ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ
Т. 58, № 7 ФИЗИКА 2015

УДК 669.539.371:548.55

Ю.И. ЧУМЛЯКОВ, И.В. КИРЕЕВА*, О.А. КУЦ*, М.Ю. ПАНЧЕНКО*, Э. КАРАКА**, Г. МАЙЕР****

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА Fe–Ni–Co–Al–Nb(B) [1]

На монокристаллах Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb (Nb) и Fe – 28 % Ni – 17 % Co – – 11.5 % Al – 2.5 % Nb – 0.05 % B(NbB) (ат. %), ориентированных для растяжения вдоль [001]-направления, исследованы эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичность (СЭ) при термоупругом мартенситном превращении (МП) из ГЦК-γ-высокотемпературной фазы в ОЦТ-α'-мартенсит, после старения при 973 К в течение 10 ч. В кристаллах Nb при старении одновременно с γ′-фазой $(FeNiCo)_3(AlNb)$ размером d = 12.5–16.5 нм происходит выделение частиц β-фазы (NiAl) неравноосной формы толщиной d и длиной l соответственно 60–80 и 340–500 нм и объемной долей $f \geq$ 3–5 %. Показано, что выделение β-фазы с $f \leq$ 3–5 % в объеме кристалла не уменьшает их пластичность и при развитии термоупругого γ–α' МП под нагрузкой в монокристаллах наблюдаются ЭПФ величиной 4.2 % и СЭ до 6.5 % в широком температурном интервале от 77 до 293 К. В кристаллах NbB при старении β-фазы не обнаружено. Установлено, что бор в кристаллах NbB приводит к замедлению процессов старения – частицы γ′-фазы имеют размер 6.5–8 нм. В кристаллах NbB наблюдаются ЭПФ величиной 4.2 % и СЭ до 4.0 % в температурном интервале от 77 до 243 К.

Ключевые слова: *монокристаллы сплавов на основе железа, термоупругие мартенситные превращения, эффект памяти формы, сверхэластичность, частицы γ′- и β-фаз.*

Введение

Известно[1–4], что в поликристаллах сплавов на основе железа Fe–Ni–Co–Al–X (X = Ta, Nb, Ti), испытывающих термоупругие МП из ГЦК-фазы (ГЦК (γ) – гранецентрированная кубическая решетка) в ОЦТ-мартенсит (ОЦТ (α') – объемноцентрированная тетрагональная решетка) при старении могут выделяться две упорядоченных фазы: γ′-фаза с $L1_2$-структурой в теле зерна и β-фаза с $B2$-структурой по границам зерен. Выделение упорядоченной γ′-фазы размером 3–15 нм [1, 5–8] в неупорядоченной исходной фазе с ГЦК-решеткой приводит, во-первых, к упрочнению высокотемпературной фазы и к достижению в ней высокопрочного состояния, когда предел текучести σ_{cr} оказывается больше, чем $G/100$ (G – модуль сдвига аустенита). Во-вторых, γ′-фаза увеличивает тетрагональность α′-мартенсита, приводит к изменению механизма деформации α′-мартенсита с инвариантной решеткой от скольжения в однофазном состоянии к двойникованию при старении и к смене нетермоупругого γ–α' МП к термоупругому с ЭПФ и СЭ [1–20]. Таким образом, выделение упорядоченной γ′-фазы создает условия для развития термоупругого γ–α' МП в неупорядоченной исходной фазе. Выделение упорядоченной β-фазы в поликристаллах сплавов на основе железа Fe–Ni–Co–Al–X (X = Ta, Nb, Ti) происходит по границам зерен при одновременном выделении γ′-фазы в теле зерна, что приводит к резкому уменьшению пластичности и к хрупкому разрушению образцов и не позволяет исследовать ЭПФ и СЭ в поликристаллах этих сплавов [1–3]. Для подавления процессов выделения β-фазы по границам зерен в поликристаллах сплавов на основе железа Fe–Ni–Co–Al–X (X = Ta, Nb, Ti) используют легирование бором малой концентрации C_B = 0.05 ат. %, которое обеспечивает получение СЭ в этих поликристаллах при комнатной температуре от 5 до 13 % [1–3]. Целью настоящей работы является выяснение возможности выделения упорядоченной β-фазы в монокристаллах сплавов Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb (Nb) и Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb – 0.05 %B (NbB) (ат. %) и влияния частиц β-фазы и бора на ЭПФ и СЭ при термоупругом γ–α' МП. Монокристаллы сплавов Nb и NbB позволяют из-за отсутствия границ зерен выбрать более высокие температуры старения T = 973 К и малые времена (до 10 ч) по сравнению с поликристаллами из-за отсутствия границ зерен в них и подавления выделения β-фазы по границам зерен. Для исследования ЭПФ и СЭ в сплавах Nb и NbB были выбраны монокристаллы с осью растяжения вдоль [001]-направления из-за максимального значения величины деформации решетки ε_0 = 8.7 % при растяжении для γ–α' МП [1].

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

1. Методика эксперимента

Поликристаллические заготовки сплавов Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb (Nb) и Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb – 0.05 % B (NbB) (ат. %) плавили в индукционной печи в атмосфере инертного газа из чистых компонентов. Монокристаллы сплавов Nb и NbB выращивали методом Бриджмена в среде инертного газа. Монокристаллические образцы в форме двойной лопатки размером 12×2.5×1.5 мм 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 проводили в атмосфере гелия. Механические свойства кристаллов исследовались на установке Instron в интервале температур от 180 до 573 К при скорости деформации $4\cdot10^{-4}$ $с^{-1}$. ЭПФ под нагрузкой изучали на специальной установке для термоциклирования при постоянном внешнем напряжении и скорости нагрева/охлаждения 20 К/мин. Структуру кристаллов после старения исследовали на электронном микроскопе HitachiH-600 при ускоряющем напряжении U = 100 кВ.

2. Результаты эксперимента и их обсуждение

Электронно-микроскопические исследования показали, что при старении в течение 10 ч при T = 973 К в монокристаллах сплава Nb выделяются частицы γ'- и β-фаз (рис. 1). При меньших временах старения β-фаза в монокристаллах Nb не наблюдается. Частицы γ'-фазы с упорядоченной по типу $L1_2$-структурой после старения при 973 К, 10 ч имеют размер 12.5–16.5 нм, и объемная доля их составляет 20 %. Деформационный контраст на светлопольном изображении и области диффузного рассеяния вокруг фундаментальных рефлексов на микродифракционных картинах свидетельствуют о том, что частицы γ′-фазы имеют когерентное сопряжение с матрицей [9]. Частицы β-фазы с упорядоченной по типу $B2$-структурой после старения при 973 К, 10 ч имеют неравноосную форму толщиной d = 60–80 нм и длиной l = 340–500 нм, и их объемная доля составляет f = 3–5 %. В отличие от частиц γ′-фазы частицы β-фазы имеют некогерентное сопряжение с матрицей, что подтверждается отсутствием деформационного контраста на светлопольном изображении (рис. 1, *г*) [21]. Следовательно, после старения кристаллы Nb являются структурно неоднородны-

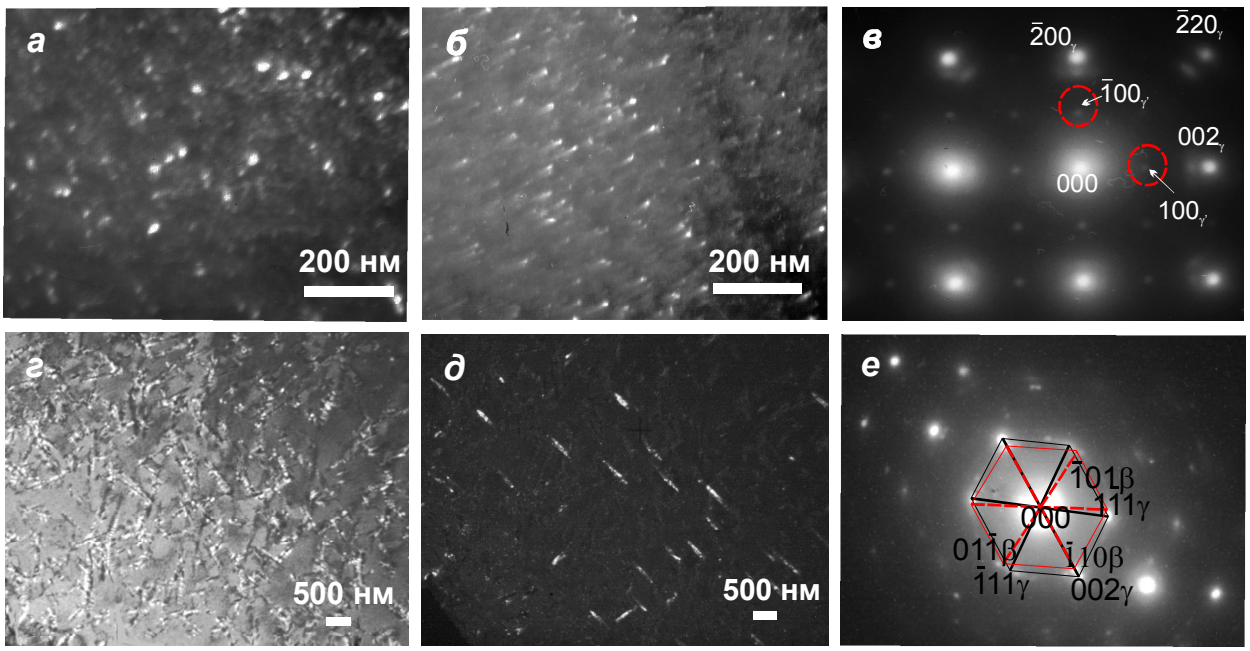

Рис. 1. Электронно-микроскопическое наблюдение частиц γ′-фазы в [001]-монокристаллах сплавов: *а* – Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb и *б* – Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb – 0.05 B (ат. %) после старения при T = 973 К, 10 ч; *в* – микродифракционная картина к (*а*) и (*б*); *г–е* – частицы β-фазы в [001]-монокристаллах сплава Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb после старения при T = 973 К, 10 ч: *г* – светлопольное изображение; *д* – темнопольное изображение частиц β-фазы в рефлексе частиц; *в* – дифракционная картина монокристаллов сплава после старения; $(111)_\beta \parallel (110)_\gamma$

ми и состоят из областей γ'-фазы с высоким сопротивлением пластической деформации и областей β-фазы с более низкими прочностными свойствами. В монокристаллах сплава NbB при старении при T = 973 К, 10 ч наблюдаются частицы γ'-фазы, размер которых равен 6.5–8 нм, а объемная доля составляет 16 %. Частицы β-фазы в монокристаллах NbB электронно-микроскопически не обнаружены, и, следовательно, в отличие от кристаллов Nb эти кристаллы являются структурно однородными. Итак, анализ представленных данных полученной структуры монокристаллов сплавов Nb и NbB после одинакового старения при T = 973 К, 10 ч показывает, что бор, во-первых, замедляет процессы старения и, во-вторых, подавляет образование β-фазы, как и в поликристаллах близкого состава [1–3].

При исследовании температурной зависимости электросопротивления ρ(T) кристаллов Nb и NbB после старения при T = 973 К, 10 ч изменений на зависимости ρ(T), связанных с МП, не обнаружено при охлаждении до 77 К и при нагреве до 400 К в свободном состоянии. Следовательно, после старения в течение 10 ч при T = 973 К температуры γ–α' МП в кристаллах Nb и NbB, как и при меньших временах старения t = 1–7 ч при T = 973 К, находятся ниже температуры жидкого азота [8].

Экспериментально установлено, что после старения при T = 973 К, 10 ч в кристаллах Nb и NbB γ–α' МП является термоупругим и наблюдаются ЭПФ и СЭ. На рис. 2 и 3 представлены результаты исследований ЭПФ в экспериментах по охлаждению/нагреву под нагрузкой при внешних растягивающих напряжениях для [001]-кристаллов сплавов Nb и NbB, состаренных при 973 К, 10 ч.

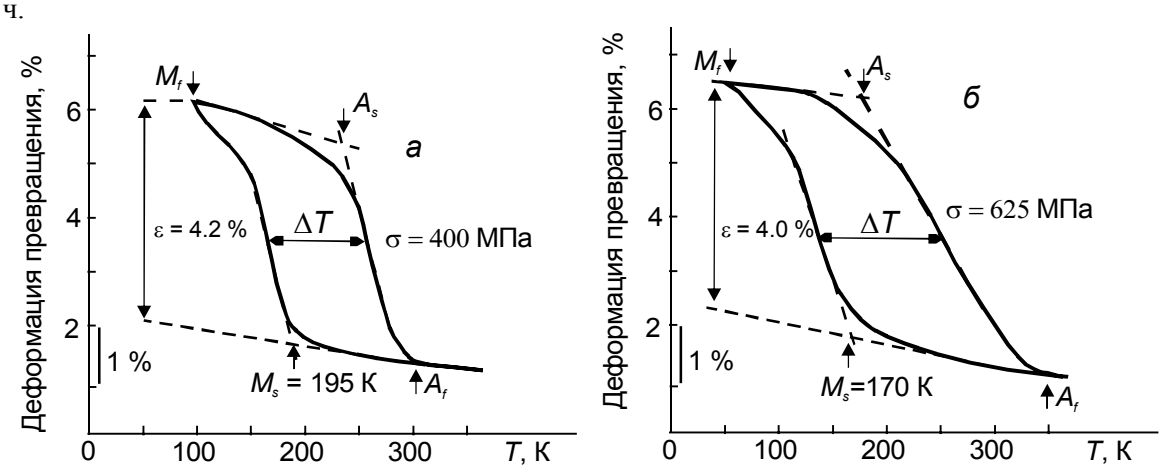

Рис. 2. Деформация превращения под действием растягивающих напряжений в [001]-монокристаллах сплавов Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb (*а*) и Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb – 0.05 B (*б*), состаренных при 973 К, 10 ч

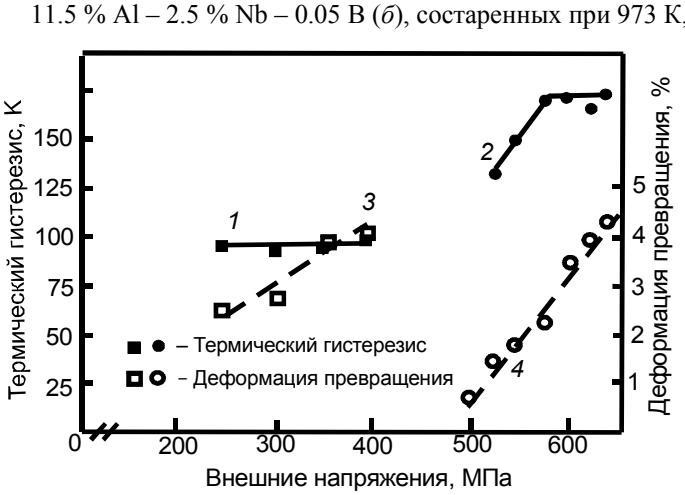

Рис. 3. Зависимость величины термического гистерезиса и величины деформации превращения от уровня внешних приложенных напряжений в [001]-монокристаллах сплавов Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb (кр. *1*, *3*) и Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb – 0.05 B (кр. *2*, *4*), состаренных при 973 К, 10 ч

Выделение частиц β-фазы в кристаллах Nb и легирование бором кристаллов NbB оказывают влияние на закономерности развития γ–α´ МП под нагрузкой. Во-первых, максимальная величина деформации превращения под нагрузкой $\varepsilon_{ЭПФ}$ в кристаллах Nb и NbB равна 4.0–4.2 % (рис. 2), и она не достигает теоретического значения деформации решетки ε_0 = 8.7 % для кристаллов данной ориентации при γ–α´ МП [1]. Это связано с разрушением кристаллов раньше достижения теоретического значения ε_0. Во-вторых, уровень внешних растягивающих напряжений $\sigma_{вн}$ для появления ЭПФ под нагрузкой в кристаллах NbB в 2 раза выше, чем в кристаллах Nb, со-

ответственно 500 и 250 МПа (рис. 3, кривые *3* и *4*). В-третьих, величина термического гистерезиса ΔT^{σ} в кристаллах Nb оказывается постоянной и меньше, чем в кристаллах NbB, в которых ΔT^{σ} изменяется с ростом $\sigma_{вн}$ (рис. 3, кривые *1* и *2*).

На рис. 4 представлены кривые «напряжение – деформация» для [001]-монокристаллов сплавов Nb и NbB, состаренных при $T = 973$ К, 10 ч, при близкой температуре испытания при деформации растяжением. На рис. 5 приведены данные изменения величины механического гистерезиса $\Delta\sigma$ и максимальной величины обратимой деформации $\varepsilon_{СЭ}$ от температуры испытания в температурном интервале проявления СЭ. Видно, что СЭ в кристаллах Nb наблюдается в температурном интервале от 77 до 293 К, а в кристаллах NbB от 77 до 243 К. В кристаллах Nb и NbB, состаренных при 973 К, 10 ч, минимальная температура, при которой обнаружена СЭ, равна 77 К. Это является

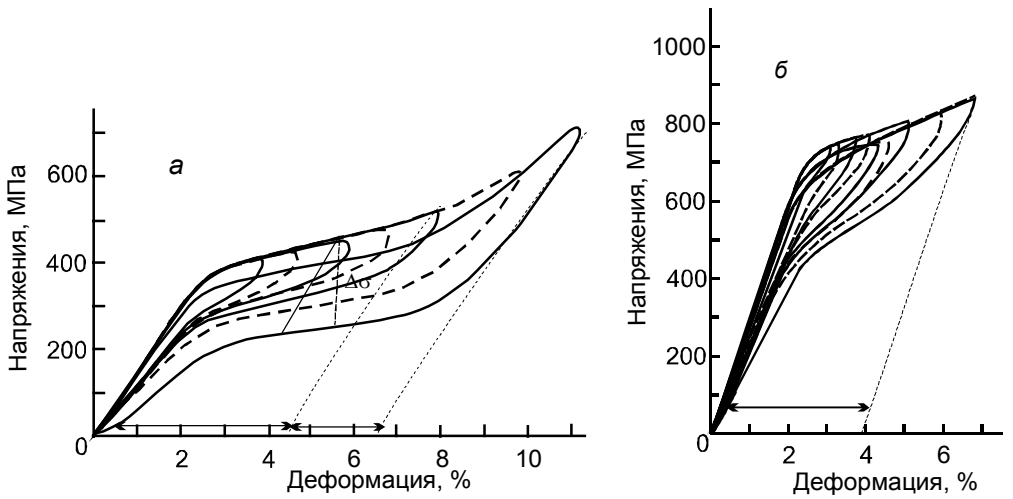

Рис. 4. Кривые «напряжение – деформация» для [001]-монокристаллов сплава Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb (*а*) при $T = 188$ К и Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb – 0.05 B (ат. %) (*б*) при $T = 198$ К, состаренных при 973 К, 10 ч, при деформации растяжением

качественным подтверждением того, что температуры A_f и M_s для γ–α′ МП в свободном состоянии в кристаллах Nb и NbB, состаренных при 973 К, 10 ч, лежат ниже 77 К, что не противоречит результатам исследования зависимости $\rho(T)$, на которой не обнаружено аномалий в температурном интервале от 77 до 400 К в этих кристаллах. Из рис. 4 и 5 видно, что наличие частиц β-фазы и легирование бором оказывают влияние на закономерности развития γ–α′ МП под нагрузкой в экспериментах по изучению СЭ. Во-первых, максимальная величина СЭ $\varepsilon_{СЭ} = 6.5$ % наблюдается в кристаллах Nb, и она в 1.5 раза больше, чем в кристаллах NbB, где $\varepsilon_{СЭ} = 4.0$ %. Различие в величине СЭ связано с тем, что в кристаллах NbB γ–α' МП под нагрузкой при одинаковой температуре испытания развивается при напряжениях σ_{cr} в 1.5 раза выше, чем в кристаллах Nb. Напряжения, при которых кристаллы Nb разрушаются, в кристаллах NbB достигаются при меньших деформациях. Во-вторых, величина механического гистерезиса $\Delta\sigma$, определенная на середине петли СЭ, растет с увеличением деформации при одной температуре испытания (см. рис. 3) и с повышением температуры испытания (рис. 5) и в кристаллах NbB $\Delta\sigma$ больше, чем в кристаллах Nb.

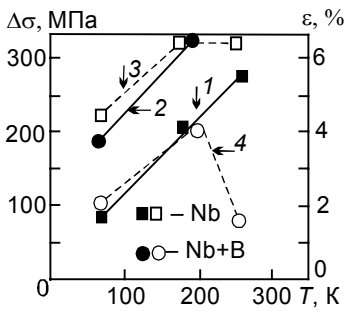

Рис. 5. Зависимость величины механического гистерезиса $\Delta\sigma$ (кр. *1*, *2*) и максимальной величины обратимой деформации $\varepsilon_{СЭ}$ (кр. *3*, *4*) от температуры в [001]-монокристаллах сплавов Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb и Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb – 0.05 B (ат. %), состаренных при 973 К, 10 ч

Итак, эксперименты по изучению ЭПФ и СЭ под нагрузкой в состаренных при 973 К, 10 ч кристаллах Nb и NbB показывают, что величины ΔT^{σ} и $\Delta\sigma$ в кристаллах NbB оказываются больше, чем в кристаллах Nb. Известно [5–8], что в монокристаллах сплавов на основе железа Nb и Ta, состаренных при 973 К, 1–7 ч, величины ΔT^{σ} и $\Delta\sigma$

связаны с уровнем прочностных свойств высокотемпературной фазы, который определяется размером и объемной долей дисперсных частиц γ'-фазы: чем меньше размер и объемная доля частиц γ'-фазы, тем меньше уровень прочностных свойств высокотемпературной фазы и тем больше величины ΔT^{σ} и $\Delta\sigma$ в экспериментах по изучению ЭПФ и СЭ под нагрузкой. Поэтому для выяснения общности ранее полученных закономерностей в настоящей работе изучены прочностные свойства высокотемпературной фазы и σ_{cr} для развития γ–α' МП под нагрузкой в кристаллах Nb и NbB в однофазном состоянии и после старения при 973 К, 10 ч в широком температурном интервале от 77 до 523 К.

На рис. 6 представлена температурная зависимость напряжений σ_{cr} в кристаллах Nb и NbB в однофазном состоянии после закалки и старения при T = 973 К, 10 ч в температурном интервале от 77 до 523 К. Из рис. 6, кривая *1* видно, что в однофазном состоянии после закалки от 1550 К, 1 ч в

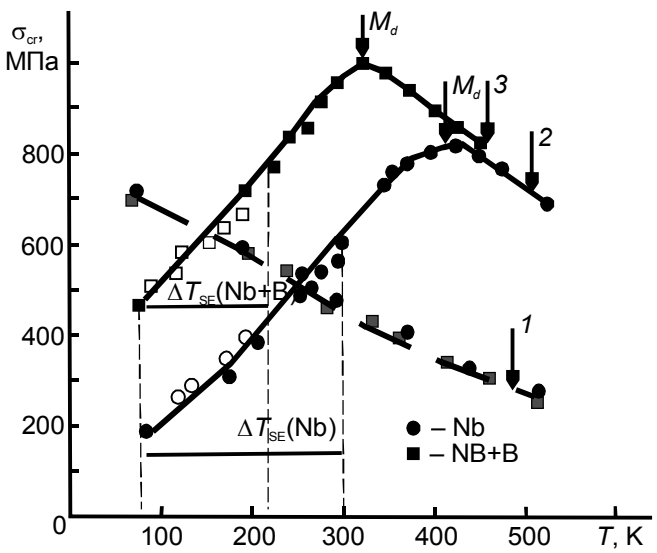

Рис. 6. Температурная зависимость критических напряжений σ_{cr} и температурный интервал сверхэластичности для [001]-монокристаллов сплавов Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb (кр. *1*, *2*) и Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb – 0.05 B (ат. %) (кр. *1*, *3*) в однофазном состоянии после закалки (кр. *1*) и старения при 973 К, 10 ч (кр. *2*, *3*) при деформации растяжением

кристаллах Nb и NbB кривая $\sigma_{cr}(T)$ имеет характерную для моно- и поликристаллов ГЦК-сплавов нормальную температурную зависимость – с увеличением температуры испытания σ_{cr} уменьшаются [22]. Это является качественным подтверждением, что γ–α' МП под нагрузкой в однофазных кристаллах Nb и NbB в температурном интервале T = 77–550 К не развивается при напряжениях вблизи предела текучести, что согласуется также с экспериментальными данными, полученными при исследовании температурной зависимости $\rho(T)$. При легировании бором до 0.05 ат. % σ_{cr} в кристаллах NbB во всем исследуемом температурном интервале оказываются равными σ_{cr} в кристаллах Nb. Следовательно, малые концентрации бора 0.05 ат. % не приводят к твердорастворному упрочнению, которое обычно имеет место при твердорастворном упрочнении в ГЦК-моно- и поликристаллах при больших концентрациях атомов внедрения [22].

При старении при T = 973 К, 10 ч температурная зависимость $\sigma_{cr}(T)$ отличается от $\sigma_{cr}(T)$ для кристаллов в однофазном состоянии и имеет вид, характерный для сплавов, испытывающих МП под нагрузкой [23, 24]. При возрастании температуры испытания от 77 до 300 и 400 К соответственно для кристаллов NbB и Nb наблюдается увеличение σ_{cr}, которое описывается соотношением Клапейрона – Клаузиуса [23, 24]

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

Здесь ΔH и ΔS – соответственно изменение энтальпии и энтропии при γ–α' МП; ε_0 – деформация превращения; T_0 – температура химического равновесия фаз. Из рис. 6 видно, что при одинаковом старении, T = 973 К, 10 ч, при легировании бором кривая $\sigma_{cr}(T)$ параллельно смещена в область более низких температур испытания по сравнению с кристаллами Nb. Экстраполированные на

$\sigma_{cr} = 0$ кривые $\sigma_{cr}(T)$ для обоих кристаллов показывают, что значения M_s^0 лежат ниже температуры жидкого азота и $\Delta M_s^0 = M_s^0(\text{NbB}) - M_s^0(\text{Nb})$ равно 150 К. Следовательно, легирование бором приводит к стабилизации аустенита. Величина $\alpha = d\sigma_{cr}(T)/dT = 1.8$ МПа/К оказывается одинаковой для кристаллов Nb и NbB. На рис. 6 в температурном интервале $T = 77$–200 К представлены данные, полученные в экспериментах по исследованию ЭПФ под нагрузкой (незалитые квадраты и кружки). Эти данные хорошо ложатся на кривую $\sigma_{cr}(T)$ и показывают, что с увеличением уровня внешних напряжений происходит рост M_s^σ и величина $\alpha = d\sigma/dM_s^\sigma = 1.8$ МПа/К оказывается равной величине α, полученной при исследовании температурной зависимости $\sigma_{cr}(T)$ в температурном интервале $T = 77$–300 или 400 К, соответственно для кристаллов NbB и Nb (рис. 6), что находится в полном соответствии с соотношением (1).

Максимальные напряжения на кривых $\sigma_{cr}(T)$ наблюдаются при температуре M_d (M_d – температура, при которой напряжения для образования мартенсита под нагрузкой равны напряжениям для начала течения высокотемпературной фазы) и в кристаллах NbB, как видно из представленных данных, на 200 МПа выше, чем в кристаллах Nb. При $T > M_d$ наблюдается вторая стадия на зависимости $\sigma_{cr}(T)$, связанная с деформацией высокотемпературной γ-фазы. Видно, что с увеличением температуры испытания σ_{cr} уменьшаются, как и в однофазных кристаллах (рис. 6, кривая *1*).

Итак, исследования температурной зависимости $\sigma_{cr}(T)$ в кристаллах Nb и NbB показывают, что в кристаллах NbB температура M_s оказывается ниже на 150 К, а напряжения σ_{cr} при $T = M_d$ выше на 200 МПа, чем в кристаллах Nb (рис. 6).

Твердорастворное упрочнение бором при малых концентрациях до 0.05 ат. %, как показывают исследования температурной зависимости $\sigma_{cr}(T)$ в монокристаллах Nb и NbB, равно нулю (рис. 6, кривая *1*). Следовательно, $\sigma_{cr}(M_d)$ будут определяться только наличием частиц γ'- и β-фазы, выделяющихся при старении при 973 К, 10 ч, и, кроме того, будут зависеть от их размера и объемной доли, согласно соотношению [25, 26]

$$\sigma_{cr} = 3 \cdot G \cdot E^{3/2} (f \cdot r / b)^{1/2}. \qquad (2)$$

Здесь G – модуль сдвига высокотемпературной фазы; $E = \Delta a/a$ – параметр несоответствия решеток высокотемпературной фазы и частицы ($\Delta a = a_м - a_ч$); f – объемная доля частиц; r – радиус частицы; b – модуль вектора Бюргерса скользящей дислокации. Из соотношения (2) следует, что чем больше f и r, тем больше упрочнение от частиц. Электронно-микроскопические исследования структуры кристаллов Nb и NbB после старения при 973 К, 10 ч показывают, что в кристаллах NbB размер и объемная доля частиц γ'-фазы оказываются меньше, чем в кристаллах Nb. Следовательно, в кристаллах Nb уровень напряжений высокотемпературной фазы должен быть больше, чем в кристаллах NbB. Однако при $T = M_d$ σ_{cr} в кристаллах NbB оказываются выше, чем в кристаллах Nb (рис. 6, кривые *2* и *3*). Такое различие в уровне напряжений при $T = M_d$ в кристаллах Nb и NbB может быть связано, во-первых, с различием по температуре M_s в обоих кристаллах. В кристаллах NbB размер и объемная доля частиц γ'-фазы меньше, чем в кристаллах Nb. В результате, изменение химического состава при старении в кристаллах NbB по сравнению с исходным состоянием происходит меньше, чем в кристаллах Nb и соответственно температура M_s ниже [27]. Во-вторых, различие в $\sigma_{cr}(M_d)$ в кристаллах Nb и NbB может определяться сильной температурной зависимостью $\sigma_{cr}(T)$. Наложение понижения температуры M_s на сильную температурную зависимость $\sigma_{cr}(T)$ в кристаллах NbB приводит к кажущемуся росту напряжений при $T = M_d$ в кристаллах NbB по сравнению с кристаллами Nb. Действительно, в кристаллах NbB $\Delta\sigma_{cr} = \sigma_{cr}(\text{NbB}) - \sigma_{cr}(\text{WQ}) =$ $= 580$ МПа, а в кристаллах Nb $\Delta\sigma_{cr} = \sigma_{cr}(\text{Nb}) - \sigma_{cr}(\text{WQ}) = 500$ МПа (здесь $\sigma_{cr}(\text{WQ})$ – напряжения высокотемпературной фазы кристаллов Nb и NbB после закалки, а $\sigma_{cr}(\text{Nb})$ и $\sigma_{cr}(\text{NbB})$ – соответственно напряжения в кристаллах Nb и NbB при $T = M_d$ после старения при 973 К, 10 ч) (рис. 6). Превышение $\Delta\sigma_{cr}$ в кристаллах NbB составляет 80 МПа по сравнению с кристаллами Nb. В чистом виде упрочнение высокотемпературной фазы в кристаллах Nb и NbB при старении при 973К, 10 ч можно определить при температуре испытания, которая находится выше температуры M_d, например 423 К и, как видно из рис. 6, $\sigma_{cr}(\text{NbB}) > \sigma_{cr}(\text{Nb})$ на 20 МПа. При старении при $T = 973$ К, 5 ч кристаллов Nb и NbB при $T > M_d$, напротив, $\sigma_{cr}(\text{NbB}) < \sigma_{cr}(\text{Nb})$. При исследовании структуры кристаллов Nb и NbB после старения при 973 К, 5 ч установлено, что в кристаллах Nb размер и объемная доля частиц γ'-фазы также больше, чем в кристаллах NbB, но β-фаза не наблюдается. Таким образом, незначительное превышение σ_{cr} высокотемпературной фазы в кристаллах NbB при старении 973 К, 10 ч по сравнению с кристаллами Nb связано с наличием частиц β-фазы, которая обладает более низкими прочностными свойствами, чем γ'-фаза. И в результате этого в структурно

неоднородных кристаллах Nb начало пластического течения в высокотемпературной фазе определяется областями вблизи частиц β-фазы, что приводит к более низким σ_{cr} при $T > M_d$ по сравнению со структурно однородными кристаллами NbB, где частицы β-фазы при тех же временах старения отсутствуют, и свойства высокотемпературной фазы оказываются незначительно выше даже при меньшем размере и объемной доле частиц γ'-фазы. Следовательно, частицы β-фазы приводят к эффекту разупрочнения высокотемпературной фазы. Однако присутствие частиц β-фазы не оказывает влияния на величину ΔT^{σ} и $\Delta\sigma$ в экспериментах по изучению ЭПФ и СЭ под нагрузкой. В кристаллах Nb размер и объемная доля частиц γ'-фазы больше, чем в кристаллах NbB, а величины ΔT^{σ} и $\Delta\sigma$, напротив, меньше, как и ранее наблюдалось в кристаллах сплавов на основе железа с большим размером и объемной долей частиц γ'-фазы [5–8].

Заключение

1. На монокристаллах сплава Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb (ат. %) показано, что выделение некогерентных частиц β-фазы неравноосной формы толщиной d = 60–80 нм и длиной l = 340–500 нм и объемной долей 3–5 % в объеме кристалла не приводит к охрупчиванию кристаллов и при развитии термоупругого γ–α'-мартенситного превращения наблюдается эффект памяти формы величиной 4.2 % и сверхэластичность до 6.5 % в температурном интервале от 77 до 293 К.

2. На монокристаллах сплава Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb – 0.05 % B (ат. %) установлено, что легирование бором стабилизирует высокотемпературную фазу, подавляет образование β-фазы и замедляет процессы старения. При развитии термоупругого γ–α'-мартенситного превращения в монокристаллах с бором наблюдается эффект памяти формы и сверхэластичность величиной 4.0 %.

3. Экспериментально показано, что температурная зависимость напряжений начала мартенситных превращений под нагрузкой в монокристаллах сплава Fe – 28 % Ni – 17 % Co – 11.5 % Al – 2.5 % Nb без бора и с бором описывается соотношением Клапейрона – Клаузиуса, величина $\alpha = d\sigma_{cr}/dT$ равна 1.8 МПа/К, и бор не влияет на величину $\alpha = d\sigma_{cr}/dT$.

4. Экспериментально показано, что величины термического гистерезиса ΔT^{σ} и механического гистерезиса $\Delta\sigma$ под нагрузкой в кристаллах с бором оказываются больше, чем без бора, что связано с влиянием бора на понижение температуры M_s и замедление процессов старения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Tanaka Y., Himuro Y., Kainuma R., et al. // Science. – 2010. – V. 327. – P. 1488–1490
2. Omori T., Ando K., Okano M., et al. // Science. – 2011. – V. 333. – P. 68–71.
3. Lee D., Omori T., and Kainuma R. // J. Alloys and Compounds. – 2014.– V. 617. – P. 120–123.
4. Geng Y., Lee D., Xu X., et al. // J. Alloys and Compounds. – 2015. – V. 628. – P. 287–292.
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. Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Куц О.А. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2014. – Т. 57. – № 8. – С. 28–35.
9. Кокорин В.В. Мартенситные превращения в неоднородных твердых растворах. – Киев: Наукова думка, 1987. – 168 с.
10. Гунько Л.П., Таказей Г.А., Титенко А.Н. // ФММ. – 2001. – Т. 91. – № 6. – С. 95–99.
11. Hornbogen E. and Jost N. // J. Physique IV, Colloque C4, Supplement an J. de Physique III–1991.– V. 1. – No. 11. – P. C4-199–C4-210.
12. Hornbogen E. // Proc. Int. Conf. on Martensitic Transformations. – The Japan Institute of Metals, 1986. – P. 453–458.
13. Yasuda H.Y., Aoki M., Takaoka A., et al. // Scripta Mat. – 2005. – V. 53. – P. 253–257.
14. Maki T. Shape Memory Materials / eds. K. Otsuka, C.M. Wayman. – Cambridge University PREES, United Kingdom, 1998. – 117 p.
15. Sehitoglu H., Efstathion C., Maier H.J., and Chumlyakov Y. // Mech. Mater. – 2006. – V. 38. – P. 538–550.
16. Sehitoglu H., Zhang X.Y., Kotil T., Canadic D., et al. // Metallurg. Mater. Trans. A. – 2002. – V. 33A. – P. 3661–3672.
17. Evirgen A., Ma J., Karaman I., et al. // Scripta Mat. – 2012. – V. 67. – P. 475–478.
18. Ma J., Kockar B., Evirgen A., et al. // Acta Mat. – 2012. – V. 60. – P. 2186–2195.
19. Ma J., Hombuckle B.C., Karaman I., et al. // Acta Mat. – 2013. – V. 61. – No. 9. – P. 3445–3455.

20. Kroos P., Niendorf T., Karaman I., et al. // Funct. Mater. Lett. – 2012. – V. 5. – No. 5. – P. 1250045(4 p).
21. Хирш П., Хови А., Николсон Р. и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
22. Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Коротаев А.Д. и др. // Изв. вузов. Физика. – 1996. – Т. 39. – № 3. – С. 5–32.
23. Otsuka K. and Ren X. // Prog. Mater. Sci. – 2005. – V. 50. – No. 5. – P. 511–678.
24. Otsuka K., Saxena A., Deng J., et. al. // Phil. Mag. – 2011. – V. 91. – No. 36. – P. 4514–4535.
25. Nembach E. Particle Strengthening of Metals and Alloys. – New York; Chichester; Brisbane; Toronto; Singapore; Weinheim: John Wiley & Sons, Inc., 1997. – 285 p.
26. Ashby M.F. // Phil. Mag. – 1970. – V. 21. – P. 399–424.
27. Hornbogen E., Mertinger V., and Wurzel D. // Scripta Mater. – 2001. – V. 44. – P. 171–178.

*Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова Томского государственного университета, г. Томск, Россия
E-mail: chum@phys.tsu.ru; kireeva@spti.tsu.ru; bolga@sibmail.com; panchenko.marina4@gmail.com
**University of Kentucky, Lexington, USA
E-mail: karacahaluk@uky.edu
***University of Gannover, Gannover, Germany
E-mail: maier@iw.uni-hannover.de

Поступила в редакцию 02.03.15.

Чумляков Юрий Иванович, д.ф.-м.н., профессор;
Киреева Ирина Васильевна, д.ф.-м.н., ведущ. науч. сотр.;
Куц Ольга Анатольевна, мл. науч. сотр.;
Панченко Марина Юрьевна, студентка;
Карака Эрзин, ассистент профессора;
Майер Ганс, профессор.