$T, \text{ К:}$ а — 250, б — 280, в — 320, з — 200, д — 400.

Упругие модули и зависимости их от истории нагружения характеризуются сложными гистерезисными свойствами, включая и формирование малых петель внутри большой петли и “линиями схода”, идущими от точек поворота “траектории” изменения температуры. Соответствующий график не приводится, так как он качественно аналогичен графику для коэффициентов теплового расширения.

Теория естественным образом описывает и эффект памяти формы, т. е. возврат деформации, происходящий при нагреве предварительно деформированного объекта. В качестве примера на рис. 7 построена зависимость возвращаемой деформации от температуры для случая, когда среду предварительно изотермически растягивали при 200 К до достаточной деформации 2.9 %, а затем нагревали в разгруженном состоянии. Возврат деформации здесь начинается при температуре около 260 К, а к концу восстановления температура ~ 370 К.

Близкий результат был получен и тогда, когда предварительную деформацию получали охлаждением от 400 до 200 К под постоянным растягивающим напряжением, а затем возвращали ее нагревом материала до аустенитного состояния.

Пластичность превращения, псевдоупругость и эффект памяти формы при циклических изменениях температуры или напряжения

При охлаждении напряженных кристаллов через интервал температур прямой мартенситной реакции, как правило, происходит накопление деформации за счет пластичности аустенитно-мартенситного превращения, а при последующем нагреве возникает мартенситно-аустенитная реакция, в результате чего имеет место возврат этой деформации, т. е. эффект памяти формы. Закономерности данного феномена всесторонне изучены экспериментально. Однако еще не было предпринято систематического теоретического анализа явления. Вместе с тем такой анализ необходим, поскольку закономерности накопления и восстановления деформации становятся весьма сложными, если речь идет об изменениях температуры, охватывающих неполный размах мартенситных трансформаций решетке.

В настоящем разделе оценивали возможность теоретического прогнозирования закономерностей механического поведения сплавов с эффектом памяти формы в описанных условиях. Тепловым расширением

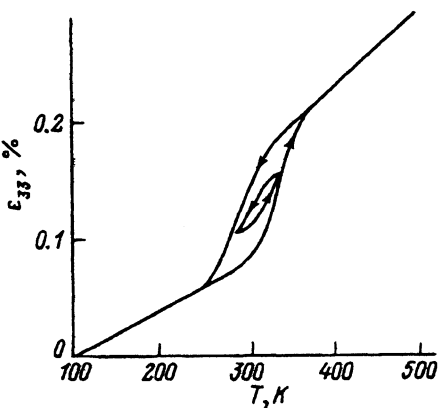


Рис. 6. Зависимости деформации теплового расширения от температуры.

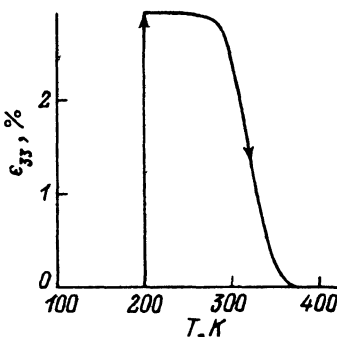


Рис. 7. Зависимости деформации от температуры при нагреве ненапряженного объекта.

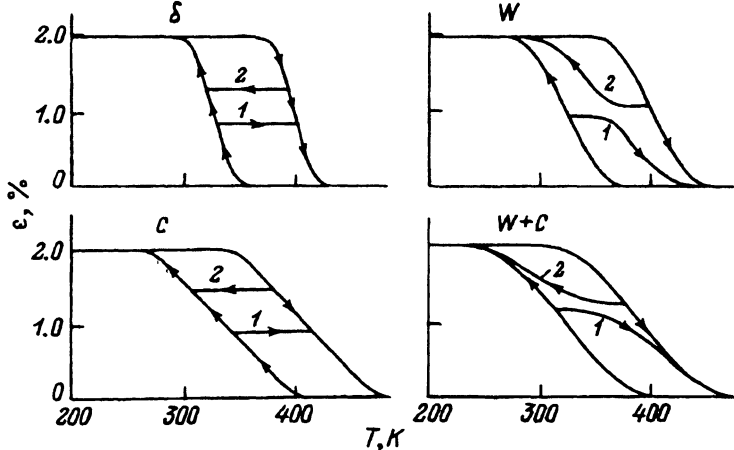


Рис. 8. Зависимости деформации от температуры при нагревах и охлаждениях среды.

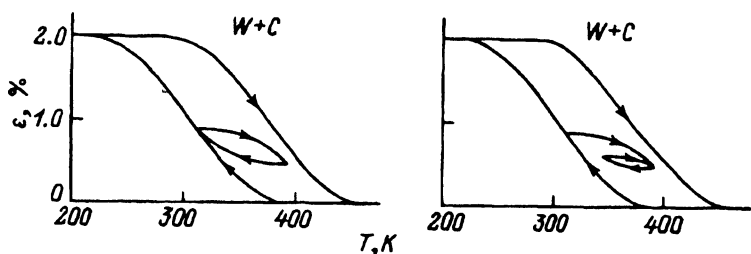


Рис. 9. Петли термомеханического гистерезиса, возникающие при нагревах и охлаждениях среды в полном и ограниченном интервалах температур. Стрелки указывают последовательность охладжений и нагревов.

пренебрегали. Расчеты делали только для режима одноосного растяжения для следующих четырех конкретных математических объектов: без статистического разброса характеристических температур (отмечен на рис. 8 индексом δ); со статистическим разбросом по ширине гистерезиса в пределах от $S_{\min} = -35$ К до $S_{\max} = 35$ К (индекс W); со статистическим разбросом положения центра гистерезисной кривой превращения в пределах от $P_{\min} = -40$ К до $P_{\max} = 40$ К (индекс C); с разбросом как по положению температуры центра, так и по ширине гистерезиса в тех же пределах (индекс $W + C$). Эти индексы проставлены на полях диаграмм. Остальные константы были прежними (как при расчете кривых на рис. 1).

Механическое поведение среды, нагруженной постоянным растягивающим напряжением 100 МПа и подвергаемой различным процедурам охлаждения и нагрева, представлено на рис. 8, 9.

На рис. 8 показана температурная зависимость деформации ϵ , возникающей при охлаждениях и нагревах через полный интервал температур мартенситного превращения (соответственно левые и правые линии на рисунках), а также, когда процесс охлаждения сменяли на нагрев при температуре выше окончания прямого превращения (кривые 1), либо когда нагрев прерывали и производили охлаждение (кривые 2).

вые 2). Видно, что для сред δ и C изменение знака приращения температуры приводит к прекращению изменения деформации до тех пор, пока соответствующая фигуративная точка не достигнет кривой на противоположной стороне гистерезисной фигуры. Таким образом, изменение температуры в данных примерах лишь тогда сопровождается накоплением и возвратом деформации, когда интервал изменения температуры достаточно широк. В то же время диаграммы W и $W + C$ демонстрируют и иную возможность. Деформирование здесь имеет место фактически при любых малых изменениях температуры. Понятно, что в такой среде легко сформировать малые гистерезисные петли, что иллюстрируется диаграммами на рис. 9, не нуждающимися в особых пояснениях. Не имеет значения, создаются такие петли "сходом" от левой ветви гистерезисной фигуры, как на рис. 9, или от правой, т. е. после нагрева до заданной температуры материала в мартенситном состоянии.

В следующей серии расчетов изучали петли псевдоупругого гистерезиса. С этой целью моделировали изотермическое нагружение и разгрузку среды, находящейся в аустенитном состоянии. Результаты представлены на рис. 10, 11. Температуры деформирования указаны на диаграммных полях. Рис. 10 показывает типичную аустенитную псевдоупругость, проявляющуюся в полном возврате деформации на этапе удаления напряжения. Кривые на диаграммах изображают кинетику возврата (1) и накопления (2) деформации при переходах от нагружения к разгрузке или наоборот. Здесь в случае сред δ и C имеет место довольно резкий переход от кривой нагружения к кривой разгрузки и наоборот. В то же время, когда среда характеризуется разбросом по ширине гистерезиса (W) или по обоим статистическим переменным ($W + C$), такой переход осуществляется более плавно.

Построения на рис. 11 показывают, что и в условиях псевдоупругости формируются малые петли механического гистерезиса.

Были также выполнены расчеты реактивного напряжения, которое возникало при нагреве и релаксировало при охлаждении. Модельный материал предельно "растягивали" в мартенситном состоянии до величины удлинения 1.0 %, а затем деформацию фиксировали и моделировали нагревы и охлаждения по режимам, аналогичным представленным на рис. 8, 9. Свойства полученных решений в качественном отношении оказались аналогичными свойствам решений для накопления и возврата деформации и здесь не приводятся.

Интересно подчеркнуть, что каким бы способом ни формировали петлю термомеханического или механического гистерезиса, всякий раз, когда она была замкнута, начальные и конечные значения деформации, напряжения или температуры совпадали. Иными словами, откуда начинался процесс, там он и завершался, так же как и в случае установившейся циклической ферроупругости (рис. 1, б). Изложенные закономерности находятся в полном соответствии с прямыми наблюдениями [1].

Если говорить о прикладном аспекте обсуждаемой проблемы, то необходимо подчеркнуть важность создания сплавов с заданными свойствами механического поведения. Так, если материал должен исполнять функции регулятора температуры, то ему следует обеспечить характеристики, подобные приведенным на рис. 9. В то же время, если требуется отсутствие температурной чувствительности в определен-

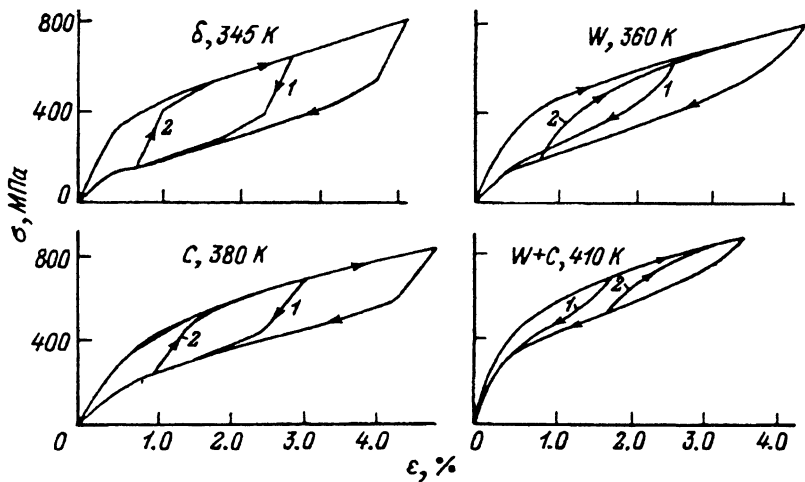


Рис. 10. Кривые деформирования среды в аустенитном состоянии.

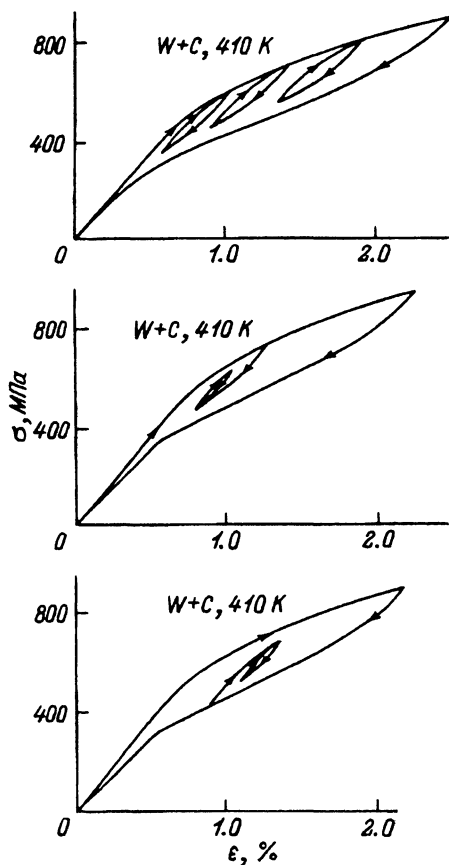


Рис. 11. Петли псевдоупругого гистерезиса, возникающие при различных вариациях растягивающих напряжений.

Стрелки указывают последовательность нагружений и разгрузок.

мом диапазоне температур, сплав должен иметь свойства, подобные представленным на диаграмме C (рис. 8). Рассматривая причины статистического разброса характеристических температур, можно предположить, что материалу типа C соответствует качественно приготовленный сплав с памятью формы, а резко гетерогенный по нескольким параметрам сплав продемонстрирует свойства, подобные модельному материалу типа $W + C$.

Поверхности текучести

В механике пластичности широко используют представление о поверхностях текучести. Они полезны при составлении определяющих соотношений, лежащих в основе инженерных расчетов напряженно-деформированного состояния изделий. Такие расчеты перспективны и для сплавов с мартенситным каналом неупругости (во всяком случае в тех простейших задачах, когда нагружение пропорционально по всем компонентам напряжений, а температура постоянна). Возможность или невозможность применения концепции течения для сплавов с памятью должна быть, конечно, обоснована соответствующими экспериментальными и теоретическими исследованиями. Однако ни те, ни другие в надлежащем объеме до сих пор не выполнены. Лишь в работе [5] упоминается о необычных формах поверхностей текучести никелида титана. И только в [6,7] сказано о возможности использования структурно-аналитической теории [2] для расчета поверхностей текучести для сплавов с мартенситными реакциями. Ниже приведены результаты вычислений для макроскопически изотропного объекта, у которого учитывали только мартенситную неупругость.

Полагали, что вещество характеризуется следующими константами: $q_0 = 200 \text{ МДж/м}^3$, $P_{\min} = P_{\max} = S_{\min} = S_{\max} = 0$, $D_{13} = D_{31} = 0.075$ (остальные $D_{ik} = 0$), $M_f = 280 \text{ К}$, $M_s = 300 \text{ К}$. Две другие характеристические температуры выбирали так, чтобы математическую среду можно было характеризовать или широким гистерезисом превращения ($A_s = 320 \text{ К}$, $A_f = 340 \text{ К}$), или узким ($A_s = 290 \text{ К}$, $A_f = 310 \text{ К}$). Соответствующий характер зависимости $\Phi_M(T)$ для этих двух ненагруженных математических сред иллюстрируется диаграммами на рис. 12. На диаграммах крестиками с соответствующей их нумерацией отмечены

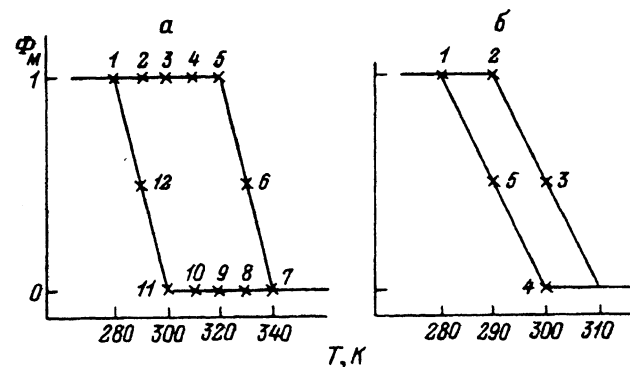


Рис. 12. Зависимости концентрации мартенсита от температуры для ненагруженного объекта с широким (а) и узким (б) гистерезисом превращения.

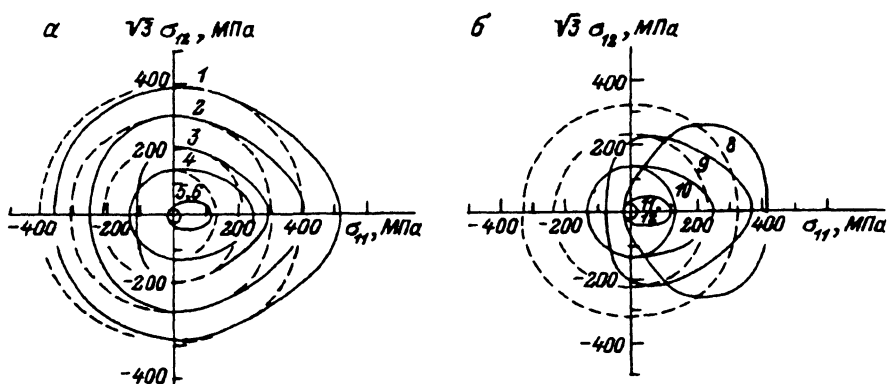


Рис. 13. Контуры текучести для материала с широким гистерезисом превращения.

Исходная структура: 1-5 — мартенсит, 7-11 — аустенит; 6, 12 — двухфазная структура.

начальные фазовые состояния, для которых производили расчеты поверхностей текучести. Поверхности текучести для исходных и заданных состояний и температур деформирования (отмеченных на рис. 12) рассчитывали для пропорциональных путей нагружения на плоскости $\sigma_{11} - \sqrt{3}\sigma_{12}$. Процедура вычислений сводилась к следующему. Вначале строили зависимость между интенсивностью касательных напряжений $T(\sigma_{ik})$ и интенсивностью деформаций сдвига $\Gamma(\varepsilon_{ik})$. По этим диаграммам определяли интенсивность $T_{0,2}$, соответствующую допуску для интенсивности деформации $\Gamma = 0.2\%$, что позволяло рассчитать значения напряжений $(\sigma_{11})_{0,2}$ и $(\sigma_{12})_{0,2}$ для определения точки на контуре текучести при каждом пути нагружения.

Естественно, что для любых исходных состояний контуры текучести представляли собой окружности в координатах $\sigma_{11} - \sqrt{3}\sigma_{12}$. Для предварительно деформированного материала контуры вычисляли после сообщения математическому объекту остаточной деформации, получаемой изотермическим нагружением и разгрузкой по заданной траектории нагружения. Во всех приведенных ниже примерах остаточная деформация, оцениваемая по интенсивности Γ , составляла 1%. Температуры предварительного и последующего деформирования были одинаковы и отвечали тем состояниям, которые отмечены на рис. 12. Процедура расчета контура текучести предварительно деформированного объекта была такой же, что и для исходного недеформированного состояния. Рассмотрим теперь более подробно данные вычислений.

На рис. 13 показаны контуры текучести для среды с широким гистерезисом превращения в исходном состоянии (штриховые линии) и после предварительного растяжения (сплошные линии). Нумерация контуров соответствует нумерации точек, проставленных на рис. 12. Из рис. 13 видно, что размеры контуров текучести сильно зависят от температуры. Если объект имеет исходную мартенситную структуру, контур текучести у него тем “больше”, чем ниже температура “испытания”. При $T \geq A_s$ контур приобретает минимальный размер и, что может показаться удивительным, практически не зависит от температуры, если она несильно превышает A_s . Вблизи A_f происходит довольно резкий скачок условного предела текучести.

В случае исходной аустенитной структуры имеет место обратная температурная зависимость: чем выше температура, тем больше размер контура текучести. В области температур $T \geq M_s$, влияние температуры невелико, но вблизи M_f имеет место значительный рост предела текучести. Отмеченные особенности в механическом поведении среды для простых схем нагружения уже давно изучены экспериментально [1] и теоретически [2], и данные вычислений и измерений согласуются между собой.

Если обратиться к анализу формы контуров текучести предварительно растянутой среды, то можно отметить следующие особенности для объектов с исходной мартенситной структурой: во-первых, имеет место существенная вытянутость контура в направлении растяжения. Она тем больше, чем выше температура. Это видно из сравнения контуров 1 ($T = 280$ К) и 5 ($T = 320$ К) на рис. 13. Во-вторых, контур, как правило, оказывается несколько приплюснутым со стороны напряжений сжатия. Приплюснутость особенно сильно выражена для контура 3 ($T = 300$ К). Вместе с тем контуры деформированных материалов 4–6 в левых квадрантах диаграммного поля рис. 13,а практически совпадают с контурами текучести для недеформированной среды. В-третьих, наиболее удивительное качество состоит в том, что в направлении σ_{12} на положение точек контуров текучести предварительная деформация растяжения влияния практически не оказывает. В целом перечисленное соответствует прямым наблюдениям на никелиде титана [5].

Когда исходная структура представляет собой аустенит, предварительное растяжение следующим образом влияет на контуры текучести. Если $M_s \leq T < A_s$, то они и для исходных, и для деформированных материалов оказываются подобными контурам текучести на рис. 13,а в области температур $M_s \leq T < A_f$, но с одной нетривиальной особенностью: контуры текучести для аустенита при $T = M_s$ (контуры 11 на рис. 13,б) совпадают с контурами текучести для мартенсита при $T = A_s$ (контуры 5 на рис. 13,а). Контуры текучести оказываются также практически одинаковыми для аустенитного и мартенситного состояний, если превышение температуры деформирования над M_s в первом случае равно уменьшению температуры по сравнению с A_s во втором случае. Это следует, например, из сравнения кривых 4 и 10. Некоторое различие, впрочем, имеет место. Оно особенно сильно проявляется в расположении контуров 3 и 9. Огромная “приплюснутость” в левых квадрантах и “разбухание” контура в правых квадрантах прослеживаются при температуре, близкой к A_f (контуры 8). Естественно, что контур текучести для деформированной среды при $T \geq A_f$ построить невозможно из-за полного псевдоупругого возврата в процессе разгрузки.

О характере поведения материала, обладающего узким гистерезисом превращения, можно судить по данным рис. 14. В целом прослеживаются те же закономерности, что и для случая широкого гистерезиса. При вариациях направления предварительного деформирования имеет место лишь “поворот” контура текучести в соответствующую сторону на диаграммном поле $\sigma_{11} - \sqrt{3}\sigma_{12}$. Это следует из рассмотрения рис. 15, где построен исходный контур текучести (штриховая линия) и четыре контура текучести для материалов, предварительно деформированных растяжением (кривая 1), по пропорциональной траектории

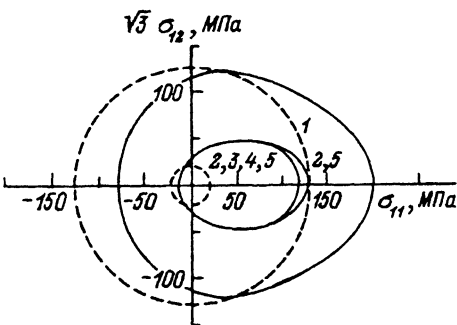


Рис. 14. Контуры текучести для среды с узким гистерезисом превращения.

Нумерация контуров соответствует обозначениям на рис. 12, а.

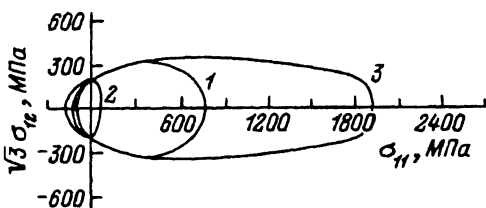


Рис. 16. Контуры текучести для среды, обладающей конечной дилатацией превращения.

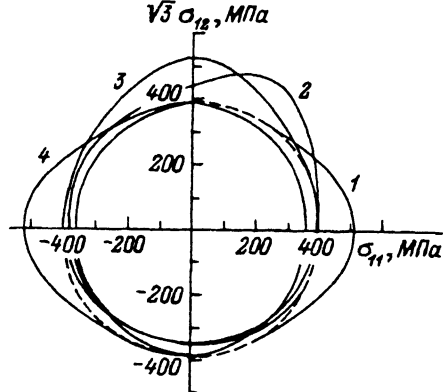


Рис. 15. Контуры текучести для среды, предварительно деформированной различными способами.

Рис. 16. Контуры текучести для среды, обладающей конечной дилатацией превращения.

1 — материал с широким гистерезисом превращения в исходном мартенситном состоянии, 2 — после предварительного сжатия на 1%, 3 — после предварительного растяжения на 1%.

$\sigma_{11} = \sigma_{12}$ (кривая 2), сдвигом (кривая 3) и сжатием (кривая 4). Контуры построены для материала с широким гистерезисом превращения для температуры деформирования $T = M_f = 280$ К.

В следующей серии вычислительного эксперимента изучали влияние дилатации превращения на контуры текучести. С этой целью обращались к математическому объекту с широким гистерезисом превращения, у которого тензор дисторсии дополняли компонентами $D_{11} = D_{22} = D_{33} = 0.05$. Из большой группы произведенных расчетов приведем лишь один результат, представленный на рис. 16. На нем построены контуры для исходной мартенситной структуры, отвечающей состоянию, отмеченному цифрой 3 на рис. 12, а ($T = M_s = 300$ К).

Контур 1 относится к исходной недеформированной среде. Он сильно смещен в направлении растяжения и по форме отличается от окружности. Если материал был предварительно сжат, то контур становится таким, как показывает кривая 2. Его размер очень резко сокращается. В то же время, когда среду предварительно растягивают, контур трансформируется в фигуру 3 с исключительно большой вытянутостью в направлении σ_{11} . Надо думать, что предварительное сжатие инициирует превращение мартенсита в аустенит, а предварительное растяжение вызывает, по-видимому, переориентацию мартенсита. В результате при последующем растяжении реакция аустенит-мартенсит облегчается (контур 2), а реакция мартенсит-мартенсит другой ориентации затрудняется (контур 3). Хотя дилатация, равная 0.05, редко встречается в природе, контуры, построенные на рис. 16, дают представление о характере ее влияния на мартенситную неупругость.

Отметим также исключительно сильное различие в механическом поведении материалов, обладающих обычной дислокационной пластичностью и при реализации мартенситного канала неупругости. Вычисленные в рамках данного исследования контуры текучести не имеют аналогов в механике дислокационной пластичности. И хотя они относятся к категории теоретического прогноза, можно надеяться, что этот прогноз в целом верен, так как использованная теоретическая модель имеет добротную экспериментальную апробацию в других задачах.

Мартенситная неупругость в условиях резких изломов траектории нагружения

Деформационное упрочнение материала в условиях проявления мартенситной неупругости изучено и экспериментально [1], и теоретически [2], но лишь для режимов относительно простого нагружения. Между тем в задачах практического плана приходится иметь дело с гораздо более сложными способами механического воздействия, когда направления нагружения в пространстве напряжений резко изменяются, образуя ломаную замкнутую траекторию. Экспериментально поведение материала с эффектом памяти формы в таких условиях пока не исследовано. Отсутствуют и соответствующие теоретические расчеты.

Ниже приведены результаты математического моделирования закономерностей деформационного упрочнения той же среды, что и в предыдущем разделе, при ее многократном нагружении по ломаным замкнутым траекториям на плоскости $\sigma_{11}-\sigma_{12}$, где σ_{11} — нормальное, σ_{12} — сдвиговое напряжение.

На рис. 17 приведены наиболее типичные данные, полученные для среды, имеющей в исходном состоянии структуру мартенсита и подвергаемой изотермическому нагружению при $280\text{ K} = M_f$. Силовое воздействие во всех случаях начиналось с нулевых напряжений, которые в дальнейшем изменялись по соответствующему контуру в алфавитном порядке проставленных литеров. В каждом из математических экспериментов просчитывали не менее 10 повторяющихся циклов. Результаты вычислений изображены графически на диаграммном поле в координатах $\epsilon_{11}-\epsilon_{12}$. Начало отсчета обозначено O , а конец — крестиком.

Полученные данные позволяют сделать вывод о том, что по мере циклирования формируется устойчивое механическое состояние материала, но иногда этот процесс сильно затягивается. Было установлено, что деформационное упрочнение зависит и от того, какова температура деформирования, какова исходная структура (в частности, является она мартенситом или аустенитом) и какова схема нагружения. В последнем нетрудно убедиться, сравнивая между собой диаграммы $\epsilon_{11}-\epsilon_{12}$, относящиеся к различным схемам нагружения. Так, на рис. 17, *в* и *г* диаграммы деформирования заметно различаются, хотя силовое воздействие отличается только характером прохождения фигуративной точкой начала координат — без излома (на рис. 17, *в*) или с изломом (на рис. 17, *г*).

Трудно дать детальную физическую интерпретацию полученным результатам. Тем не менее не вызывает сомнений, что механоциклическое упрочнение связано с процессами переориентации мартенсита,

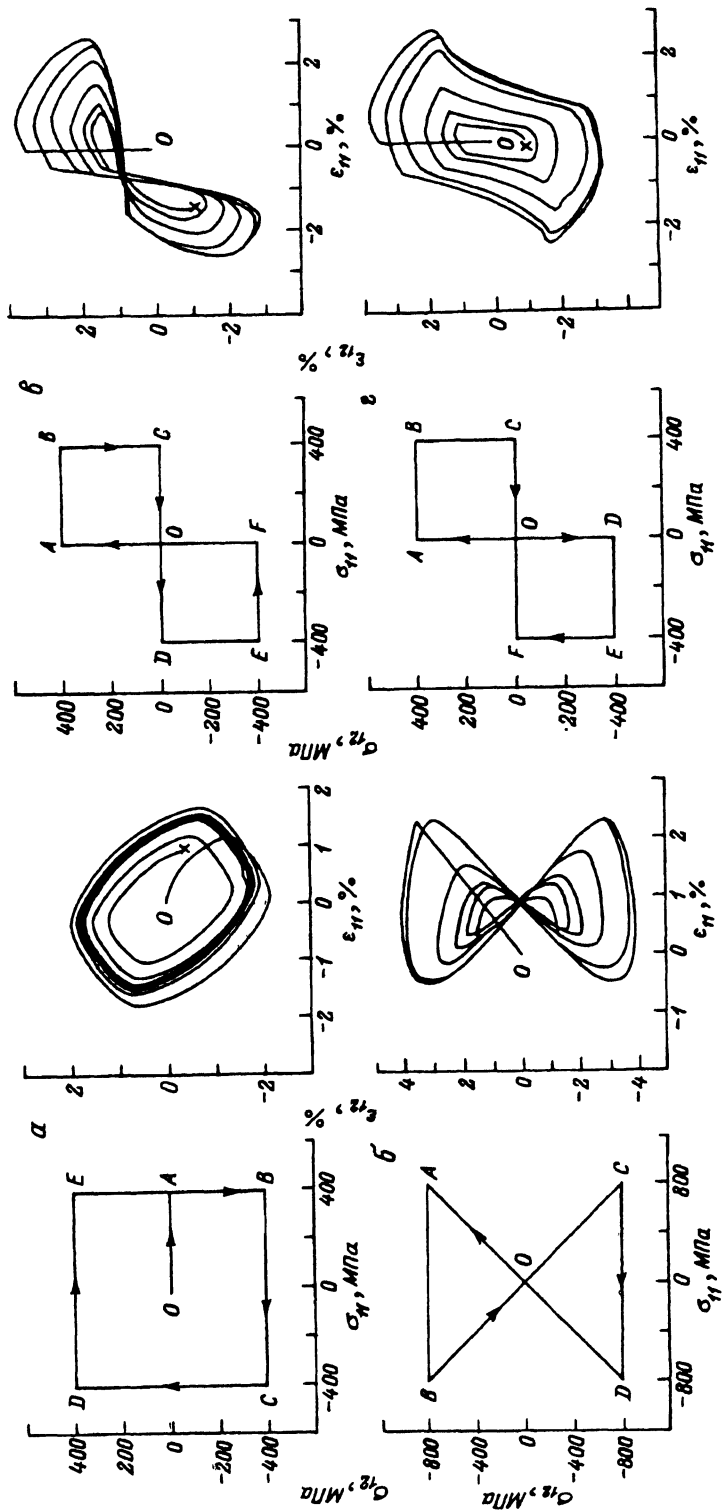


Рис. 17. Различные траектории нагружения в координатах σ_{11} — σ_{12} и фазовые траектории в координатах ϵ_{11} — ϵ_{12} (а-б). Графики слева отражают заданную траекторию изменения напряжения, справа — рассчитанную в пространстве деформаций.

т. е. с возникновением особой текстуры материала. Это заключение тем более обосновано, что система уравнений, которая использована для моделирования среды, никаких других возможностей не содержит.

Сплав с эффектом памяти формы как рабочее тело тепловой машины

Известно, что материалы, обладающие эффектом памяти формы, могут преобразовывать тепло в механическую работу. В простейшем варианте такое преобразование достигается реализацией двухтактного режима. В первом такте, который условно можно назвать подготовительным, сплаву сообщают деформацию за счет мартенситной неупругости, затрачивая при этом соответствующую работу. Во втором (рабочем) такте деформацию возвращают посредством нагрева, одновременно прикладывая значительные противодействующие усилия. При наиболее типичных режимах функционирования материала деформация, сообщенная на первом этапе, полностью восстанавливается во втором, а напряжения, требующиеся для предварительного деформирования, могут быть существенно меньше напряжений, противодействующих возврату. Вследствие сказанного, затраченная на первой стадии работа, оказывается меньше работы, производимой в такте нагрева. Разность работ определяет уровень преобразования тепла в механическую энергию. Хотя функциональные возможности сплавов с памятью шире и глубже вышеописанного, мы для определенности остановимся только на этом простейшем варианте, в частности, не будем рассматривать ситуацию, когда полезная работа производится в такте охлаждения, а не в такте нагрева.

Предварительную деформацию можно задавать по-разному. Простейший прием заключается в том, что материал сначала охлаждают до мартенситного состояния, а затем деформируют сравнительно небольшим усилием. Деформация реализуется за счет реакции мартенсит-мартенсит новой ориентации, и подобный канал мартенситной неупругости является доминирующим во всех случаях, когда дислокационный предел текучести мартенсита (и тем более аустенита) существенно выше фазового предела текучести. В другой процедуре предварительное деформирование производят за счет реакции аустенит-мартенсит. С данной целью нагруженный сплав охлаждают из аустенитного состояния до мартенситного, вследствие чего возникает деформация, обусловленная эффектом пластичности прямого мартенситного превращения. Если осуществлять нагрев предеформированного такими приемами материала под противодействующим напряжением, близким к пределу текучести аустенита, то получается очень большой выигрыш в работе. Могут быть предложены и многочисленные другие способы преобразования тепла в механическую работу.

Данной проблеме посвящено довольно много экспериментальных и теоретических исследований [7-44]. Однако она остается до сих пор окончательно нерешенной. Открыт, в частности, вопрос о наиболее рациональных режимах преобразования тепла в работу и вопрос о методах математического прогнозирования. Первоначально по данной теме были сделаны попытки использования классических приемов

термодинамики для оценки КПД и работоспособности материалов. Но анализ этих исследований показывает, что использованные авторами теоретические принципы не могут быть положены в основу расчета работоспособности реальных объектов. В самом деле, известный из [40-42] термодинамический подход может дать, по-видимому, относительно правильный прогноз лишь для материалов с реакциями первого рода и только тогда, когда правильно оценен тепловой эффект реакции, а само превращение происходит одинаково в представительном объеме. Но ни первое, ни второе не могут быть отнесены к реальным рабочим телам тепловых машин. Это связано с тем, что не при всяких мартенситных трансформациях выделяется или поглощается тепло даже в материалах с превращением первого рода. Тепловой эффект, конечно, имеет место в превращениях аустенит-мартенсит или мартенсит-аустенит, но уже реакция мартенсит-аустенит-мартенсит новой ориентации не сопровождается выделением или поглощением ("химического") тепла, так как промежуточная аустенитная фаза является виртуальной. К сказанному следует добавить, что кристаллы мартенсита или аустенита зарождаются гетерогенно в представительном объеме, они имеют разную ориентацию, появляются и исчезают не одновременно и, кроме того, даже в соседних участках кристалла одни из них подвергаются реакции аустенит-мартенсит, другие — мартенсит-аустенит, а третьи — мартенсит-аустенит-мартенсит новой ориентации. В силу вышеизложенного сколько-нибудь полезный термодинамический анализ преобразования тепла в механическую работу рабочим телом тепловой машины является практически неосуществимым. К тому же в элементах конструкций машин температурные поля никогда не бывают однородными, следовательно, в одних частях детали работа может поглощаться, а в других производиться. Суммарная энергопроизводительность детали определяется особенностями распределения температуры, фазового состава, а также напряжений и деформаций в рабочем органе тепловой машины.

Наиболее продуктивным методом анализа характеристик рабочих органов тепловой машины, изготовленных из сплавов с памятью, является исследование взаимосвязи между усилиями и перемещениями выходного звена рабочего органа и характера его теплообеспечения, а применительно к элементу объема взаимосвязи между напряжением, деформацией и температурой.

Если говорить о методах теоретического прогнозирования, то, по нашему мнению, расчет должен быть выполнен в пространстве тех же переменных. Для этого, конечно, требуется располагать надежными приемами вычислений механических характеристик сплавов, испытывающих мартенситную неупругость. Основанием для таких действий в настоящее время может служить лишь структурно-аналитическая теория прочности [1]. Имеющиеся в литературе экспериментальные и теоретические исследования по данной теме позволяют составить предметное представление о характере преобразования тепла в механическую работу сплавами с мартенситными реакциями первого рода применительно к так называемым изотермическим термодинамическим циклам. Другие возможные реализации к настоящему времени не изучены. Лишь в работе [44] продемонстрирована принципиальная доступность организации цикла Карно, во всяком случае, на примере такой композиции, как никелид титана.

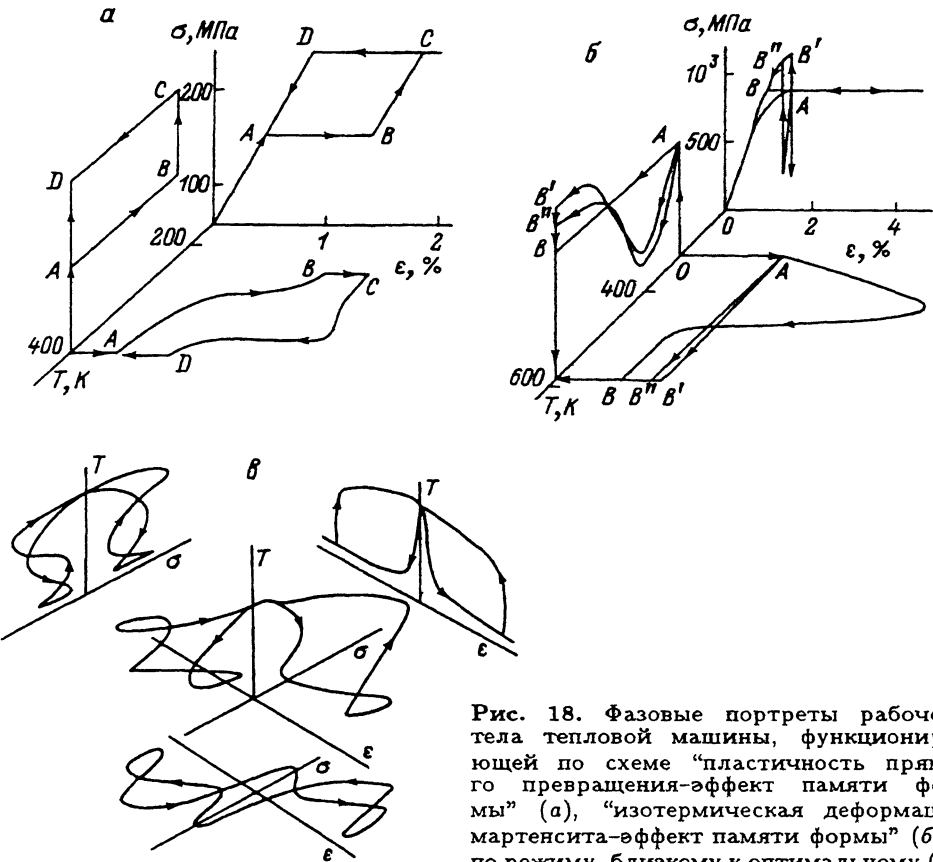


Рис. 18. Фазовые портреты рабочего тела тепловой машины, функционирующей по схеме “пластичность прямого превращения-эффект памяти формы” (а), “изотермическая деформация мартенсита-эффект памяти формы” (б) и по режиму, близкому к оптимальному (в).

На рис. 18 приведены типичные фазовые портреты, получаемые в расчетах для трех наиболее часто употребляемых режимов энергопреобразования. Рис. 18,а иллюстрирует одну из простейших процедур, когда на этапе AB производят охлаждение материала под постоянным напряжением из аустенитного в мартенситное состояние, затем на этапе BC материал изотермически догружают до большего напряжения. На стадии CD рабочее тело нагревают под новым напряжением до завершения обратного превращения, а на этапе DA производят сброс напряжений до исходного уровня. Площадь фигуры $ABCD$ в координатах σ - ϵ характеризует ту часть работы, которая преобразовалась из тепла.

На рис. 18,б показан другой часто используемый режим получения полезной работы. Здесь материал охлаждают до мартенситного состояния, а затем его изотермически деформируют в соответствии с кривой OA на диаграммном поле σ - ϵ . Далее производят нагрев до аустенитного состояния, например, по одному из следующих путей: когда напряжение на этапе нагрева поддерживается постоянным (отрезок AB); когда постоянной поддерживается деформация (отрезок AB'); наконец, когда объект зашемлен в аппарате с конечной жесткостью (отрезок AB''). Во всех трех вышеназванных вариантах конечное со-

стояние (точки B, B', B'') отвечает, а хорошим приближением диаграмме деформирования аустенита (кривая $OBV''B'$). На следующем этапе производят разгрузку, а потом охлаждение до исходного мартенситного состояния. Площадь фигур $OABO, OAB'O, OAB''O$ характеризует произведенную полезную работу.

Наиболее универсальная схема производства работы, позволяющая достигать максимальной производительности, показана на рис. 18, в. Как установлено во многих исследованиях, при рациональном выборе контура в пространстве температура (T)–напряжение (σ)–деформация (ϵ) можно достичь очень больших значений полезной работы. Здесь нужно подчеркнуть, что если в первых двух случаях энергозатраты на деформацию тела связаны соответственно с пластичностью прямого превращения и с переориентацией термомартенсита, то при работе материала по схеме на рис. 18, в физика процесса механического поведения материала весьма сложна. Здесь на отдельных стадиях идут совершенно различные превращения, в частности и прямые, и обратные реакции, и переориентация мартенсита, и к тому же одновременно во всех частях представительного объема (в зависимости от фазового состояния и ориентации отдельных зерен).

Анализ литературных данных убеждает, что проблема энергопреобразования тепла далека от своего окончательного решения. Не изучены циклы Карно или близкие к ним, отсутствуют данные о преобразовании тепла в механическую работу изделиями, испытывающими энергичные нагревы и охлаждения, когда образуются значительные градиенты температур по сечению. Остается неясным, какие именно композиции и при каких состояниях эффективно преобразуют тепло в работу, а какие — нет. Отметим лишь в этой связи, что не всякий сплав, обладающий выраженными эффектами памяти формы, может служить рабочим телом тепловой машины. Наконец, предстоит продемонстрировать особенности энергопроизводства конкретным рабочим органом в составе мартенситного двигателя.

Влияние нейтронной радиации на мартенситную неупругость

Сплавы с эффектом памяти формы, вероятно, найдут важное применение в атомной и термоядерной энергетике в качестве элементов регулирования параметров аппаратуры, как устройства, управляющие величинами расхода, как элементы систем аварийной защиты и т. д. Особое значение данное техническое направление приобретает в связи с возможностью автономного функционирования исполнительных органов в зонах повышенной радиации. Сказанное требует ответа на вопрос, влияет ли нейтронное облучение на характеристики памяти формы и вообще на мартенситную неупругость. Имеющиеся экспериментальные данные немногочисленны и весьма противоречивы ^[45,46]. Проведение систематических экспериментальных исследований требует большого времени и значительных материальных затрат. В свете сказанного возникает необходимость в развитии методов математического прогнозирования характера влияния радиационного фактора на облучаемые материалы.

Ниже приводятся результаты аналитического и численного моделирования для среды при значениях постоянных, выписанных ниже.

а) Влияние флюенса через факторы aW^{n_a} и bW^{n_b} . Чтобы проанализировать влияние дозы радиации на последующие проявления мартенситной неупругости, положим вначале, что в (9) $W_0 \equiv 0$, т. е. влиянием пиков смещений можно пренебречь. Воспользовавшись тогда приближенными вычислениями из [2], выполненными для режима одноосного растяжения при компоненте $D_{31} = D_{13} \neq 0$ (остальные $D_{ik} = 0$), получим следующие результаты.

1. При изотермическом одноосном деформировании аустенита и $T > M_s + P_{\max} - S_{\max}$ фазовый предел текучести изменяется по мере нарастания флюенса приблизительно пропорционально фактору

$$(T - M_s - P_{\max} + S_{\max} + bW^{n_b}) [T_0 + P_{\min} - 1/2(aW^{n_a} + bW^{n_b})]^{-1}.$$

2. При изотермическом одноосном нагружении мартенсита и $T < M_f - P_{\min} + S_{\min}$ фазовый предел текучести изменяется приблизительно пропорционально фактору

$$(A_f + P_{\min} + S_{\min} + aW^{n_a} - T) [T_0 + P_{\max} - 1/2(aW^{n_a} + bW^{n_b})]^{-1}.$$

3. При охлаждении напряженного материала через интервал температур прямого превращения возникает деформация, приблизительно пропорциональная фактору

$$T_0 + P_{\max} - 1/2(aW^{n_a} + bW^{n_b}).$$

4. При нагреве из мартенситного состояния в аустенитное накопленная деформация полностью возвращается.

5. Температуры начала и конца прямого и обратного превращений смещаются соответственно на величины, пропорциональные aW^{n_a} и bW^{n_b} .

Если учесть, что, судя по экспериментальным данным, для ряда сплавов $a > 0$ и $b > 0$, то можно сделать вывод о некотором повышении с ростом дозы радиации фазового предела текучести аустенита, снижении фазового предела текучести мартенсита и частичном подавлении пластичности прямого мартенситного превращения. Более точные прогнозы трудно сделать без обращения к численным методам решения системы уравнений (1), (6), (9), (10).

Моделирование мартенситной неупругости осуществляли для среды, характеризующейся следующими константами: $q_0 = 150 \text{ МДж} \cdot \text{м}^{-3}$, $D_{31} = D_{13} = 0.075$ (остальные $D_{ik} = 0$), $M_s = 300 \text{ К}$, $M_f = 290 \text{ К}$, $A_s = 310 \text{ К}$, $A_f = 320 \text{ К}$, $P_{\min} = -10 \text{ К}$, $P_{\max} = 10 \text{ К}$, $S_{\min} = -17.5 \text{ К}$, $S_{\max} = 20 \text{ К}$, $\Phi_c \gg 1$, $\Phi_h = 0$, $W_0 = 10^{24} \text{ м}^{-2}$, $n_a = n_b = 0.3$, $a = b = 1.25 \cdot 10^{-4} \text{ К} \cdot \text{см}^{0.6}$. Тепловым расширением и упругой деформацией пренебрегали. Все вычисления осуществляли для режима одноосного растяжения, выбирая в качестве исходного состояния ненагруженный аустенит. Один из результатов вычислений представлен на рис. 19.

Полученная кривая показывает, как доза радиации влияет на деформацию, образующуюся в результате охлаждения среды через интервал прямого превращения под постоянным растягивающим напряжением 300 МПа. Предварительное облучение производили при

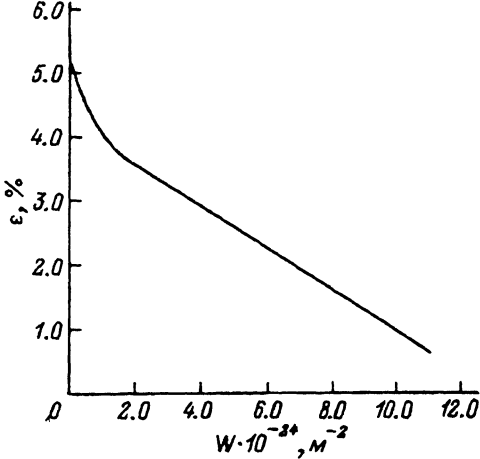


Рис. 19. Влияние дозы облучения на пластичность прямого мартенситного превращения, возникающую при охлаждении облученного объекта.

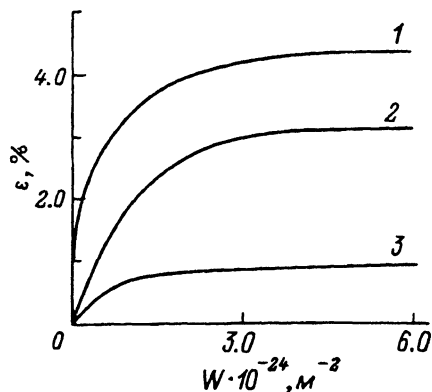


Рис. 20. Изотермическое накопление деформации при облучении материала, нагруженного растягивающими напряжениями.

$T > A_f$. Видно, что чем выше доза, тем меньше пластичность прямого превращения. Иными словами, облучение нейтронами подавляет способность материала к проявлению мартенситной неупругости, а следовательно, и к эффектам памяти формы. При очень больших флюенсах мартенситная неупругость вообще может быть полностью парализована.

б) Влияние интенсивности радиации. Положим теперь $a = b \equiv 0$, т.е. будем считать, что необратимые кристаллохимические процессы облучением не инициируются, и воспользуемся компьютерным моделированием соотношений (1), (6), (9), (10), останавливаясь лишь на наиболее характерных эффектах.

Когда математическую среду нагружали в мартенситном состоянии и, не снимая нагрузки, производили облучение, последнее вызвало постепенно затухающую изотермическую ползучесть. Кривые на рис. 20 демонстрируют данный феномен. Кривая 1 относится к объекту, нагруженному при 235 К растягивающим напряжением 600 МПа, которое вызвало неупругую деформацию, близкую к 1.0%. В процессе облучения напряженной среды ее деформация нарастала и достигала “насыщения” на уровне 4.3% при флюенсе около $3 \cdot 10^{24} \text{ м}^{-2}$. При напряжении — 300 МПа (кривая 2) нагружение не создало неупругую деформацию, но облучение инициировало ее. В результате получено удлинение около 3%. При температуре 50 К (кривая 3) эффект изотермической радиационной ползучести сохранился, но даже при 600 МПа предельная деформация достигла лишь 0.88% удлинения. Таким образом, облучение нагруженного в мартенситном состоянии объекта может вызвать постепенно затухающую радиационную ползучесть, лимит которой зависит от напряжения и температуры.

На рис. 21 построены кривые, показывающие, как неупругая деформация, возникающая на этапе приложения нагрузки ($\sigma = 300 \text{ МПа}$), зависит от температуры, при которой это нагружение осуществляют (кривая 1), и какова добавочная деформация (кривая 2), образуя-

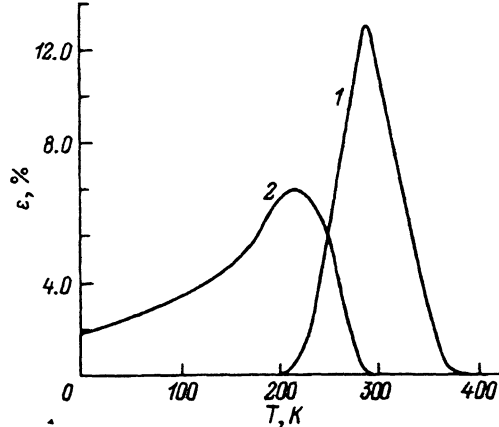


Рис. 21. Зависимости деформации от температуры испытания в процессе нагружения и при последующем облучении.

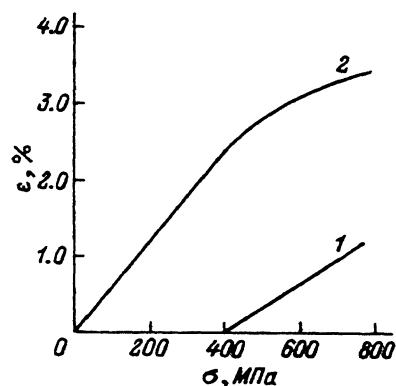
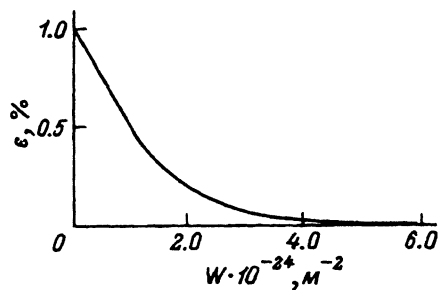


Рис. 22. Зависимости от напряжения деформации, возникающей в процессе нагружения и добавочной деформации, возникающей за счет радиации.

Рис. 23. Зависимость деформации от дозы облучения.



щаяся затем вследствие облучения напряженной среды дозой радиации $6 \cdot 10^{24} \text{ м}^{-2}$. Видно, что мартенситная неупругость отсутствует при данном уровне напряжений, если $T < 200 \text{ К}$ или $T > 380 \text{ К}$. Максимум деформации приходится на область температур вблизи 290 К , т.е. около M_s . Эта закономерность известна была и ранее [2]. Но удивительно, что деформация, “добавляемая” облучением, имеет место даже при $T = 0$, а максимум ее отвечает температуре около $210 \text{ К} < M_f - P_{\text{max}} - S_{\text{max}}$. Такой мартенситной радиационно стимулированной неупругости нет лишь при $T > 290 \text{ К}$.

Влияние на величины вышеуказанных деформаций уровня напряжений показано на рис. 22. Он относится к случаю, когда температура оставалась на уровне 225 К , а флюенс равнялся $6 \cdot 10^{24} \text{ м}^{-2}$. Кривая 1 построена для мартенситной неупругости, инициируемой напряжением, а кривая 2 — для добавочной радиационно стимулированной. В области, где напряжения меньше фазового предела текучести σ_ϕ ($\sigma_\phi \approx 400 \text{ МПа}$ при 225 К), мартенситная радиационно стимулированная деформация строго пропорциональна приложенному напряжению. Она достигает примерно 2.5% при $\sigma = 400 \text{ МПа}$. Такая деформация отвечает участку “насыщения” на рис. 20.

Было также установлено, что облучение вызывает радиационно стимулированный возврат деформации у ненагруженного или сильно

деформированного, но слабо нагруженного объекта. В качестве иллюстрации сказанного на рис. 23 показано, как восстанавливается по мере нарастания дозы радиации деформация, которая была сообщена материалу путем одноосного растяжения при 235 К (т. е. в мартенситном состоянии). При флюенсе около $4 \cdot 10^{24} \text{ м}^{-2}$ вся деформация оказывается возвращенной.

Анализ изолиний распределения кристаллов мартенсита по ориентациям показал, что радиационно стимулированная ползучесть связана с наведением в мартенсите текстуры, а радиационно стимулированный возврат — с ее постепенным устранением.

Отметим еще, что облучение практически не влияет на структурное состояние напряженного аустенита даже тогда, когда механическая нагрузка преобразовывает часть аустенита в мартенсит. Если деформация, наведенная изотермически силовым воздействием или охлаждением под напряжением, не была полностью восстановлена облучением, то оставляя ее часть всегда удавалось вернуть при последующем нагреве до температур устойчивого состояния аустенита. Наконец, подчеркнем, что уровень интенсивности радиации на все вышеописанные явления никакого влияния не оказывал: определяющим фактором была лишь доза. Однако если температурно-механическое воздействие растягивалось во времени, то именно уровень интенсивности радиации и был решающим (когда за соответствующее время успевали реализоваться заметные радиационные явления).

Влияние на мартенситную неупругость характера превращений

Экспериментальные данные показывают, что характер механического поведения материала существенно зависит от природы реакции. Так, в случае никелида титана или сплавов на медной основе, где прямое мартенситное превращение каждого отдельного кристалла осуществляется до тех пор, пока в его окружении имеется аустенит, а обратное сводится к постепенному исчезновению кристаллов мартенсита, имеют место следующие особенности в механическом поведении сплавов: при изотермическом деформировании мартенсита наблюдается типичная мартенситная неупругость, а при деформации аустенита — сверхупругость; остаточная деформация, приобретенная мартенситом, практически полностью может возвратиться при нагреве, в то время как остаточная деформация аустенита при охлаждении никогда не возвращается; если металл предварительно нагружают в аустенитном состоянии, а затем охлаждают под нагрузкой через интервал прямого мартенситного превращения, то он накапливает деформацию в сторону силы и эта деформация практически полностью восстанавливается при нагреве; в то же время, если нагревают предварительно нагруженный мартенсит, накопление деформации в сторону силы иногда может иметь место лишь на начальной стадии нагрева, а на заключительной происходит ее полный возврат. Совершенно по-иному ведут себя такие материалы как железо-марганцевый сплав [47] и кобальт: сплав железо-марганец демонстрирует мартенситную неупругость как в мартенситном, так и в аустенитном состоянии; для него типична пластичность и прямого, и обратного превращения; кроме того, он проявляет эффект памяти формы как при нагреве, так и при охлаждении; наконец, восстановление деформации у этого материала никогда не бывает

полным, причем доля невозвращенной деформации практически не зависит от величины, предварительно заданной.

Нет сомнений в том, что столь непохожее механическое поведение названных групп материалов должно быть связано с различием в характере мартенситных реакций. Математическое моделирование мартенситной неупругости и памяти формы для сплавов, похожих на никелид титана, было выполнено и выше, и во многих других исследованиях с весьма обнадеживающими результатами [2]. В то же время моделирование свойств таких веществ, как железо-марганцевые стали, было сделано лишь в работах [48-52] и далеко не в полном объеме. В соответствии с развитыми идеями в [2, 48-52] для сплавов типа железо-марганец необходимо вводить в расчет конкретные ограничения на предельно допустимые размеры кристаллов мартенсита Φ_c , которые могут образовываться во время прямого превращения, а также на предельные размеры кристаллов аустенита Φ_h , вырастающих при нагреве. В соответствии с [52] неплохой результат получается, когда $\Phi_c = 5$, $\Phi_h = -4$. Отметим в этой связи, что при описании свойств никелида титана приходится полагать $\Phi_c \gg 1$, $\Phi_h = 0$, что и было сделано выше.

Здесь в качестве математической модели выбрана выписанная выше система уравнений. Свойства материала характеризовали следующими константами: $\Phi_c = 5$, $\Phi_h = -4$, $q_0 = 63 \text{ Дж} \cdot \text{м}^{-3}$, $D_{13} = D_{31} = 0.075$ (все остальные $D_{ik} = 0$), $M_f = 320 \text{ К}$, $M_s = 370 \text{ К}$, $A_s = 470 \text{ К}$, $A_f = 520 \text{ К}$. Составляющие упругих и тепловых деформаций не учитывали. Ширину функции распределения по положению гистерезисной фигуры и ее размера выбирали различной, о чем говорится по ходу изложения материала. Все расчеты выполнялись для режима одноосного нагружения.

В первом вычислительном эксперименте исследовали влияние напряжений σ и статистических параметров материалов P и S на величину деформации ϵ , возникающей при охлаждении через интервал прямого мартенситного превращения или нагреве через интервал обратного превращения под постоянной растягивающей нагрузкой. Установлено, что зависимость деформации от напряжения получается практически одинаковой независимо от того, производят ли нагрев деформированного в мартенситном состоянии материала или его охлаждение после деформации в аустенитном состоянии. Более того, расчеты показали, что эта функция почти не зависит от значений параметров P и S в диапазонах $-75 \leq S \leq 75 \text{ К}$, $-50 \leq P \leq 50 \text{ К}$. Связь между σ и ϵ в довольно широком диапазоне напряжений получается практически линейной (рис. 24).

Далее изучали кинетику возврата деформации ненапряженного материала при нагреве предварительно охлажденного под нагрузкой объекта и при охлаждении предварительно нагретого под нагрузкой объекта. В первом примере возвращалась деформация, приобретенная за счет пластичности прямого превращения, а во втором — за счет пластичности обратного превращения. Оказалось, что когда превращение характеризовали δ -образным распределением по переменным P и S ($P_{\min} = P_{\max} = S_{\min} = S_{\max} = 0$; кривая δ на рис. 25), то небольшие деформации, классифицируемые как пластичность прямого или обратного мартенситных превращений, возвращались соответственно

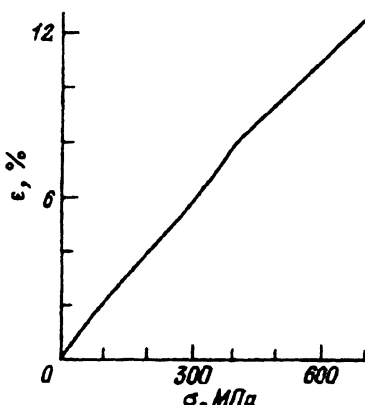


Рис. 24. Зависимость деформации за счет пластичности превращения от напряжения для модельного материала типа FeMn при нагреве или охлаждении.

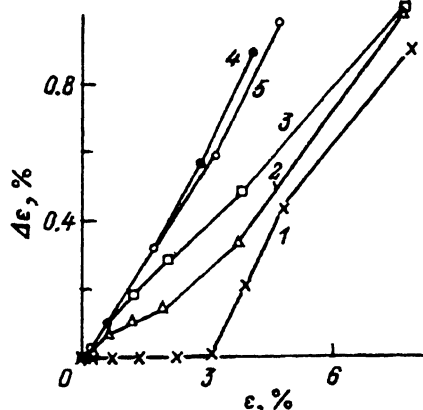


Рис. 25. Зависимость невозвращенной деформации $\Delta\epsilon$ от величины предварительно накопленной деформации ϵ , полученной за счет пластичности прямого (1) и обратного (2,3) превращений или активным деформированием в мартенситном (5) и аустенитном (4) состояниях.

при нагреве или охлаждении полностью. Большие же деформации восстанавливались лишь частично. В то же время при $S_{\min} = -75$ K, $S_{\max} = 75$ K, $P_{\min} = -50$ K, $P_{\max} = 50$ K (кривые 1, 2, 4, 5 на рис. 25) для любых накопленных во время превращения деформаций их возврат всегда оказывается неполным. На рис. 25 представлены зависимости величины невозвращенной деформации $\Delta\epsilon$ от приобретенной (ϵ) материалом. Кривая 1 демонстрирует упоминавшийся выше эффект полного возврата малых деформаций в диапазоне до 3%. Кривая 2 отвечает случаю, когда предварительную деформацию получали охлаждением под нагрузкой, а восстанавливали нагревом разгруженного материала. В вычислительном эксперименте, результат которого демонстрирует кривая 3, предварительную деформацию получали нагревом нагруженного объекта, а восстанавливали ее охлаждением ненапряженного материала. Из анализа кривых 2 и 3 вытекают два важных вывода. Во-первых, оказывается, что доля невозвращенной деформации $\Delta\epsilon/\epsilon$ практически не зависит от величины предварительно накопленной. Во-вторых, (при $\epsilon < 7\%$) нагрев инициирует более интенсивный возврат, нежели охлаждение. Оба эти вывода полностью согласуются с данными прямых наблюдений на железо-марганцевых сплавах [47].

Кинетику возврата деформации при нагреве и охлаждении исследовали также для среды, предварительно изотермически растянутой соответственно в мартенситном и аустенитном состояниях. Установлено, что недовозврат деформации в этом случае гораздо больше, чем тогда, когда предварительную деформацию получали за счет пластичности превращения. Сказанное видно из сравнения кривых 4, 5 соответственно с кривыми 2, 3 на рис. 25. Удивительно, что и в эксперименте недовозврат активных деформаций всегда больше, чем недовозврат деформаций, полученных за счет пластичности превращения.

В следующей серии математических экспериментов моделировали псевдоупругое поведение среды. Результат оценивали по степени восстанавливающейся при разгрузке неупругой деформации $\Delta\varepsilon$. Было выяснено, что псевдоупругий возврат сильно зависит от температуры деформирования и величины напряжения, до которого нагружали материал перед разгрузкой. От значений же статистических параметров материала P и S (в указанном выше диапазоне изменения этих характеристик) поведение модельного материала зависело лишь количественно, причем довольно слабо. Показано, что максимальная псевдоупругость имеет место в области температур между M_f и A_f . Она, правда, не превосходит 70% от величины неупругой деформации, создаваемой при нагружении. Доля псевдоупругого возврата всегда тем больше, чем выше напряжение, которое вызывает неупругую деформацию. Отметим, что, согласно прямым наблюдениям, псевдоупругий возврат у железо-марганцевого сплава и у кобальта действительно никогда не бывает полным.

Далее изучали особенности механического поведения среды при знакопеременном циклическом ее нагружении, варьируя температуру испытания и амплитуду напряжений. Было установлено, что по мере механоциклирования размах неупругой деформации уменьшается, т.е. происходит характерное деформационное упрочнение. В данном случае оно осуществляется исключительно за счет эволюции фазового состава материала. В большинстве случаев циклическое упрочнение прекращалось по истечении некоторого сравнительно небольшого числа циклов нагружения. В результате формировалась устойчивая петля механического гистерезиса с конечным размахом и по напряжениям, и по неупругой деформации. Были, однако, обнаружены такие режимы, когда при заданной амплитуде напряжений материал в конце концов переставал деформироваться неупруго. Представление о механическом упрочнении можно составить, рассматривая кривые на рис. 26.

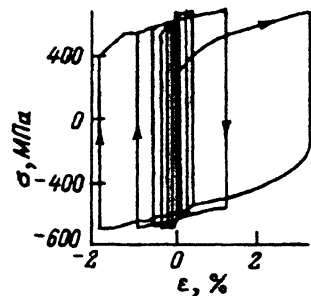


Рис. 26. Типичная диаграмма циклического нагружения при температуре 470 К.

Закключение

Таким образом, убеждаемся, что использованная математическая модель приводит к ряду весьма нетривиальных решений. Хотя не все из них можно сопоставить с экспериментом (ввиду отсутствия последнего), в тех случаях, когда такое сопоставление реально, данные математического прогноза и прямых наблюдений совпадают. Несомненно, подобное совпадение может быть значительно улучшено путем тщательной подборки констант теории. Но, по нашему мнению, важным является не это, а то, что за счет сравнительно небольших вариаций в кинетике мартенситных превращений, например ограничений по параметрам Φ_c и Φ_h , удастся существенным образом повлиять на прогнозируемый результат. Ясно, что более содержательная физическая модель мартенситного превращения в состоянии обеспечить и более реальные перспективы в математическом моделировании свойств материалов.

В общепознавательном смысле ценность данного исследования и предшествующих ему работ усматривается нами в развитии системы представлений о механическом поведении кристаллов на основе анализа кристаллохимических превращений, а не атомно-дислокационных событий.

Список литературы

- [1] *Литачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П.* Эффект памяти формы. Л., 1987. 216 с.
- [2] *Литачев В.А., Малинин В.Г.* Структурно-аналитическая теория прочности СПб.: Наука, 1993. 471 с.
- [3] Материалы со сложными функционально-механическими свойствами. Компьютерное конструирование материалов. Тр. XXX Межреспубликанского семинара "Актуальные проблемы прочности". Новгород, 1994. Ч. I, II.
- [4] *Литачев В.А., Паршуков Л.И.* // Сб. докл. Материалы с эффектом прочности. I Российско-американский семинар и XXXI семинар "Актуальные проблемы прочности" по теме "Новые физические и математические принципы в компьютерном конструировании материалов с эффектом памяти формы". СПб., 1995. Ч. II. С. 2-10.
- [5] *Каменцева З.П., Кузьмин С.Л., Литачев В.А.* // Проблемы прочности. 1980. № 9. С. 87-91.
- [6] *Литачев В.А., Ушаков В.В.* // Тез. докл. I Междунар. конф. "Актуальные проблемы прочности". Новгород, 1994. Ч. 2. С. 131-132.
- [7] *Андронов И.Н., Кузьмин С.Л., Литачев В.А.* // Проблемы прочности. 1983. № 11. С. 23-26.
- [8] *Андронов И.Н., Беляев С.П., Кузьмин С.Л.* и др. // Вестн. ЛГУ. 1985. № 1. С. 54-59.
- [9] *Беляев С.П., Кузьмин С.Л., Литачев В.А.* // Проблемы прочности. 1984. № 6. С. 77-80.
- [10] *Беляев С.П., Кузьмин С.Л., Литачев В.А.* // Материалы XXV Всесоюзного семинара "Актуальные проблемы прочности". Новгород, 1991. Т. 1. С. 19-21.
- [11] *Беляев С.П., Войтенко Ю.В., Кузьмин С.Л.* и др. // Проблемы прочности. 1989. № 6. С. 40-44.
- [12] *Буддакова Т.А., Литачев В.А.* // Материалы XXVII Межреспубликанского семинара "Актуальные проблемы прочности". Ухта, 1992. С. 98-105.
- [13] *Войтенко Ю.В., Литачев В.А.* // Там же. С. 23-25.
- [14] *Волков А.Е., Литачев В.А., Слуцкер Ю.Ф.* // Там же. С. 31-36.
- [15] *Кузьмин С.Л., Лескина М.Л., Литачев В.А.* // Там же. С. 43-44.
- [16] *Литачев В.А., Шербакова Л.Н.* // Там же. С. 128-138.
- [17] *Буддакова Т.А., Разов А.И.* // Материалы с эффектом памяти формы и их применение. Материалы семинара. Новгород; Л., 1989. С. 244-246.
- [18] *Войтенко Ю.В., Волков А.Е., Литачев В.А.* // Там же. С. 58-59.
- [19] *Остапенко А.В.* // Там же. С. 206-207.
- [20] *Кузьмин С.Л., Литачев В.А., Лескина М.Л.* и др. // Материалы XXVI Межреспубликанского семинара "Актуальные проблемы прочности". Новгород, 1992. С. 135-137.
- [21] *Волков А.Е., Литачев В.А., Пуцаенко О.В.* // Материалы с эффектом памяти формы и их применение. Материалы семинара. Новгород; Л., 1989. С. 82-86.
- [22] *Буддакова Т.А., Литачев В.А., Разов А.И.* // Структура и свойства металлических материалов и композиции. Межвуз. сб. Новгород, 1989. С. 64-69.
- [23] *Буддакова Т.А., Войтенко Ю.В., Литачев В.А.* и др. // ИФЖ. 1990. Т. 59. № 2. С. 269-277.
- [24] *Войтенко Ю.В., Литачев В.А.* // Материалы семинара "Актуальные проблемы прочности". Новгород; Боровичи, 1990. С. 24-27.
- [25] *Войтенко Ю.В., Литачев В.А.* // Там же. С. 27-33.
- [26] *Войтенко Ю.В., Литачев В.А.* // Материалы XXIV Всесоюзного семинара "Актуальные проблемы прочности". Рубежное, 1990. С. 141-143.
- [27] *Ермолаев В.А., Литачев В.А.* // Там же. С. 45-48.
- [28] *Воронков А.В., Литачев В.А., Шербакова Л.Н.* // Материалы XXX Межреспубликанского семинара "Актуальные проблемы прочности". Новгород, 1994. Ч. I. С. 80-84.
- [29] *Лескина М.Л., Литачев В.А., Шербакова Л.Н.* // Там же. Ч. II. С. 36-48.

- [30] Лескина М.Л., Литачев В.А., Шербакова Л.Н. // Там же. Ч. I. С. 84-92.
- [31] Воронков А.В., Литачев В.А., Пшенова А.С. и др. // Там же. Ч. II. С. 68-73.
- [32] Литачев В.А., Шербакова Л.Н. // Материалы XXIX Межреспубликанского семинара "Актуальные проблемы прочности". Псков, 1993. С. 409-421.
- [33] Литачев В.А., Пшенова А.С., Шербакова Л.Н. // Там же. С. 353-357.
- [34] Литачев В.А., Пшенова А.С., Шербакова Л.Н. // Там же. С. 156-160.
- [35] Литачев В.А., Пшенова А.С., Шербакова Л.Н. // Там же. С. 41-47.
- [36] Роговский А.М., Логунцев Е.Н., Ионайтис Р.Р. и др. // Там же. С. 206.
- [37] Павлов И.М., Калачев И.Б., Гранаткин Ю.А. и др. // Изв. АН СССР. Металлы. 1979. № 2. С. 125-129.
- [38] Ahlers M. // Scr. met. 1975. Vol. 9. N 1. P. 71-74.
- [39] Golestanch A.A // Acta Met. 1980. Vol. 28. N 10. P. 1427-1436.
- [40] Wayman C.M., Tong H.C. // Scr. met. 1975. Vol. 9. N7. P. 757-760.
- [41] Tong H.C., Wayman C.M. // Met. trans. 1975. Vol. 6. N. 1. P. 29-32.
- [42] Wollants P., Bonte M. De, Delaey L. et al. // Z. Metallk. 1979. Vol. 70. N 3. P. 146-151.
- [43] Wollants P., Bonte M. De, Delaey L. et al. // Z. Metallk. 1979. Vol. 70. N 5. P. 298-304.
- [44] Беляев С.П., Ермолаев В.А., Литачев В.А. и др. // Изв. вузов. Физика. 1989. Вып. 2. С. 91-94.
- [45] Katura T., Ara K., Tamura H. ets // Fsping: First Atom. Power Ind. Group. 1989. N 121. P. 19-26.
- [46] Ibragin E.F. // I. Nuck. Mater. 1991. Vol. 185. N 3. P. 302.
- [47] Литачев В.А., Рыбин В.В., Соколов О.Г. и др. Препринт ОЛФТИ им. А.Ф.Иоффе АН СССР. № 489. Л., 1975. 52 с.
- [48] Волков А.Е., Литачев В.А., Эрглис И.В. // Материалы XXVII Межреспубликанского семинара "Актуальные проблемы прочности". Ухта, 1992. С. 75-87.
- [49] Литачев В.А., Эрглис И.В. // Материалы XXVI Межреспубликанского семинара "Актуальные проблемы прочности". Новгород, 1992. С. 104-109.
- [50] Литачев В.А., Эрглис И.В. // Материалы XXIX Межреспубликанского семинара "Актуальные проблемы прочности". Псков, 1993. С. 71-77.
- [51] Литачев В.А., Эрглис И.В. // Материалы XXX Межреспубликанского семинара "Актуальные проблемы прочности". Новгород, 1994. Ч. I. С. 52-61.
- [52] Евард М.Е., Литачев В.А., Эрглис И.В. // Там же. С. 61-70.

