

05

## Влияние легирования галлием на структуру, фазовый состав и термоупругие мартенситные превращения в тройных сплавах Ni–Mn–Ga

© Е.С. Белослудцева,<sup>1</sup> Н.Н. Куранова,<sup>1</sup> Е.Б. Марченкова,<sup>1</sup> А.Г. Попов,<sup>1</sup> В.Г. Пушин<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, 620137 Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup> Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, 620002 Екатеринбург, Россия

e-mail: pushin@imp.uran.ru

(Поступило в Редакцию 8 июня 2015 г.)

Изучено влияние легирования галлием на структуру, фазовый состав и свойства сплавов квазибинарного разреза  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50-z}\text{Ga}_z$  ( $0 \leq z \leq 25 \text{ at.}\%$ ) в широком интервале температур. Определена зависимость типа кристаллической структуры высокотемпературной аустенитной фазы и мартенсита, а также критических температур мартенситных превращений от состава сплавов. Построена полная фазовая диаграмма магнитных и структурных превращений. Установлены температурно-концентрационные границы существования сверхструктур  $B2$  и  $L2_1$  в аустенитной области, тетрагонального  $L1_0$  ( $2M$ )-мартенсита и мартенситных фаз  $10M$  и  $14M$  со сложными многослойными кристаллическими решетками. Показано, что преимущественная морфология мартенсита определяется иерархией пакетов тонких когерентных пластин нано- и субмикроскопических кристаллов с плоскими границами габитусов, близкими  $\{011\}_{B2}$ . Кристаллы мартенсита двойникованы по одной из 24 систем „мягкого“ двойникового сдвига  $\{011\}\{01\bar{1}\}_{B2}$ , что обеспечивает когерентную аккомодацию упругих напряжений, вызванных мартенситными переходами.

### Введение

В сплавах  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50}$  и  $\text{Ni}_{49}\text{Mn}_{51}$  мартенситное превращение происходит при высоких температурах, что представляет особый интерес при исследовании структуры и свойств этих сплавов в температурной области превращения. Нами ранее были подробно изучены тонкая структура и физические свойства данных сплавов и сделан вывод о термоупругом механизме мартенситного превращения, установлены критические температуры термоупругого мартенситного превращения в них:  $M_s = 970 \text{ K}$ ,  $M_f = 920 \text{ K}$ ,  $A_s = 970 \text{ K}$ ,  $A_f = 1020 \text{ K}$ ,  $M_s = 940 \text{ K}$ ,  $M_f = 930 \text{ K}$ ,  $A_s = 990 \text{ K}$ ,  $A_f = 1000 \text{ K}$  соответственно [1,2]. Как известно, высокотемпературное структурное фазовое превращение  $B2 \rightarrow L1_0$  наблюдали во многих бинарных и многокомпонентных интерметаллических сплавах на основе никеля и титана: Ni–Mn, Ni–Al, Ni–Mn–Al, Ni–Al–Co, Ti–Rh, Ti–Ir, Ti–Rh–Ni, Ti–Ir–Ni и др. [3–10]. Имеются все основания считать, что данное превращение в сплавах на основе указанных интерметаллических соединений, как и в других  $B2$ -сплавах цветных металлов (никелиде титана, сплавах на основе меди, ферромагнитных сплавах Гейслера, сплавах на основе легированных никелидов марганца), также имеет признаки термоупругого мартенситного перехода и это должно обуславливать в них эффекты памяти формы [11,12]. Вместе с тем, даже в тройных ферромагнитных сплавах Ni–Mn–Ga, в монокристаллах которых реализуются гигантские, до 6%, магнитоиндуцированные обратимые деформации [13], границы фазовых превращений и кристаллоструктурные типы аустенитных и мартенситных фаз до сих пор точно

не установлены. В настоящей работе были изучены структура и фазовые превращения в целом ряде квазибинарных сплавов  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50-z}\text{Ga}_z$ , исследовано влияние легирования галлием на особенности структуры, фазового состава и возможность термоупругих мартенситных превращений, их критические точки при прямых ( $M_s$ ,  $M_f$ ) и обратных ( $A_s$ ,  $A_f$ ) переходах.

### 1. Материал и методики экспериментов

Сплавы изготавливались методом индукционной плавки в атмосфере очищенного аргона (таблица). Для гомогенизации их подвергали многократным переплавам (не менее трех раз) с последующим отжигом до 30 h в вакууме при температуре 1173 K. Исходными компонентами для изучаемых материалов служили высокочистые металлы (чистотой 99.99%). Слитки разрезали на электроискровом станке на пластины, которые затем вновь подвергали гомогенизирующему отжигу в состоянии  $\beta$  ( $B2$ )-фазы в течение 6–30 h с последующей закалкой в воду или путем замедленного охлаждения ( $\sim 100 \text{ K/h}$ ) от температуры 1073 или 1173 K. Температурную зависимость магнитной восприимчивости  $\chi(T)$  образцов определяли индукционным методом в синусоидальном магнитном поле с амплитудой 1.2 kA/m и частотой 80 Hz. Электросопротивление  $\rho(T)$  сплавов измеряли потенциометрическим методом по схеме двойного моста в интервале температур от 100 до 1170 K.

Рентгеноструктурный и фазовый анализ (РСФА) проводили на аппарате ДРОН-3М в медном излуче-

Химические составы сплавов, критические температуры и значения гистерезиса мартенситного превращения

Ni <sub>50</sub> Mn <sub>50-z</sub> Ga <sub>z</sub>		Температуры превращений, К							Величина гистерезиса Δ, К			
z, at.%	e/a	T <sub>N</sub>	T <sub>C</sub>	T <sub>B2/L21</sub>	M <sub>s</sub>	M <sub>f</sub>	A <sub>s</sub>	A <sub>f</sub>	M <sub>s</sub> - M <sub>f</sub>	A <sub>s</sub> - M <sub>s</sub>	A <sub>f</sub> - A <sub>s</sub>	A <sub>f</sub> - M <sub>f</sub>
0	8.50	1070			970	920	970	1020	50	0	50	100
2	8.42				905	880	920	955	25	15	35	75
4	8.34				860	830	860	895	30	0	35	65
6	8.26				805	785	830	845	20	25	15	60
8	8.18				755			790				
9.5		385	100									
10	8.10	350			695			720				
10.5		310										
11		285										
14	7.94		160	800	545	525	540	555	20	-5	15	30
15			200									
16	7.86			885	455	450	460	470	75	5	10	20
17			325									
18	7.78		320	960	380	375	375	390	5	-5	15	15
19			350									
20			360									
21	7.66		365	1035	325	320	335	340	5	10	5	20
22	7.62		365		295	290	295	300	5	0	5	10
23	7.58		365	1060	275	275	275	280	0	0	5	5
24	7.54		360		225	215	225	230	10	0	5	15
25	7.50		360	1060	130	120	135	145	10	5	10	25

нии Cu K<sub>α</sub>, монохроматизированном графитовым монокристаллом. Образцы исследовали после закалки при комнатной температуре, а также в высокотемпературной вакуумируемой камере ГПВТ-2000 при нагреве до температуры аустенитного состояния сплава и последующем охлаждении. Температуры начала и конца прямого и обратного мартенситных превращений устанавливали соответственно по появлению или исчезновению отражений мартенситной фазы и исчезновению или появлению отражений B2-аустенитной фазы соответственно.

Электронно-микроскопические исследования на просвет (ТЕМ) в режимах светлого и темного поля проводили на трансмиссионных электронных микроскопах JEM-200СХ и СМ-30. Для идентификации фаз применяли метод микродифракции от выбранного участка. Изучение структуры массивных образцов и аттестацию химического состава выполняли на сканирующем электронном микроскопе (SEM) Quanta-200 Pegasus, оборудованном системой EDS, а также системой EBSD-анализа, благодаря которой были построены карты ориентировок кристаллитов образцов. Использовали оборудование отдела электронной микроскопии ЦКП „Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов“ ИФМ УрО РАН.

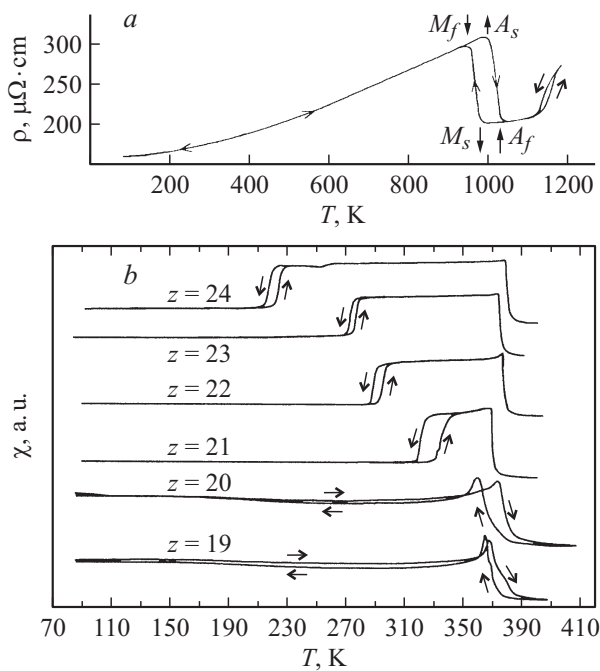
## 2. Результаты исследования и их обсуждение

### 2.1. Измерение критических температур

При изучении фазовых переходов важную информацию о температуре и характере превращений да-

ют исследования температурных зависимостей физических свойств. Так, проведенные нами ранее измерения  $\rho(T)$  показали, что исследованный в настоящей работе сплав стехиометрического состава Ni<sub>50</sub>Mn<sub>50</sub> действительно имеет два фазовых перехода при температурах (1100–1150) К и (920–1020) К (таблица). Из анализа хода кривой  $\rho(T)$  видно, что при охлаждении первое ГЦК (A1) → ОЦК (B2)-превращение сопровождается снижением  $\rho(T)$ , а второе, мартенситное превращение ОЦК (B2) → ГЦТ (L1<sub>0</sub>) — ростом  $\rho(T)$  (рис. 1, a). При нагреве, напротив,  $\rho(T)$  с характерными температурными гистерезисами изменяется в противоположную сторону. Важно также отметить, что практически не изменился ход зависимости  $\rho(T)$  и после десяти термоциклов мартенситного превращения.

Температуры мартенситных превращений сплавов, химические составы и электронные концентрации которых указаны в таблице, были определены также методом измерения магнитной восприимчивости в термоцикле „нагрев–охлаждение“. На рис. 1, b показана температурная зависимость магнитной восприимчивости  $\chi$  сплавов указанной системы, где  $19 \leq z \leq 24$ . Резкое увеличение  $\chi(T)$  при охлаждении в интервале 370–385 К обусловлено ферромагнитным превращением в сплавах. Рис. 1, b наглядно демонстрирует по сравнению с бинарным стехиометрическим сплавом (рис. 1, a) изменение положения критических точек мартенситного фазового перехода в зависимости от концентрации галлия в тройных ферромагнитных сплавах Ni–Mn–Ga. Видно, что переход сопровождался узким температурным гистерезисом (менее 50 К), который свидетельствует



**Рис. 1.** Температурная зависимость (а) — электросопротивления  $\rho(T)$  сплава  $Ni_{50}Mn_{50}$  в термоцикле измерений: комнатная температура,  $RT \rightarrow$  температура кипения жидкого азота,  $T_{eN} \rightarrow RT \rightarrow 1170\text{ K} \rightarrow 870\text{ K} \rightarrow RT$ , (б) — начальной магнитной восприимчивости сплавов  $Ni_{50}Mn_{50-z}Ga_z$  от состава.

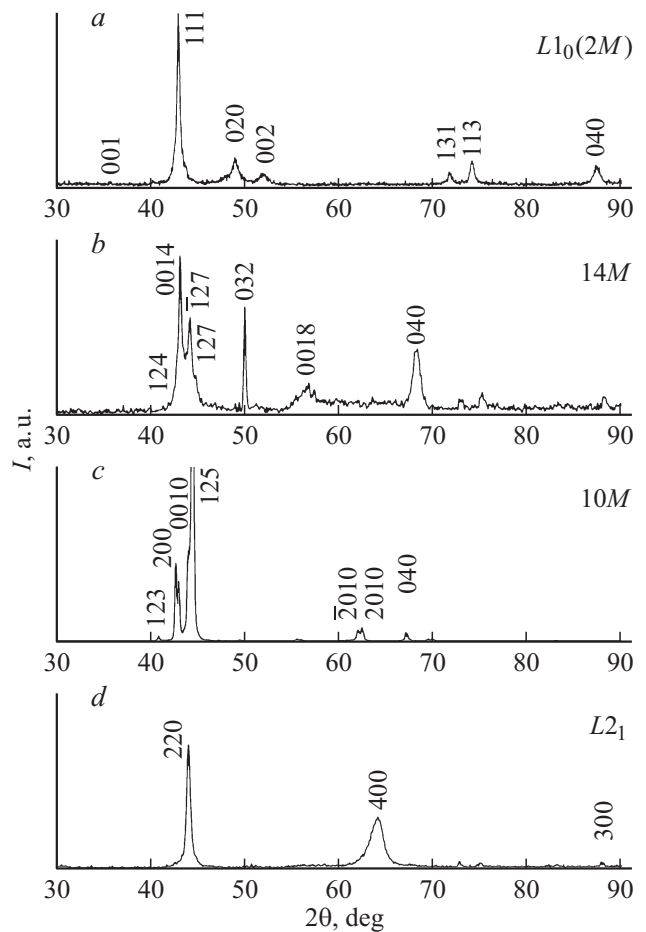
о термоупругом мартенситном характере превращения. Значения критических температур  $M_s$ ,  $M_f$ ,  $A_s$ ,  $A_f$  и различных характеристик гистерезиса, определенные для изученных сплавов, приведены в таблице, в которой также сведены данные работ [14–17], включая результаты, полученные методом дифференциальной сканирующей калориметрии.

Как известно, анализ термоциклических гистерезисных явлений при мартенситном превращении позволяет сделать вполне определенные выводы о его механизме, нетермоупругом или термоупругом [11,12]. Так, для нетермоупругого превращения, например в сплавах железо–никель, температуры прямых и обратных превращений отличаются значительно, а температурный гистерезис достигает  $\sim 400\text{ K}$ , тогда как, например, в  $B2$ -сплавах  $Au-Cd$  он очень мал:  $\sim 15\text{ K}$  [11,12]. Данный факт свидетельствует о существенных различиях величины движущей силы и природы превращения в сплавах, что, собственно, и определяет термоупругий эффект равновесия термического (химического) и упругого факторов. При этом, в частности, существуют два типа кривых петель гистерезиса: когда  $A_s > M_s$ , или, напротив,  $A_s < M_s$  и в соответствии с этими типами выделяют переходы первого и второго типов [11]. Во втором случае действие упругой энергии, запасенной сплавом в мартенситном состоянии, при обратном превращении в аустенит, наряду с химическим стимулом, демонстрирует себя особенно ярко, обеспечивая начало обратного термоупругого перехода даже при более низких темпе-

ратурах, чем прямого [11]. Из анализа данных в таблице следует, что термоупругое мартенситное превращение во всех исследованных сплавах, легированных галлием, как в парамагнитных, так и ферромагнитных с содержанием галлия более 20 at.%, относится к пограничному типу (при котором близки  $A_s$  и  $M_s$ ). Кроме того, можно отметить, что прямое и обратное мартенситные превращения, судя по характеристикам гистерезиса, во всех сплавах отличаются практически симметричным гистерезисом, т. е.  $(M_s - M_f)$  близки к  $(A_f - A_s)$ , а ширина гистерезиса  $(A_f - M_s, A_s - M_f)$  уменьшается с понижением температур переходов. Особый интерес вызывают зависимости магнитной восприимчивости сплавов с 19 и 20 at.% Ga, в которых мартенситный и магнитный переходы происходят одновременно, обуславливая их необычный температурный ход.

## 2.2. Рентгеноструктурный фазовый анализ

По данным рентгеноструктурного анализа был определен фазовый состав всех исследованных сплавов. Установлено, что в зависимости от легирования изменялся тип кристаллической решетки. Так, например, сплавы с концентрацией галлия от 0 до 22 at.%

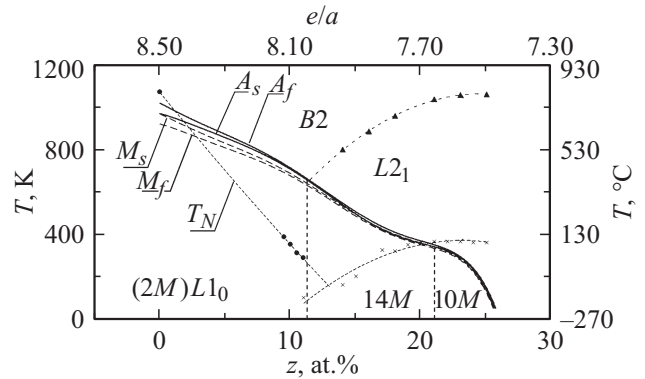


**Рис. 2.** Типичные рентгенограммы сплавов системы  $Ni-Mn-Ga$  при комнатной температуре в мартенситном состоянии  $L1_0$ ,  $14M$ ,  $10M$  и в аустенитном со сверхрешеткой  $L2_1$ .

( $e/a = 8.50-7.62$ ) (рис. 2) при комнатной температуре находились в мартенситном состоянии. Вид дифрактограмм указывал на наличие тетрагональной решетки  $\sim L1_0(2M)$  в сплавах с содержанием галлия до 11 at.% ( $e/a = 8.50-8.06$ ) (рис. 2, *a*). Расчеты рентгенограмм более легированных сплавов (рис. 2, *b, c*) показали наличие сложных многослойных решеток: мартенситная фаза сплавов концентрационного интервала 11–21 at.% Ga ( $e/a = 8.06-7.66$ ) имела кристаллическую моноклинную решетку  $14M$ , а в интервале 21–22 at.% Ga ( $e/a = 7.66-7.62$ ) — орторомбическую  $10M$  (рис. 2). При расшифровке рентгенограмм были определены параметры кристаллических решеток исследуемых фаз сплавов. Тетрагональный мартенсит  $L1_0(2M)$  имел параметры, близкие к  $a = 0.3740$  nm,  $c = 0.3520$  nm,  $c/a = 0.94$ , для  $10M$  — параметры, близкие к  $a = 0.4210$  nm,  $b = 0.5584$  nm,  $c = 2.100$  nm в варианте выбора орторомбической элементарной ячейки решетки мартенсита ( $a \parallel [10\bar{1}]_{L2_1}$  и  $b \parallel c_{L2_1}$ ,  $c \parallel [101]_{L2_1}$ ), а для  $14M$  — параметры:  $a = 0.4230$  nm,  $b = 0.5500$  nm,  $c = 2.9355$  nm,  $\beta = 92.90^\circ$  в базе моноклинной решетки. Сплавы, в состав которых входит 22–25 at.% Ga ( $e/a = 7.62-7.50$ ), испытывали термоупругое мартенситное превращение при температурах ниже комнатной. Их мартенситная фаза также обладала многослойной кристаллической решеткой  $10M$ . Упорядоченный  $L2_1$ -аустенит сплавов данного концентрационного интервала 22–25 at.% имеет параметр решетки  $a$ , близкий к  $0.582-0.583$  nm (рис. 1, *b, 2, d, 3*). В них мартенситный переход реализуется ниже комнатной температуры. По результатам выполненных измерений с учетом литературных данных была впервые построена обобщенная полная фазовая диаграмма магнитных и термоупругих мартенситных превращений для изучаемой системы (рис. 3). Методом рентгеноструктурного фазового анализа был установлен фазовый состав сплавов. При построении фазовой диаграммы дополнительно были учтены критические точки мартенситных превращений низколегированных сплавов и температура упорядочения  $B2/L2_1$ , измеренные методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) в работе [14], и концентрационные границы существования мартенситных фаз в ряде сплавов — по результатам работ [15–17]. По данным фазовой диаграммы, видно, что тетрагональный мартенсит формируется при мартенситном превращении аустенита с упорядоченной  $B2$ -сверхрешеткой, а многослойные кристаллические решетки мартенситных фаз  $14M$  и  $10M$  — при превращении аустенита со сверхрешеткой  $L2_1$  еще более высокого ранга.

### 2.3. Электронная микроскопия

Электронно-микроскопические исследования проводили при комнатной температуре на тех же образцах, которые были исследованы методом рентгенофазового анализа. На рис. 4 представлены электрономикроскопические изображения структур сплавов  $Ni_{50}Mn_{50}$ ,  $Ni_{50}Mn_{30}Ga_{20}$ ,  $Ni_{50}Mn_{28.5}Ga_{21.5}$ , полученные в режиме

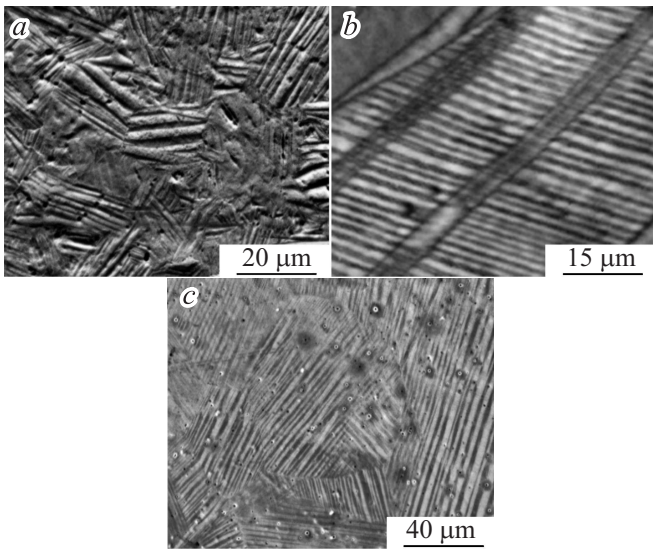


**Рис. 3.** Обобщенная полная фазовая диаграмма критических температур мартенситных и магнитных превращений в квазибинарных сплавах  $Ni_{50}Mn_{50-z}Ga_z$ . Дополнительно использованы опубликованные данные о температурах мартенситных переходов в работах [13–17], атомного упорядочения  $T_{B2/L2_1}$  и температуре Кюри  $T_C$ , температуре Нееля  $T_N$  в работе [14].

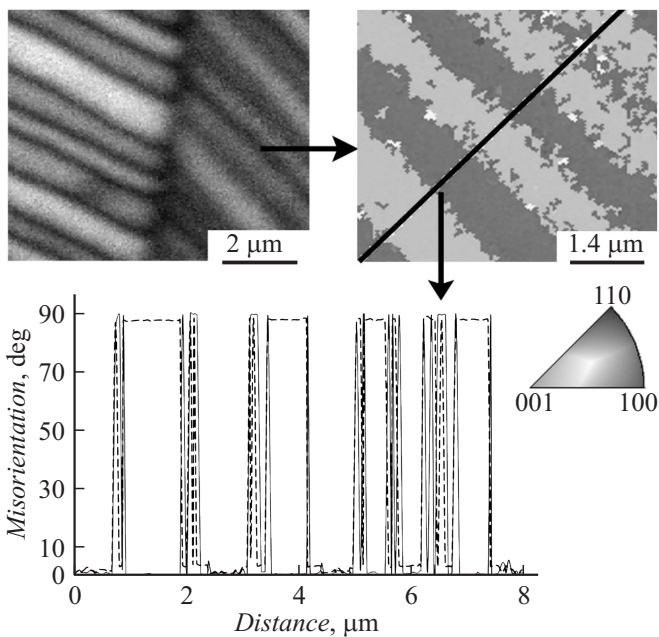
обратноотраженных и обратнорассеянных электронов SEM. Видно, что структура мартенсита характеризуется иерархическим пакетно-пластинчатым строением. В более мелкодисперсных зернах (размером до  $5 \mu m$ ) присутствовал, как правило, один пакет. В более крупных зернах пакеты стыковались по межпакетным границам, которые также не являлись плоскими, хотя их разделяют когерентно-сопряженные тетрагональные  $c$ -домены (рис. 4, *a, c*). Также на рис. 4, *b* можно видеть внутренне двойникованную структуру сплава  $Ni_{50}Mn_{30}Ga_{20}$ . Рис. 5 демонстрирует изображение пластинчатой структуры  $10M$ -мартенсита закаленного сплава  $Ni_{50}Mn_{28.5}Ga_{21.5}$ , полученное методом EBSD-анализа. Цветовая кодировка задается согласно обратной полюсной фигуре. Было установлено, что в каждом пакете мартенситных пластин происходило самосогласованное аккомодационное чередование ориентаций кристаллических решеток таким образом, что каждая следующая находится под углом  $\sim 87^\circ$  к предыдущей, как показано на графике (рис. 5). Кроме того, можно сделать заключение, что толщина пластин мартенсита в данном разрезе составляет не более  $1 \mu m$ .

Светлопольные и темнопольные ТЕМ-изображения, полученные на просвет, и соответствующие микроэлектронограммы сплавов  $Ni_{50}Mn_{50}$ ,  $Ni_{50}Mn_{29}Ga_{21}$ ,  $Ni_{50}Mn_{28.5}Ga_{21.5}$  приведены на рис. 6, 7. Видно, что структура представлена пакетами пластинчатых тонко двойникованных кристаллов. Экстрарефлексы, расположенные эквидистантно на расстоянии  $1/7$  (рис. 7, *b*) и  $1/5$  (рис. 7, *e*) между основными отражениями, свидетельствуют о многослойности решетки. На рис. 8 приведены электрономикроскопические изображения аустенитной фазы и первых кристаллов мартенсита в сплаве  $Ni_{50}Mn_{25}Ga_{25}$  и микроэлектронограммы, полученные на просвет при охлаждении в ТЕМ. В согласии с измерениями магнитной восприимчивости критических температур мартенситного превращения точки  $M_s$  сплавов  $Ni_{50}Mn_{50-z}Ga_z$ , где  $z \geq 23$  at.%, определяются ниже





**Рис. 4.** Типичные SEM-изображения микроструктуры: *a* — тетрагонального  $L1_0$  ( $2M$ )-мартенсита сплава  $Ni_{50}Mn_{50}$ , *b* —  $14M$ -мартенсита сплава  $Ni_{50}Mn_{30}Ga_{20}$ , *c* —  $10M$ -мартенсита сплава  $Ni_{50}Mn_{28.5}Ga_{21.5}$ .



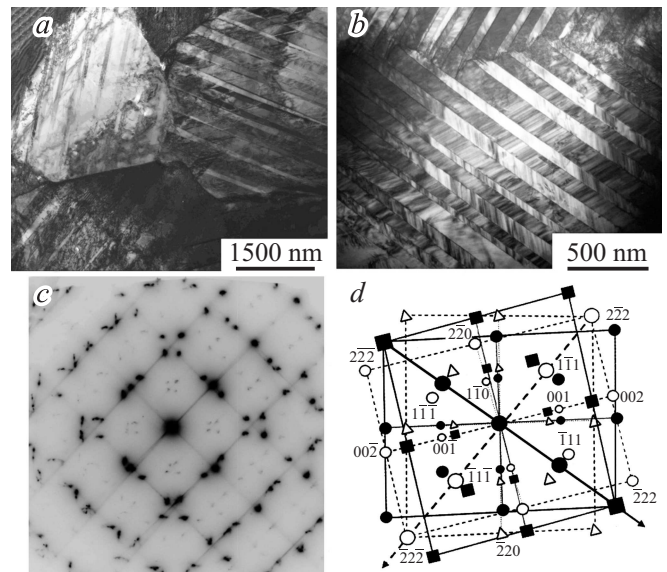
**Рис. 5.** Типичное SEM-изображение, его схема и спектры сканирования угловой разориентации по данным EBSD-анализа между соседними кристаллами мартенсита в сплаве  $Ni_{50}Mn_{28.5}Ga_{21.5}$ .

комнатной температуры (рис. 1, *b*, таблица), кроме того, твидовый контраст и диффузное рассеяние электронов демонстрируют яркие предмартенситные эффекты размягчения сплавов [10,12].

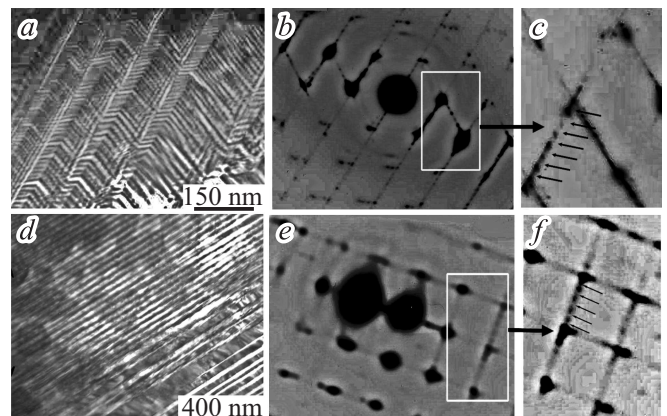
Совместный следовой анализ микрофотографий и дифракций электронов позволил установить, что мартенсит состоит из пакетов попарно двойникованных

параллельных пластин с плоскими границами габитусов, близкими к  $\{110\}_{B2}$ , и тонкими вторичными двойниками внутри них, свидетельствуя, во-первых, о действии в каждом двойнике одной из 24 эквивалентных систем „мягкого“ сдвига  $\{011\}\langle 01\bar{1}\rangle_{B2}$  [1,2,10,12], а во-вторых, об их взаимно ортогональной ориентации в соседних пластинах как в бинарном сплаве, так и в легированных галлием сплавах.

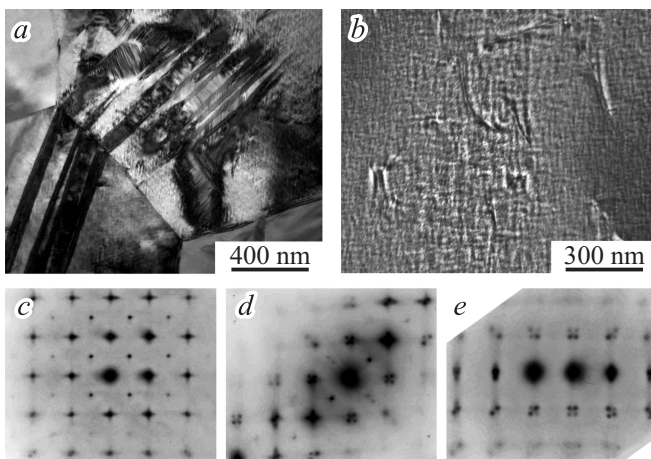
Наличие в мартенситной структуре сплавов пакетно-пирамидальной иерархии кристаллов двойников следует рассматривать как результат совместного действия многозародышевого механизма превращения и прогрес-



**Рис. 6.** Типичные TEM-изображения (*a, b*) структуры кристаллов тонкодвойникового  $L1_0$ -мартенсита, закаленного от 1073 К сплава  $Ni_{50}Mn_{50}$  при комнатной температуре, и микроэлектронграмма, соответствующая попарнодвойникованным  $L1_0$ -кристаллам (*c*) (ось зоны близка  $(110)_{ГЦТ}$ ), и схема ее расшифровки (*d*).



**Рис. 7.** Типичные светлопольные TEM-изображения (*a, d*) тонкой структуры и соответствующие электронограммы (*b, c, e, f*) мартенсита  $14M$  в сплаве  $Ni_{50}Mn_{29}Ga_{21}$  (*a, b, c*) и  $10M$  в сплаве  $Ni_{50}Mn_{28.5}Ga_{21.5}$  (*d, e, f*).



**Рис. 8.** ТЕМ-изображения микроструктуры отдельных кристаллов мартенсита и твдидового контраста  $L_{21}$ -аустенита (*a, b*) и электронограммы с диффузными эффектами от различных участков (*c, d, e*) сплава  $Ni_{50}Mn_{25}Ga_{25}$  при охлаждении в ТЕМ.

сирующего аккомодационного двойникования или адаптивного образования длиннопериодных структур [18]. Считается, что основной причиной образования хорошо организованной иерархии когерентных кристаллов-двойников в сплавах являются упругие напряжения, возникающие и обычно накапливаемые в процессе термоупругих мартенситных превращений с минимальными объемными изменениями [12]. О термоупругом механизме перехода также свидетельствует практическое отсутствие дислокаций в кристаллах  $L_{10}$ -мартенсита сплавов в отличие от нетермоупругого мартенсита, характеризующегося при превращении высокой плотностью дислокаций вследствие больших объемных изменений [11,12].

Вместе с тем существуют некоторые очевидные различия морфологии мартенсита в изучаемых сплавах. При идентичном увеличении первичные пластины  $10M$ -мартенсита, как правило, значительно более узкие, чем первичные пластины  $2M$  ( $L_{10}$ )-мартенсита (рис. 6, 7, *d*). Кристаллиты термоупругого мартенсита всегда еще и внутренне двойникованы. Наличие в мартенситной структуре исследованных сплавов иерархии пакетов двойников, очевидно, является следствием действия многозародышевого кристаллографически упорядоченного механизма термоупругого превращения и последующего аккомодационного двойникования или образования адаптивных фаз, прогрессирующего при росте кристаллов по мере охлаждения сплава. Еще раз отметим, что основной причиной формирования хорошо организованной иерархии когерентных кристаллов-двойников в сплавах Ni–Mn являются упругие напряжения, возникающие и обычно накапливаемые в процессе термоупругих мартенситных превращений, происходящих в условиях размягчения решетки [12]. Их минимизация и когерентная адаптация при эстафетной передаче сдвигового мартенситного превращения приводят к квазиизотропной форме пакетов в среднем по макроскопическому объему сплавов.

### 3. Заключение

По результатам данного систематического исследования была впервые определена и построена обобщенная полная диаграмма фазовых магнитных и мартенситных превращений. Установлены типы кристаллических решеток аустенита и мартенситных фаз, вычислены параметры их структуры  $L_{10}$ ,  $14M$  и  $10M$ , измерены температуры мартенситных переходов в широком диапазоне составов.

Обнаружено, что высокообратимый термоупругий характер мартенситного превращения в сплаве воспроизводился при многократном термоциклировании. Электронно-микроскопически показано, что мартенсит имеет преимущественную морфологию в виде пакетно-пирамидальной иерархии тонких пластинчатых и внутренне двойникованных когерентных кристаллов с плоскими границами габитусов, близкими к  $\{110\}_{B2}$ . Системы двойнивающего сдвига мартенсита близки к мягкой моде  $\{011\}\langle 01\bar{1}\rangle_{B2}$ .

Поскольку температуры мартенситного превращения сплавов данной группы изменяются в очень широком диапазоне, им можно найти применение в самых различных сферах техники, подбирая химический состав в зависимости от определенного интервала температур и реализуемых эффектов обратимой деформации превращения.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФИ № 14-02-00379.

### Список литературы

- [1] Пушин В.Г., Белослудцева Е.С., Казанцев В.А., Коуров Н.И. // *Материаловедение*. 2012. № 11. С. 3–10.
- [2] Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Марченкова Е.Б., Белослудцева Е.С., Казанцев В.А., Коуров Н.И. // *ЖТФ*. 2013. Т. 83. Вып. 6. С. 104–113.
- [3] *Диаграммы состояний двойных металлических систем / Справочник под ред. М.П. Лякишева*. М.: Машиностроение, 1999. Т. 3. Кн. 1. С. 359–361.
- [4] Kren E., Nagy E., Nagy I., Pal L., Szabo P. // *J. Phys. and Chem. of Solids*. 1968. V. 29. P. 101–108.
- [5] Литвинов В.С., Богачев И.Н., Архангельская А.А., Панцырева Е.Г. // *ФММ*. 1973. Т. 36. № 2. С. 388–393.
- [6] Adachi K., Wayman C.M. // *Met. Trans. A*. 1985. Vol. 16. P. 1581–1597.
- [7] Adachi K., Wayman C.M. // *Met. Trans. A*. 1985. Vol. 16. P. 1567–1579.
- [8] Пушин В.Г., Павлова С.П., Юрченко Л.И. // *ФММ*. 1989. Т. 67. № 1. С. 164–174.
- [9] Пушин В.Г., Юрченко Л.И., Соколова А.Ю., Иванова Л.Ю. // *ФММ*. 1994. Т. 78. № 6. С. 104–113.
- [10] Пушин В.Г., Кондратьев В.В. // *ФММ*. 1994. Т. 78. № 5. С. 40–61.
- [11] Ооцука К., Симидзу К., Судзуки Ю. и др. // *Сплавы с эффектом памяти формы / Под ред. Х. Фунакубо: пер. с японского*. М.: Металлургия, 1990. 224 с.
- [12] Лободюк В.А., Коваль Ю.Н., Пушин В.Г. // *ФММ*. 2011. Т. 111. № 2. С. 169–194.

- [13] Попов А.Г., Белозеров Е.В., Сагарадзе В.В., Печеркина Н.Л., Кабанова И.Г., Гавико В.С., Храбров В.И. // ФММ. 2006. Т. 102. № 2. С. 152–161.
- [14] Xu X., Nagasako M., Ito W., Umetsu R.Y., Kanomata T., Kainuma R. // Acta Materialia. 2013. Vol. 61. P. 6712–6723.
- [15] Çakır A., Acet M., Farle M. // Phys. Stat. Sol. B. 2014. Vol. 251. N. 10. P. 2120–2125.
- [16] Entel P., Siewert M., Gruner M. E., Chakrabarti A., Barman S.R., Sokolovskiy V.V., Buchelnikov V.D. // J. Alloys and Compounds. 2013. Vol. 577. S107–S112.
- [17] Jiang Ch., Muhammad Y., Deng L., Wu W., Xu H. // Acta Materialia. 2004. Vol. 52. P. 2779–2785.
- [18] Khachaturyan A.G., Shapiro S.M., Semenovskaya S. // Phys. Rev. B. 1991. Vol. 43. N 13. P. 10 832–10 843.