

СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.24'74'871:620.181

СТРУКТУРА И КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ
МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ Ni–Co–Mn–In

© 2021 г. Ю. В. Калетина^а, *, И. Г. Кабанова^а, А. Ю. Калетин^б

^аИнститут физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

^бУральский федеральный университет, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

*e-mail: kaletina@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 19.03.2021 г.

После доработки 27.04.2021 г.

Принята к публикации 29.04.2021 г.

Исследована структура сплава Гейслера $Ni_{43}Co_4Mn_{42}In_{11}$ после отжига. Показано, что при охлаждении в сплаве $Ni_{43}Co_4Mn_{42}In_{11}$ формируется морфологически сложная структура мартенсита, состоящая из тонкопластинчатого модулированного и внутренне двойникового мартенсита. Проведен кристаллографический анализ структуры мартенсита с использованием расчетных схем электронограмм и построения стереографических проекций. Для двойникового мартенсита определены индексы общего полюса (близкого к габитусной плоскости) в координатах двух фаз — аустенита $L2_1$ и мартенсита $14M$, которые характеризуют новое соотношение из параллельных плоскостей.

Ключевые слова: мартенситное превращение, ферромагнитные сплавы, структура, кристаллографический анализ

DOI: 10.31857/S0015323021090047

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы большой интерес ученых вызывает исследование нового класса интеллектуальных материалов, сочетающих в себе свойства ферромагнетиков и сплавов, обладающих бездиффузионным мартенситным превращением, которые демонстрируют эффекты влияния внешних магнитных полей на их структуру и физические свойства [1–10].

В сплавах Гейслера на основе Ni–Mn–In под воздействием индуцированного магнитного поля наблюдается термоупругий структурный переход первого рода из высокотемпературной ферромагнитной фазы — аустенита в низкосимметричную структурную фазу — парамагнитный или антиферромагнитный мартенсит [9]. Данный переход, получивший название метамагноструктурного, может сопровождаться очень резким падением намагниченности в довольно широкой области составов [10]. Интерес к исследованию материалов с функциональными свойствами связан с перспективами их использования в таких актуальных областях, как медицина, альтернативная энергетика, рефрижераторная техника.

Структурные исследования фаз, образующихся в результате прямых или обратных превращений,

должны сопровождаться изучением кристаллографических особенностей этих фаз и специфики решеточного взаимодействия между ними. Однако работы по исследованию тонкой структуры мартенсита, кристаллографических связей между мартенситом и аустенитом в нестехиометрических сплавах Гейслера на основе системы Ni–Mn–X (где X = In, Sn, Sb), достаточно малочисленны. В наших предыдущих работах по изучению особенностей структуры мартенсита тройного сплава $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ [11, 12] определены ориентационные соотношения между высокотемпературной $L2_1$ -фазой и мартенситом $14M$, и показано, что мартенситные кристаллы с разными осями зон могут быть связаны между собой двойникованием по плоскостям $\{\bar{1}07\}_{14M}$.

Объектом исследования данной работы является магнитоупорядоченный сплав Гейслера на основе Ni–Mn–In, дополнительно легированный кобальтом. Выбор в качестве легирующего элемента кобальта неслучаен. Добавка кобальта приводит к изменению температур магнитного и структурного переходов, увеличению намагниченности насыщения аустенитной фазы, улучшению термомеханических свойств, повышению прочности [13]. Экспериментальные исследова-

ния влияния кобальта в сплавах Ni–Mn–In на магнитные и структурные свойства, а также на температуры магнитного и структурного переходов были выполнены в работах [14–24].

В настоящей работе проведено исследование кристаллографической структуры сплава Гейслера $\text{Ni}_{43}\text{Co}_4\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ после отжига, и ее целью является определение типа и особенностей мартенсита, габитусных плоскостей, ориентационных соотношений между высокотемпературной фазой и мартенситом, а также механизма мартенситного превращения, когда в процессе структурного превращения могут иметь место магнитные эффекты.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Сплав $\text{Ni}_{43}\text{Co}_4\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ был получен методом индукционной плавки в атмосфере аргона. Слиток был подвергнут гомогенизирующему отжигу в вакууме при температуре 1173 К в течение 216 ч с последующей закалкой в воду, а затем из слитка вырезаны образцы для структурных исследований и магнитных измерений.

Структурные исследования выполнены на оптическом микроскопе “Neophot-30”. Электронно-микроскопические исследования выполняли на сканирующем электронном микроскопе “Quanta-200” с локальным микрорентгено-спектральным анализом и на просвечивающем электронном микроскопе JEM-200СХ. Электронно-микроскопические исследования проводили на фольгах, приготовленных по стандартной методике. Для идентификации фаз использовали метод микродифракции от выбранного участка. Кристаллографический анализ структуры проводили с использованием рассчитанных в программе “CaRine” схем электронограмм и стереографических проекций, соответствующих конкретным ориентировкам кристаллов мартенсита и аустенита.

Электронно-микроскопические исследования структуры выполнены в отделе электронной микроскопии ЦКП Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов ИФМ УрО РАН.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ОБСУЖДЕНИЕ

Мартенситная структура в виде пакетов из параллельных пластин является наиболее характерной для сплавов Гейслера с памятью формы. На рис. 1 представлено изображение микроструктуры исследуемого сплава $\text{Ni}_{43}\text{Co}_4\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$. Сплав имеет крупнозернистую поликристаллическую структуру. Размер зерна изменяется от 500 мкм до 1–2 мм. Структура сплава двухфазная, на фоне

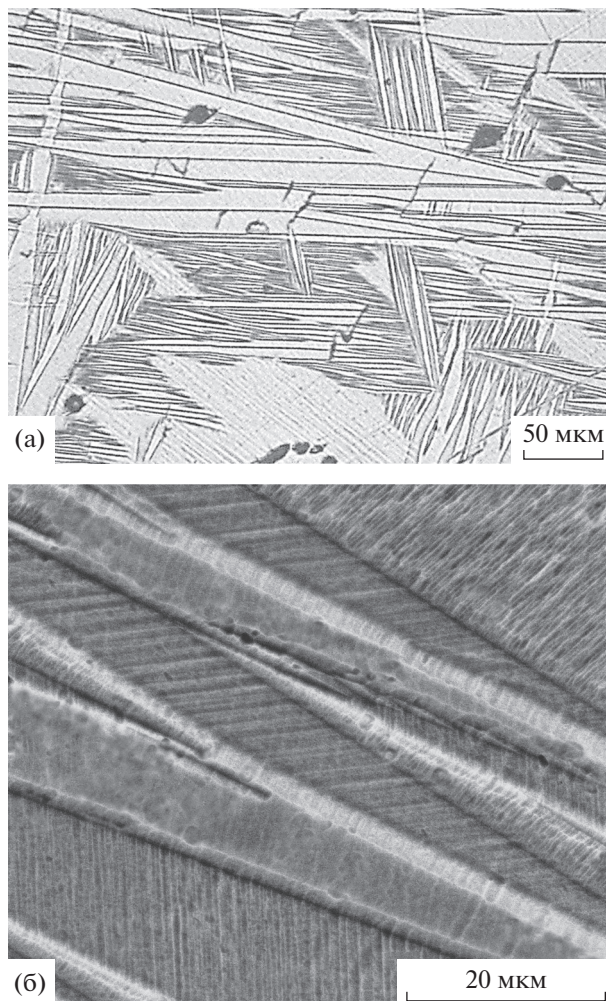


Рис. 1. Микроструктура сплава $\text{Ni}_{43}\text{Co}_4\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ после отжига: а – оптическая металлография; б – внутреннее двойникованное строение мартенситных кристаллов.

аустенитной $L2_1$ -фазы (матрицы) хорошо видны мартенситные кристаллы. На поверхности шлифов отчетливо выявляется рельеф. Мартенситный рельеф представляет полосы, сформированные из тонких мартенситных кристаллов с параллельными гранями, а также из кристаллов мартенсита клиновидной формы.

Морфология мартенситных кристаллов различна (рис. 1а). В структуре присутствует тонкопластинчатый мартенсит в виде тонких протяженных кристаллов, которые сгруппированы в пакеты. Мартенситные пакеты разориентированы друг относительно друга на определенный угол. В структуре наблюдаются растущие клиновидные мартенситные кристаллы с заостренными концами (рис. 1б), а также отдельные кристаллы линзовидной формы. На рис. 1б хорошо видна

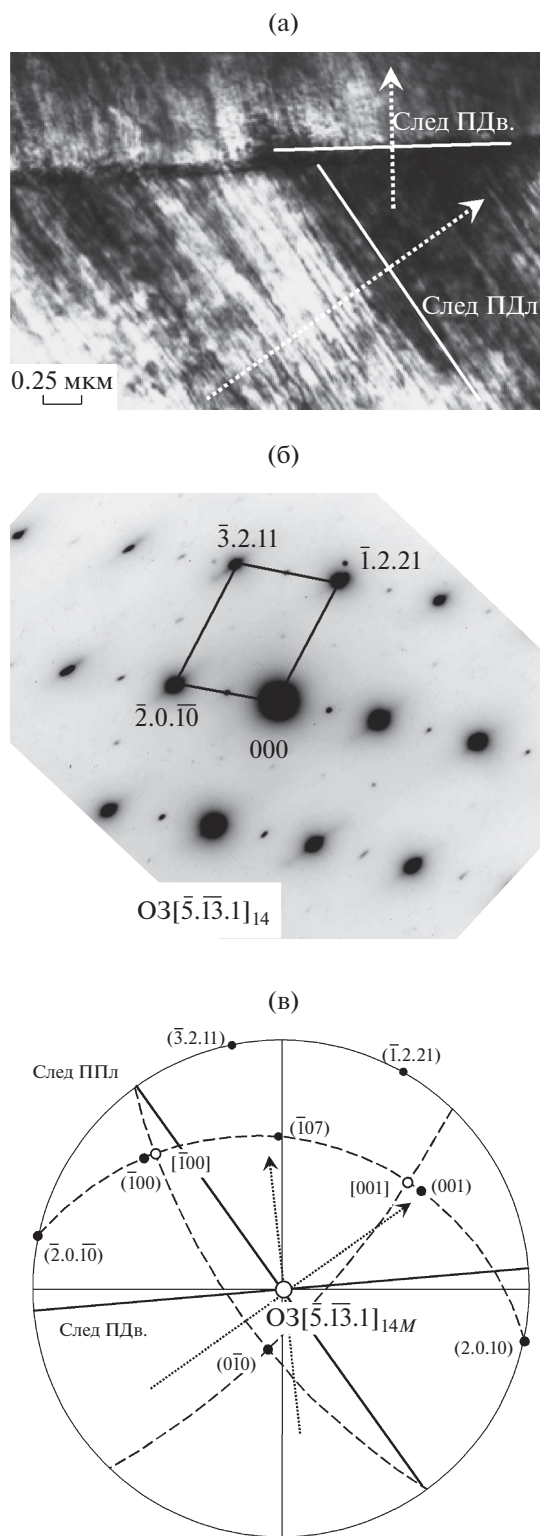


Рис. 2. Структура мартенсита в сплаве $\text{Ni}_{43}\text{Co}_4\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ после отжига: а – светлопольное изображение; б – микродифракционная картина с расшифровкой; в – стереографическая проекция мартенсита с осью зоны $[\bar{5}.1\bar{3}.1]_{14M}$.

внутренняя структура мартенсита, состоящая из двойников.

Ранее [11, 12] нами было установлено, что в сплаве $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ после отжига в процессе охлаждения из аустенита с решеткой L_{21} образуется многослойный $14M$ -мартенсит с моноклинной решеткой. С использованием расчетных схем электронограмм и стереографических проекций по уточненному базису ячейки кристаллической решетки, с учетом экспериментально определенных параметров и максимального приближения к стехиометрическому составу сплава был проведен кристаллографический анализ структуры мартенсита после отжига [11]. Экспериментально были определены ориентационные соотношения между высокотемпературной L_{21} -фазой и мартенситом $14M$: $(001)_{14M} \parallel (110)_{L_{21}}$, $[100]_{14M} \parallel [\bar{1}10]_{L_{21}}$, а также габитусные плоскости мартенситных пластин $\{1.0.10\}_{L_{21}}$. Показано [11], что наблюдаемый внутри мартенситных пластин полосчатый контраст отвечает плоскостям залегания дефектов упаковки: $(001)_{14M} \parallel \{110\}_{L_{21}}$.

В настоящей работе расчет электронограмм, а также построение стереографических проекций, выполнены с помощью программы “CaRine” с использованием параметров ячеек мартенсита $14M$ и аустенита L_{21} . Параметры ячейки мартенсита $14M$: $a = (0.4053 \pm 0.0001)$ нм, $b = (0.5601 \pm 0.0001)$ нм, $c = (0.4342 \pm 0.0001)$ нм, $\beta = 93.51^\circ \pm 0.01^\circ$ (первоначально были использованы для тройного сплава $\text{Ni}-\text{Mn}-\text{In}$) [25]. Параметры ячейки аустенита L_{21} (ромбическая решетка): $a = 0.626$ нм, $b = 0.594$ нм, $c = 0.571$ нм взяты из работы [23].

На рис. 2а приведено электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры сплава $\text{Ni}_{43}\text{Co}_4\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$. Видны два мартенситных кристалла (верхний и нижний), вероятно, двойниковых, граничащих между собой по некоторой плоскости двойникования. В каждом кристалле наблюдается внутренняя полосчатая структура, состоящая из тонких двойниковых пластин мартенсита $14M$ по плоскости (001) . Расшифровка микродифракции (рис. 2б) позволила определить ось зоны нижнего кристалла мартенсита – $[\bar{5}.1\bar{3}.1]_{14M}$. Расчетная схема электронограммы для найденной оси зоны полностью совпадает с наблюдаемой микродифракционной картиной, что подтверждает прямое сравнение параметров ячеек двух сеток по расстояниям до рефлексов и углу между ними.

Чтобы определить плоскость тонких пластин в мартенситном кристалле, была построена стереографическая проекция с найденной осью зоны

$[\bar{5}.13.1]_{14M}$ (рис. 2в). Жирными линиями на проекции показаны следы плоскости пластин (ППл) и плоскости двойникования (ПДв) между мартенситными кристаллами. Они параллельно перенесены на проекцию со светлопольного снимка (рис. 2а). След плоскости пластин своей нормалью (длинная пунктирная стрелка, являющаяся проекцией нормали к ППл) достаточно точно указывает на полюс $(001)_{14M}$, что подтверждает известную плоскость пластин модулированного мартенсита $14M$. Таким же путем, но по следу ПДв, удалось определить и плоскость двойникования между двумя мартенситными кристаллами. На рис. 2в видно, что пунктирная стрелка-нормаль к следу ПДв с небольшим отклонением указывает на полюс $(\bar{1}07)$, что совпадает с нашим ранним определением подобных плоскостей двойникования [11].

Большими дугами (штриховыми) на проекции выделены три взаимно перпендикулярные плоскости, в узлах пересечения которых лежат полюсы, определяющие главные оси ячейки мартенсита $14M$. Два полюса из них — (001) и $[100]$, как известно, входят в стандартные мартенситные ориентационные соотношения (ОС) для превращения $L2_1 \rightarrow 14M$: $(110)_{L2_1} \parallel (001)_{14M}$, $[\bar{1}10]_{L2_1} \parallel [100]_{14M}$. Зная ось зоны (ОЗ) мартенсита и расположение входящих в мартенситные ОС полюсов аустенита $L2_1$ (исходной фазы превращения), можно предположительно определить его возможную кристаллографическую ориентацию.

На рис. 3 представлены светлопольное и темнопольное изображения с соседнего участка мартенсита $14M$ по отношению к примеру на рис. 2. Видна более четкая полосчатая структура, состоящая, в отличие от предыдущего примера, не только из тонких пластин и прослоек, но также из нескольких утолщенных пластин, внутри которых можно заметить внутреннюю структуру. Плоскость пластин предположительно может отвечать (001) мартенсита $14M$, как и в предыдущем примере. Следует отметить, что на микродифракционной картине практически все рефлексы имеют тяжи в одном общем направлении. Или рядом с ними часто наблюдаются сателлиты, имеющие одинаковое смещение в том же общем направлении. Это направление практически совпадает с проекцией нормали к пластинам. Тяжи свидетельствуют об упруго-напряженном состоянии после сдвиговой деформации в процессе мартенситного превращения.

В структуре сплава $Ni_{43}Co_4Mn_{42}In_{11}$ после отжига кроме модулированного мартенсита $14M$ с тонкопластинчатой структурой наблюдали мартенсит другой морфологии — внутренне двойникованный (рис. 4). На темнопольном изображе-

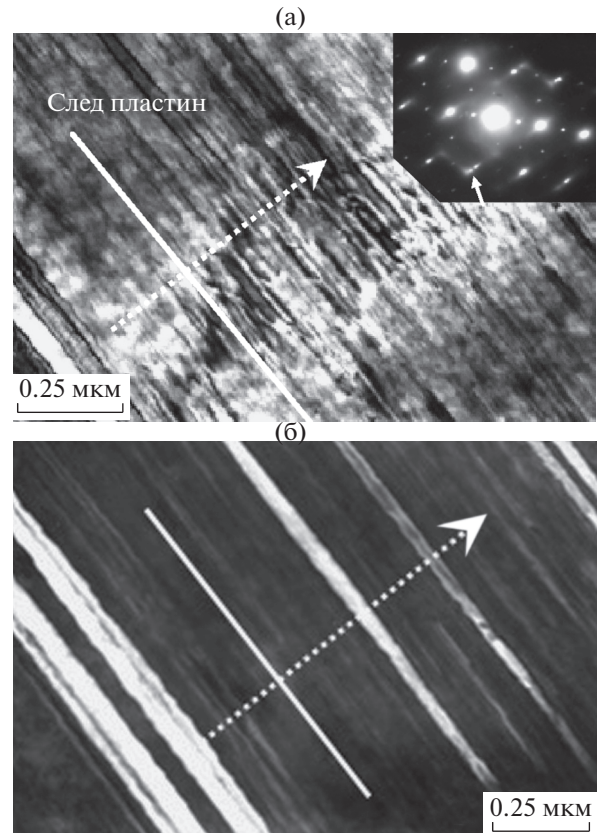


Рис. 3. Структура мартенсита в сплаве $Ni_{43}Co_4Mn_{42}In_{11}$: а — светлопольное изображение, сплошной линией показан след пластин мартенсита, пунктирной стрелкой — проекция нормали к плоскости пластин; б — темнопольное изображение в рефлексе (указан малой стрелкой) мартенсита, сплошной линией показан след плоскости габитуса тонких пластин мартенсита, пунктирной стрелкой — проекция нормали к плоскости пластин.

нии в рефлексе аустенита (рис. 4б) хорошо видны следы плоскости внутреннего двойникования (ПВД) мартенсита, а также ступенчатой габитусной плоскости (ГП) — межфазной границы мартенсита. Они показаны сплошными линиями с нормальными к ним пунктирными стрелками, которые являются проекциями нормалей к соответствующим плоскостям. На рис. 4 представлены наблюдаемая микродифракционная картина (рис. 4в) и две расчетные схемы электронограмм к ней (рис. 4г, 4д) для аустенита и мартенсита соответственно. Отклонение расчетных схем от соответствующих наблюдаемых сеток рефлексов невелико.

Чтобы определить ориентационные соотношения между кристаллами аустенита и мартенсита, а также характерные плоскости наблюдаемого мартенситного превращения, были построены стереографические проекции с найденными ося-

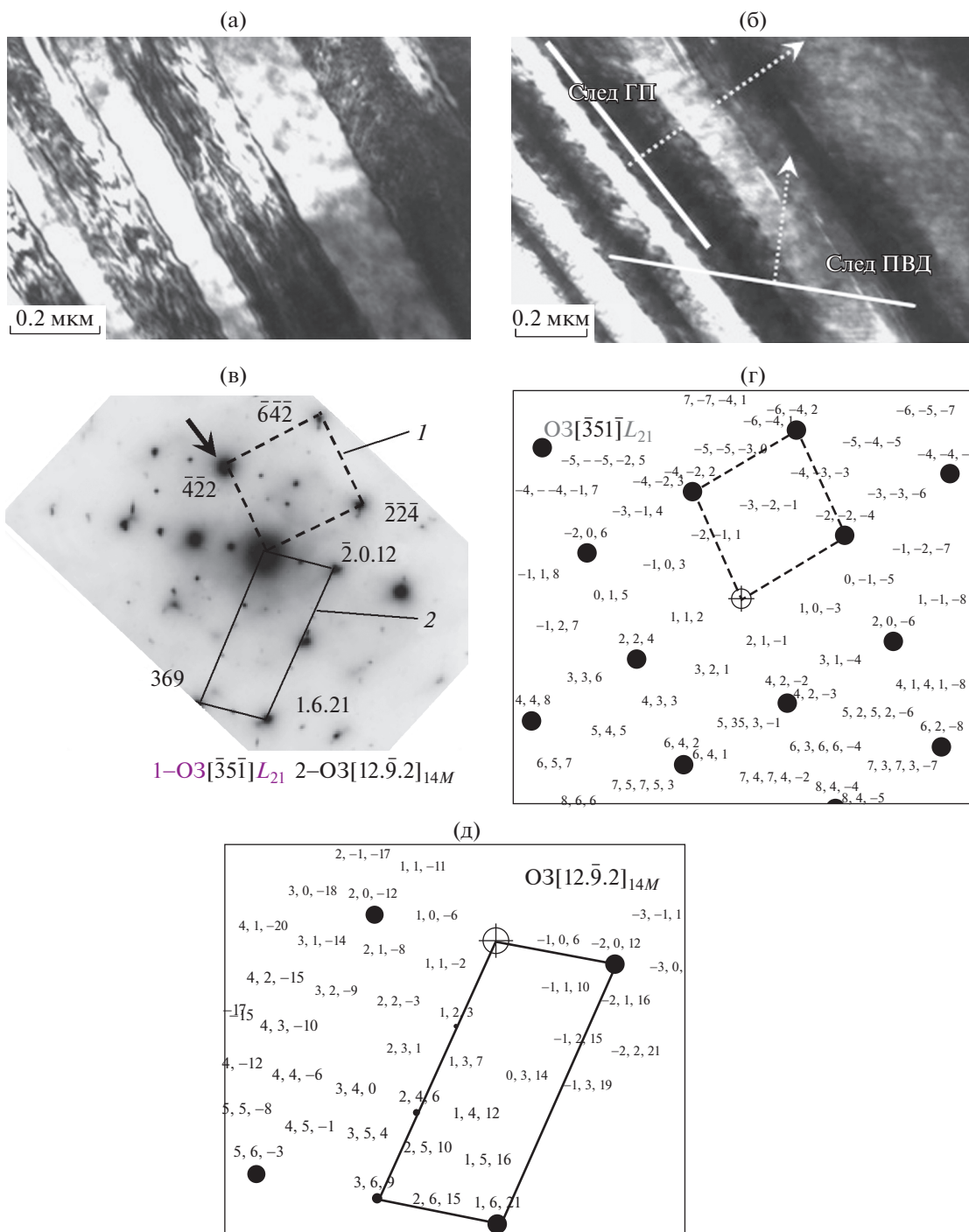


Рис. 4. Структура мартенсита в сплаве $Ni_{43}Co_4Mn_{42}In_{11}$ после отжига: а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение в рефлексе аустенита (указан стрелкой на рис. в); в – микродифракционная картина с расшифровкой; г, д – расчетные схемы соответственно для аустенита – $O3[\bar{3}5\bar{1}]L_{21}$ и мартенсита – $O3[12.\bar{9}.2]_{14M}$.

ми зон для двух фаз. На построенные проекции (рис. 5) с темнопольного изображения (см. рис. 4б) были параллельно перенесены следы габитусной плоскости и плоскости внутреннего двойникова-ния с пунктирными стрелками нормалей. Боль-

шими дугами показаны плоскости, входящие в предполагаемые ориентационные соотношения, на пересечениях которых (или вблизи) находятся полюсы плоскостей (или направлений), входящие в ОС.

Из сравнения двух проекций (см. рис. 5а, 5б) видно, что ориентационные соотношения для превращения $L2_1 \rightarrow 14M$, а именно, $(110)_{L2_1} \parallel (001)_{14M}$, $[\bar{1}10]_{L2_1} \parallel [100]_{14M}$, для внутренне двойникового мартенсита не выполняются. Входящие в ориентационные соотношения полюсы, лежащие вблизи или на пересечениях больших штриховых дуг, в обеих проекциях, не совпадают при наложении последних. Но, как видно на проекциях (рис. 5а, 5б), для двойникового мартенсита имеет место общий полюс на большом круге, индексы которого, определенные в координатах двух фаз (аустенита и мартенсита), составляют новое соотношение: $(\bar{1}\bar{1}\bar{2})_{L2_1} \parallel (\bar{2}23)_{14M}$. На общий полюс указывают стрелки нормалей к следу габитусной плоскости (ГП) в обеих фазах. Это соотношение может быть связано с габитусной плоскостью, если угол наклона ее к плоскости дифракции близок к прямому.

Таким образом, анализ тонкой структуры сплава $Ni_{43}Co_4Mn_{42}In_{11}$ после отжига показал, что при охлаждении наблюдается прямое мартенситное превращение с образованием модулированного мартенсита $14M$, имеющего пластинчатую структуру, состоящую из тонких параллельных пластин, ориентированных по плоскостям (001) . В этом случае кристаллографический анализ подтвердил, что исходная аустенитная фаза $L2_1$ с учетом превращения $L2_1 \rightarrow 14M$ связана с мартенситом ориентационными соотношениями: $(110)_{L2_1} \parallel (001)_{14M}$, $[\bar{1}10]_{L2_1} \parallel [100]_{14M}$. Однако кроме мартенсита $14M$ в сплаве образуется также другой тип мартенсита, поскольку стандартные мартенситные ориентационные соотношения для превращения $L2_1 \rightarrow 14M$ выполняются не всегда. Наблюдали мартенсит с внутренне двойникованной структурой, которая принципиально отличается от структуры модулированного мартенсита $14M$ другой габитусной плоскостью. Подобно тому, как в железных сплавах могут наблюдаться и пакетный мартенсит с протяженными пластинами по плоскостям $\sim(111)$ аустенита, и атермический мартенсит, габитусную плоскость которого формирует внутренне двойникованная область — мидриб [26]. В результате плоскость габитуса имеет ячеистую структуру и характеризуется иррациональными индексами.

Идентификация кристаллической структуры мартенсита в сплавах $Ni-Mn-In-Co$ довольно сложна. Для сплава $Ni_{45}Mn_{36.7}In_{13.3}Co_5$, закаленного от 1173 К, заявлено [5], что мартенсит состоит из смеси модулированных структур $10M$ и $14M$. Для того же образца, отожженного при 923 и 623 К, наблюдали немодулированные $L1_0$ и моноклинные $6M$ мартенситные структуры соответственно

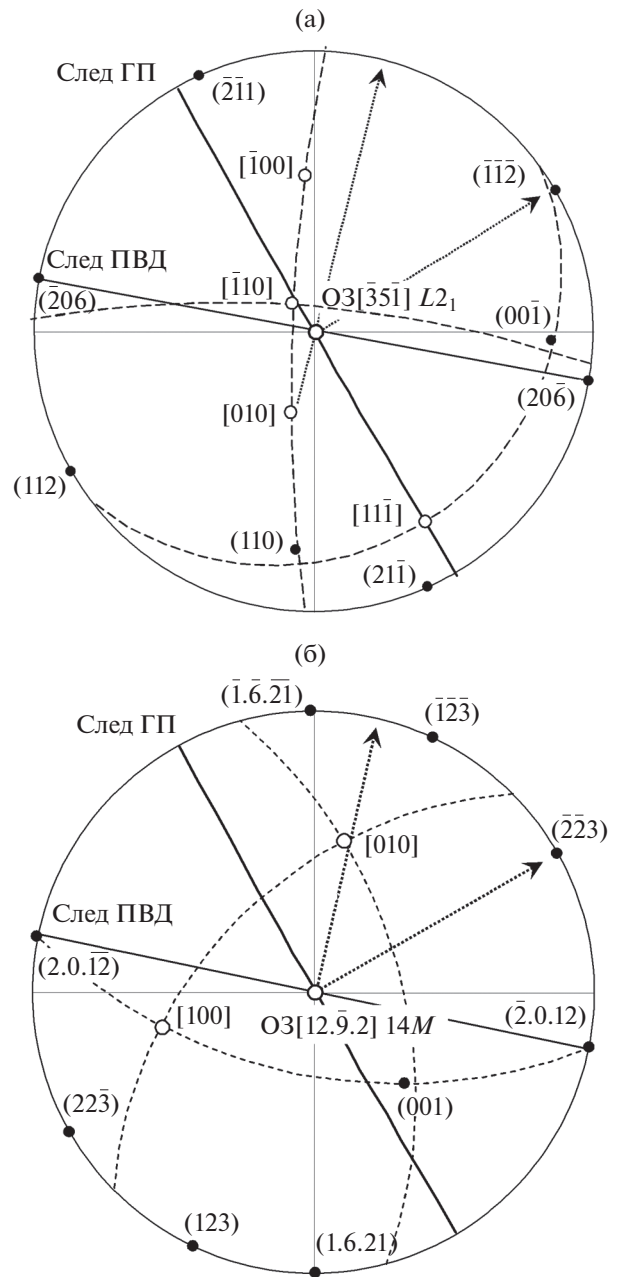


Рис. 5. Стереографические проекции: а — аустенит, $O3[\bar{3}\bar{5}\bar{1}]L2_1$; б — мартенсит, $O3[12.\bar{9}.2]14M$. Темными полюсами обозначены нормали к плоскостям, светлыми — направления.

[6]. Кроме того, в работе [13] в монокристалле $Ni_{45}Mn_{36.5}In_{13.5}Co_5$ обнаружили только моноклинную структуру $6M$. В сплаве $Ni_{45}Mn_{36.7}In_{13.3}Co_5$ был обнаружен мартенсит $7M$ [10]. Следовательно, можно сделать вывод, что мартенситная структура сплавов на основе $Ni-Mn-In-Co$ сильно зависит от состава и термической обработки [21, 22].

Приведенные примеры, а также результаты настоящего исследования свидетельствуют, что в сплаве $\text{Ni}_{43}\text{Co}_4\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ мартенситное превращение, возможно, осуществляется в несколько этапов с образованием мартенсита различных морфологических видов.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведено металлографическое, электронно-микроскопическое исследование и кристаллографический анализ особенностей формирования структуры в четырехкомпонентном сплаве Гейслера $\text{Ni}_{43}\text{Co}_4\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$.

Показано, что после длительного отжига сплав имеет морфологически сложную мартенситную структуру. Наблюдается формирование тонкопластинчатого мартенсита модуляции $14M$, а также внутренне двойникового мартенсита.

Проведен кристаллографический анализ структуры мартенсита с использованием расчетных схем электронограмм и построения стереографических проекций по уточненному базису ячейки кристаллической решетки, учитывая экспериментально определенные параметры и максимальное приближение к стехиометрическому составу сплава.

Для двойникового мартенсита в координатах двух фаз определены индексы общего полюса, возможно, близкого к габитусной плоскости, которые составляют соотношение: $(\bar{1}\bar{1}\bar{2})L_{21} \parallel (2\bar{2}3)14M$.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБНАУКИ России (тема “Структура” г.р. № АААА-А18-118020190116-6) при частичной поддержке РФФИ (проект № 20-03-00056).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Васильев А.Н., Бучельников В.Д., Такаги Т., Ховайло В.В., Эстрин Э.И. Ферромагнетики с памятью формы // УФН. 2003. Т. 173. № 6. С. 577–608.
2. Бучельников В.Д., Васильев А.Н., Коледов В.В., Ховайло В.В., Таскаев С.В., Шавров В.Г. Магнитные сплавы с памятью формы: фазовые переходы и функциональные свойства // УФН. 2006. Т. 176. № 8. С. 900–906.
3. Sutou Y., Imano Y., Koeda N., Omori T., Kainuma R., Ishida K., Oikawa K. Magnetic and martensitic transformations of NiMnX ($X = \text{In, Sn, Sb}$) ferromagnetic shape memory alloys // Appl. Phys. Lett. 2004. V. 85. P. 4358–4360.
4. Marioni M.A., O’Handley R.C., Allen S.M., Hall S.R., Paul D.I., Richard M.L., Feuchtwanger J., Peterson B.W., Chambers J.M., Techariesancharoenkij R. The ferromagnetic shape-memory effect in Ni-Mn-Ga // J. Magn. Mater. 2005. V. 290–291. P. 35–41.
5. Krenke T., Duman E., Acet M., Wassermann E.F., Moya X., Manosa L., Planes A., Suard E., Ouladdiaf B. Magnetic superelasticity and inverse magnetocaloric effect in Ni-Mn-In // Phys. Rev. B. 2007. V. 75. P. 104414–6.
6. Planes A., Manosa L., Acet M. Magnetocaloric effect and its relation to shape-memory properties in ferromagnetic Heusler alloys // J. Phys.: Condens. Matter. 2009. V. 21. P. 233201–29.
7. Buchelnikov V.D., Sokolovskiy V.V. Magnetocaloric Effect in Ni-Mn-X ($X = \text{Ga, In, Sn, Sb}$) Heusler Alloys // Phys. Met. Metal. 2011. V. 112. № 7. P. 633–665.
8. Счастливцев В.М., Калетина Ю.В., Фокина Е.А., Казанцев В.А. Мартенситные и магнитные превращения в сплавах системы Ni-Mn-In // ФММ. 2011. Т. 112. № 1. С. 64–74.
9. Калетина Ю.В., Герасимов Е.Г., Счастливцев В.М., Фокина Е.А., Терентьев П.Б. Индуцированные магнитным полем мартенситные превращения в сплавах $\text{Ni}_{47-x}\text{Mn}_{42+x}\text{In}_{11}$ ($0 \leq x \leq 2$) // ФММ. 2013. Т. 114. № 10. С. 911–918.
10. Kihara T., Xu X., Ito W., Kainuma R., Tokunaga M. Direct measurements of inverse magnetocaloric effects in metamagnetic shape-memory alloy NiCoMnIn // Phys. Rev. B. 2014. V. 90. 214409–6.
11. Калетина Ю.В., Кабанова И.Г., Фролова Н.Ю., Калетин А.Ю. Кристаллографические особенности структуры мартенсита сплава $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ // ФТТ. 2017. Т. 59. № 10. С. 1984–1991.
12. Калетина Ю.В., Кабанова И.Г., Фролова Н.Ю., Гундырев В.М., Калетин А.Ю. Кристаллографические особенности структуры мартенсита в сплаве $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ после прямого и обратного фазового превращения // ФММ. 2018. Т. 119. № 4. С. 402–406.
13. Karaca H.E., Karaman I., Basaran B., Ren Y., Chumlyakov Y.I., Maier H.J. // Magnetic Field-Induced Phase Transformation in NiMnCoIn Magnetic Shape-Memory Alloys-A New Actuation Mechanism with Large Work Output // Adv. Funct. Mater. 2009. 19. P. 983–998.
14. Murakami Y., Yano T., Shindo D., Kainuma R., Oikawa K., Ishida K. Magnetic domain structure in a metamagnetic shape memory alloy $\text{Ni}_{45}\text{Co}_5\text{Mn}_{36.7}\text{In}_{13.3}$ // Scripta Mater. 2006. 55. P. 683–686.
15. Xu X., Ito W., Umetsu R.Y., Kainuma R., Ishida K. Anomaly of critical stress in stress-induced transformation of NiCoMnIn metamagnetic shape memory alloy // Appl. Phys. Lett. 2009. 95. P. 181905–3.
16. Lee Y., Todai M., Okuyama T., Fukuda T., Kakeshita T., Kainuma R. Isothermal nature of martensitic transformation in an $\text{Ni}_{45}\text{Co}_5\text{Mn}_{36.5}\text{In}_{13.5}$ magnetic shape memory alloy // Scripta Materialia. 2011. 64. P. 927–930.
17. Dubenko I., Samanta T., Pathak A.K., Kazakov A., Prudnikov V.N., Stadler S., Granovsky A.B., Zukov A., Naushad A. Magnetocaloric effect and multifunctional properties of Ni-Mn based Heusler alloys // J. Magn. Mater. 2012. V. 324. P. 3530–3534.
18. Liu Y., Karaman I., Wang H., Zhang X. Two Types of Martensitic Phase Transformations in Magnetic Shape Memory Alloys by In-Situ Nanoindentation Studies // Adv. Mater. 2012. V. 26. P. 3893–3898.

19. *Pérez-Landazábal J.I., Recarte V., Sánchez-Alarcos V., Kustov S., Salas D., Cesari E.* Effect of magnetic field on the isothermal transformation of a NiMnInCo magnetic shape memory alloy // *Intermetallics*. 2012. V. 28. P. 28144–148.
20. *Monroe J.A., Karaman I., Basaran B., Ito W., Umetsu R.Y., Kainuma R., Koyama K., Chumlyakov Y.I.* Direct measurement of large reversible magnetic-field-induced strain in Ni–Co–Mn–In metamagnetic shape memory alloys // *Acta Mater.* 2012. 60. P. 6883–6891.
21. *Kihara T., Xu X., Ito W., Kainuma R., Tokunaga M.* Direct measurements of inverse magnetocaloric effects in metamagnetic shape-memory alloy NiCoMnIn // *Phys. Rev. B*. 2014. V. 90. P. 214409–6.
22. *Umetsu R. Y., Xu X., Kainuma R.* NiMn-based metamagnetic shape memory alloys // *Scripta Mater.* 2016. V. 116. P. 1–6.
23. *Liu J., Scheerbaum N., Weiß S., Gutfleisch O.* Ni–Mn–In–Co single-crystalline particles for magnetic shape memory composites // *Appl. Phys. Lett.* 2009. V. 95. P. 152503–3.
24. *Ito W., Imano Y., Kainuma R., Sutou Y., Oikawa K., Ishida K.* Influence of annealing on magnetic field-induced structural transformation and magnetocaloric effect in Ni–Mn–In–Co ribbons // *Acta Mater.* 2009. V. 57. № 16. P. 4911–4920.
25. *Гундырев В.М., Калетина Ю.В.* Рентгеноструктурное исследование структуры мартенсита сплава Ni₄₇Mn₄₂In₁₁ // *ФММ*. 2018. Т. 119. № 10. С. 1018–1024.
26. *Счастливец В.М., Калетина Ю.В., Фокина Е.А.* Мартенситное превращение в магнитном поле. Екатеринбург: УрО РАН, 2007. 322 с.