

07

Аномальный характер кривых псевдоупругой деформации кристаллов сплава Ni–Fe–Ga–Co как результат действия межфазных напряжений

© Г.А. Малыгин¹, В.И. Николаев^{1,2}, А.И. Аверкин¹, А.П. Зограф^{1,2}

¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

² Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: malygin.ga@mail.ioffe.ru

(Поступила в Редакцию 1 июня 2016 г.)

Проведено исследование диаграмм сжатия кристаллов сплава Ni₄₉Fe₁₈Ga₂₇Co₆ вдоль направления [011] до полной деформации памяти формы при различных температурах в интервале 259–340 К. Обнаружено, что все диаграммы нагружения имеют аномальный вид и содержат участки резкого и плавного снижения деформирующих напряжений. Моделирование кривых псевдоупругой деформации в рамках теории размытых мартенситных переходов, описывающей не только равновесие фаз, но и кинетику перехода между ними, показало, что ответственными за необычный вид диаграмм сжатия могут быть упругие межфазные напряжения, возникающие при характерных для этого сплава мартенситных реакциях $Ll_2 \rightarrow 14M$ и $14M \rightarrow Ll_0$.

Работа поддержана Российским научным фондом (грант РНФ № 16-19-00129).

1. Введение

В [1] была обнаружена сильная анизотропия псевдоупругих и термоупругих свойств монокристаллов ферромагнитного сплава Ni₄₉Fe₁₈Ga₂₇Co₆, деформированного сжатием вдоль кристаллографических направлений [011] и [001] аустентной фазы. Анизотропия проявляет себя в двух связанных друг с другом явлениях. Одно из них касается вида кривых псевдоупругой деформации при сжатии кристаллов разных ориентаций, другое — характера восстановления в них деформации памяти формы (ПФ). Так, диаграммы сжатия кристаллов сплава в направлении [001] имеют обычный, возрастающий с ростом деформации вид, в то время как диаграммы сжатия кристаллов в направлении [011] содержат участки плавного и резкого снижения напряжений [1,2].

Другим проявлением анизотропии является качественно разный сценарий восстановления термоупругой деформации памяти формы при нагреве кристаллов, по-разному ориентированных при деформировании. Несмотря на практически равные в обоих случаях максимальные деформации ПФ и величину работы деформирования кристаллов, восстановление деформации ПФ в них сильно отличается. В образцах, деформированных в направлении [011], оно имеет взрывной (burst-like) характер и протекает в очень узком температурном интервале (согласно расчету $\approx 10^{-5}$ – 10^{-4} К) и при температуре примерно на 60 К выше, чем у сжатого в направлении [001] кристалла [1,2]. Внешним проявлением взрывного характера реализации деформации памяти формы является подъем на высоту ≈ 23 м из-за реакции опоры свободно стоящего на ней кристалла массой ≈ 1 г

при его нагреве. Оценки показывают, что начальная скорость отрыва кристалла от опоры превышает 20 м/с.

В случае предварительной деформации этого же кристалла в направлении [001] восстановление деформации при нагреве происходит медленно со скоростью, не превышающей 20 μ м/с, и в сравнительно широком интервале температур ≈ 4 К [1,2], кристалл при этом остается неподвижным. Эффект взрывной реализации памяти формы был обнаружен нами также в кристаллах сплава Cu–Al–Ni [3], предварительно сжатых в направлении оси [001]. Эффект возникал, как и в случае с кристаллами Ni₄₉Fe₁₈Ga₂₇Co₆, если диаграмма сжатия имела аномальный характер и содержала участки плавного и резкого снижения напряжения.

При исследовании (сканировании) диаграмм сжатия кристаллов Ni–Fe–Ga–Co путем задания различной величины частичных деформаций памяти формы с последующим нагревом деформированных образцов было найдено [4], что резкое, взрывообразное восстановление деформации ПФ в них происходит в диапазоне деформаций 4.2–5.3%, когда на диаграмме сжатия наблюдается резкий спад напряжения. При анализе результатов было высказано предположение, что появление участков падения напряжений на диаграмме сжатия кристаллов сплава Ni–Fe–Ga–Co и взрывообразный характер восстановления деформации памяти формы могут быть связаны с влиянием межфазных упругих напряжений на процессы прямого и обратного переходов мартенсит–аустенит.

Действительно, моделирование исследуемых эффектов на основе теории размытых мартенситных переходов (РМП) [5,6] с учетом влияния межфазных упругих напряжений на прямой и обратный мартен-

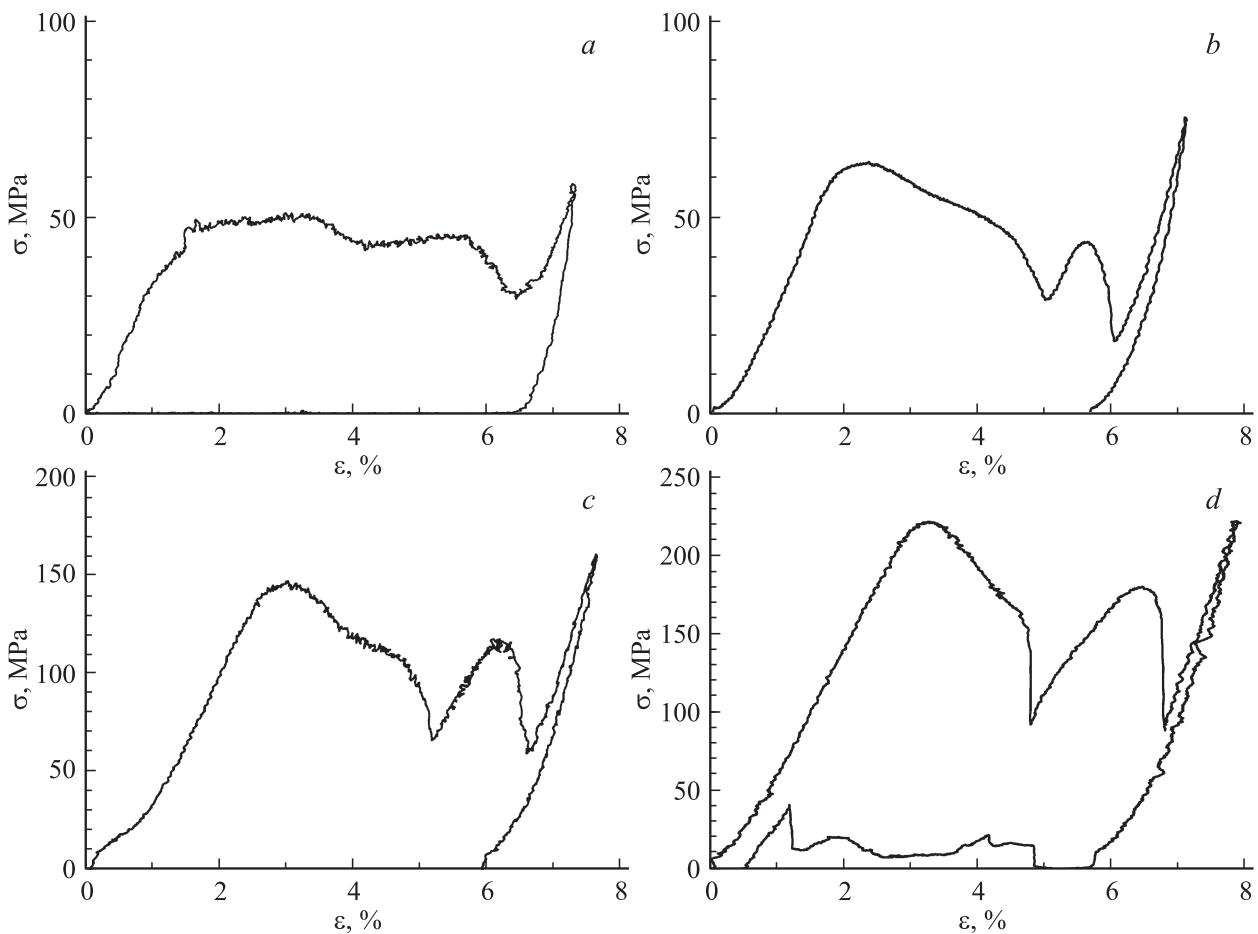


Рис. 1. Кривые псевдоупругой деформации при сжатии кристаллов сплава $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ вдоль направления $[011]$ при температурах: 259 (a), 295 (b), 319 (c) и 337 К (d).

ситные переходы показало [4], что между результатами моделирования и экспериментом имеется принципиальное согласие. При моделировании предполагалось, что источником межфазных напряжений в сплаве $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ служит разница упругих модулей аустенита и мартенсита [7,8].

Согласно [9,10], в отсутствие Co диаграммы сжатия кристаллов $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ в направлении кристаллографической оси $[011]$ имеют обычный вид и содержат две последовательно протекающие мартенситные реакции: аустенит L_{21} — модулированный (двойникованный (twinned)) $14M$ мартенсит \rightarrow тетрагональный Ll_0 мартенсит. Можно поэтому предполагать, что необычный, аномальный вид диаграмм сжатия кристаллов $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ обусловлен нестабильным характером протекания этих мартенситных реакций вследствие влияния на них межфазных напряжений. При этом резкое снижение напряжения на диаграмме сжатия кристалла в диапазоне деформаций 4.2–5.3% связано с реакцией $14M \rightarrow Ll_0$, а взрывообразное восстановление деформации ПФ при нагреве кристалла — с реакцией $Ll_0 \rightarrow L_{21}$.

Целью настоящей работы является продолжение исследования влияния межфазных напряжений на дефор-

мационные свойства сплавов с памятью формы и, следовательно, на параметры и характеристики различных устройств, использующих эти сплавы в качестве чувствительных и силовых элементов. Эффект взрывной реализации ПФ может в принципе быть использован для создания быстродействующих силовых устройств на основе указанных сплавов. В настоящей работе в отличие от [4] диаграммы сжатия кристаллов сплава Ni–Fe–Ga–Co в направлении оси $[011]$ получены при нескольких температурах в диапазоне 300–340 К и проанализированы в рамках теории РМП с учетом существования в сплаве двух вариантов мартенсита с тетрагональной решеткой: двойникованного $14M$ и раздвойникованного Ll_0 .

2. Методика и результаты эксперимента

Механические опыты на сжатие кристаллов сплава $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ в направлении оси $[011]$ производились на испытательной машине Instron 1342 со скоростью деформации $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ на образцах размерами

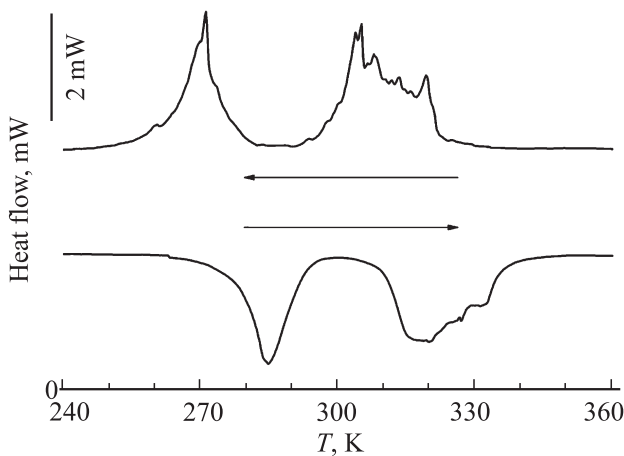


Рис. 2. Двухстадийный характер выделения и поглощения тепла в кристаллах сплава $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ при охлаждении и нагреве (DSC калориметр).

$4 \times 4 \times 9$ mm, вырезанных электроискровым способом из монокристалльных заготовок. Перед сжатием кристаллы помещались в вакуумированные кварцевые капсулы и отжигались в течение 1 h при температуре 1423 K, после чего капсулы вместе с образцами закаливались в воду. Для определения фазового состояния и температур прямого и обратного мартенситных переходов исходных отожженных и закаленных кристаллов использовался дифференциальный калориметр Mettler-DSC822e при скорости сканирования температуры 10 K/min.

На рис. 1 показаны диаграммы сжатия кристаллов сплава $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ в направлении оси [011] при температурах 259, 295, 319 и 337 K. Их необычный характер состоит в том, что они содержат два спада деформирующего напряжения: плавный — в интервале деформаций 2–4% и резкий — в интервале деформаций 4–6%, а также подъем напряжения между ними с наклоном, соответствующим наклонам упругих участков кривых псевдоупругой деформации сплава. В то же время, как уже было сказано выше, диаграммы сжатия кристаллов этого сплава в направлении оси [001] имеют обычный, восходящий с деформацией вид [1,2]. В отсутствие Co диаграммы сжатия кристаллов сплава

Таблица 1. Параметры мартенситных превращений в сплаве $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$

	M_1	M_2
q , J/g	3.02*/ -2.59**	1.67*/ -1.97**
T_c , K	307*/312**	268*/284**
M_s , K	322	278
M_f , K	299	262
A_s , K	309	277
A_f , K	336	293

Примечание. * — Охлаждение. ** — Нагрев.

$\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ в направлениях [001] и [011], согласно [7,9], также имеют обычный вид: являются одностадийными при деформации вдоль направления [001] и двухстадийными при деформировании вдоль направления [011].

О двухстадийном характере прямого и обратного мартенситных переходов в сплаве $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ свидетельствуют калориметрические данные на рис. 2. Относительно широкий пик M_1 при охлаждении можно идентифицировать как $L2_1 \rightarrow 14M$ переход, а относительно узкий M_2 — как $14M \rightarrow Ll_0$ переход, где $14M$ — двойникованный, а Ll_0 — раздвойникованный тетрагональный мартенсит. При нагреве имеет место обратная последовательность мартенситных реакций. Результатом ее является переход тетрагонального мартенсита в ОЦК аустенит. В табл. 1 приведены значения теплоты q и температур прямых $M_{s,f}$ и обратных $A_{s,f}$ переходов, а также значения характеристических температур T_c , отвечающих максимумам кривых выделения и поглощения тепла кристаллом в процессе фазового превращения.

3. Моделирование влияния межфазных напряжений на вид кривых псевдоупругой деформации

В [4] моделирование и анализ влияния межфазных напряжений на аномальный характер кривых псевдоупругой деформации при сжатии кристаллов Ni–Fe–Ga–Co в направлении кристаллографической оси [011] ограничивалось наличием в кристалле одного варианта мартенсита. Ниже этот анализ будет распространен на существование в кристалле двух модификаций мартенсита M_1 и M_2 .

Согласно теории РМП [5,6,11,12] относительные объемные доли φ_1 и φ_2 вариантов мартенсита и фазовое равновесие между ними и объемной долей аустенита φ_A описываются уравнениями

$$\varphi_1 = \varphi_A \exp(-\Delta U_1/kT), \quad \varphi_2 = \varphi_A \exp(-\Delta U_2/kT),$$

$$\varphi_A = \frac{1}{1 + \exp(-\Delta U_1/kT) + \exp(-\Delta U_2/kT)}, \quad (1)$$

где $\varphi_M = \varphi_1 + \varphi_2$ — полная концентрация мартенсита в кристалле ($\varphi_M + \varphi_A = 1$), T — температура, k — постоянная Больцмана, $\Delta U_{1,2} = \omega_{1,2}\Delta u_{1,2}$ — изменение свободной энергии кристалла при образовании критического зародыша новой фазы объемом $\omega_{1,2}$, $\Delta u_{1,2}$ — изменение объемной плотности свободной энергии при структурном переходе,

$$\Delta u_{1,2} = q_{1,2} \frac{T - T_{c1,2}}{T_{c1,2}} - \varepsilon_{1,2}(\sigma + \Delta\sigma_{1,2}/2) + W_{1,2}(\varphi_1, \varphi_2), \quad (2)$$

где q , T_c и $\Delta\sigma_{1,2}$ — соответственно, теплота, критическая (характеристическая) температура и силовой гистерезис превращения, σ — приложенное к кристаллу напряжение, $\varepsilon_{1,2} = m_{1,2}\xi_{1,2}$ — деформация превращения,

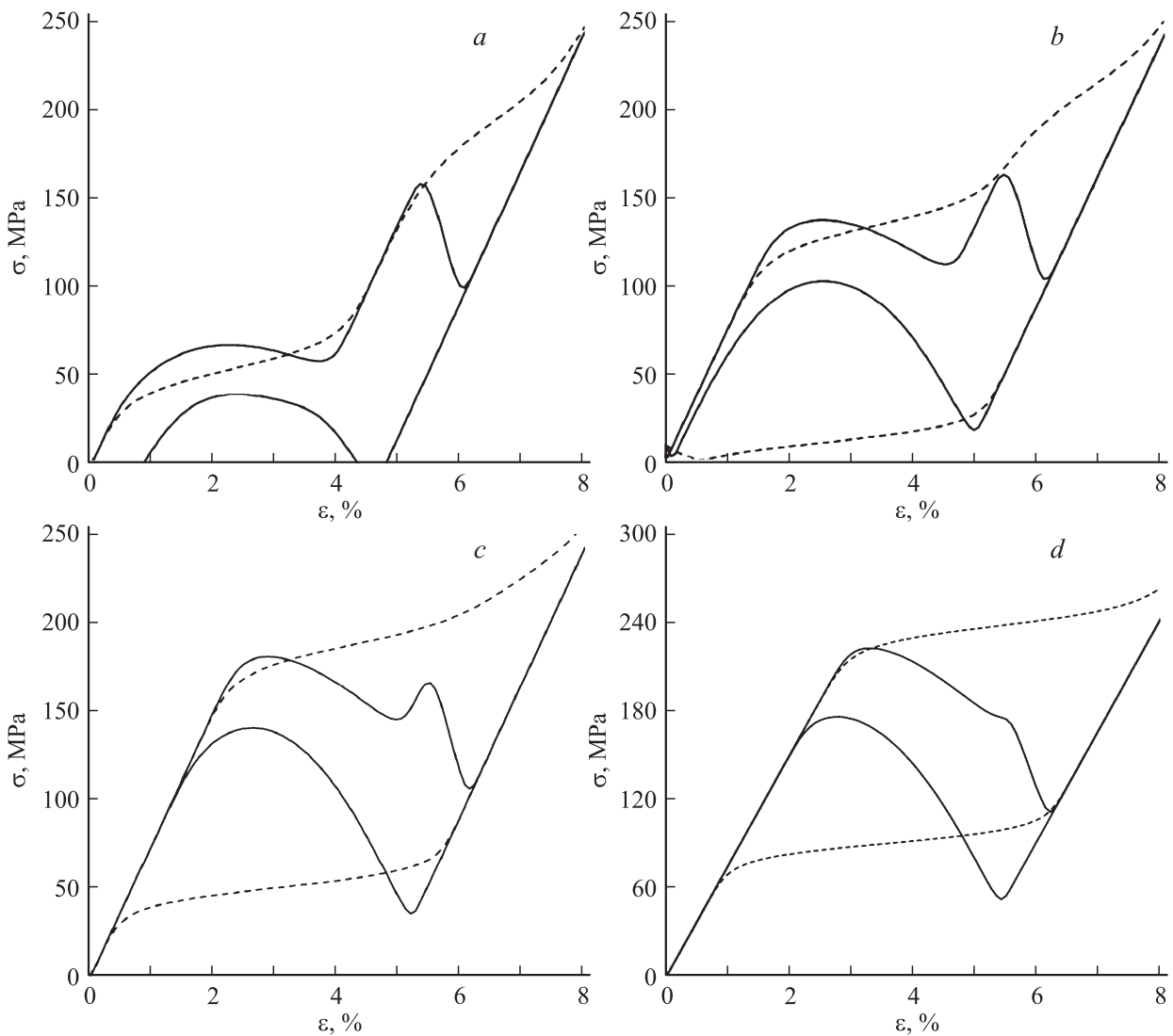


Рис. 3. Моделирование кривых псевдоупругой деформации кристаллов сплава Ni–Fe–Ga–Co согласно уравнению (6а) при указанных в табл. 2 значениях параметров (6с) и температурах: 300 (а), 320 (b), 350 (с) и 370 К (d).

$\xi_{1,2}$ — сдвиговые деформации при структурной перестройке решетки, $m_{1,2}$ — ориентационный фактор плоскостей габитуса, $W_{1,2}$ — упругая энергия межфазных напряжений [4]

$$W_{1,2} = \sigma_{1,2}^{el} \varepsilon_{1,2},$$

$$\sigma_{1,2}^{el} = \Delta E_{1,2} \varepsilon_{1,2} \varphi_{1,2} (1 - \varphi_{1,2}), \quad (3)$$

где $\sigma_{1,2}^{el}$ — межфазные напряжения из-за разницы модулей упругостей аустенитной (E_A) и мартенситной (E_M) фаз, $\Delta E_{1,2} = (E_A - E_M^{(1,2)}) E_A / E_M^{(1,2)}$. Из формулы (3) видно, что межфазные напряжения возникают в процессе мартенситного превращения и отсутствуют до его начала ($\varphi = 0$) и после его завершения ($\varphi = 1$), достигая максимальной величины при $\varphi_{1,2} = 1/2$.

Мартенситная деформация сплава, связанная с существованием в нем вариантов мартенсита 1 и 2, равна

$$\varepsilon_M = \varepsilon_1 \varphi_1(\sigma, T, W_1) + \varepsilon_2 \varphi_2(\sigma, T, W_2). \quad (4)$$

Полная деформация кристалла ε включает в себя также упругую деформацию σ/K , где K — эффективный модуль упругости системы образец-нагружающее устройство. В результате, получаем следующее уравнение для

Таблица 2. Значения параметров (6с) при построении кривых на рис. 3 согласно уравнению (6а)

Параметры	Мартенсит M_1	Мартенсит M_2
T_c , К	280	250
ε_m , %	5	5
f	0.4	0.4
σ_m , МПа	300	300
$\bar{\omega}$	100	100
a	0.1	0.8
ΔS	0.1	0.5
\bar{K}	2	2

нахождения зависимостей $\sigma(\varepsilon)$, т.е. кривой псевдоупругой деформации двухфазного сплава

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{K} + \varepsilon_M(\sigma, T, W_1, W_2). \quad (5)$$

Уравнение (5) определяет зависимость $\sigma(\varepsilon)$ в неявном виде и может быть решено численным методом для каждого значения деформации ε . Для этого удобно, принимая во внимание соотношения (1)–(4), переписать (5) в развернутом и безразмерном виде

$$E = \frac{S}{K} + \frac{A_1 f + A_2(1-f)}{1 + A_1 + A_2}, \quad (6a)$$

$$A_1(S, E, T) = \exp\{-\bar{\omega}_1[(T/T_{c1}) - 1 - f(S + \Delta S_1) + \bar{W}_1(E, f)]\},$$

$$A_2(S, E, T) = \exp\{-\bar{\omega}_2[(T/T_{c2}) - 1 - (1-f)(S + \Delta S_2) + \bar{W}_2(E, f)]\},$$

$$\bar{W}_1 = a_1 f^{-1} E (1 - f^{-1} E),$$

$$\bar{W}_2 = a_2 (1 - f)^{-1} E (1 - (1 - f)^{-1} E), \quad (6b)$$

где

$$S = \sigma/\sigma_m, \quad E = \varepsilon/\varepsilon_m, \quad \sigma_m = q/\varepsilon_m, \quad q = q_1 \approx q_2,$$

$$f = \varepsilon_1/\varepsilon_m, \quad \Delta S_{1,2} = \Delta\sigma_{1,2}/\sigma_m, \quad \bar{K} = K\varepsilon_m/\sigma_m,$$

$$\bar{\omega}_{1,2} \approx \omega_{1,2} q_{1,2} / kT_{c1,2}, \quad a_1 = (\Delta E_1 \varepsilon_1 / \sigma_m) \varepsilon_1,$$

$$a_2 = (\Delta E_2 \varepsilon_2 / \sigma_m) \varepsilon_2. \quad (6c)$$

В (6) S и E — безразмерные напряжения и деформации, f и $1 - f$ — относительные вклады мартенситных деформаций ε_1 и ε_2 в полную деформацию сплава $\varepsilon_m = \varepsilon_1 + \varepsilon_2$. Кривые на рис. 3 демонстрируют результат решения уравнения (6a) при четырех различных температурах в диапазоне 300–370 К и указанных в табл. 2 значениях параметров (6c).

4. Обсуждение результатов

Сравнение расчетных кривых псевдоупругой деформации (ПД) на рис. 3 с экспериментальными кривыми на рис. 1 показывает, что между ними имеется принципиальное согласие как относительно формы кривых, так и ее эволюции с ростом температуры. Пунктирные кривые на рис. 3 демонстрируют результат решения уравнения (6a) в отсутствие межфазных напряжений $\sigma_{1,2}^{el}$, т.е. при значении параметров $a_{1,2} = 0$. Видно, что эти кривые имеют двухстадийный характер. Очевидна также связь плавного и резкого падения напряжений с двухстадийным характером пунктирных кривых. При выборе значений параметров $a_1 = 0.1$ и $a_2 = 0.8$, определяющих уровень межфазных напряжений, предполагалось, что двойникование мартенсита сильно снижает величину межфазных напряжений, а раздвойникование

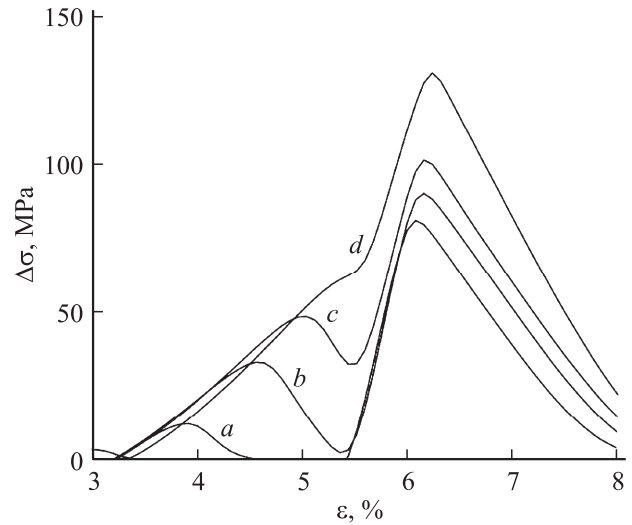


Рис. 4. Разница напряжений между кривыми псевдоупругой деформации, представленными на рис. 3, в отсутствие (штриховые кривые) и в присутствии (сплошные кривые) межфазных напряжений при температурах 300 (a), 320 (b), 350 (c) и 370 К (d).

$14M \rightarrow Ll_0$ восстанавливает их высокий уровень. Далее, предполагалось, что в исходном закаленном состоянии кристалла существенных препятствий для движения межфазных границ нет. Гистерезис кривых ПД возникает при раздвойниковании (retwinned) мартенсита из-за формирования сетки дислокаций вследствие пластической релаксации межфазных напряжений; в результате, имеем $\Delta S_2 \gg \Delta S_1$.

О величине влияния межфазных напряжений на кривые ПД можно судить по разнице напряжений $\Delta\sigma$ между пунктирными и сплошными кривыми нагружения на рис. 3. Эта разница показана на рис. 4. Она того же порядка величины, что и провалы деформирующего напряжения на кривых на рис. 1. Из приведенных на рис. 4 зависимостей видно, что рост температуры относительно меньше влияет на разницу напряжений на второй стадии кривых псевдоупругой деформации по сравнению с первой стадией. Эта же тенденция имеет место и в эволюции формы кривых на рис. 1. При температурах выше 360 К происходит слияние пиков в один широкий пик (кривая d), а кривые псевдоупругой деформации становятся одностадийными (рис. 3, d). Следует заметить, что диаграммы деформации кристаллов сплава $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ с ориентацией оси сжатия [011] содержат при температуре 333 К два небольших снижения напряжения, ≈ 10 МПа. При более высокой температуре 343 К они сливаются в однократное снижение напряжения, ≈ 20 МПа, и кривые ПД становятся одностадийными ([10], рис. 11). Таким образом, наличие Со в сплаве и снижение концентрации Ni в нем усиливают на порядок влияние межфазных напряжений на аномальный характер диаграмм сжатия кристаллов сплава Ni–Fe–Ga–Co.

При моделировании кривых псевдоупругой деформации исследуемого сплава не ставилась задача добиться полного совпадения теоретических и экспериментальных кривых ПД. Приведенные в табл. 2 значения расчетных параметров вполне физически оправданы. Так, параметр $\sigma_m = \frac{q}{\varepsilon_m} = 300$ МПа задает масштаб напряжений по оси ординат на рис. 3. С учетом того, что 1 J/g при плотности исследуемого сплава 7.91 g/cm^3 равен $7.91 \text{ MJ/m}^3 = 7.91$ МПа, получаем при $\varepsilon_m = 5 \cdot 10^{-2}$, что $q = 15$ МПа или 1.9 J/g. Эта оценка близка к экспериментальным значениям энтальпий переходов, приведенных в табл. 1.

Интересно оценить также максимальную величину межфазных напряжений при межмартенситном переходе $14M \rightarrow Ll_0$ в исследуемом сплаве. Комбинируя соотношения (3) и (6с), находим при $\varphi_2 = 1/2$, что $(\sigma_2^{el})_{\max} = (a_2/4\varepsilon_2)\sigma_m$. В результате, при $a_2 = 0.8$ и $\varepsilon_2 = 3 \cdot 10^{-2}$ получаем оценки межфазных упругих напряжений $(\sigma_2^{el})_{\max} = 2$ ГПа и объемной плотности межфазной упругой энергии $(W_2^{el})_{\max} = (\sigma_2^{el})_{\max}\varepsilon_2 = 60 \text{ MJ/m}^3$, или в весовых единицах — 7.6 J/g. Эта энергия больше приведенных в табл. 1 значений диссипативной энергии q . В случае аустенитно-мартенситного перехода $L2_1 \rightarrow 14M$ при $\alpha_1 = 0.1$ и $\varepsilon_2 = 2 \cdot 10^{-2}$ соответственно получаем $(\sigma_1^{el})_{\max} = 375$ МПа и $(W_1^{el})_{\max} = 7.5 \text{ MJ/m}^3$, или в весовых единицах — 0.95 J/g.

5. Заключение

Из приведенных выше результатов анализа и моделирования следует, что причиной возникновения необычного вида кривых псевдоупругой деформации кристаллов сплава Ni–Fe–Ga–Co являются упругие межфазные напряжения. Они возникают при сжатии кристалла вдоль кристаллографического направления [011] и отсутствуют при сжатии его в направлении [001]. Плоскостями габитуса в рассматриваемом сплаве являются плоскости {110}. Очевидно, что при ориентации оси сжатия кристалла вдоль направления [011] число благоприятно ориентированных для мартенситных сдвигов плоскостей сокращается по сравнению с ориентацией оси сжатия вдоль направления [001]. Следствием этого является несколько обстоятельств: рост деформирующего напряжения σ , сильная гетерогенность мартенситного сдвигообразования, вплоть до формирования одного его фронта. В результате, на границе аустенит-мартенсит возникают большие упругие напряжения, которые релаксируют путем двойникования мартенсита с образованием $14M$ мартенсита.

Часть не релаксировавших межфазных напряжений и связанная с ними упругая энергия изменяют баланс сил при фазовом переходе, в результате чего на кривых ПД появляются участки отрицательного мартенситного упрочнения (мартенситного разупрочнения), особенно сильно выраженного при раздвойниковании $14M$ мартенсита и формировании тетрагонального Ll_0 мартен-

сита. Отсутствие заметных межфазных напряжений при ориентации оси сжатия вдоль направления [001] делает диаграммы сжатия кристаллов четверного сплава одноступенчатыми [1,7,9].

Несмотря на сказанное, есть два вопроса, которые требуют дополнительного обсуждения и исследования. Так, согласно [7,9,10], в отсутствие Co диаграммы сжатия кристаллов тройного сплава $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ с ориентацией оси сжатия в направлении [011] являются двухступенчатыми и имеют ту же последовательность мартенситных переходов, что и кристаллы сплава Ni–Fe–Ga–Co с аналогичной ориентацией оси сжатия. Но участки с отрицательным мартенситным разупрочнением в тройном сплаве практически отсутствуют, кроме упомянутых выше небольших, порядка 10–20 МПа падений напряжения. В связи с этим возникает второй вопрос, какова роль атомов Co в возникновении столь существенной разницы в характере деформационного поведения этих двух сплавов.

Авторы выражают благодарность Н.Н. Ресниной за помощь в выполнении калориметрического исследования.

Список литературы

- [1] В.И. Николаев, П.Н. Якушев, Г.А. Малыгин, С.А. Пульнев. Письма в ЖТФ **36**, 19, 83 (2010).
- [2] V.I. Nikolaev, G.A. Malygin, S.A. Pulnev, P.N. Yakushev, V.M. Egorov. Mater. Sci. Forum **738/739**, 51 (2013).
- [3] В.И. Николаев, П.Н. Якушев, Г.А. Малыгин, А.И. Аверкин, А.В. Чикиряка, С.А. Пульнев. Письма в ЖТФ **40**, 3, 57 (2014).
- [4] В.И. Николаев, П.Н. Якушев, Г.А. Малыгин, А.И. Аверкин, С.А. Пульнев, Г.П. Зограф, С.Б. Кустов, А.И. Чумляков. Письма в ЖТФ **42**, 8, 18 (2016).
- [5] Г.А. Малыгин. УФН **171**, 179 (2001).
- [6] Г.А. Малыгин. ФТТ **43**, 1911 (2001).
- [7] E. Panchenko, Yu. Chumlyakov, H.J. Maier, E. Timofeeva, I. Karaman. Intermetallics **18**, 2438 (2010).
- [8] R.J. Salzbrenner, M. Cohen. Acta Met. **27**, 739 (1979).
- [9] Е.Е. Тимофеева, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков, Н. Маер. Изв. вузов. Физика **12**, 116 (2011).
- [10] N. Ozdemir, I. Karaman, N.A. Mara, Yu.I. Chumlyakov, H.E. Karaca. Acta Mater. **60**, 5670 (2012).
- [11] Г.А. Малыгин. ФТТ **44**, 2075 (2002).
- [12] В.И. Николаев, С.А. Пульнев, Г.А. Малыгин, В.В. Шпейсман, С.П. Никаноров. ФТТ **49**, 1791 (2007).