ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ
Т. 57, № 10 ФИЗИКА 2014

УДК 669.539.371:548.55

Ю.И. ЧУМЛЯКОВ, И.В. КИРЕЕВА, О.А. КУЦ, Д.А. КУКСГАУЗЕН

ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА FeNiCoAlNb[1]

На монокристаллах ферромагнитного сплава Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb (ат. %) исследовано влияние старения при 973 К на развитие термоупругих γ–α′-мартенситных превращений (МП) под нагрузкой и сверхэластичность (СЭ) при деформации растяжением. Показано, что максимальные значения СЭ при γ–α′ МП, равные 8.5 %, достигаются после старения при 973 К в течение 1 ч. С увеличением времени старения до 5–7 ч величина СЭ уменьшается до 6 %. Обсуждаются причины зависимости величины механического гистерезиса Δσ и величины обратимой деформации от времени старения.

Ключевые слова: *сплавы FeNiCoAlNb, монокристаллы, термоупругие γ–α′-мартенситные превращения, сверх эластичность, наноразмерные частицы.*

Введение

Известно, что однофазные сплавы на основе железа испытывают нетермоупругие МП из ГЦК(γ)-фазы в ОЦТ(α′)-мартенсит [1, 2]. Эти переходы характеризуются большим термическим гистерезисом $\Delta T = A_f - M_s$, значительным изменением объема $\Delta V = V_M - V_A$, фазовым наклепом [1]. Здесь A_f и M_s – соответственно температуры конца обратного и начала прямого γ–α' МП, V_M и V_A – объемы решеток мартенсита и аустенита. Термоупругий характер γ–α' МП создается в сплавах на основе железа за счет выделения наноразмерных дисперсных частиц γ′-фазы размером 3–15 нм и объемной долей до 15–20 %. При выделении наноразмерных частиц γ′-фазы, во-первых, происходит упрочнение высокотемпературной фазы и достижение в ней высокопрочного состояния, когда предел текучести σ_{cr} оказывается больше, чем $G/100$ (G – модуль сдвига аустенита). Во-вторых, изменяется механизм деформации α′-мартенсита с инвариантной решеткой от скольжения в однофазном состоянии к двойникованию при старении. И, наконец, в-третьих, в сплавах на основе железа при выделении наноразмерных частиц γ′-фазы наблюдается эффект памяти формы (ЭПФ) и СЭ [2–16].

В настоящей работе для исследования термоупругих γ–α' МП выбирали монокристаллы сплава Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb (ат. %) с осью растяжения вдоль [001]-направления, состаренных при $T = 973$ К в течение времени от 1 до 7 ч. Выбор состава сплава, термических обработок и ориентации кристаллов для исследования обусловлен следующими обстоятельствами: во-первых, в поликристаллах сплава FeNiCoAlNbB с острой текстурой {111}<110> и {112}<110> при старении при 873 К в течение 60–90 ч наблюдается СЭ, равная 5 % [16], которая по величине оказывается близкой к теоретически рассчитанной деформации решетки для [011] ориентации при растяжении при γ–α' МП [8]. Предполагалось, что в монокристаллах FeNiCoAlNb с осью растяжения вдоль [001] направления величина СЭ может также достигать теоретических значений деформации решетки при γ–α' МП равных 8.7 % [8]. Во-вторых, в поликристаллах сплава FeNiCoAlNbB легирование бором приводит к подавлению выделения по границам зерен частиц хрупкой β-фазы. Монокристаллы этих сплавов без бора позволяют избежать осложнений, связанных с выделением частиц β-фазы по границам зерен, которые делают невозможной пластическую деформацию в поликристаллах и позволяют выбрать для старения более высокие температуры равные 973 К и малые времена старения от 1 до 7 ч по сравнению с поликристаллами этих же сплавов [3, 5, 6, 14, 15].

1. Методика эксперимента

Монокристаллы сплава Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb (ат. %) выращивали методом Бриджмена в среде инертного газа. Заготовки для роста кристаллов плавили в атмосфере

[1] Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-29-00012).

гелия из чистых компонент. Монокристаллические образцы вырезали на электроискровом станке. Ориентацию образцов определяли с помощью дифрактометра ДРОН-3 с использованием K_α-железного излучения. Монокристаллические образцы гомогенизировали при T = 1550 К в гелии 10 ч с последующей закалкой в воду при комнатной температуре. Старение образцов при T = 973 К в течение времени t = 1–7 ч проводили в атмосфере гелия. Механические свойства кристаллов исследовались на установке Instron в интервале температур от 77 до 573 К при скорости деформации $4{\cdot}10^{-4}$ с$^{-1}$. Размер дисперсных частиц и тонкую структуру мартенсита изучали на электронном микроскопе Hitachi H-600 при ускоряющем напряжении U = 100 кВ.

2. Результаты эксперимента

Электронно-микроскопические исследования показали, что при старении в течение времени t = 1–7 ч при T = 973 К происходит выделение наноразмерных частиц γ′-фазы. С ростом времени старения t размер частиц d увеличивается от 3 нм при t = 1 ч до 8 нм при t = 7 ч (рис. 1). Частицы имеют упорядоченную структуру по типу $L1_2$ с параметром решетки a_γ = 0.3594 нм. На микродифракционных картинах с осью зоны (100) при всех временах старения обнаруживаются сверхструктурные рефлексы с ориентационным соотношением $(100)_{\gamma'} \parallel (200)_\gamma$. Области диффузного рассеяния вокруг фундаментальных рефлексов свидетельствуют о том, что частицы γ′-фазы имеют когерентное сопряжение с матрицей [2].

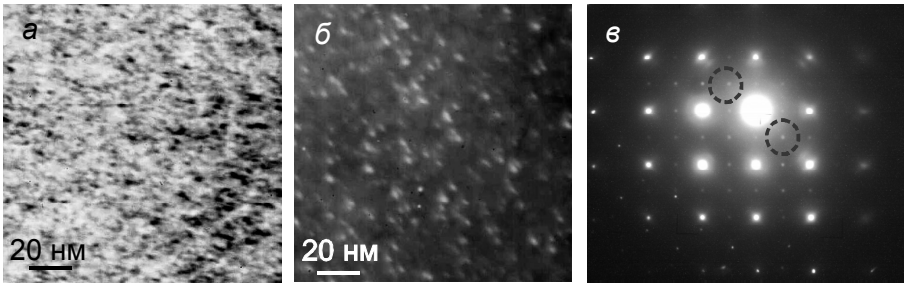

Рис. 1. Микроструктура [001]-монокристаллов сплава Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb (ат. %) после старения при T = 973 К, 5 ч: *а* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение частиц γ′-фазы в рефлексе частиц; *в* – дифракционная картина монокристаллов сплава после старения; ось зоны исходной фазы <001>; (100) γ′ || (200)γ

Экспериментально установлено, что старение при 973 К, 1–7 ч приводит к развитию термоупругого МП под нагрузкой, которое не наблюдается при охлаждении до 77 К и при нагреве до 400 К в свободном состоянии. На рис. 2 представлена зависимость σ_{cr} от температуры испытания

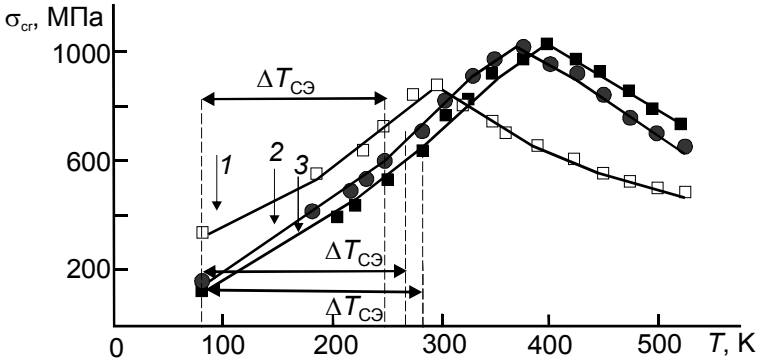

Рис. 2. Температурная зависимость критических напряжений σ_{cr} и температурный интервал сверхэластичности для [001]-монокристаллов сплава Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb (ат. %), состаренных при 973 К, при деформации растяжением: кр. *1* – время старения 1 ч; кр. *2* – 5 ч; кр. *3* – 7 ч

при деформации растяжением монокристаллов, ориентированных вдоль [001] направления, после различных времен старения. На зависимости $\sigma_{cr}(T)$ наблюдаются две стадии, которые отличаются друг от друга величиной $\alpha = d\ \sigma_{cr}(T)/dT$. На первой стадии наблюдается рост σ_{cr} с увеличением

температуры по линейному закону. Эта стадия связана с развитием МП под нагрузкой и описывается соотношением Клапейрона – Клаузиуса [17]:

$$\frac{d\sigma_{cr}}{dT} = -\frac{\Delta S}{\varepsilon_0} = -\frac{\Delta H}{\varepsilon_0 T_0}. \quad (1)$$

Здесь ΔS, ΔH – соответственно изменение энтропии и энтальпии при МП; ε_0 – деформация превращения; T_0 – температура химического равновесия фаз.

Вторая стадия характеризуется нормальной зависимостью $\sigma_{cr}(T)$, которая обычно наблюдается при деформации скольжением. Максимум на зависимости $\sigma_{cr}(T)$ достигается при температуре M_d, при которой напряжения, необходимые для начала МП под нагрузкой, оказываются равными напряжениям начала пластической деформации скольжением. Из рис. 2 видно, что с увеличением времени старения происходит рост температуры M_d и напряжений $\sigma_{cr}(M_d)$, а также наблюдается сдвиг кривых $\sigma_{cr}(T)$ в область высоких температур испытания. Следовательно, увеличение времени старения приводит к повышению температуры M_s и к упрочнению сплава. Величина $\alpha = d\sigma_{cr}(T)/dT$, как видно из рис. 2, лежит в интервале значений 2.6–2.8 МПа/К.

СЭ в [001]-монокристаллах FeNiCoAlNb наблюдается при всех исследованных временах старения, но температурный интервал проявления СЭ – «окно СЭ», максимальная величина обратимой деформации $\varepsilon_{СЭ}$ и значения механического гистерезиса $\Delta\sigma$ зависят от времени старения (рис. 2–4).

На рис. 3 представлены кривые «напряжение – деформация» для [001]-монокристаллов, состаренных при 973 К, 1–7 ч, при фиксированной температуре испытания при деформации растяжением, позволяющие определить максимальную величину СЭ $\varepsilon_{СЭ}$ при последовательном увеличении деформации в цикле на 1.5–2 % вплоть до разрушения кристаллов. На рис. 4 приведены данные изменения величины механического гистерезиса $\Delta\sigma$ и максимальной величины обратимой деформации $\varepsilon_{СЭ}$ от температуры испытания и времени старения.

Из рис. 2–4 видно, что для монокристаллов, состаренных в течение 1–7 ч, минимальная температура, при которой наблюдается СЭ, оказывается равной 77 К. Это является качественным подтверждением того, что температуры A_f и M_s оказываются ниже 77 К, что не противоречит результатам исследования температурной зависимости электрического сопротивления $\rho(T)$, на которой не обнаружено аномалий в температурном интервале от 77 до 400 К в этих кристаллах. Максимальная температура T_1, при которой завершается СЭ и, следовательно, температурный интервал СЭ $\Delta T_{СЭ} = T_1$–77 К зависят от времени старения. При старении в течение 1 ч СЭ в [001]-монокристаллах завершается при T_1 = 255 К и $\Delta T_{СЭ}$ = 178 К, а при старении в течение 7 ч T_1 = 285 К и «окно СЭ» $\Delta T_{СЭ}$ возрастает до 208 К. Максимальная величина СЭ, равная 8.5 %, наблюдается в монокристаллах, состаренных в течение 1 ч. При $\varepsilon > 8.5$ % эти кристаллы разрушаются. По величине $\varepsilon_{СЭ}$ оказывается равной величине теоретически рассчитанной деформации решетки ε_0 = 8.7 % для [001] ориентации при γ–α' МП [8]. С увеличением времени старения до 5 и 7 ч обратимая деформация уменьшается до 6 % и при деформации $\varepsilon \geq 6$ % происходит разрушение кристаллов. При разрушении монокристаллов в температурном интервале проявления СЭ остаточной деформации не обнаружено, что затрудняет электронно-микроскопическое исследование структуры мартенсита. В температурном интервале $T_1 - M_d$ кристаллы деформируются до 1.5–2 %, но электронно-микроскопические исследования деформированных кристаллов в этом интервале температур не проводились.

Механический гистерезис $\Delta\sigma$, который определяли как разницу между напряжениями для прямого и обратного γ–α' МП под нагрузкой на середине петли СЭ, зависит от времени старения, температуры испытания и величины деформации превращения (рис. 3 и 4). В [001]-монокристаллах, состаренных в течение 1 ч при 973 К, при температуре испытания T = 77 К наблюдается максимальное значение гистерезиса, которое равно 200 МПа при заданной деформации ε = 2 %. С ростом величины ε происходит незначительное возрастание $\Delta\sigma$ до 220 МПа (рис. 4). Необходимо отметить, что кривая $\sigma(\varepsilon)$ представляет собой одну стадию линейного упрочнения с $\Theta = d\sigma/d\varepsilon$ = = 1300 МПа для прямого и обратного превращения. При T = 77 К деградации функциональных свойств от числа циклов не наблюдается, что проявляется в отсутствии изменения σ_{cr} для начала МП под нагрузкой и в полной обратимости деформации при циклировании. Увеличение температуры испытания до 229 К приводит к возрастанию $\Delta\sigma$ при ε = 2 % до 275 МПа и к росту зависимости $\Delta\sigma$ с увеличением заданной деформации ε. Так, при T = 229 К при развитии МП под нагрузкой с Θ = 2000 МПа при заданной деформации ε = 7–8 %, $\Delta\sigma$ = 400 МПа. При старении в течение 5 и

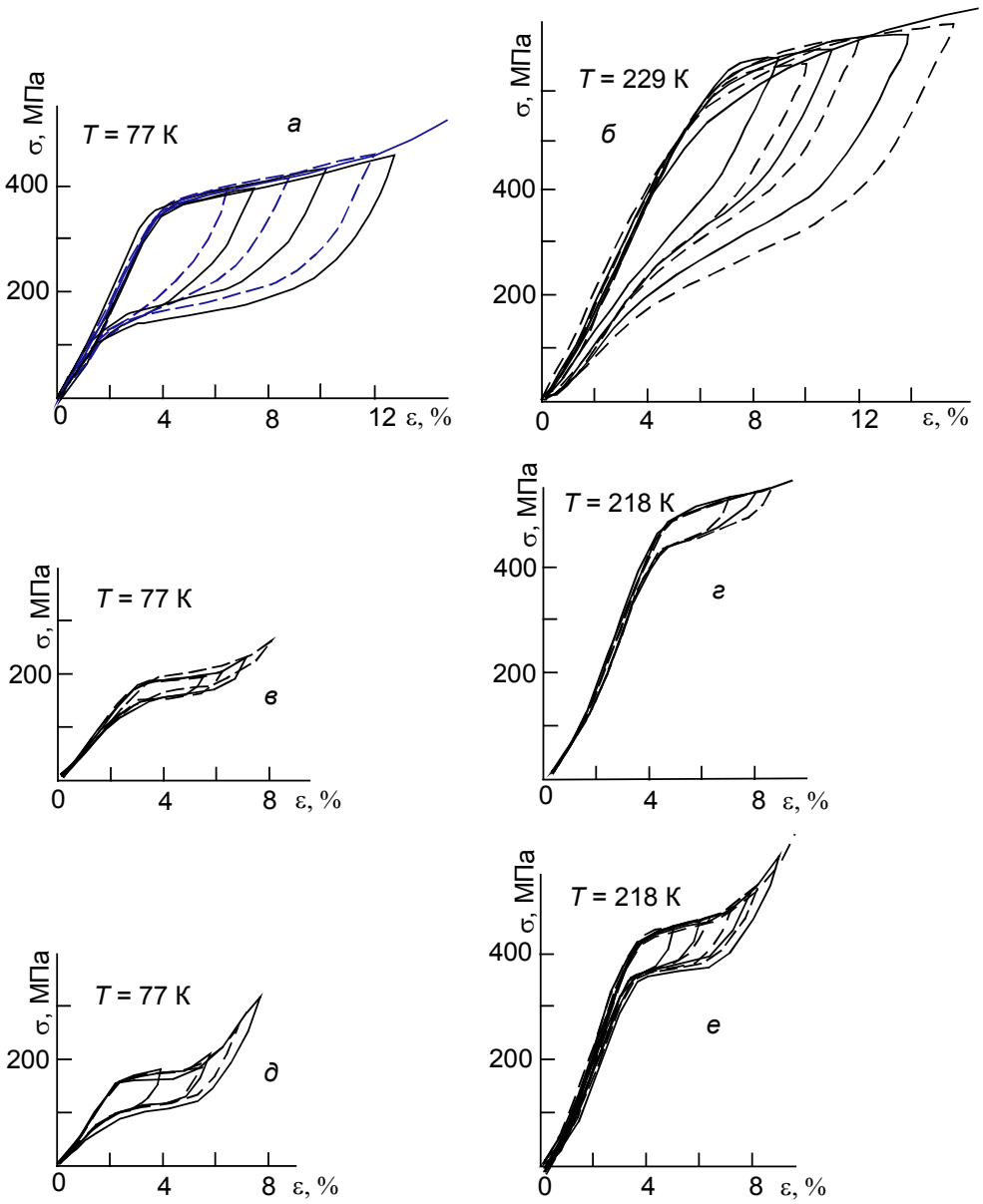

Рис. 3. Кривые «напряжение – деформация» для [001]-монокристаллов сплава Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb (ат. %), состаренных при 973 К, при деформации растяжением: *а*, *б* – старение 1 ч; *в*, *г* – 5 ч; *д*, *е* – 7 ч

7 ч при 973 К, во-первых, происходит уменьшение величины $\Delta\sigma$ соответственно в 5 и 3 раза (рис. 4). Во-вторых, на зависимости $\sigma(\varepsilon)$ при $\sigma > \sigma_{cr}$ наблюдается две стадии: первая стадия характеризуется Θ близким к нулю и вторая стадия при $\varepsilon > 3$ % с $\Theta = 2000$ МПа (рис. 3). Следует отметить, что, из-за зависимости температуры M_s от времени старения в состаренных монокристаллах наблюдается различие в σ_{cr} для развития γ–α' МП под нагрузкой при $T = 77$ К. В кристаллах, состаренных в течение 1 ч при 973 К, σ_{cr} имеет наибольшее значение, равное 380 МПа, которое уменьшается до 170 и 150 МПа для монокристаллов, состаренных в течение 5 и 7 ч соответственно. При $T = 229$ К в монокристаллах, состаренных в течение 1 ч, и при $T = 218$ К в монокристаллах, состаренных в течение 5 и 7 ч, σ_{cr} для развития γ–α' МП под нагрузкой соответственно равны 630, 480 и 420 МПа.

Итак, экспериментально установлено, что в [001]-монокристаллах сплава FeNiCoAlNb наблюдается термоупругое γ–α' МП под нагрузкой и СЭ в широком температурном интервале. Величина СЭ $\varepsilon_{СЭ}$, температурный интервал СЭ $\Delta T_{СЭ}$, величина механического гистерезиса $\Delta\sigma$ при одной температуре старения зависят от времени старения.

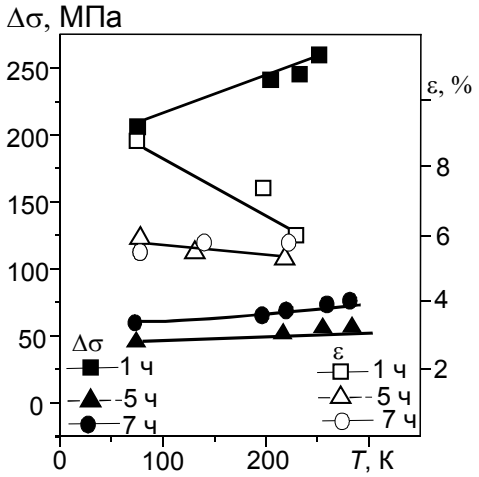

Рис. 4. Зависимость величины механического гистерезиса Δσ при ε = 2 % и максимальной величины обратимой деформации $\varepsilon_{СЭ}$ при деформации растяжением от температуры и времени старения в [001]-монокристаллах сплава Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb (ат. %), состаренных при 973 К

3. Обсуждение результатов эксперимента

Объяснение полученных результатов развития термоупругих γ–α' МП под нагрузкой с эффектами СЭ в монокристаллах новых ферромагнитных сплавов FeNiCoAlNb проведем, используя ранее полученные закономерности развития термоупругих МП в однофазных и состаренных монокристаллах сплавов Ti–Ni с *B*2–*R*–*B*19' МП, Co–Ni–Ga, Co–Ni–Al с *B*2–$L1_0$–МП и Fe–Ni–Co–Al–Ta с γ–α' МП [3, 15, 18, 19]. Анализ данных, представленных в [19], показывает, что обратимые термоупругие МП при охлаждении/нагреве, в свободном состоянии и под нагрузкой и связанные с ними ЭПФ и СЭ, как правило, имеют место в сплавах с атомным порядком. Атомный порядок сохраняется при МП и определяет «кристаллографическую обратимость» при фазовых переходах, когда обратный мартенситный сдвиг происходит «точно назад», обеспечивая условия для появления ЭПФ и СЭ [19]. Важно отметить, что термоупругие МП в этих сплавах наблюдаются в закаленном состоянии без наличия в кристаллах дисперсных частиц. Выделение дисперсных частиц изменяет условия термодинамического равновесия фаз и процессы рассеяния энергии при МП, повышает уровень напряжений высокотемпературной фазы и увеличивает температурный интервал проявления СЭ [18, 19].

В неупорядоченных сплавах на основе железа FeNiCoTi, FeNiCoAlTa, FeNiCoAlTi условия для термоупругих γ–α' МП создаются за счет выделения наноразмерных упорядоченных по типу $L1_2$-частиц γ′-фазы, которые сами не испытывают МП [2, 3, 5, 11–15]. Физическая причина, обеспечивающая кристаллографическую обратимость деформации в неупорядоченных сплавах FeNiCoTi, FeNiCoAlTa, FeNiCoAlTi с частицами γ′-фазы, связана с возникновением обратных дальнодействующих полей напряжений σ_G, которые направлены в противоположную сторону мартенситному сдвигу, имеющему место при прямом переходе и способствующие обратному переходу [3].

Физическая причина обратимости γ–α' МП под нагрузкой в новых сплавах FeNiCoAlNb, FeNiCoAlTa и FeNiCoAlTi с частицами должна быть единой, поскольку при равной концентрации всех элементов различие состоит лишь в пятом элементе. Это различие приводит к изменению химического состава дисперсных частиц γ′-фазы соответственно $(FeNiCo)_3(AlTa)$ в сплавах с Ta, $(FeNiCo)_3(AlTi)$ в сплавах с Ti и $(FeNiCo)_3(AlNb)$ в сплавах с Nb, который может изменять их прочность и стабильность при МП [16].

Экспериментально установлено, что замена Ta или Ti на Nb в сплавах FeNiCoAlX (X = Ta, Ti) позволяет создать новые сплавы FeNiCoAlNb с термоупругими γ–α' МП, которые обладают СЭ в широком температурном интервале. В новых кристаллах FeNiCoAlNb при старении при 973 К в течение 1–7 ч температуры γ–α' МП M_s и A_f находятся ниже температуры жидкого азота. Известно, что при $T = M_s$ МП происходит при условии [1, 17]

$$\Delta G_{ch}(T) + \Delta G_{el}(T) + \Delta G_{diss}(T) = 0. \quad (2)$$

Здесь $\Delta G_{ch}(T)$ – изменение свободной химической энергии при γ–α' МП, которая при $T > T_0$ больше нуля, а при $T < T_0$, напротив, меньше нуля, $\Delta G_{el}(T)$ – упругая энергия, возникающая при γ–α' МП,

$\Delta G_{diss}(T)$ – необратимая энергия при γ–α' МП, которая определяется внутренним сопротивлением матрицы и частиц γ′-фазы движению межфазной границы «аустенит – мартенсит». При $T > M_s$ для развития γ–α' МП необходима механическая энергия:

$$\Delta G_{mech}(T) = \Delta G_{ch}(T) + \Delta G_{el}(T) + \Delta G_{diss}(T). \quad (3)$$

Полагая, что для начала МП при фиксированной температуре необходима механическая энергия $\Delta G_{mech}(T) = \sigma_{cr}(T)\varepsilon_{tr}(T)$ (ε_{tr} – деформация превращения), то соотношение (3) можно представить в виде

$$\sigma_{cr}(T) = \frac{\Delta G_{mech}}{\varepsilon_{tr}} = \frac{1}{\varepsilon_{tr}}[\Delta G_{ch}(T) + \Delta G_{el}(T) + \Delta G_{diss}(T)]. \quad (4)$$

Используя соотношение (4), можно объяснить зависимость σ_{cr} для начала γ–α' МП под нагрузкой при одной температуре, например T = 77 К, от времени старения. Для простоты анализа будем считать, что ε_{tr} и $\Delta G_{el}(T)$ в соотношении (4) не зависят от времени старения и $\Delta G_{ch}(77\ К) < 0$, так как $T = 77\ К > T_0$. В кристаллах, состаренных в течение 1 ч, $\Delta G_{ch}(T)$ и $\Delta G_{diss}(T)$ будут больше, чем для кристаллов, состаренных в течение 5 и 7 ч. Из рис. 2 видно, что с увеличением времени старения наблюдается параллельный сдвиг кривых $\sigma_{cr}(T)$ и, следовательно, чем меньше время старения, тем ниже температура M_s и больше $\Delta G_{ch}(T)$ для начала γ–α' МП под нагрузкой при $T = 77$ К. Величина Δσ, которая определяет величину $\Delta G_{diss}(T)$, в кристаллах, состаренных в течение 1 ч, в 4 раза больше, чем при старении в течение 5 и 7 ч (рис. 4). В результате γ–α' МП под нагрузкой при $T = 77$ К в кристаллах, состаренных в течение 1 ч, развивается при более высоких σ_{cr}, чем в кристаллах, состаренных в течение 5 и 7 ч.

Увеличение времени старения при T = 973 К приводит к росту уровня напряжений высокотемпературной фазы при $T = M_d$, и чем выше σ_{cr} в M_d, тем больше температурный интервал СЭ $\Delta T_{СЭ}$ и меньше величина Δσ. Следовательно, в неупорядоченных монокристаллах FeNiCoAlNb наблюдается общая закономерность увеличения интервала $\Delta T_{СЭ}$ и уменьшения Δσ с ростом $\sigma_{cr}(M_d)$, которая ранее наблюдалась в атомноупорядоченных сплавах TiNi, CoNiAl, CoNiGa, NiFeGa(Co) в однофазном состоянии и в упрочненных частицами [18].

Зависимость величины СЭ и Δσ от времени старения при $T = 973$ К может определяться механизмом взаимодействия мартенсита с частицами. В случае, когда наноразмерные частицы γ′-фазы размером d = 3–8 нм оказываются меньше толщины двойников $d < l$, могут иметь место два механизма взаимодействия дисперсных частиц с мартенситом. Первый механизм предполагает, что упорядоченная частица испытывает МП совместно с неупорядоченной матрицей, но при этом атомный порядок в частицах при их МП остается прежним, и это обеспечивает развитие обратных МП «точно назад». Такой механизм взаимодействия сохраняет когерентность на межфазной границе «частица – высокотемпературная фаза» и «частица – мартенсит» [4, 20, 21]. Этот механизм, по-видимому, имеет место в [001]-монокристаллах сплава FeNiCoAlNb, состаренных в течение 1 ч при $T = 973$ К. Действительно, в [001]-монокристаллах при старении при $T = 973$ К, 1 ч наблюдается максимальное значение деформации превращения ε_{tr} = 8.5 %, которое равно по величине теоретически рассчитанным значениям деформации решетки ε_0 = 8.7 % для [001]-кристаллов при γ–α' МП [8], что является качественным подтверждением МП в частице и в матрице. Кроме того, МП в частицах может приводить к увеличению рассеяния энергии при прямом и обратном γ–α' МП под нагрузкой, что согласуется с большой величиной Δσ в [001]-монокристаллах, состаренных в течение 1 ч при 973 К.

Второй механизм реализуется, когда из-за различия в атомных структурах неупорядоченной ГЦК-фазы и атомноупорядоченной по типу $L1_2$-частицы в последней не происходит МП. В этом случае, если размер частицы d меньше критического размера l_{cr}, то когерентность на межфазной границе «частица–мартенсит» сохраняется и происходит только упругая деформация частиц. В результате это может приводить к уменьшению ε_{tr} из-за уменьшения объема кристалла, испытывающего МП, поскольку сами частицы не будут испытывать МП под нагрузкой. Этот механизм имеет место в [001]-монокристаллах FeNiCoAlNb, состаренных в течение 5–7 ч при $T = 973$ К, в которых ε_{tr} оказывается меньше, чем в кристаллах, состаренных в течение 1 ч. Кроме того, механический гистерезис Δσ становится узким, поскольку упругая деформация частиц при γ–α' МП не сопровождается рассеянием энергии. Это подтверждается исследованиями СЭ при деформации растяжением в [001]-кристаллах сплавов FeNiCoAlTa и FeNiCoAlTi, в которых при аналогичных термических обработках значения ε_{tr} оказываются меньше величины теоретически рассчитанных

значений деформации решетки ε_0 и наблюдается узкий механический гистерезис $\Delta\sigma$ [3, 15]. Кроме того, как было показано на [001]-монокристаллах сплава FeNiCoAlTi, состаренных при $T = 973$ К, 7 ч, при $d < d_{cr}$ атомное упорядочение частиц в аустените сохраняется при их включении в мартенсит при γ–α' МП [15]. Это является качественным подтверждением того, что частицы не испытывают МП, а деформируются только упруго. Влияние частиц на величину ε_{tr} при старении при $T = 973$ К, 5–7 ч можно оценить по правилу смеси

$$\varepsilon_c = \varepsilon_0 (1 - f). \quad (5)$$

Здесь f – объемная доля частиц, которая достигает в этих сплавах значений от 15 до 20 %; ε_0 – деформация решетки кристалла без частиц, равная 8.7 % для [001]-кристаллов при деформации растяжением при γ–α' МП [8]; ε_c – деформация превращения композита. Оценка показывает, что ε_c должна быть равной 6.9–7.3 % при $f = 15$–20 %, что оказывается близким к экспериментально обнаруженным значениям величины обратимой деформации ε_{tr} в кристаллах, состаренных в течение 5 и 7 ч (рис. 4). Это дает основание предполагать, что с увеличением времени старения частицы не испытывают МП в результате роста их размера и изменения атомной структуры, связанной с увеличением степени дальнего порядка. При старении при $T = 973$ К, 5–7 ч γ–α' МП не теряет термоупругий характер, и это качественно подтверждает, что когерентное сопряжение решеток «частица – высокотемпературная фаза» и «частица – мартенсит» сохраняется.

Заключение

1. В [001]-монокристаллах нового ферромагнитного сплава Fe – 28 % Ni – 17 % Co –11.5 % Al – 2.5 % Nb (ат. %) старение при 973 К, 1–7 ч приводит к развитию под нагрузкой термоупругого γ–α'-мартенситного превращения и связанного с ним эффекта сверхэластичности при деформации растяжением. Термоупругий характер γ–α'-мартенситного превращения достигается в результате выделения наноразмерных частиц γ′-фазы $(FeNiCo)_3(AlNb)$ размером 3–8 нм.

2. Установлено, что температурная зависимость напряжений для начала γ–α'-мартенситного превращения под нагрузкой при деформации растяжением в [001]-монокристаллах, состаренных при 973 К, 1–7 ч, описывается соотношением Клапейрона – Клаузиуса. Показано, что увеличение времени старения сопровождается сдвигом кривых $\sigma_{cr}(T)$ в область высоких температур испытания, что связано с повышением температуры M_s при увеличении времени старения без изменения величины $\alpha = d\sigma_{cr}(T)/dT$.

3. Обнаружено, что величина обратимой деформации ε_{tr} в [001]-монокристаллах зависит от времени старения при 973 К. Максимальное значение $\varepsilon_{tr} = 8.5$ %, которое оказывается равным по величине теоретически рассчитанной деформации решетки $\varepsilon_0 = 8.7$ % для [001]-кристаллов при γ–α' МП, наблюдается при старении 973 К, 1 ч и температуре испытания 77 К.

4. Установлено, что температурный интервал сверхэластичности $\Delta T_{СЭ}$, величина механического гистерезиса $\Delta\sigma$ при выделении наноразмерных частиц γ′-фазы связаны с уровнем напряжений высокотемпературной фазы и размером частиц. Меньшему уровню напряжений исходной фазы при $T = M_d$ (старение 973 К, 1 ч) соответствует меньший температурный интервал сверхэластичности и максимальная величина механического гистерезиса $\Delta\sigma = 200$–275 МПа. Рост напряжений при $T = M_d$ (старения при 973 К, 5–7 ч) характеризуется увеличением температурного интервала сверхэластичности и уменьшением величины механического гистерезиса $\Delta\sigma$ соответственно в 5 и 3 раза.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Martensite / eds. by G.B. Olson and W.S. Owen. – ASM International, 1992. – 331 p.
2. Кокорин В.В. Мартенситные превращения в неоднородных твердых растворах. – Киев: Наукова думка, 1987. – 168 с.
3. Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Кретинина И.В. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2013. – Т. 56. – № 8. – С. 66–74.
4. Maki T. Shape memory materials / eds. K. Otsuka, C.M. Wayman. – Cambridge: Cambridge University PREES, 1998. – 117 p.
5. Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Кириллов В.А. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2010 – Т. 53. – № 10. – С. 105–107.
6. Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Кириллов В.А. и др. // Письма в ЖТФ. – 2011. – Т. 37. – Вып. 10. – С. 86–94.
7. Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Панченко Е.Ю. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2011. – Т. 54. – № 8. – С. 96–108.
8. Tanaka Y., Himuro Y., Kainuma R., et al. // Science. – 2010. – V. 327. – P. 1488–1490.

9. Omori T., Ando K., Okano M., et al. // Science. – 2011. – V. 333. – P. 68–71.
10. Sehitoglu H., Efstathion C., Maier H.J., and Chumlyakov Y. // Mech. Mater. – 2006. – V. 38. – P. 538–550.
11. Evirgen A., Ma J., Karaman I., et al. // Scripta Mat. – 2012. – V. 67. – P. 475–478.
12. Ma J., Kockar B., Evirgen A., et al. // Acta Mat. – 2012. – V. 60. – P. 2186–2195.
13. Ma J., Hombuckle B.C., Karaman I., et al. //Acta Mat. – 2013. – V. 61. – No. 9. – P. 3445–3455.
14. Kroos P., Niendorf T., Karaman I., et al. // Funct. Mater. Lett. – 2012. – V. 5. – No. 5. – P. 1250045.
15. Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Поклонов В.В. и др. // Письма в ЖТФ. – 2014. – Т. 40. – Вып. 17. – С. 47–53.
16. Omori T., Abe S., Tanaka Y., et al. // Scripta Mat. – 2013. – V. 69. – P. 812–815.
17. Otsuka K. and Wayman C.M. Shape Memory Materials. – Cambridge: Cambridge University Press, 1998. – 284 p.
18. Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Панченко Е.Ю. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2008. – Т. 51. – №10. – С. 19–37.
19. Otsuka K. and Ren X. // Prog. Mater. Sci. – 2005. – V. 50. – No. 5. – P. 511–678.
20. Hornbogen E. and Jost N. // J. Phys. IV, Colloque C4, Supplement an J. Phys. III. – 1991. – V. 1. – No. 11. – P. C4-199–C4–210.
21. Hornbogen E. // Proc. Int. Conf. on Martensitic Transformations. – The Japan Institute of Metals, 1986. – P. 453–458.

Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова
Томского государственного университета, г. Томск, Россия
E-mail: kireeva@spti.tsu.ru

Поступила в редакцию 10.06.14.

Чумляков Юрий Иванович, д.ф.-м.н., профессор;
Киреева Ирина Васильевна, д.ф.-м.н., ведущ. науч. сотр.;
Куц Ольга Анатольевна, инженер;
Куксгаузен Дмитрий Александрович, мл. науч. сотр.