

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ В СОСТАРЕННЫХ В МАРТЕНСИТЕ ПОД СЖИМАЮЩЕЙ НАГРУЗКОЙ МОНОКРИСТАЛЛАХ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА $\text{Ni}_{51}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_4$ *

А.Б. Тохметова, Е.Ю. Панченко, И.Д. Курлевская, М.В. Жердева, Ю.И. Чумляков

Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия

Исследовано влияние пластической деформации в предварительном цикле сверхэластичности и/или в процессе старения в мартенситном состоянии под нагрузкой (СМН) на проявления двустороннего эффекта памяти формы (ДЭПФ) и ферроэластичности (ФЭ) в β - и $(\beta+\gamma)$ -монокристаллах сплава $\text{Ni}_{51}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_4$, испытывающих термоупругие $L2_1(B2)$ – $10\text{M}/14\text{M}$ – $L1_0$ мартенситные превращения. Экспериментально показано, что СМН вдоль $[110]_{B2}$ -ориентации при температуре $T = 423\text{ K}$, 1 ч под сжимающей нагрузкой 430 МПа (для β -кристаллов) и 400 МПа (для $(\beta+\gamma)$ -кристаллов) способствует проявлению вдоль перпендикулярной $[001]_{B2}$ -ориентации больших обратимых деформаций при проявлении ДЭПФ в циклах охлаждение/нагрев в свободном состоянии и ФЭ в циклах нагрузка/разгрузка при $T < A_s$. За счет произошедшей химической стабилизации $L1_0$ -мартенсита при СМН в β -кристаллах получены ДЭПФ с обратимой деформацией $\epsilon_{\text{ДЭПФ1}} = +8.1\%$ путем роста ориентированного роста мартенсита в термоциклах и ФЭ с обратимой деформацией $\epsilon_{\text{ФЭ1}} = -14.2\%$ под действием сжимающих напряжений посредством переориентации мартенситных вариантов путем движения двойниковых границ. Наличие вклада пластической деформации в предварительном цикле и/или в процессе СМН в $(\beta+\gamma)$ -кристаллах приводит к комбинации химической и механической стабилизации $L1_0$ -мартенсита. В результате в $(\beta+\gamma)$ -кристаллах после СМН, во-первых, величина ДЭПФ ($\epsilon_{\text{ДЭПФ2}} = +4.5\%$) в 1.8 раз меньше, чем в β -кристаллах. Во-вторых, циклы нагрузка/разгрузка при проявлении ФЭ с величиной обратимой деформации $\epsilon_{\text{ФЭ2}} = -13.2\%$ сопровождаются высокими значениями критических напряжений $\sigma_{\text{кр2}} = 55\text{ МПа}$ для переориентации мартенситных вариантов и рассеянной энергии $\Delta G_{\text{ит2}} = 924\text{ Дж/м}^3$, в отличие от β -кристаллов, для которых $\sigma_{\text{кр1}} = 12\text{ МПа}$ и $\Delta G_{\text{ит1}} = 456\text{ Дж/м}^3$. Это обусловлено наличием вклада механической стабилизации $L1_0$ -мартенсита и закреплением межфазных и двойниковых границ дислокациями в $(\beta+\gamma)$ -кристаллах после СМН.

Ключевые слова: монокристалл, мартенситное превращение, старение в мартенсите под нагрузкой, двусторонний эффект памяти формы, ферроэластичность.

Введение

Существует несколько способов получения больших обратимых деформаций в монокристаллах сплавов с памятью формы, в том числе сплавов Гейслера, испытывающих термоупругие $L2_1(B2)$ – $10\text{M}/14\text{M}$ – $L1_0$ мартенситные превращения (МП), Первый способ основан на реализации обратимых МП, при которых наблюдаются такие функциональные свойства, как односторонний (ЭПФ) и двусторонний эффект памяти формы (ДЭПФ) в циклах охлаждение/нагрев и сверхэластичность (СЭ) в циклах нагрузка/разгрузка [1]. Второй способ заключается в получении обратимой деформации при температурах ниже начала обратного МП $T < A_s$ за счет обратимой переориентации мартенситных вариантов в циклах нагрузка/разгрузка. В данном случае наблюдается эффект ферроэластичности (ФЭ) и, таким образом, величина обратимой деформации может превышать в 2–3 раза деформацию при реализации ЭПФ и СЭ [2, 3]. Для получения таких больших обратимых деформаций необходимо провести специальную термомеханическую обработку, основанную на эффекте стабилизации мартенсита, которая была названа старением в мартенситном состоянии под нагрузкой (СМН) [2–14]. Стабилизированный ориентированный мартенсит при СМН будет иметь минимальную энергию Гиббса и расти в свободном состоянии при последующих термоциклах, проявляя ДЭПФ [2, 7–10]. Другими словами, деформация монокристаллического образца сплава Гейслера при исследовании ДЭПФ будет реализовываться за счет роста стабилизированного ориентированного варианта $L1_0$ -мартенсита, сформированного в процессе СМН. Деформация монокристалла в мартенситном состоянии при проявлении ФЭ связана с тем, что приложенная сжимающая нагрузка индуцирует не МП, а переориентацию стабилизированного мартенситного варианта в более благоприятный вариант по отношению к внешней приложенной нагрузке, которая, в свою очередь, приводит к изменению размеров образца. При снятии нагрузки наблюдается обратная переориентация в стабилизированный вариант $L1_0$ -мартенсита с минимальной энергией Гиббса. При СМН может происходить химическая и механическая стабилизация [6, 12,

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РНФ в рамках научного проекта № 20-19-00153.

13]. Химическая стабилизация связана с перераспределением точечных дефектов и различных атомов в соответствии с симметрией и двойниковой структурой мартенсита и не приводит к появлению необратимой деформации при СМН [6, 12]. Механическая стабилизация, наоборот, сопровождается появлением необратимой деформации при СМН за счет образований дислокаций, закреплении межфазных границ дефектами. Высокая циклическая стабильность больших обратимых деформаций при исследовании ДЭПФ и ФЭ на основе химической стабилизации мартенсита подтверждена на монокристаллах сплавов различного состава CoNiGa(Al) , NiMnGa и NiFeGaCo [2, 7–10]. Наоборот, в работе [13] показано, что при механической стабилизации мартенсита на сплавах TiNi (после проведения предварительной деформации до 7%) величина обратимой деформации при ДЭПФ уменьшается почти в 3 раза во втором термоцикле по сравнению с первым нагревом после деформации.

Таким образом, на характеристики проявления функциональных свойств после СМН могут влиять несколько факторов. Во-первых, для получения больших обратимых деформаций при проявлении ДЭПФ и ФЭ вдоль [001]-ориентации необходимо проводить СМН вдоль перпендикулярной [110]-ориентации [2, 7–9]. Вдоль [110]-направления кривые при СМН сопровождаются появлением сдвойникового варианта ε_{CVP} с его последующим раздвойникованием $\varepsilon_{\text{detw}}$ под нагрузкой ($\varepsilon_{\text{tr}} = \varepsilon_{\text{CVP}} + \varepsilon_{\text{detw}} = -6.2\%$), что является первым фактором, влияющим на параметры проявления вышеперечисленных свойств, а также позволяет стабилизировать под нагрузкой частично или полностью раздвойникованный $L1_0$ -мартенсит [15, 16]. Для настоящих исследований выбраны монокристаллы сплава $\text{Ni}_{51}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_4$, которые после СМН вдоль [110]-ориентации демонстрируют ФЭ вдоль перпендикулярной [001]-ориентации с полностью обратимой деформацией до -15% в широком интервале температур [2]. Второй фактор обусловлен наличием необратимой деформации при СМН, т.е. вкладом механической стабилизации мартенсита, воздействие которого на характеристики ДЭПФ и ФЭ на монокристаллах NiFeGa(Co) ранее исследовано не было. Таким образом, исходя из вышеперечисленного, цель настоящей работы – установить закономерности влияния СМН вдоль [110]_{B2}-ориентации на характеристики проявления ДЭПФ и ФЭ вдоль [001]_{B2}-направления на монокристаллах ферромагнитного сплава $\text{Ni}_{51}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_4$.

Материалы и методы

Для исследования выбраны монокристаллы сплава $\text{Ni}_{51}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_4$, выращенные методом Бриджмена в атмосфере инертного газа, и для получения однородной структуры материала подвержены высокотемпературному отжигу от $T = 1448$ К в течение 1 ч с последующей закалкой в воду (закаленные кристаллы). Были получены две партии образцов: 1) высокотемпературная фаза имеет однородную B2-структуру (β -кристаллы); 2) высокотемпературная фаза имеет двухфазную B2-структуру с частицами γ -фазы, объемная доля которой не превышает 1–2% ($(\beta+\gamma)$ -кристаллы). Исследования проводились на образцах в форме параллелепипеда размером $3 \times 3 \times 6$ мм, ребра которых ориентированы вдоль [110]_{B2}-, [1 $\bar{1}$ 0]_{B2}- и [001]_{B2}-направлений. Как было показано в предыдущих исследованиях, СМН вдоль [110]_{B2}-направления в частично или полностью раздвойникованном $L1_0$ -мартенсите приводит к формированию в образце одного стабилизированного варианта мартенсита, который вдоль перпендикулярного [001]_{B2}-направления может проявлять обратимую растягивающую деформацию с величиной теоретического ресурса до $\varepsilon_{\text{tr}} = +13.5\%$. Максимальная деформация превращения ε_{tr} включает в себя сдвойникованный мартенсит $\varepsilon_{\text{CVP}} = 6.2\%$ и его последующее раздвойникование $\varepsilon_{\text{detw}} = 7.3\%$ [15]. Поэтому СМН проводили вдоль [110]_{B2}-направления, а исследование ДЭПФ и ФЭ – вдоль [001]_{B2}-направления.

Механические испытания на сжатие при исследовании СЭ, ФЭ и проведение СМН выполнялись на электромеханической испытательной машине «Instron 5969» со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} . Исследование ДЭПФ осуществлялось на специально разработанной испытательной машине для измерения деформации превращения при изменении температуры, которая позволяет определять изменение размеров образца в циклах охлаждения/нагрев в свободном состоянии ($|\sigma| < 2$ МПа). Погрешность измерений деформации превращения при ДЭПФ и ФЭ равна 0.3%. Исследование микроструктуры монокристаллов осуществлялось на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) «Hitachi HT-7700». Тонкие фольги для ПЭМ готовили методом струйной полировки на установке «Tenipol-5». Характеристические температуры МП определялись методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) с использованием калориметра «NETZSCH DSC 404 F1» (погрешность измерений равна 2 К).

Результаты и их обсуждение

На рис. 1, а, б (пунктирные линии) представлены кривые СЭ в первом цикле нагрузка/разгрузка вдоль $[110]_{B2}$ -ориентации при температуре проведения СМН $T = 423$ К и деформации сжатием на монокристаллах сплава $Ni_{51}Fe_{18}Ga_{27}Co_4$. Ранее на монокристаллах сплава $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ [8] было показано, что такая повышенная температура $T = 423$ К является эффективной для реализации химической стабилизации $L1_0$ -мартенсита за счет повышения скорости диффузионных процессов, происходящих при СМН, по сравнению с более низкой температурой СМН $T = 373$ К. Как видно на рис. 1, а (первый цикл нагрузка/разгрузка, пунктирная линия), при проявлении СЭ в β -кристаллах при температуре $T = 423$ К практически отсутствует вклад пластической деформации образца: необратимая деформация $\varepsilon_{необр1} \leq 0.5\%$. Кривая СЭ в данном случае сопровождается критическими напряжениями σ_{cr} , необходимыми для образования кристаллов мартенсита, равными $\sigma_{cr1} = 353$ МПа, и величиной рассеяния энергии, которая пропорциональна площади внутри кривой нагрузки/разгрузки, $\Delta G_{irr1} = 459$ Дж/м³. Последующий второй цикл нагрузки/разгрузки, соответствующий кривой проведения СМН, не изменяет кривую нагрузки при прямом МП (рис. 1, а, сплошная линия), т.е. величина критических напряжений образования мартенсита σ_{cr1} СМН и модуль упругости аустенита остаются неизменными, что свидетельствует об отсутствии изменения микроструктуры и условий зарождения мартенсита под нагрузкой после первого цикла.

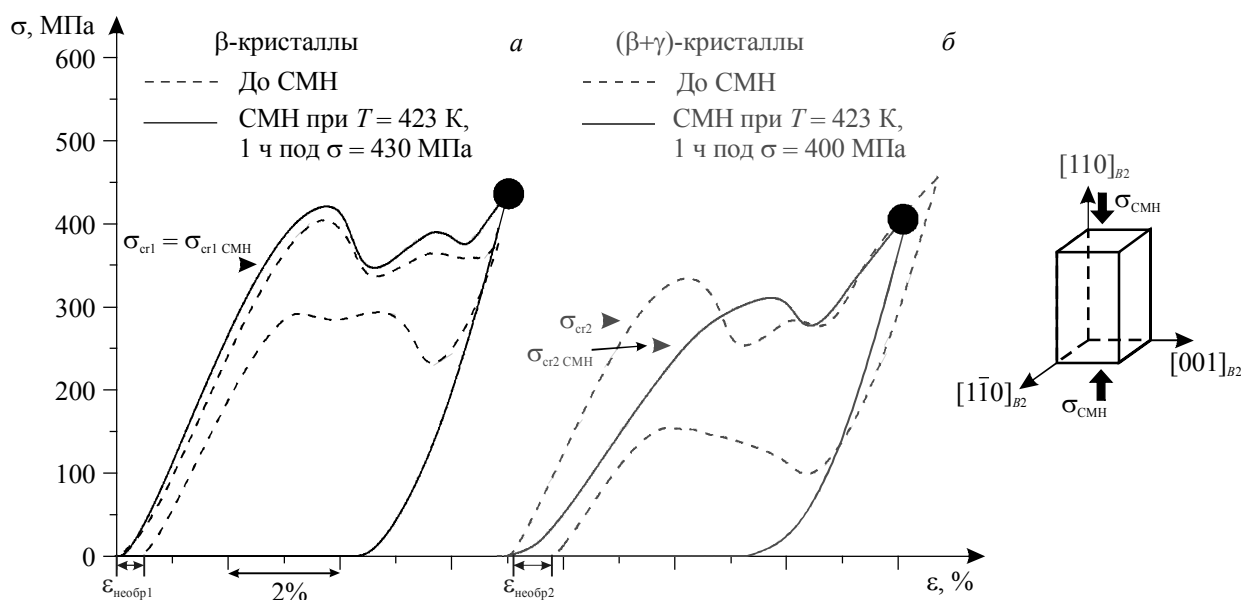


Рис. 1. Кривые $\sigma(\varepsilon)$ при СЭ и в процессе СМН под сжимающей нагрузкой вдоль $[110]_{B2}$ -ориентации для β -кристаллов (а) и $(\beta+\gamma)$ -кристаллов (б) сплава $Ni_{51}Fe_{18}Ga_{27}Co_4$

В $(\beta+\gamma)$ -кристаллах СЭ вдоль $[110]_{B2}$ -ориентации (рис. 1, б (первый цикл нагрузка/разгрузка, пунктирная линия)) сопровождается необратимой деформацией в цикле $\varepsilon_{необр2} = 0.8\%$, более низкими критическими напряжениями образования мартенсита, равными $\sigma_{cr2} = 285$ МПа, и большей (более чем в 2 раза) величиной рассеяния энергии $\Delta G_{irr2} = 1006$ Дж/м³ по сравнению с β -кристаллами. Второй последующий цикл нагрузки при проведении СМН (рис. 1, б, сплошная линия) сопровождается изменением кривой течения, снижением модуля упругости аустенита, а также уменьшением величины критических напряжений образования мартенсита σ_{cr2} СМН на 20 МПа. Это свидетельствует о накоплении пластической деформации в первом цикле нагрузка/разгрузка и изменении условий зарождения кристаллов мартенсита во втором цикле.

Как уже упоминалось ранее, второй цикл нагрузки на рис. 1, а, б (сплошная линия) демонстрирует СМН для β - и $(\beta+\gamma)$ -кристаллов сплава $Ni_{51}Fe_{18}Ga_{27}Co_4$. СМН заключается в нагрузке образца при повышенной температуре испытания для формирования в нем мартенсита напряжениями и выдержке определенное время под сжимающей нагрузкой в мартенситном состоянии. Затем проводилась полная разгрузка образца и охлаждение до комнатной температуры. СМН на β - и $(\beta+\gamma)$ -кристаллах проводилось вдоль $[110]_{B2}$ -ориентации при $T = 423$ К в течение 1 ч в мартенситном состоянии под сжимающей нагрузкой 430 МПа (для β -кристаллов) и 400 МПа (для $(\beta+\gamma)$ -кристаллов)

при заданных сжимающих деформациях $|\epsilon_{\text{зад}}| = 7\%$. После выдержки при разгрузке монокристалла в обоих случаях наблюдается необратимая деформация величиной 4.3%, что связано с произошедшей стабилизацией мартенсита при СМН. Для того чтобы образец после СМН восстановил свои размеры, β - и $(\beta+\gamma)$ -кристаллы предварительно нагревали выше 420 К и в дальнейшем реализовывали цикл охлаждения/нагрев в свободном состоянии для исследования ДЭПФ.

Исходя из кристаллографической теории МП, при СМН вдоль $[110]_{B2}$ -ориентации можно получить раздвойникованный вариант мартенсита V1, который вдоль перпендикулярного старению $[001]_{B2}$ -направления демонстрирует максимальную растягивающую деформацию превращения +13.5%, а под сжимающей нагрузкой вдоль того же направления может переориентироваться в вариант мартенсита V2/V3 [15] (табл. 1).

Экспериментально показано, что после СМН вдоль $[110]_{B2}$ -ориентации на β -кристаллах вдоль $[001]_{B2}$ -направления наблюдается ДЭПФ с растягивающей обратимой деформацией величиной $\epsilon_{\text{ДЭПФ1}} = +8.1\%$ за счет роста при охлаждении ориентированного стабилизированного варианта $L1_0$ -мартенсита (V1), сформированного при СМН (табл. 1). Термический гистерезис ΔT_1 , характеризующий рассеяние энергии, составляет 73 К (рис. 2). В данном случае величина $\epsilon_{\text{ДЭПФ1}}$ превышает величину теоретической деформации сдвойникового $L1_0$ -мартенсита ($\epsilon_{\text{СВР}} = 6.2\%$) $\epsilon_{\text{СВР}} < \epsilon_{\text{ДЭПФ1}} < \epsilon_{\text{тр}}$. Таким образом, можно утверждать, что в β -кристаллах стабилизировали частично раздвойникованный $L1_0$ -мартенсит.

Таблица 1

Ориентационные соотношения решеток $B2$ -аустенита и $L1_0$ -мартенсита [15, 16]

Вариант	$[100]_{L10}$	$[010]_{L10}$	$[001]_{L10}$	Деформация $B2-L1_0$ МП $\epsilon_{\text{тр}}$ вдоль $[001]_{B2}$ -направления
V1	$[110]_{B2}$	$[\bar{1}10]_{B2}$	$[001]_{B2}$	+13.5%
V2	$[\bar{1}01]_{B2}$	$[101]_{B2}$	$[010]_{B2}$	-6.2%
V3	$[011]_{B2}$	$[0\bar{1}1]_{B2}$	$[100]_{B2}$	-6.2%

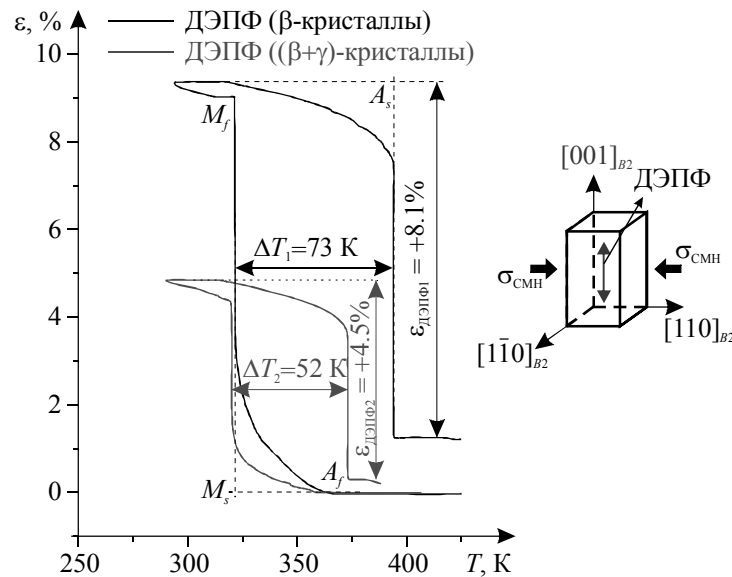


Рис. 2. Кривые $\epsilon(T)$ при исследовании ДЭПФ вдоль $[001]_{B2}$ -направления для β - и $(\beta+\gamma)$ -кристаллов сплава $\text{Ni}_{51}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_4$ после СМН

В $(\beta+\gamma)$ -кристаллах СМН вдоль $[110]_{B2}$ -направления, где наблюдалась пластическая деформация мартенсита в предварительном цикле СЭ и/или в процессе СМН, индуцирует ДЭПФ вдоль перпендикулярного $[001]_{B2}$ -направления с обратимой деформацией почти в 2 раза меньшей $\epsilon_{\text{ДЭПФ2}} = +4.5\%$, чем в β -кристаллах, и термическим гистерезисом равным $\Delta T_2 = 52$ К (рис. 2). В $(\beta+\gamma)$ -кристаллах $\epsilon_{\text{ДЭПФ2}} \leq \epsilon_{\text{СВР}}$, что может быть обусловлено отсутствием раздвойникового кристаллов $L1_0$ -мартенсита и наличием механически стабилизированного остаточного $L1_0$ -мартенсита за счет закрепления межфазных и двойниковых границ дислокациями при СМН.

В табл. 2 представлены температуры МП в циклах охлаждение/нагрев в свободном состоянии в закаленных β - и $(\beta+\gamma)$ -кристаллах сплава $\text{Ni}_{51}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_4$ до и после СМН. В β - и $(\beta+\gamma)$ -кристаллах до СМН температуры определялись методом ДСК. Закаленные β - и $(\beta+\gamma)$ -кристаллы сопровождаются размытыми переходами при прямом $\Delta_1 = M_s - M_f$ (21–31 К) и обратном $\Delta_2 = A_f - A_s$ (30–33 К) МП. $(\beta+\gamma)$ -кристаллы имеют температуры МП ниже β -кристаллов на 10–20 К, что может быть обусловлено выделением небольшой объемной доли γ -фазы. Известно [17–19], что увеличение галлия в матрице за счет его меньшего содержания в γ -фазе может приводить к снижению температур МП.

Таблица 2

Характеристические температуры МП для монокристаллов сплава $\text{Ni}_{51}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_4$ до и после СМН

Состояние	M_s , К	M_f , К	A_s , К	A_f , К	ΔT , К	Δ_1 , К	Δ_2 , К
Закаленные β -кристаллы	314	283	294	324	5	31	30
Закаленные $(\beta+\gamma)$ -кристаллы	293	272	284	317	12	21	33
β -кристаллы после СМН	321	321	394	394	73	$\rightarrow 0$	$\rightarrow 0$
$(\beta+\gamma)$ -кристаллы после СМН	320	320	372	372	52	$\rightarrow 0$	$\rightarrow 0$

После СМН температуры МП монокристаллов были определены по кривым зависимости $\varepsilon(T)$ при исследовании ДЭПФ (рис. 2, табл. 2). Экспериментально показано, что после СМН наблюдается увеличение характеристических температур МП в β - и $(\beta+\gamma)$ -кристаллах, что свидетельствует о прошедшей стабилизации мартенсита. После СМН прямое превращение при реализации ДЭПФ в β - и $(\beta+\gamma)$ -кристаллах начинается при близких температурах $M_s \approx 320$ К, где наблюдается рост стабилизированного варианта $L1_0$ -мартенсита (V1). СМН приводит к очень узким температурным интервалам развития прямого $\Delta_1 \rightarrow 0$ К и обратного $\Delta_2 \rightarrow 0$ К $B2-L1_0$ МП, что относится к основному объему появления и исчезновения термоиндуцированного мартенсита при ДЭПФ, в отличие от размытого МП в закаленных кристаллах до СМН (табл. 2, рис. 2). Разница в температурах ΔM_s до и после СМН в $(\beta+\gamma)$ -кристаллах ($\Delta M_s = 27$ К) выше, чем в β -кристаллах ($\Delta M_s = 7$ К) (табл. 2). Предполагается, что это связано с тем, что в $(\beta+\gamma)$ -кристаллах при СМН прошли одновременно химическая и механическая стабилизация $L1_0$ -мартенсита, в отличие от β -кристаллов, где наблюдается только химическая стабилизация ориентированного варианта $L1_0$ -мартенсита. Дислокации и остаточный мартенсит, образовавшиеся при механической стабилизации мартенсита в $(\beta+\gamma)$ -кристаллах, способствуют зарождению мартенсита при охлаждении, что приводит к повышению температуры M_s . Это подтверждают результаты исследования микроструктуры монокристаллов сплава $\text{Ni}_{51}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_4$ после СМН методом ПЭМ, представленные на рис. 3 и 4.

Электронно-микроскопические исследования показали, что при комнатной температуре $T_k = 298$ К (ниже температуры конца прямого МП – $M_f = 321$ К) после СМН β -кристаллы имеют структуру частично раздвойникового $L1_0$ -мартенсита (рис. 3, б и соответствующие микродифракции а и в). В сдвойникованной области $L1_0$ -мартенсита наблюдаются двойники по плоскостям $\{111\}_{L1_0}$. Области с повышенной плотностью дислокаций не обнаружены, что свидетельствует о преимущественно химической стабилизации при СМН.

Микроструктура $(\beta+\gamma)$ -кристаллов представлена на рис. 4, а–д. Показано, что структура $(\beta+\gamma)$ -кристаллов содержит области остаточного $B2$ -аустенита и $L1_0$ -мартенсита (рис. 4, б и соответствующие микродифракции а и в). Существуют области (рис. 4, з и соответствующая микродифракция д), содержащие большое количество дефектов, дислокаций, что подтверждает наличие вклада механической стабилизации при СМН в этих кристаллах.

Исследование ФЭ проводилось вдоль $[001]_{B2}$ -направления, вдоль которого реализуется ДЭПФ с растягивающей обратимой деформацией, в циклах нагрузка/разгрузка на β - и $(\beta+\gamma)$ -кристаллах после СМН с заданной сжимающей деформацией $|\varepsilon_{\text{зад}}| = 15\text{--}16\%$ (рис. 5, а, б). Экспериментально показано, что независимо от величины ДЭПФ в обоих кристаллах величины обратимых деформаций при проявлении ФЭ в циклах нагрузка/разгрузка близки и составляют $\varepsilon_{\text{ФЭ1}} = -14.2\%$ для β -кристаллов при температуре $T = 348$ К $< A_s$ (рис. 5, а) и $\varepsilon_{\text{ФЭ2}} = -13.2\%$ для $(\beta+\gamma)$ -кристаллов при

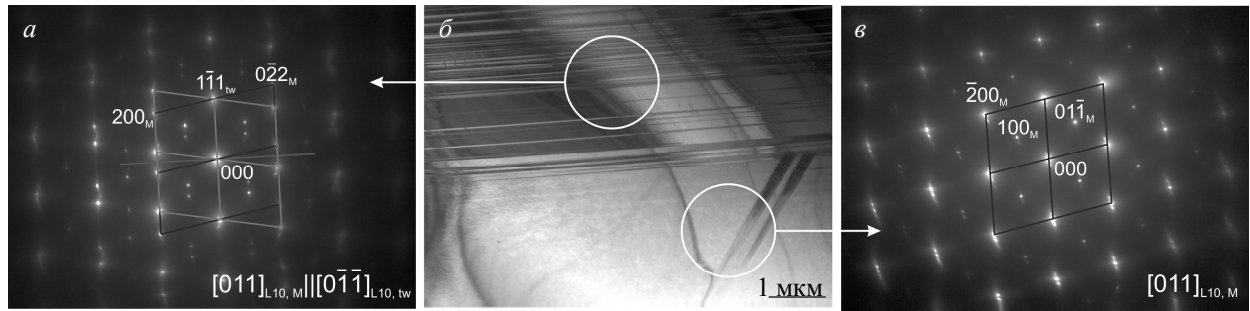


Рис. 3. Микроструктура β -кристаллов сплава $\text{Ni}_{51}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_4$ после СМН: Светлопольное изображение (б) и соответствующие микродифракции (а, в)

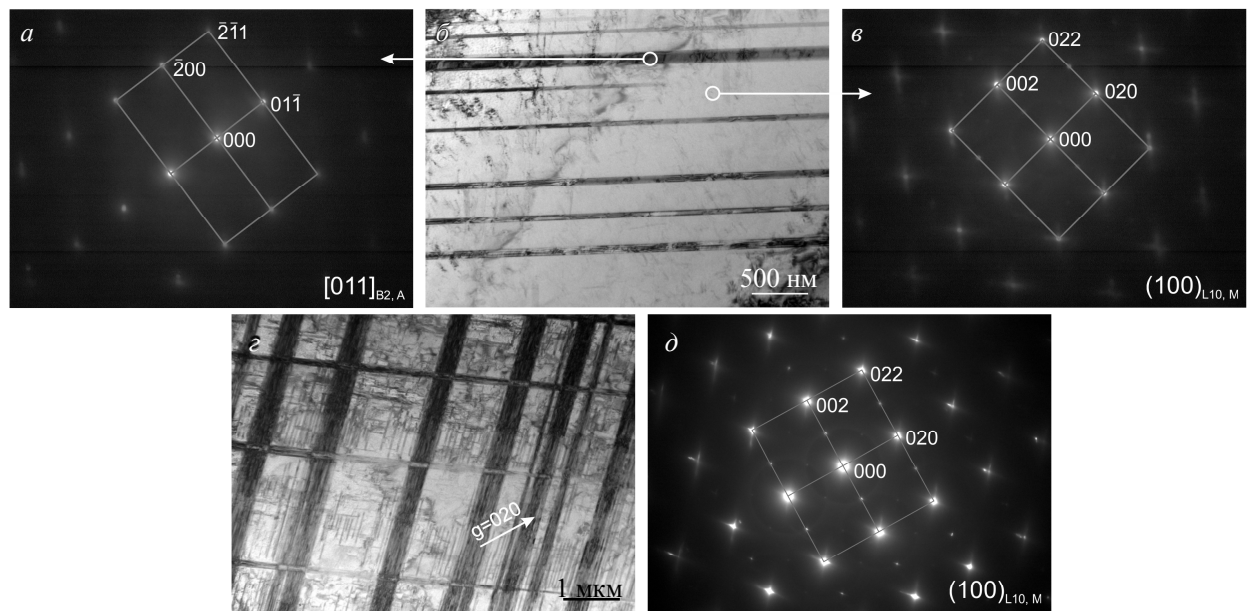


Рис. 4. Микроструктура $(\beta+\gamma)$ -кристаллов сплава $\text{Ni}_{51}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_4$ после СМН: светлопольные изображения (б, в) и соответствующие микродифракции (а, г, д)

$T = 358 \text{ K} < A_s$ (рис. 5, б). Такая большая величина обратимой деформации связана с тем, что противодействующая сжимающая нагрузка вдоль $[001]_{B2}$ -направления провоцирует переориентацию стабилизированного ориентированного мартенситного варианта, который сформировался в процессе СМН (V1), в более благоприятный вариант (V2/V3) по отношению к внешней сжимающей нагрузке за счет движения двойниковых границ в мартенсите (табл. 1, схема представлена на рис. 5). Как показано в [2], максимальная теоретическая деформация при такой переориентации вариантов мартенсита вдоль $[001]_{B2}$ -направления составляет $\epsilon_{re} = -16.6\%$.

Деформация β -кристаллов при проявлении ФЭ сопровождается низкими напряжениями переориентации мартенситных вариантов $\sigma_{cr1} = 12 \text{ МПа}$, коэффициентом деформационного упрочнения при прямом МП величиной $\theta_1 = 0.2 \text{ ГПа}$, а также узким механическим гистерезисом до $\Delta\sigma_1 = 30 \text{ МПа}$ и, соответственно, малыми значениями рассеяния энергии $\Delta G_{irr1} = 456 \text{ Дж/м}^3$ (рис. 5, а). По сравнению с β -кристаллами наличие вклада пластической деформации в предварительном цикле СЭ и/или в процессе СМН в $(\beta+\gamma)$ -кристаллах приводит, во-первых, к росту напряжений переориентации σ_{cr2} в 4.5 раза ($\sigma_{cr2} = 55 \text{ МПа}$) (рис. 5, б). Во-вторых, кривая $\sigma(\epsilon)$ при исследовании ФЭ характеризуется более высоким коэффициентом деформационного упрочнения при прямом МП, равным $\theta_2 = 0.6 \text{ ГПа}$, тогда как при обратном МП θ на обоих кристаллах стремится к нулю. В-третьих, величина рассеяния энергии и механического гистерезиса в 2–3 раза больше, чем в β -кристаллах, и составляет $\Delta G_{irr2} = 924 \text{ Дж/м}^3$ и $\Delta\sigma_2 = 82 \text{ МПа}$ соответственно. В-четвертых, экспериментально показано, что с увеличением числа циклов нагрузка/разгрузка σ_{cr2} снижается от 55 до 42 МПа в $(\beta+\gamma)$ -кристаллах, в то время как в β -кристаллах количество циклов не оказывает влияния на $\sigma_{cr1} = 12 \text{ МПа}$.

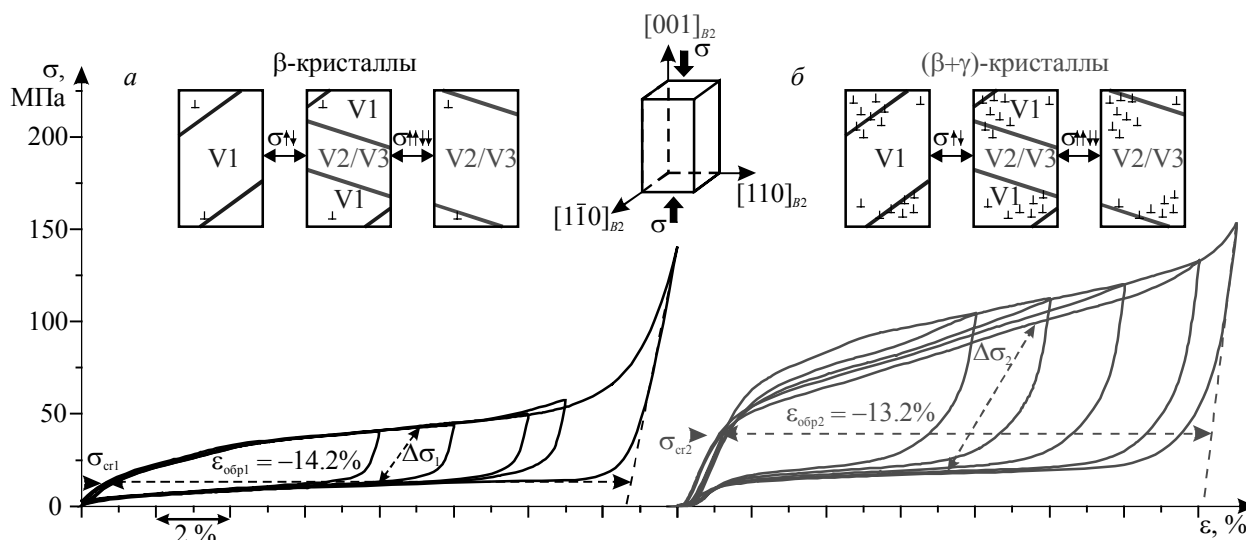


Рис. 5. Кривые $\sigma(\varepsilon)$ при исследовании ФЭ вдоль $[001]_{B2}$ -направления в циклах нагрузка/разгрузка при сжатии для β - кристаллов при $T = 348 \text{ K} < A_s$ (а) и $(\beta+\gamma)$ -кристаллов при $T = 358 \text{ K} < A_s$ (б) сплава $\text{Ni}_{51}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_4$ после СМН

Таким образом, экспериментально показано, что стабилизация $L1_0$ -мартенсита при СМН вдоль $[110]_{B2}$ -направления как с дополнительной пластической деформацией, так и без пластической деформации приводит к наведению вдоль $[001]_{B2}$ -направления ФЭ с близкой обратимой деформацией $\varepsilon_{ФЭ2} = -13.2\%$ и $\varepsilon_{ФЭ1} = -14.2\%$ соответственно. Полученные экспериментальные значения $\varepsilon_{ФЭ}$ также близки к теоретическому ресурсу обратимой деформации $\varepsilon_{ге} = -16.6\%$ при переориентации мартенситных вариантов V1 в V2/V3 [1]. Следовательно, можно предположить, что β - и $(\beta+\gamma)$ -кристаллы после СМН при комнатной температуре имеют структуру почти полностью раздвойникового стабилизированного варианта мартенсита V1. В β -кристаллах вариант V1 стабилизирован за счет химической стабилизации мартенсита и содержит малое количество дислокаций. Это обеспечивает большую величину обратимой деформации $\varepsilon_{ДЭПФ1} = +8.1\%$ при проявлении ДЭПФ и $\varepsilon_{ФЭ1} = -14.2\%$ при ФЭ. При этом переориентация мартенситных вариантов при ФЭ требует малых напряжений $\sigma_{cr1} = 12 \text{ МПа}$ и низкой величины рассеяния энергии $\Delta G_{irr1} = 456 \text{ Дж/м}^3$ (рис. 5, схема), тогда как в $(\beta+\gamma)$ -кристаллах СМН сопровождается пластической деформацией, и мартенситный вариант V1 стабилизируется за счет химической и механической стабилизации. Часть стабилизированного дислокациями мартенсита не участвует в последующих термоциклах после СМН, что приводит к более низким значениям обратимой деформации при проявлении ДЭПФ $\varepsilon_{ДЭПФ2} = +4.5\%$ в $(\beta+\gamma)$ -кристаллах по сравнению с β -кристаллами (рис. 2). При проявлении ФЭ в $(\beta+\gamma)$ -кристаллах переориентируется практически весь стабилизированный вариант V1, о чем свидетельствуют большие обратимые деформации $\varepsilon_{ФЭ2} = -13.2\%$. Но для переориентации мартенсита, закрепленного дислокациями, в $(\beta+\gamma)$ -кристаллах требуются более высокие напряжения переориентации $\sigma_{cr2} = 55 \text{ МПа}$, и цикл сопровождается высокой величиной рассеяния энергии $\Delta G_{irr2} = 924 \text{ Дж/м}^3$ по сравнению с β -кристаллами (рис. 5). Снижение σ_{cr2} с увеличением числа циклов нагрузка/разгрузка в $(\beta+\gamma)$ -кристаллах свидетельствует об изменении дислокационной структуры, образовавшейся после СМН, и облегчении переориентации кристаллов мартенсита.

Заключение

На монокристаллах сплава $\text{Ni}_{51}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_4$ в однофазном β - и двухфазном $(\beta+\gamma)$ -состояниях экспериментально показано, что наличие пластической деформации в предварительном цикле СЭ и/или в процессе СМН вдоль $[110]_{B2}$ -ориентации при температуре $T = 423 \text{ K}$, 1 ч под сжимающей нагрузкой 430 МПа (для β -кристаллов) и 400 МПа (для $(\beta+\gamma)$ -кристаллов) определяет функциональные параметры наведенных вдоль перпендикулярного $[001]_{B2}$ -направления ДЭПФ и ФЭ.

Отсутствие пластической деформации при СМН в β -кристаллах способствует только химической стабилизации $L1_0$ -мартенсита в процессе СМН и высоким значениям обратимой деформации при проявлении ДЭПФ $\varepsilon_{ДЭПФ1} = +8.1\%$ в циклах охлаждение/нагрев путем роста ориентированного стабилизированного $L1_0$ -мартенсита и ФЭ $\varepsilon_{ФЭ1} = -14.2\%$ под действием сжимающих напряжений

за счет переориентации мартенситных вариантов путем движения двойниковых границ с минимальными значениями критических напряжений переориентации $\sigma_{cr1} = 12$ МПа и величины рассеяния энергии $\Delta G_{irr1} = 456$ Дж/м³ в цикле нагрузка/разгрузка. Напротив, вклад пластической деформации в предварительном цикле и/или в процессе СМН в $(\beta+\gamma)$ -кристаллах способствует содействию химической и механической стабилизации мартенсита. Закрепление дислокациями межфазных и двойниковых границ $L1_0$ -мартенсита после СМН приводит к низким значениям ДЭПФ ($\epsilon_{ДЭПФ2} = +4.5\%$), что в 1.8 раз меньше величины ДЭПФ в β -кристаллах ($\epsilon_{ДЭПФ1} = +8.1\%$). Величина обратимой деформации при ФЭ $\epsilon_{ФЭ2} = -13.2\%$ в $(\beta+\gamma)$ -кристаллах имеет близкие значения к $\epsilon_{ФЭ1} = -14.2\%$ для β -кристаллов, но для ее реализации требуются в 4.6 раза большие критические сжимающие напряжения, и цикл нагрузка/разгрузка характеризуется в 2 раза большей величиной рассеяния энергии $\Delta G_{irr2} = 924$ Дж/м³ по сравнению с β -кристаллами. Таким образом, для эффективного наведения ДЭПФ и ФЭ необходимо исключать проявление механической стабилизации мартенсита за счет необратимой пластической деформации при реализации цикла нагрузка/разгрузка при СМН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Otsuka K., Wayman C.M. Shape Memory Materials. – Cambridge University Press, 1998. – P. 284.
2. Panchenko E., Timofeeva E., Eftifeeva A., et al. // Scripta Mater. – 2019. – V. 64. – P. 1–19.
3. Otsuka K., Ren X. // Mater. Sci. Eng. A. – 2001. – V. 312. – P. 207–218.
4. Chernenko V.A., Pons J., Cesari E., Zashchuk I.K. // Scripta Mater. – 2004. – V. 50. – P. 225–229.
5. Niendorf T., Krooß P., Somsen Ch., et al. // Acta Mater. – 2015. – V. 89. – P. 298–304.
6. Kadletz P., Krooß P., Chumlyakov Yu., et al. // Mater. Lett. – 2015. – V. 159. – P. 16–19.
7. Panchenko E., Timofeeva E., Pichkaleva M., et al. // Shap. Mem. Superelastic. – 2020. – V. 6. – P. 29–34.
8. Tokhmetova A., Larchenkova N., Panchenko E., Chumlyakov Yu. // Tech. Phys. Lett. – 2020. – V. 46. – No. 6. – P. 621–624.
9. Panchenko E., Eftifeeva A., Chumlyakov Y., et al. // Scripta Mater. – 2018. – V. 150. – P. 18–21.
10. Cingolani E., Stalmans R., et al. // Mater. Sci. Eng. A. – 1999. – V. 268. – P. 109–115.
11. Tsuchiya K., Tateyama K., Sugino K., Marukawa K. // Scripta Metall. Mater. – 1995. – V. 32. – No. 2. – P. 259–264.
12. Kustov S., Pons J., Cesari E., et al. // Acta Mater. – 2004. – V. 52. – P. 4547–4559.
13. Belyaev S., Resnina N., Iaparova E., et al. // J. Alloys Compd. – 2019. – V. 787. – P. 1365–1371.
14. Lázpita P., Villa E., Villa F., Chernenko V. // Metals. – 2021. – V. 11. – P. 920–931.
15. Hamilton R.F., Sehitoglu H., Efsthathiou C., Maier H.J. // Acta Mater. – 2007. – V. 55. – P. 4867–4876.
16. Bucheit T.E., Kumpf S.L., Wert J.A. // Acta Mater. – 1995. – V. 43. – P. 4189–4199.
17. Santamarta R., Font J., Muntasell J., et al. // Scripta Mater. – 2006. – V. 54. – P. 1985–1989.
18. Liu Z.H., Liu H., Zhang X.X., et al. // Phys. Lett. A. – 2004. – V. 329. – P. 214–220.
19. Zheng H.X., Xia M.X., Liu J., Li J.G. // J. Alloys Compd. – 2004. – V. 385. – P. 144–147.

Поступила в редакцию 10.03.2022,
принята в печать 26.10.2022.

Тохметова Аида Бауыржановна, инженер-исследователь, аспирантка НИ ТГУ, e-mail: aida.tokhmetova@mail.tsu.ru;

Панченко Елена Юрьевна, д.ф.-м.н., доцент, гл. науч. сотр. НИ ТГУ, e-mail: panchenko@mail.tsu.ru;

Курлевская Ирина Дмитриевна, техник, студентка НИ ТГУ, e-mail: kurlevskayaID@mail.tsu.ru;

Жердева Мария Валериевна, инженер-исследователь, аспирантка НИ ТГУ, e-mail: zhmv@mail.tsu.ru;

Чумляков Юрий Иванович, д.ф.-м.н., профессор, зав. лабораторией НИ ТГУ, e-mail: chum@phys.tsu.ru.