УДК 539.4

ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ УРАВНЕНИЯ ДЛЯ ДВУХЭТАПНЫХ ТЕРМОУПРУГИХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

А. А. Мовчан, П. В. Шелымагин*, С. А. Казарина

Московский государственный авиационный институт, 125871 Москва
*Институт прикладной механики РАН, 117334 Москва

На основе экспериментальных данных сформулирован ряд гипотез о механическом поведении сплавов с памятью формы типа никелида титана при двухэтапных (мартенситных и ромбоэдрических) фазовых превращениях. Предложена система соотношений, связывающих напряжения, деформации, температуру и параметры фазового состава при таких переходах.

Как известно, в никелиде титана кроме термоупругого фазового перехода в мартенситное состояние с моноклинной кристаллической решеткой, обозначаемой B19′ (далее М-переход), может наблюдаться переход из аустенитной фазы с объемно-центрированной кубической решеткой B2 в ромбоэдрическую фазу R и обратно (далее R-превращение).

Экспериментальные данные о механическом поведении материалов при R-переходе, а также при двухэтапном R- и М-превращении приведены в работах [1–11] и др. Имеющиеся выводы, сделанные на их основе, противоречивы. Так, в [7] на основе экспериментальных данных сделан парадоксальный вывод о том, что максимальная деформация, генерируемая при прямом R-превращении, убывает с ростом приложенных напряжений. В то же время согласно данным [9, 10] деформация полного прямого R-превращения возрастает с ростом приложенных напряжений. По данным работы [9], обратное превращение является одноэтапным, по данным [10], — двухэтапным, а по данным [7], — двухэтапным для обратного превращения из двухфазного состояния и одноэтапным в противном случае.

В настоящей работе на основе анализа экспериментальных данных сформулирован ряд упрощающих предположений о двухэтапных фазовых превращениях в никелиде титана. Предложена система определяющих соотношений, связывающих параметры фазового состава, температуру, напряжения и деформации в таких процессах.

1. Качественное описание двухэтапного фазового превращения. Анализ экспериментальных данных позволяет предложить модель двухэтапного фазового превращения в никелиде титана, основанную на следующих гипотезах.

Под прямым и обратным фазовыми превращениями понимаются такие, при которых степень симметрии кристаллической решетки соответственно снижается или повышается. Таким образом, переходы B2 → R, B2 → B19′, R → B19′ являются прямыми, а B19′ → R, B19′ → B2, R → B2 — обратными. Переходы из одной и той же фазы в различные конечные состояния можно сравнивать по степени симметрии кристаллической решетки. Так, переход B2 → B19′ изменяет симметрию сильнее, чем B2 → R, а B19′ → B2 — сильнее, чем R → B2.

Работа выполнена при финансовой поддержке Международного научно-технического центра (грант № 1536) и Российского фонда фундаментальных исследований (код проекта 99-01-01187).

1. Для прямого превращения приняты следующие предположения:

1.1. Температурно-силовые условия начала и завершения образования некоторой новой фазы не зависят от того, из какой структуры эта фаза образуется.

1.2. Если одновременно возможны два прямых фазовых перехода из одного и того же исходного состояния, различающихся конечным продуктом, то осуществляется тот из них, который сильнее меняет симметрию кристаллической решетки.

1.3. Если одновременно происходит фазовый переход из двух различных структур в одну, то в процессе такого перехода соотношение между параметрами этих структур остается постоянным.

2. Для обратного превращения приняты следующие предположения:

2.1. Существуют единые зависимости температуры начала и окончания перехода из некоторой исходной фазы от напряжений независимо от того, в какую структуру происходит переход.

2.2. Если температурно-силовые условия позволяют осуществить обратное превращение из одной фазы в две различные структуры, фазовый переход между которыми в данных условиях невозможен, то осуществляется преобразование, которое меньше меняет симметрию кристалла.

2.3. Если одновременно возможно обратное фазовое превращение из низкосимметричной фазы в промежуточную и из промежуточной в более симметричную, то промежуточное превращение в определяющих уравнениях можно не учитывать, считая, что сразу осуществляется переход как первой, так и второй фаз в последнюю.

Гипотезы 1.1, 1.2, 2.1, 2.2 основаны на анализе экспериментальных данных [1–11]. Предположения 1.3, 2.3 приняты для упрощения определяющих соотношений.

В соответствии с предположениями 1.1, 2.1 существует восемь характерных температур фазовых переходов: R_s^+, R_f^+ — температуры начала и окончания образования ромбоэдрической фазы при прямом превращении; M_s^+, M_f^+ — температуры начала и окончания образования мартенситной фазы при прямом превращении (не зависящие от того, из какой фазы (аустенитной или ромбоэдрической) образуется мартенситная фаза); M_s^-, M_f^- — температуры начала и окончания перехода из мартенситной фазы при обратном превращении (не зависящие от того, в какую фазу (ромбоэдрическую или аустенитную) происходит переход); R_s^-, R_f^- — температуры начала и окончания перехода из ромбоэдрической фазы при обратном превращении.

Обычно при описании двухэтапных термоупругих превращений как для прямых, так и для обратных переходов вводят температуры начала и окончания образования конечных продуктов реакции. Таким образом, построить непротиворечивую модель в рамках линейных зависимостей температур перехода от напряжений не удается. Действительно, для небольших напряжений аустенитная фаза при обратном превращении образуется из ромбоэдрической. Поэтому в данной области линии начала и конца образования аустенитной фазы должны соответствовать линиям начала и конца образования ромбоэдрической фазы при прямом превращении. В то же время для высоких напряжений аустенитная фаза образуется при обратном превращении из мартенситной. Эти линии должны соответствовать прямым начала и завершения образования мартенситной фазы при прямом превращении. Поэтому линии начала и окончания образования аустенитной фазы при обратном превращении должны иметь излом, причем угол наклона линий в точке излома увеличивается примерно в три раза.

Принципиальным отличием предлагаемой системы характерных температур от общепринятых является то, что для обратного превращения вводятся не температуры образования конечного продукта, а температуры исчезновения исходной структуры. Линии исчезновения ромбоэдрической (мартенситной) фазы при обратном превращении соответствуют линиям образования ромбоэдрической (мартенситной) фазы при прямом превращении. Поэтому при переходе от низких напряжений к высоким эти линии не имеют изломов.

2. Определяющие уравнения изменения фазового состава. В дальнейшем в соответствии с [9] предполагается, что температуры перехода являются линейными функциями интенсивности напряжений σ_i:

$$
\begin{gathered}
\mathrm{R}_s^+ = \mathrm{R}_s^{0+} + k_\mathrm{R}^+\sigma_i, \qquad \mathrm{R}_f^+ = \mathrm{R}_f^{0+} + k_\mathrm{R}^+\sigma_i, \qquad \mathrm{R}_s^- = \mathrm{R}_s^{0-} + k_\mathrm{R}^-\sigma_i, \qquad \mathrm{R}_f^- = \mathrm{R}_f^{0-} + k_\mathrm{R}^-\sigma_i,
\\
\mathrm{M}_s^+ = \mathrm{M}_s^{0+} + k_\mathrm{M}^+\sigma_i, \quad \mathrm{M}_f^+ = \mathrm{M}_f^{0+} + k_\mathrm{M}^+\sigma_i, \quad \mathrm{M}_s^- = \mathrm{M}_s^{0-} + k_\mathrm{M}^-\sigma_i, \quad \mathrm{M}_f^- = \mathrm{M}_f^{0-} + k_\mathrm{M}^-\sigma_i, \quad (2.1)
\\
k_\mathrm{R}^- \approx k_\mathrm{R}^+ = k_\mathrm{R}, \qquad k_\mathrm{M}^- \approx k_\mathrm{M}^+ = k_\mathrm{M}, \qquad k_\mathrm{M} \approx 3k_\mathrm{R}.
\end{gathered}
$$

Влияние первого и третьего инвариантов тензора напряжений на температуры перехода в данной работе для простоты не учитывается.

Для никелида титана, в котором содержание никеля на 0,2 % превышает его содержание в равноатомном составе, согласно экспериментальным данным [9]

$$
\begin{gathered}
\mathrm{R}_s^{0+} = 46\ ^\circ\mathrm{C}, \qquad \mathrm{R}_f^{0+} = 38\ ^\circ\mathrm{C}, \qquad \mathrm{R}_s^{0-} = 42\ ^\circ\mathrm{C}, \qquad \mathrm{R}_f^{0-} = 50\ ^\circ\mathrm{C},
\\
\mathrm{M}_s^{0+} = 5\ ^\circ\mathrm{C}, \qquad \mathrm{M}_f^{0+} = -30\ ^\circ\mathrm{C}, \qquad \mathrm{M}_s^{0-} = 35\ ^\circ\mathrm{C}, \qquad \mathrm{M}_f^{0-} = 45\ ^\circ\mathrm{C}, \qquad (2.2)
\\
k_\mathrm{R} = 0{,}073, \qquad k_\mathrm{M} = 0{,}264.
\end{gathered}
$$

Вводятся три внутренние переменные состояния q_M, q_A, q_R, которые можно интерпретировать как объемные доли мартенситной и аустенитной фаз и степень завершенности R-преобразования. Последняя величина считается нормированной:

$$q_\mathrm{A} + q_\mathrm{R} + q_\mathrm{M} = 1. \qquad (2.3)$$

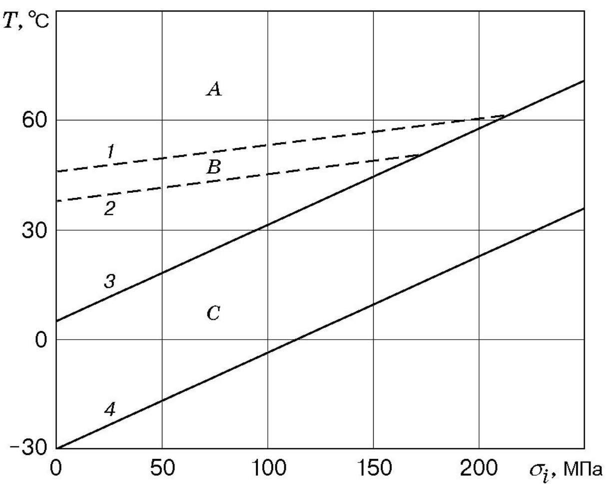

Рис. 1

На рис. 1 в координатах σ_i–T изображены соответствующие зависимостям (2.1) и данным (2.2) линии начала и окончания прямых превращений (штриховые прямые соответствуют ромбоэдрическому превращению, сплошные — мартенситному). В области A (рис. 1) прямых фазовых переходов не происходит. Пусть область B представляет собой часть ромбоэдрической полосы между прямыми *1* ($T = \mathrm{R}_s^+(\sigma)$) и *2* ($T = \mathrm{R}_f^+(\sigma)$), не принадлежащей мартенситной полосе C, лежащей между прямыми *3* ($T = \mathrm{M}_s^+(\sigma)$) и *4* ($T = \mathrm{M}_f^+(\sigma)$). Условиями осуществления прямого ромбоэдрического превращения являются следующие: 1) наличие в материале аустенитной фазы; 2) изображающая точка должна находиться в области B; 3) при ее движении должно выполняться неравенство

$$k_\mathrm{R}\, d\sigma_i > dT. \qquad (2.4)$$

Степень завершенности ромбоэдрического преобразования меняется в соответствии с зависимостью

$$q_\mathrm{R} = 1 - (1 - q_\mathrm{R}^0)(1 - f(\mathrm{R}_s^+, \mathrm{R}_f^+, T)), \qquad (2.5)$$

где q_{R}^0 — значение q_{R} при пересечении изображающей точкой левой (верхней) границы ромбоэдрической полосы. Если рассматриваемый этап ромбоэдрического превращения начинается из точки, находящейся внутри ромбоэдрической полосы, то в качестве первого аргумента функции f (2.5) вместо R_s^+ необходимо использовать температуру T_s^+, начиная с которой для рассматриваемого процесса выполняется условие (2.4), а в качестве q_{R}^0 — значение q_{R} при этой температуре. В основе формулы (2.5) лежит предположение о подобии кривых прямого превращения при изменении температуры в неполных интервалах температур фазовых переходов относительно точки окончания прямого превращения [12–14].

В соответствии с [14] в качестве функции f можно взять функцию

$$f(T_1, T_2, T) = \sin\left(\frac{\pi}{2}\,\frac{T_1 - T}{T_1 - T_2}\right). \tag{2.6}$$

Из результатов экспериментов [2, 3, 7, 9, 10] следует, что изменение параметров фазового состава удовлетворительно коррелирует с изменением относительной величины электрического сопротивления, зависимость которого от температуры может быть описана формулами типа (2.6).

Поскольку в ромбоэдрическую фазу при прямом превращении может переходить только аустенитная фаза, в рассматриваемом процессе доля мартенситной фазы имеет постоянное значение $q_{\mathrm{M}} = q_{\mathrm{M}}^0$, а доля аустенитной фазы в силу (2.3) определяется из соотношения

$$q_{\mathrm{A}} = 1 - q_{\mathrm{R}} - q_{\mathrm{M}}^0. \tag{2.7}$$

Если $q_{\mathrm{M}}^0 \neq 0$, то изменение q_{R} в соответствии с (2.5) продолжается не до пересечения с правой (нижней) границей ромбоэдрической полосы, а до тех пор, пока величина q_{A}, вычисляемая в соответствии с (2.7), не станет равной нулю. После этого до начала мартенситного превращения фазовые переходы прекращаются. Прямое ромбоэдрическое превращение также прекращается, не завершившись, если изображающая точка попадает в общую часть мартенситной и ромбоэдрической полос, что соответствует предположению 1.2.

Достаточным условием осуществления прямого мартенситного превращения является наличие в материале аустенитной или ромбоэдрической фазы, нахождение изображающей точки в мартенситной полосе и выполнение при ее движении неравенства для приращений

$$k_{\mathrm{M}}\, d\sigma_i > dT. \tag{2.8}$$

Рост доли мартенситной фазы подчиняется зависимости

$$q_{\mathrm{M}} = 1 - (1 - q_{\mathrm{M}}^0)(1 - f(\mathrm{M}_s^+, \mathrm{M}_f^+, T)), \tag{2.9}$$

где q_{M}^0 — значение q_{M} при пересечении изображающей точкой левой (верхней) границы мартенситной полосы. Если рассматриваемый этап прямого превращения начинается из точки, расположенной внутри мартенситной полосы, то вместо M_s^+ в качестве первого аргумента функции f (2.9) нужно взять температуру T_s^+, начиная с которой в рассматриваемом процессе выполняется условие (2.8).

В процессе прямого превращения в мартенситную фазу могут переходить как аустенитная, так и ромбоэдрическая фазы. Пусть в момент начала прямого мартенситного превращения $q_{\mathrm{R}} = q_{\mathrm{R}}^0$, $q_{\mathrm{A}} = q_{\mathrm{A}}^0$. В силу предположения 1.3 при рассматриваемом переходе соотношение между параметрами исходных фаз сохраняется:

$$q_{\mathrm{R}}/q_{\mathrm{A}} = q_{\mathrm{R}}^0/q_{\mathrm{A}}^0. \tag{2.10}$$

Кроме того,

$$q_{\mathrm{R}} + q_{\mathrm{A}} = 1 - q_{\mathrm{M}}. \tag{2.11}$$

Решая систему (2.10), (2.11) и учитывая, что $q_{\rm R}^0 + q_{\rm A}^0 = 1 - q_{\rm M}^0$, а также формулу (2.9), получим

$$q_{\rm R} = q_{\rm R}^0(1 - f_1({\rm M}_s^+, {\rm M}_f^+, T)), \qquad q_{\rm A} = q_{\rm A}^0(1 - f_1({\rm M}_s^+, {\rm M}_f^+, T)). \tag{2.12}$$

Соотношения (2.5), (2.9), (2.12) определяют изменение фазового состава при прямом двухэтапном превращении.

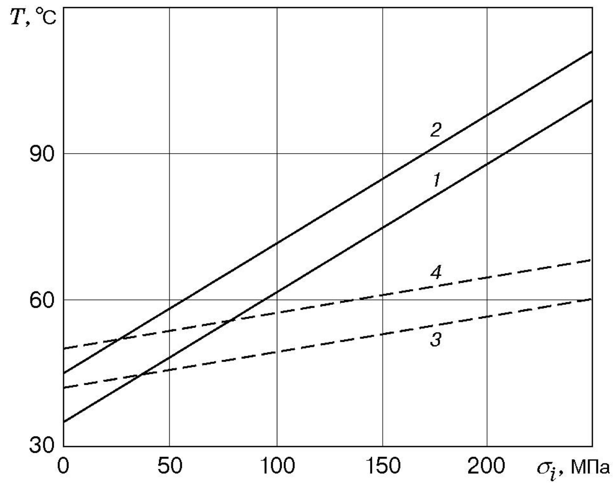

Рис. 2

На рис. 2 изображены соответствующие зависимостям (2.1) и данным (2.2) линии, характеризующие обратное превращение (сплошные прямые соответствуют мартенситному превращению, штриховые — ромбоэдрическому). Условием осуществления обратного мартенситного превращения является нахождение изображающей точки в полосе между прямыми *1* ($T = {\rm M}_s^-(\sigma)$) и *2* ($T = {\rm M}_f^-(\sigma)$) (рис. 2) и выполнение неравенства, обратного (2.8). Условием осуществления обратного ромбоэдрического превращения является нахождение изображающей точки в полосе между штриховыми прямыми *3* ($T = {\rm R}_s^-(\sigma_i)$) и *4* ($T = {\rm R}_f^-(\sigma_i)$) (рис. 2) и выполнение неравенства, обратного (2.4).

Уменьшение параметра исходной фазы при обратном превращении определяется зависимостями

$$q_{\rm M} = q_{\rm M}^0 f({\rm M}_f^-, {\rm M}_s^-, T); \tag{2.13}$$

$$q_{\rm R} = q_{\rm R}^0 f({\rm R}_f^-, {\rm R}_s^-, T). \tag{2.14}$$

Если уменьшение параметра мартенситной или ромбоэдрической фазы начинается внутри соответствующей полосы, то в качестве первого аргумента функции f (2.13) или (2.14) необходимо взять температуру T_s^-, при которой впервые выполняются неравенства для приращений, что соответствует началу обратного превращения. В (2.13), (2.14) $q_{\rm M}^0$ или $q_{\rm R}^0$ — значения соответствующего параметра в момент начала рассматриваемого этапа обратного превращения. Формулы (2.13), (2.14) получены на основе предположения о подобии кривых обратного превращения при изменении температуры в неполных интервалах температур превращений относительно точки окончания обратного превращения [13, 14].

Следует отметить, что при нагреве и одновременном возрастании интенсивности напряжений в силу того, что $k_{\rm M} > k_{\rm R}$, возможна ситуация, когда для мартенситного превращения выполнены условия прямого перехода (2.8), а для ромбоэдрического — условия обратного перехода. Возможна ситуация, когда при охлаждении и убывании интенсивности напряжений одновременно могут происходить обратное мартенситное превращение и прямое ромбоэдрическое. Однако в данной работе такие случаи не рассматриваются.

Формулы (2.13), (2.14) справедливы независимо от того, каков конечный продукт фазового перехода. При пересечении R-полосы в процессе обратного превращения, если одновременно не происходит пересечения M-полосы, ромбоэдрическая фаза может переходить только в аустенитную. Поэтому величина $q_{\rm M}$ имеет постоянное значение: $q_{\rm M} = q_{\rm M}^0$. Величина $q_{\rm R}$ уменьшается в соответствии с зависимостью (2.14), при этом $q_{\rm A} = 1 - q_{\rm R} - q_{\rm M}^0$. Если происходит пересечение полосы мартенситного преобразования без пересечения полосы ромбоэдрического, то конечный продукт зависит от того, выше или ниже ромбоэдрической полосы находится изображающая точка. Если ниже (случай небольших напряжений), то параметр аустенитной фазы будет иметь постоянное значение $q_{\mathrm{A}} = q^0_{\mathrm{A}}$, параметр мартенситной фазы будет уменьшаться в соответствии с (2.13), а $q_{\mathrm{R}} = 1 - q_{\mathrm{M}} - q^0_{\mathrm{A}}$. Процесс будет описываться данными соотношениями, пока изображающая точка не покинет полосу мартенситного превращения либо пока значение q_{R} не станет равным нулю. Если же точка входа в мартенситную полосу находится выше ромбоэдрической полосы, то мартенситная фаза убывает в соответствии с (2.13), $q_{\mathrm{R}} = 0$, $q_{\mathrm{A}} = 1 - q_{\mathrm{M}}$.

Если в процессе обратного превращения точка, изображающая состояние материала, при движении пересекает одновременно ромбоэдрическую и мартенситную полосы, то изменение параметров q_{M} и q_{R} будет определяться формулами (2.13), (2.14), а величина q_{A} — соотношением $q_{\mathrm{A}} = 1 - q_{\mathrm{R}} - q_{\mathrm{M}}$.

3. Определяющие уравнения для фазовых деформаций. Система уравнений, определяющая развитие фазовых деформаций, предлагается в следующем виде:

— при прямом превращении

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon^{\mathrm{R}}_{ij} + \varepsilon^{\mathrm{M}}_{ij}, \qquad d\varepsilon^{\mathrm{R}}_{ij} = c^{\mathrm{R}}_0 \sigma'_{ij}\, dq_{\mathrm{R}}, \qquad d\varepsilon^{\mathrm{M}}_{ij} = (\beta\delta_{ij} + c^{\mathrm{M}}_0 \sigma'_{ij} + a^{\mathrm{M}}_0 \varepsilon^{\mathrm{M}}_{ij}) dq_{\mathrm{M}};$$

— при обратном —

$$d\varepsilon^{\mathrm{R}}_{ij} = \Big(\frac{\varepsilon^{\mathrm{R}}_{0ij}}{q^{\mathrm{R}}_0}\Big) dq_{\mathrm{R}}, \qquad d\varepsilon^{\mathrm{M}}_{ij} = \Big(\frac{a^{\mathrm{M}}_0 \varepsilon^{\mathrm{M}}_{0ij}}{\exp{(a^{\mathrm{M}}_0 q^{\mathrm{M}}_0)} - 1} + a^{\mathrm{M}}_0 \varepsilon^{\mathrm{M}}_{ij}\Big) dq_{\mathrm{M}}.$$

Здесь для упрощения при обратных превращениях не учитывается реверсивный эффект памяти формы, а при прямом ромбоэдрическом превращении пренебрегается объемным эффектом реакции, который очень мал; ε_{ij}, $\varepsilon^{\mathrm{M}}_{ij}$, $\varepsilon^{\mathrm{R}}_{ij}$ — суммарная фазовая деформация и фазовая деформация, связанная с мартенситным и ромбоэдрическим преобразованиями (все фазовые деформации отсчитываются от аустенитного состояния); q^{R}_0, $\varepsilon^{\mathrm{R}}_{0ij}$ — значения параметра ромбоэдрической фазы и соответствующей фазовой деформации в начальной точке рассматриваемого этапа обратного превращения; q^{M}_0, $\varepsilon^{\mathrm{M}}_{0ij}$ — аналогичные значения для обратного мартенситного перехода; β, a^{M}_0, c^{R}_0, c^{M}_0 — параметры материала. Уравнения для деформации мартенситного превращения получены в [12–14] исходя из микромеханической схемы, моделирующей одновременно происходящие процессы зарождения и развития кристаллов мартенсита в аустенитной матрице. Уравнения для деформации R-превращения записаны по аналогии с учетом того, что деформация полного прямого R-превращения под действием постоянного напряжения пропорциональна величине этого напряжения, а ориентированное превращение [15] для ромбоэдрического перехода проявляется значительно слабее, чем для мартенситного [9]. В случае никелида титана типа ТН-1 для мартенситного превращения [15] $\beta = 0{,}001\,17$, $a^{\mathrm{M}}_0 = 0{,}718$, $c^{\mathrm{M}}_0 = 0{,}000\,283$ МПа$^{-1}$, для ромбоэдрического $c^{\mathrm{R}}_0 = 4{,}5 \cdot 10^{-5}$ МПа$^{-1}$ [9].

4. Применение модели для описания поведения никелида титана. На рис. 3 приведены рассчитанные по описанным выше уравнениям для температур перехода (2.2), характерных для сплава Ti–Ni (50,2 % Ni), зависимости осевой фазовой деформации ε от температуры при прямом и обратном превращениях под действием постоянного одноосного напряжения σ. Пусть σ_k $(k = 1, 2, \ldots, 6)$ — абсциссы точек пересечения прямых линий на рис. 1, 2:

$$\sigma_1 = \frac{\mathrm{R}^{0+}_f - \mathrm{M}^{0+}_s}{\Delta k}, \qquad \sigma_2 = \frac{\mathrm{R}^{0+}_s - \mathrm{M}^{0+}_s}{\Delta k}, \qquad \sigma_3 = \frac{\mathrm{R}^{0-}_f - \mathrm{M}^{0-}_f}{\Delta k}, \qquad \sigma_4 = \frac{\mathrm{R}^{0-}_f - \mathrm{M}^{0-}_s}{\Delta k},$$

$$\sigma_5 = \frac{\mathrm{R}^{0-}_s - \mathrm{M}^{0-}_s}{\Delta k}, \qquad \sigma_6 = \frac{\mathrm{R}^{0-}_s - \mathrm{M}^{0-}_f}{\Delta k}, \qquad \Delta k = k_{\mathrm{M}} - k_{\mathrm{R}}.$$

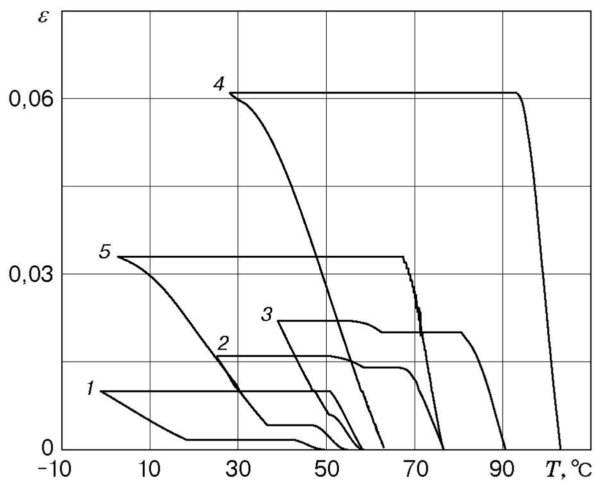

Рис. 3

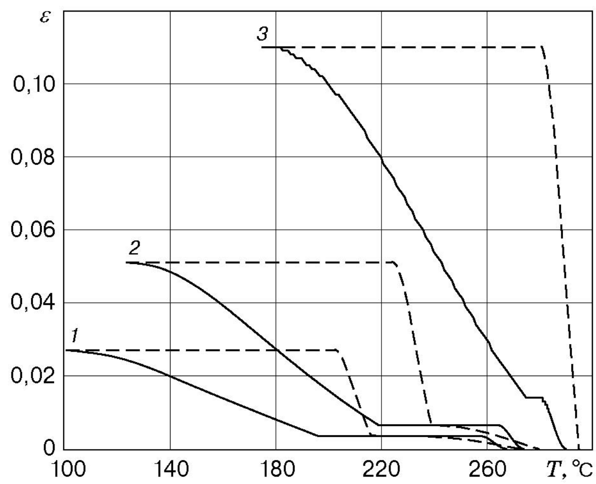

Рис. 4

Для материала с характерными температурами превращений (2.2) выполняются неравенства $\sigma_6 < \sigma_3 < \sigma_5 < \sigma_4 < \sigma_1 < \sigma_2$, причем $\sigma_6 < 0$.

Для всех петель, изображенных на рис. 3, кроме петли *5*, температура окончания процесса охлаждения такова, что в момент начала обратного превращения материал находится в двухфазном состоянии при $q_{\rm R} = q_{\rm M}$. Для петли *1* $\sigma = 50$ МПа $< \sigma_4$. В этом случае (при малых напряжениях) двухэтапным является только прямое превращение, причем наблюдается ярко выраженный безгистерезисный участок. Для петли *2* $\sigma = 120$ МПа $(\sigma_4 < \sigma < \sigma_1)$. В данном случае двухэтапными являются как прямое, так и обратное превращения, причем в обоих случаях низкодеформационный участок предшествует высокодеформационному. Для петли *3* $\sigma = \sigma_1 = 172$ МПа, и безгистерезисный участок на кривой прямого превращения вырождается в точку перегиба. Для петли *4* $\sigma = \sigma_2 = 214$ МПа, и одноэтапными являются как прямое, так и обратное превращения, поскольку R-фаза при прямом превращении не образуется. Петля *5* соответствует случаю $\sigma = 120$ МПа, т. е. такому же значению напряжения, как для петли *2*, но прямое превращение привело к полностью мартенситному состоянию, поэтому обратное превращение происходило из однофазного состояния. В этом случае при любых значениях приложенного напряжения обратное превращение будет иметь одноэтапный характер.

Однако для сплавов с более высоким содержанием никеля или с добавками железа возможно двухэтапное обратное превращение и из полностью мартенситного состояния, так как с увеличением содержания никеля или при легировании железом температуры мартенситных переходов резко падают. В результате может оказаться, что $\mathrm{M}_f^{0-} < \mathrm{R}_s^{0-}$ и $\sigma_6 > 0$. Для небольших напряжений при обратном переходе из полностью мартенситного состояния сначала происходит высокодеформационное превращение $\mathrm{B19}' \to \mathrm{R}$, затем следует безгистерезисный участок, затем — низкодеформационный переход $\mathrm{R} \to \mathrm{B2}$.

На рис. 4 изображены петли гистерезиса, полученные при нагреве (сплошные линии) и охлаждении (штриховые) образца из материала с характеристиками $\mathrm{R}_s^{0+} = 260$ K, $\mathrm{R}_f^{0+} = 250$ K, $\mathrm{M}_s^{0+} = 170$ K, $\mathrm{M}_f^{0+} = 70$ K, $\mathrm{M}_s^{0-} = 175$ K, $\mathrm{M}_f^{0-} = 190$ K, $\mathrm{R}_s^{0-} = 225$ K, $\mathrm{R}_f^{0-} = 265$ K, $k_{\rm R} = 0{,}075$, $k_{\rm M} = 0{,}262$, которые согласно [3] соответствуют сплаву $\mathrm{Ti_{50}Ni_{47}Fe_3}$. Охлаждение производится до полностью мартенситного состояния, т. е. нагрев идет из однофазного состояния. Несмотря на это, в случае действия относительно небольших напряжений $\sigma = 100$ МПа $< \sigma_6$ (петля *1*) обратное превращение является двухэтапным, этапы разделены безгистерезисным участком, высокодеформационный участок предшествует низкодеформационному. При $\sigma = 200$ МПа (петля *2*) безгистерезисные

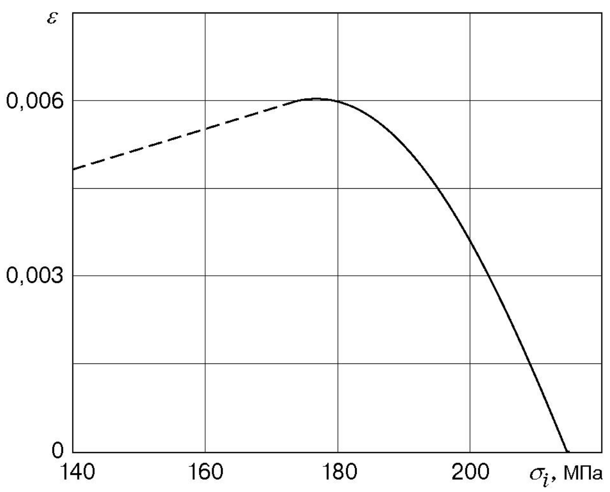

Рис. 5

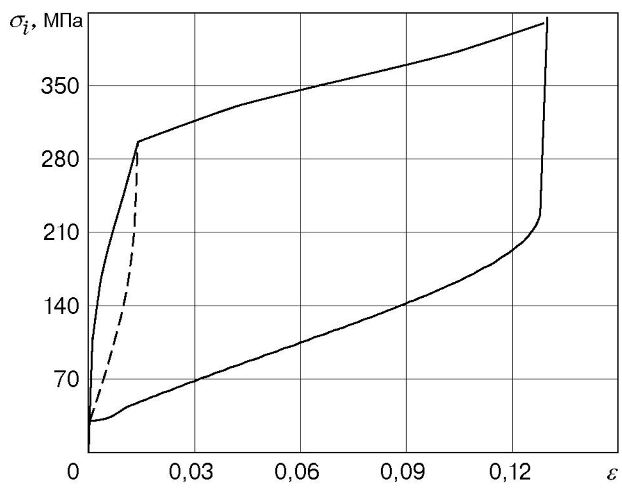

Рис. 6

участки прямого и обратного переходов уменьшаются. Наконец, при $\sigma = \sigma_6 = 350$ МПа (петля *3*) этапы обратного перехода не различаются.

На рис. 5 изображена зависимость фазовой деформации ε, накапливаемой на этапе прямого ромбоэдрического превращения под действием постоянного напряжения, от этого напряжения при температурах перехода (2.2). При $\sigma < \sigma_1 \approx 173$ МПа прямое ромбоэдрическое превращение происходит до полного перехода аустенитной фазы в ромбоэдрическую, и ε линейно растет с ростом приложенного напряжения (штриховая прямая на рис. 5). При увеличении напряжений в области $\sigma_1 < \sigma < \sigma_2$ интервал температур, в котором происходит ромбоэдрическое превращение, и достигнутое в конце этого интервала значение степени завершенности R-преобразования уменьшаются (см. рис. 1), поскольку этот фазовый переход прекращается, не завершившись, и начинается мартенситное превращение. В то же время в связи с увеличением напряжений скорость роста ε повышается. В результате ε сначала возрастает с ростом напряжений, после чего резко падает до нуля при $\sigma = \sigma_2 \approx 215$ МПа, поскольку, начиная с этого значения напряжений, ромбоэдрическое превращение не имеет места. Таким образом, предлагаемая модель качественно описывает немонотонное изменение фазовой деформации ромбоэдрического превращения с ростом напряжений [7].

С помощью предлагаемой модели качественно описываются не только явления прямого и обратного превращения под действием постоянного напряжения, но и явления мартенситной и ромбоэдрической неупругости и псевдоупругости при изотермическом активном нагружении из аустенитного состояния. Соответствующие петли гистерезиса, рассчитанные по приведенным выше формулам, изображены на рис. 6 для значений характеристик материала (2.2) и температуры $T = 130$ °C. Высокое упрочнение и узкая петля соответствуют вызванному напряжениями ромбоэдрическому превращению (разгрузке соответствует штриховая линия), малое упрочнение и широкая петля — мартенситному переходу, что согласуется с экспериментальными данными [2, 3].

ЛИТЕРАТУРА

1. **Хачин В. Н., Гюнтер В. Е., Монасевич Л. А., Паскаль Ю. И.** Безгистерезисные эффекты “памяти” в сплавах на основе TiNi // Докл. АН СССР. 1977. Т. 234, № 5. С. 1059–1062.
2. **Miyazaki S., Otsuka K.** Deformation and transition behavior associated with the R-phase in TiNi alloys // Met. Trans. 1986. V. 17A, N 1. P. 53–63.

3. **Miyazaki S., Otsuka K.** Mechanical behavior associated with the premartensitic rhombohedral — phase transition in a $Ti_{50}Ni_{47}Fe_3$ alloy // Philos. Mag. A. 1984. V. 50, N 3. P. 393–408.
4. **Lin P. H., Tobushi H., Tanaka K., Ikai A.** Deformation properties of TiNi shape memory alloy // Japan Soc. Mech. Engng Intern. J. Ser. A. 1996. V. 39, N 1. P. 108–116.
5. **Tobushi H., Kimura K., Sawada T., et al.** Recovery stress associated with R-phase transformation in TiNi shape memory alloy (properties under constant residual strain) // Japan Soc. Mech. Engng Intern. J. Ser. A. 1994. V. 37, N 2. P. 138–142.
6. **Tobushi H., Yamada S., Hachisuka T., et al.** Thermomechanical properties due to martensitic and phase R-phase transformations of TiNi shape memory alloy subjected to cyclic loading // Smart Materials Structure. 1996. V. 5, N 6. P. 788–795.
7. **Stachoviak G. V., McCormic P. G.** Shape memory behavior associated with the R and martencitic transformations // Acta Met. 1988. V. 36, N 2. P. 292–297.
8. **Хачин В. Н., Пушин В. Г., Кондратьев В. В.** Никелид титана: Структура и свойства. М.: Наука, 1992.
9. **Мовчан А. А., Казарина С. А., Мозафари А.** Механические эффекты B2 $\leftrightarrow$ R превращения в никелиде титана // Тр. XXXV семинара “Актуальные проблемы прочности”, Псков, 14–19 сент. 1999 г. СПб.: Изд-во С.-Петерб. ун-та, 1999. Ч. 1. С. 156–160.
10. **Tanaka K., Kitamura K., Miyazaki S.** Shape memory alloy preparation for multiaxial tests and identification of fundamental alloy performance // Arch. Mech. 1999. V. 50, N 6. P. 785–803.
11. **Попов Н. Н., Севрюгина Н. Д., Сидоркин М. Ю., Костылев И. В.** Влияние степени и скорости задания предварительной деформации на структурно-фазовые превращения в сплавах Ti–Ni–Fe // Физика процессов деформации и разрушения и прогнозирование механического поведения материалов: Тр. XXXVI Междунар. семинара “Актуальные проблемы прочности”, Витебск, Беларусь, 26–29 сент. 2000 г. Витебск: Витеб. гос. техн. ун-т, 2000. Ч. 1. С. 269–273.
12. **Мовчан А. А.** Выбор аппроксимации фазовой диаграммы и модели исчезновения кристаллов мартенсита для сплавов с памятью формы // ПМТФ. 1995. Т. 36, № 2. С. 173–181.
13. **Мовчан А. А.** Микромеханические определяющие уравнения для сплавов с памятью формы // Пробл. машиностроения и надежности машин. 1994. № 6. С. 47–53.
14. **Мовчан А. А.** Микромеханический подход к описанию деформации мартенситных превращений в сплавах с памятью формы // Изв. РАН. Механика твердого тела. 1995. № 1. С. 197–205.
15. **Лихачев В. А., Малинин В. Г.** Структурно-аналитическая теория прочности. СПб.: Наука. С.-Петерб. отд-ние, 1993.

Поступила в редакцию 6/II 2001 г.