

05

Анализ кристаллографических закономерностей формирования структуры мартенситного пакета интерметаллидного соединения NiMn

© Ю.В. Хлебникова, Л.Ю. Егорова, Д.П. Родионов, Е.С. Белослудцева, В.А. Казанцев

Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,
620990 Екатеринбург, Россия
e-mail: Yulia_kh@imp.uran.ru

(Поступило в Редакцию 20 октября 2015 г.)

Методами оптической, сканирующей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа показано, что при охлаждении монокристалла сплава Ni₄₉Mn₅₁ ниже температуры $\beta \rightarrow \theta$ (ОЦК→ГЦТ) превращения образуется псевдомонокристалл, имеющий при комнатной температуре структуру L1₀ тетрагонального мартенсита с параметрами $a = 0.3732$ nm, $c = 0.3537$ nm и степенью тетрагональности $c/a = 0.94775$. Определены температуры прямого и обратного переходов B2→L1₀. Проведен анализ кристаллометрических особенностей формирования мартенситного пакета. С использованием метода EBSD установлено, что в соседних пакетах всегда присутствуют три сорта пластин тетрагонального мартенсита, находящихся в двойниковом положении и различающихся направлением оси тетрагональности. Повторный нагрев и закалка псевдомонокристалла приводят к перекристаллизации с образованием крупных зерен. Пакетная структура тетрагонального мартенсита при этом сохраняется, но размеры пакетов, сформированных в пределах отдельного зерна, уменьшаются в 2–3 раза по сравнению с исходным псевдомонокристаллом.

Введение

В некоторых металлах и сплавах с кубическими ОЦК или ГЦК решетками при закалке или при медленном охлаждении от соответствующих температур происходят фазовые мартенситные превращения, при которых исходная кубическая решетка трансформируется в гранцентрированную тетрагональную. В принципе при таком превращении некий объем металла может превращаться в новую фазу тремя способами, различающимися направлением тетрагональности кубической оси {100}, и происходит формирование структуры, элементы которой либо сдвинуты, либо повернуты друг относительно друга. Соседствующие элементы структуры, или c -домены, различаются направлением оси тетрагональности. Образующиеся при фазовом переходе элементы структуры имеют форму пластин с тетрагональной решеткой. При образовании тетрагональной фазы пластинчатой формы габитусными гранями пластины служат неискажаемые в процессе перестройки плоскости решетки кристаллографического типа {110} высокотемпературной фазы. Такую структуру, образованную группами пластин с тетрагональной решеткой, часто называют полидоменной. Подобная структура может образовываться в сплавах CuAu, NiAl, NiMn и ряде сплавов на основе титана, платины, палладия, серебра и железа [1–4].

Атомно-упорядоченные интерметаллические соединения на основе NiMn как бинарные, так и многокомпонентные испытывают термоупругие мартенситные превращения при относительно высоких температурах. Термоупругий характер мартенситного перехода должен обуславливать в этих сплавах эффекты памяти формы. Из-за высокой температуры фазовых переходов в сплавах на основе NiMn наличие эффектов памяти выяснить однозначно весьма затруднительно. К тому же эти

сплавы очень хрупкие, что сильно ограничивает область их применения. Улучшение пластичности данной группы сплавов является одной из главных задач, стоящих перед исследователями материалов с эффектом памяти формы на основе интерметаллических соединений. Многие современные исследования посвящены поиску подтверждения эффектов памяти формы в сплавах NiMn и повышению их пластичности за счет легирования [5–14].

В настоящей работе на основе металлографических наблюдений, данных сканирующей электронной микроскопии и рентгенографического анализа рассматриваются кристаллографические закономерности структуры, сформировавшейся в сплаве Ni₄₉Mn₅₁ в процессе фазового ОЦК→ГЦТ превращения. Основное внимание в работе уделено анализу данных, полученных методом дифракции обратно отраженных электронов (EBSD), а также их сопоставлению с известными из литературы результатами электронно-микроскопического исследования тонких фольг на просвет.

Получение монокристаллов

Заготовка бинарного сплава NiMn состава, близкого к эквиаtomному, была выплавлена в индукционной печи в атмосфере аргона из никеля чистотой 99.99 wt.% и переплавленного электролитического марганца чистотой 99.93 wt.%.

Из полученной заготовки выращивали монокристалл по методу Бриджмена–Стокбаргера без затравки в атмосфере аргона при давлении $\sim 1.2 \cdot 10^5$ Pa. Скорость кристаллизации составляла 1 mm/min, градиент на фронте кристаллизации ~ 1 K/mm. Химический состав закристаллизованного слитка определяли стандартным химическим методом. Содержание Ni составляет 50.63 wt.% и

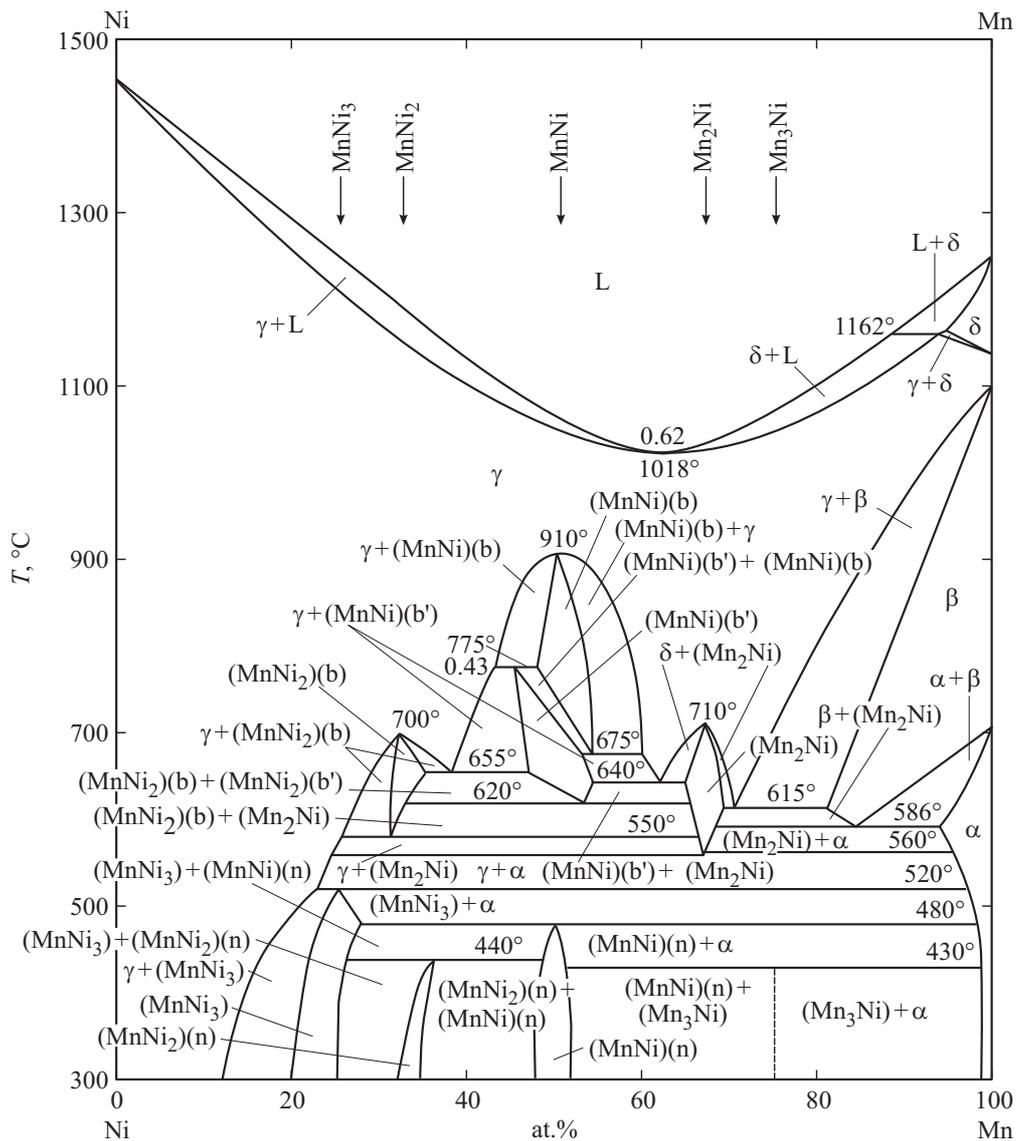


Рис. 1. Фазовая диаграмма системы Ni–Mn [15].

Mn — 49.37 wt.%. Такой химический состав соответствует сплаву Ni₄₉Mn₅₁ (at.%). Выращен монокристалл диаметром 13 mm и длиной ~ 90 mm. На начальной стадии кристаллизации слитка зародилось несколько зерен, но по мере продвижения фронта кристаллизации остается только одно зерно, остальные зерна вырождаются и далее растет монокристалл. Поэтому носовую часть монокристалла, представляющую собой комплекс из нескольких крупных столбчатых зерен, не использовали для вырезки образцов.

В соответствии с диаграммой состояния системы Ni–Mn, приведенной в [15], сплав Ni₄₉Mn₅₁ по химическому составу отличается от эквиатомного, но относится к области твердого раствора, ограниченного концентрационными рамками по содержанию никеля (от 46 до 55 at.%), в которой возможно образование мартенсита с ГЦТ-решеткой, упорядоченной по типу L1₀ (рис. 1). Образующийся после кристаллизации слитка

монокристалл имел гранцентрированную кубическую решетку, далее в процессе охлаждения до комнатной температуры монокристалл претерпел цикл $\gamma \rightarrow \beta \rightarrow \theta$ (ГЦК→ОЦК→ГЦТ)-превращений.

Строго говоря, выращенный монокристалл сплава Ni₄₉Mn₅₁ следует называть псевдомонокристаллом, поскольку его структура при комнатной температуре, образовавшаяся после цикла превращений, состоит из пакетов мартенситных пластин различных, хотя и кристаллографически закономерных, ориентаций.

Методы исследования структуры

Образцы для исследования вырезали из средней части кристалла. Исследовали исходную структуру псевдомонокристалла, а также структуру нагретых до 960°C образцов, которые после гомогенизации в течение 26 h

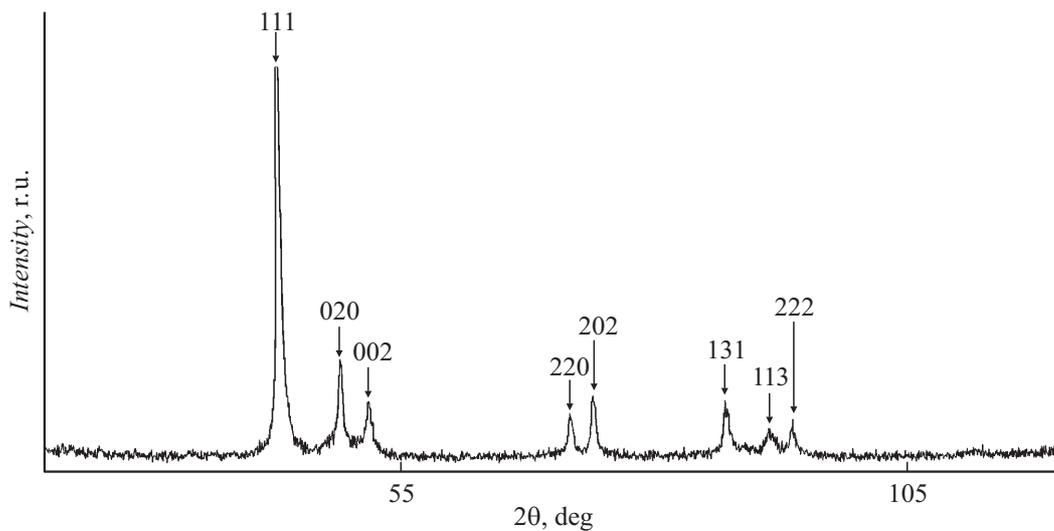


Рис. 2. Дифрактограмма исходного псевдомонокристалла сплава $\text{Ni}_{49}\text{Mn}_{51}$.

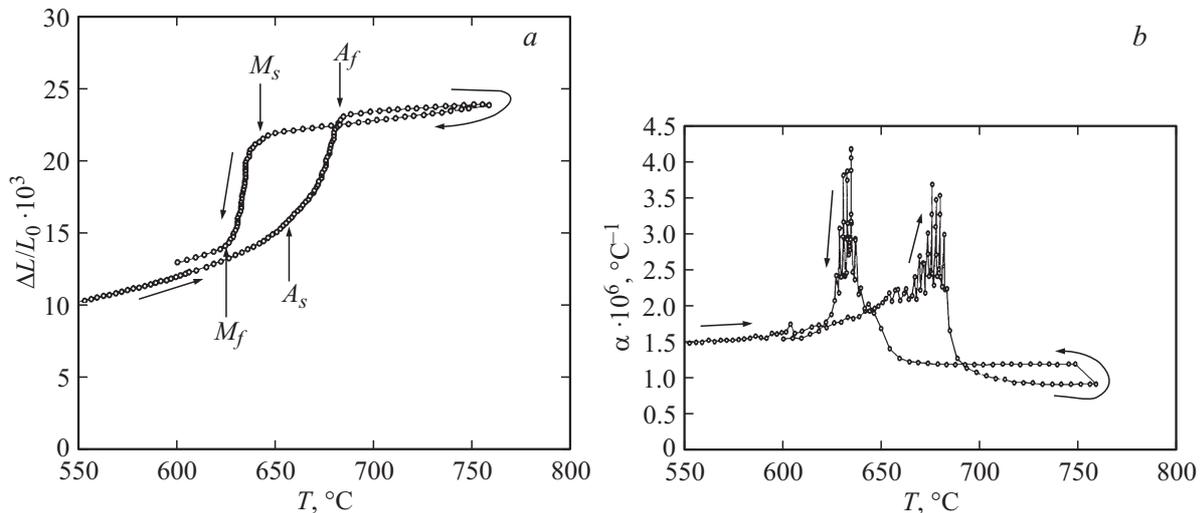


Рис. 3. Дилатогрaмма нагрева и охлаждения (а) и температурная зависимость коэффициента линейного расширения (б) псевдомонокристалла сплава $\text{Ni}_{49}\text{Mn}_{51}$.

были закалены в воду. Часть гомогенизированных образцов была повторно нагрета посадкой в печь до 960°C , затем переохлаждена до 850°C (в β -область) и после выдержки в течение 20 min снова закалена в воду. Скорость охлаждения при закалке составляла ~ 500 K/s.

Для выявления макроструктуры образцов использовали травление в смеси концентрированных кислот HCl и HNO_3 в соотношении 3:1 (реактив „царская водка“). Микроструктуру в продольных и поперечных образцах выявляли травлением в 4–6% спиртовом растворе HNO_3 (реактив „ниталь“). Структуру исходных псевдомонокристалльных и термообработанных образцов исследовали на оптическом микроскопе „Neophot-30“. Химический состав в разных участках исходного и гомогенизированного псевдомонокристалла определяли с использованием спектрометра EDAX для элементного анализа на сканирующем электронном микроскопе

Quanta-200 Pegasus с площади ~ 0.01 mm^2 или пучком диаметром 100 nm.

Ориентацию отдельных реек тетрагонального мартенсита в различных пакетах исходного псевдомонокристалла определяли методом EBSD на специализированной приставке EDAX к сканирующему электронному микроскопу Quanta 200 Pegasus в отделе электронной микроскопии ЦКП „Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов“ Института физики металлов УрО РАН. Область формирования дифракционной картины в точке составляла около 50 nm. Образцы перед съемкой подвергали электролитической полировке. Сканирование ориентационных данных осуществлялось с шагом $0.1\ \mu\text{m}$ с участков поверхности площадью примерно $120 \times 60\ \mu\text{m}$.

Рентгеноструктурным методом на дифрактометре ДРОН-3М в $\text{CuK}\alpha$ -излучении определяли фазовый со-

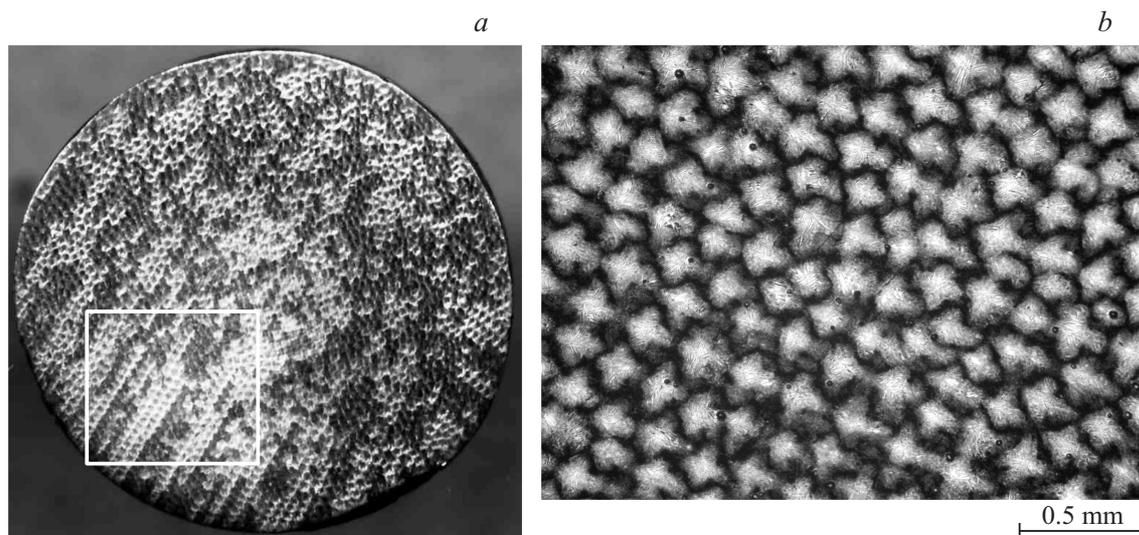


Рис. 4. Структура поперечного сечения исходного псевдомонокристалла сплава $\text{Ni}_{49}\text{Mn}_{51}$: *a* — макроструктура, $\times 7$; *b* — ячеистая ростовая структура.

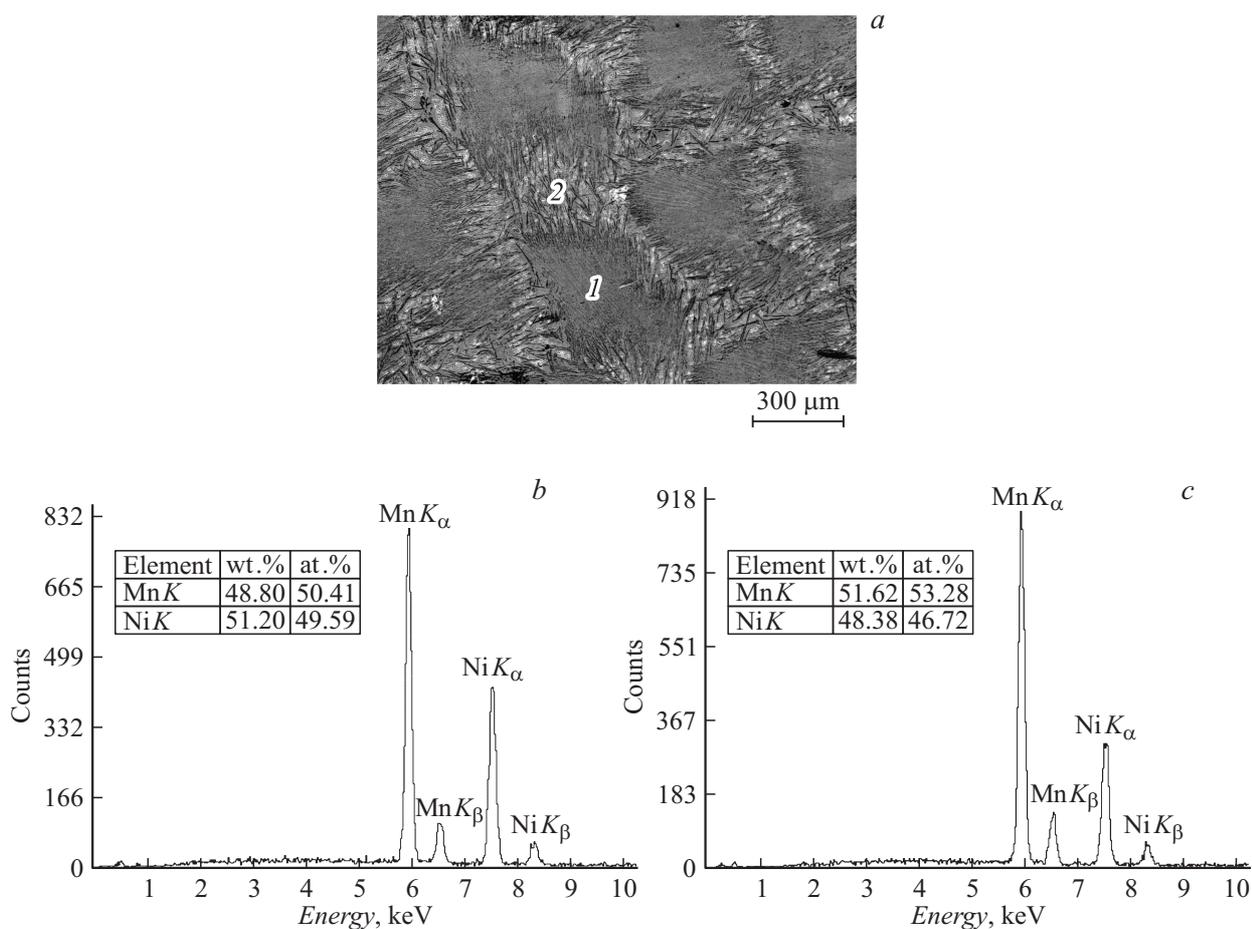


Рис. 5. Структура (*a*) и химический состав (*b*) центральной (*1*) и периферийной (*2*) зон ячейки в исходном псевдомонокристалле сплава $\text{Ni}_{49}\text{Mn}_{51}$: *a* — участки сканирования; *b*, *c* — спектры, полученные от Ni и Mn, *b* — участок *1*, *c* — участок *2*.

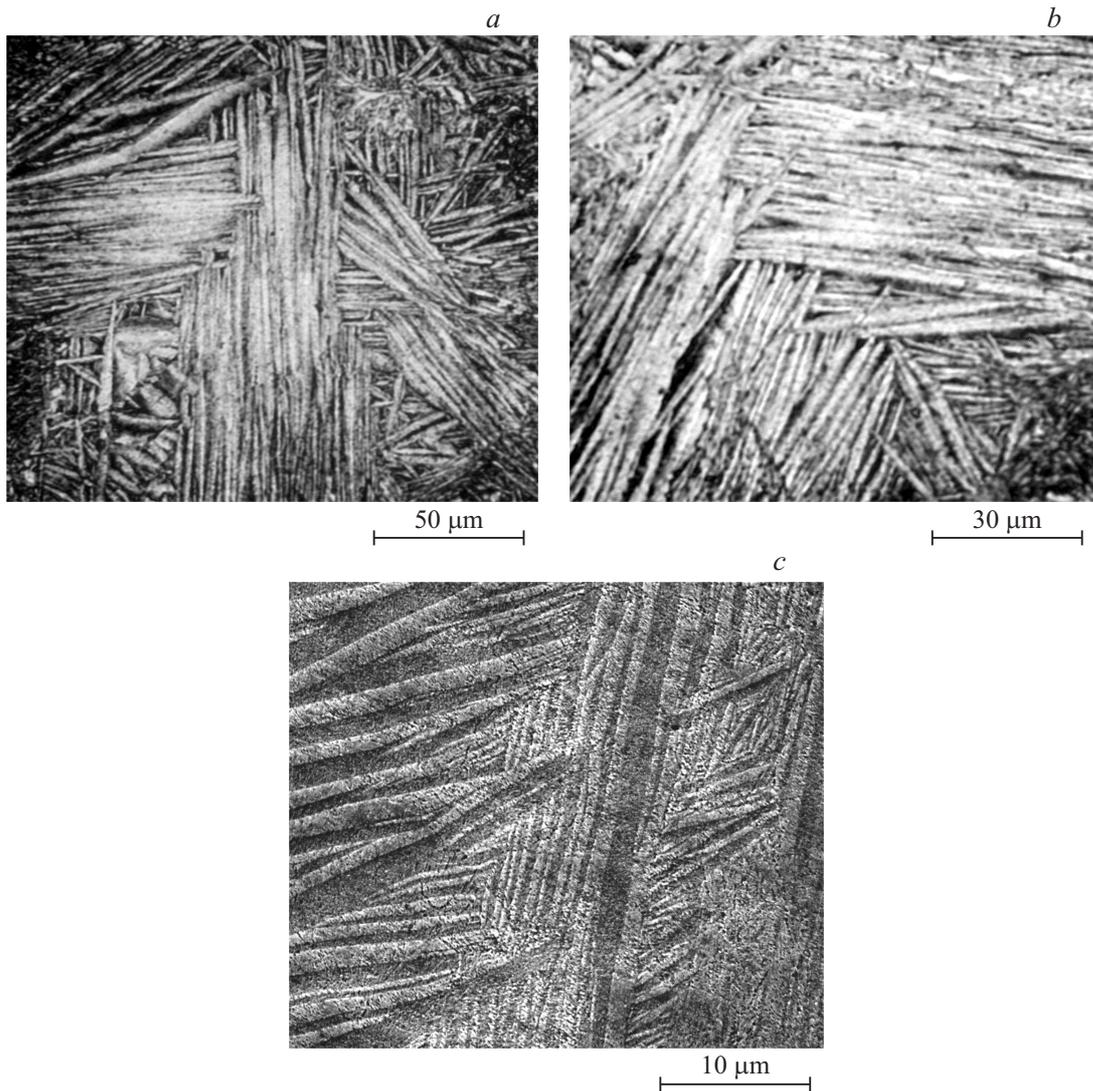


Рис. 6. Микроструктура поперечного сечения исходного (*a, b* — оптическая микроскопия) и гомогенизированного псевдомонокристалла сплава $\text{Ni}_{49}\text{Mn}_{51}$ (*c* — сканирующая электронная микроскопия): *a* — пакетный мартенсит центральной зоны ячейки, *b* — граница двух пакетов.

став исходного псевдомонокристалла при комнатной температуре, параметры кристаллической решетки мартенсита и степень тетрагональности.

Дилатогаммы нагрева и охлаждения исходных псевдомонокристалльных образцов снимали на dilatометре Ulvac Sincu-giki в интервале температур от 20 до 800°C со скоростью нагрева $\sim 2\text{ K/min}$. Температуры начала и окончания фазовых переходов: прямого (M_s и M_f) и обратного (A_s и A_f) определялись как точка пересечения двух касательных в области перегиба на дилатометрической кривой.

Электронно-микроскопическое исследование проводили на микроскопах JEM-200CX при ускоряющем напряжении 160 kV и CM-30 при ускоряющем напряжении 300 kV. Фольги вырезали перпендикулярно оси роста кристалла и изготавливали по стандартным методикам. Для идентификации фаз использовали съемку с последу-

ющей расшифровкой электронно-дифракционных картин с выбранного участка структуры.

Результаты рентгеноструктурного анализа

В соответствии с диаграммой состояния системы Ni–Mn (рис. 1) сплав $\text{Ni}_{49}\text{Mn}_{51}$ в процессе охлаждения до комнатной температуры претерпевает последовательно два фазовых перехода: $\gamma \rightarrow \beta$ и $\beta \rightarrow \theta$ (ОЦК \rightarrow ГЦТ). В результате первого перехода гранцентрированная кубическая неупорядоченная решетка типа A1 монокристалла трансформируется в объемно центрированную упорядоченную по типу B2. Второе превращение приводит к образованию мартенсита с гранцентрированной кристаллической решеткой, упорядоченной по типу L1₀.

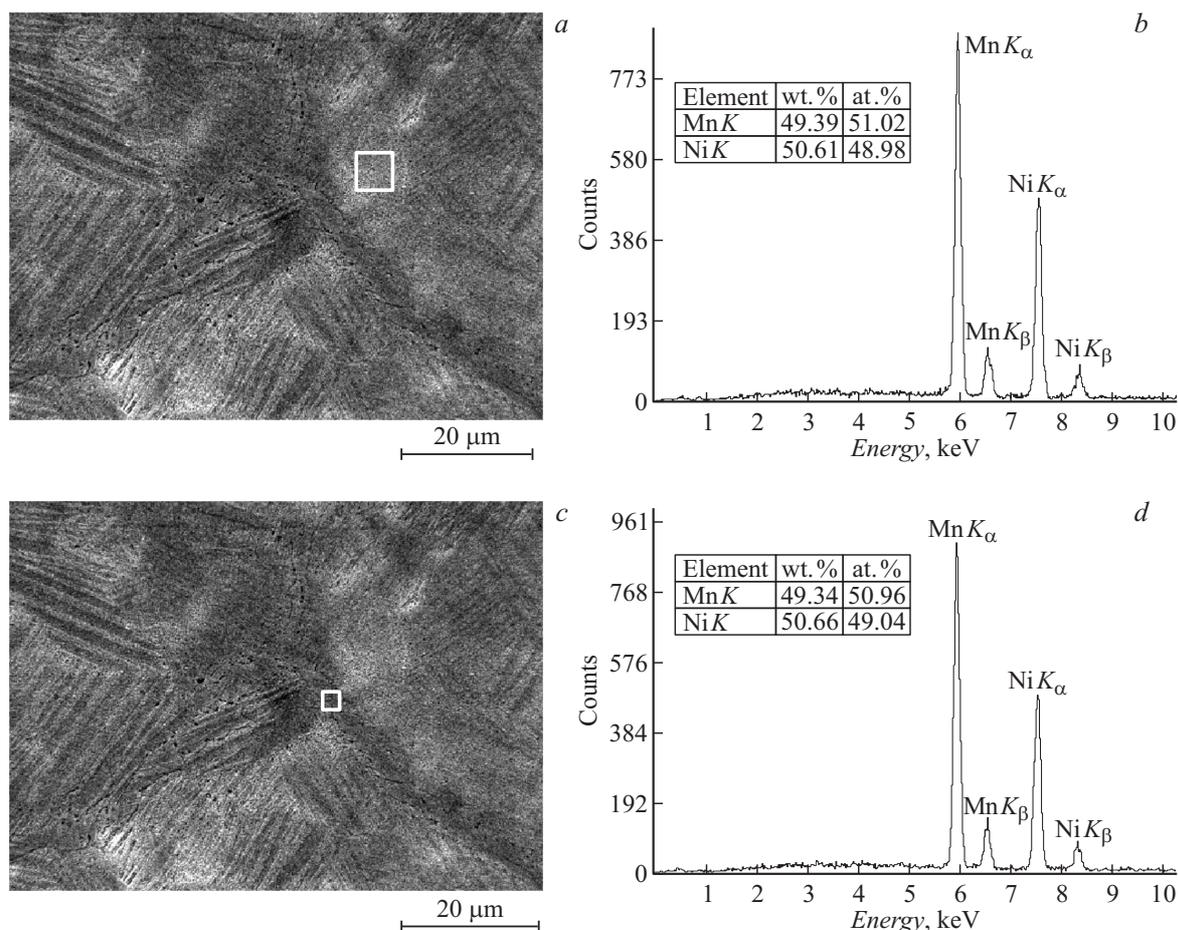


Рис. 7. Структура и химический состав центральной и периферийной зон ячейки гомогенизированного псевдомонокристалла сплава $\text{Ni}_{49}\text{Mn}_{51}$: *a, c* — участки сканирования; *b, d* — спектры никеля и марганца, соответствующие выбранным участкам сканирования.

По данным рентгеноструктурного анализа установлено, что при комнатной температуре структура псевдомонокристалла состоит только из тетрагонального мартенсита, упорядоченного по типу $L1_0$. На дифрактограммах присутствуют линии 111, 020, 002, 220, 020, 131, 113 и 222, относящиеся к $L1_0$ (ГЦТ) мартенситу (рис. 2). Экспериментально определенные по данным рентгеновской дифрактометрии параметры решетки сплава $\text{Ni}_{49}\text{Mn}_{51}$: $a = 0.374$, $c = 0.352$ nm и степень тетрагональности $c/a = 0.94775$. В работе [13] были определены параметры решеток для поликристаллического сплава NiMn эквиатомного состава $a = 0.374$ nm, $c = 0.352$ nm и степень тетрагональности $c/a = 0.94$. Исследуемый нами сплав имеет решетку с близкими параметрами, но несколько более сжатую вдоль оси c и растянутую вдоль оси a по сравнению со сплавом эквиатомного состава $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50}$.

Дилатометрическое исследование

Измерения коэффициента теплового линейного расширения (КТР) при нагреве от 20 до 800°C и охлаждении проводили на образцах кубической формы в

трех различных направлениях. Ход дилатометрических кривых и температурной зависимости КТР от выбранного направления измерения практически не изменялся. При анализе дилатометрических кривых и температурной зависимости КТР было установлено, что в интервале температур от комнатной до 600°C никаких отклонений от линейного хода не наблюдается (рис. 3). В исследуемом нами псевдомонокристалле сплава $\text{Ni}_{49}\text{Mn}_{51}$ мартенситный переход $B2 \rightarrow L1_0$ происходит при температурах: $M_s = 640^\circ\text{C}$, $M_f = 625^\circ\text{C}$, обратный переход $L1_0 \rightarrow B2$ — при температурах $A_s = 660^\circ\text{C}$, $A_f = 680^\circ\text{C}$ (температуры переходов отмечены стрелками на рис. 3, а). Полученные нами значения температур начала прямого и обратного мартенситного перехода находятся в качественном согласии с данными работ [13,14], выполненными на поликристаллических сплавах $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50}$ и $\text{Ni}_{49}\text{Mn}_{51}$. В системе Ni–Mn даже при небольшом изменении химического состава температуры прямого и обратного мартенситного превращения значительно меняются. Может также быть не полное совпадение полученных температур фазовых переходов для сплава одного и того же состава, но находящегося в разном структурном состоянии, в данном случае

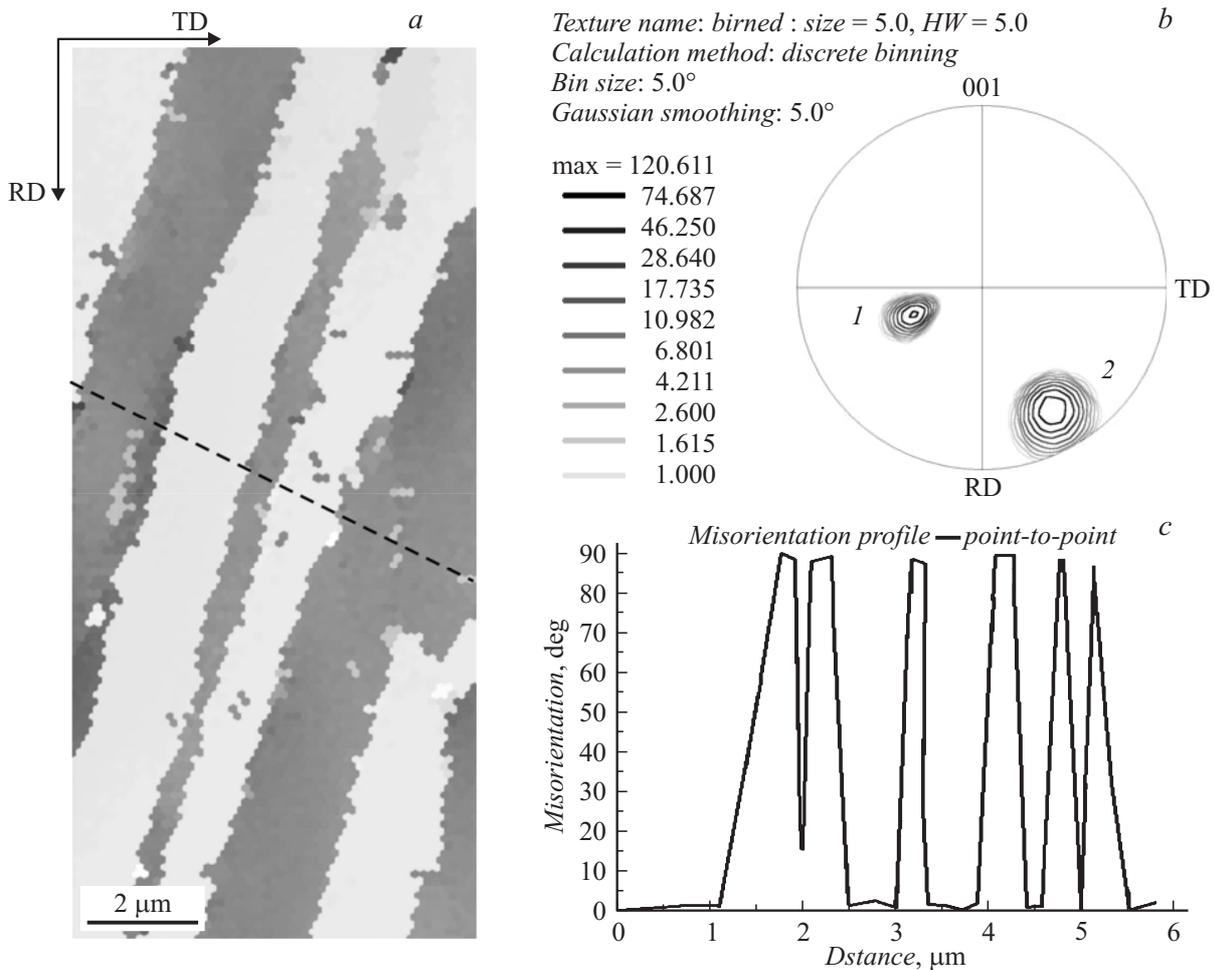


Рис. 8. Ориентация мартенситных пластин в пакете исходного псевдомонокристалла сплава $\text{Ni}_{49}\text{Mn}_{51}$: *a* — EBSD-микромарта ориентировок мартенсита, *b* — полюсная фигура (001), *c* — изменение угла разориентировки участков структуры вдоль линии сканирования (показана штрихами на EBSD-микромарте).

поликристаллическом или псевдомонокристаллическом. Тот факт, что температура мартенситного превращения сплавов на основе интерметаллидного соединения NiMn изменяется в очень широком диапазоне, открывает перспектива выбора сплава для применения в определенном интервале температур эксплуатации вариацией его химического состава.

Структура исходного и гомогенизированного псевдомонокристалла

Макроструктура исходного псевдомонокристалла сплава $\text{Ni}_{49}\text{Mn}_{51}$ представлена на рис. 4, *a*. В сечении, перпендикулярном оси роста кристалла, отчетливо видны ячейки, свидетельствующие о химической неоднородности в процессе кристаллизации слитка (рис. 4, *b* — участок соответствует отмеченному на рис. 4, *a* прямоугольником). Из-за химической неоднородности центр ячейки, т.е. оси бывших дендритов,

кристаллизующиеся в первую очередь, обогащаются никелем [16]. Марганец отгесняется от осей дендритов к периферии и границы ячеек обогащаются марганцем и соответственно содержат меньшее по сравнению с центральными областями количество никеля (рис. 5). Результаты локального микроанализа свидетельствуют и повышенном по сравнению с равновесным содержанием марганца на ~ 2.3 at.% по границам ячеек и пониженном содержанием марганца на ~ 0.6 at.% в центре ячейки. Средний размер ячеек составляет около $200 \mu\text{m}$.

На поверхности исходного псевдомонокристалла после химического травления отчетливо видна структура в виде пакетов мартенситных пластин (рис. 6, *a*). Следует отметить, что границы пакетов имеют характерное „елочное“ строение, т.е. пластины, принадлежащие одному пакету, могут свободно проходить через границу и проникать в соседний пакет (рис. 6, *b*). Подобное строение границ пакетных структур наблюдали в целом ряде металлов и сплавов, например в титане и цирконии при ОЦК→ГПУ-превращении [17,18], в псевдомонокристаллах закаленной среднеуглеродистой стали при

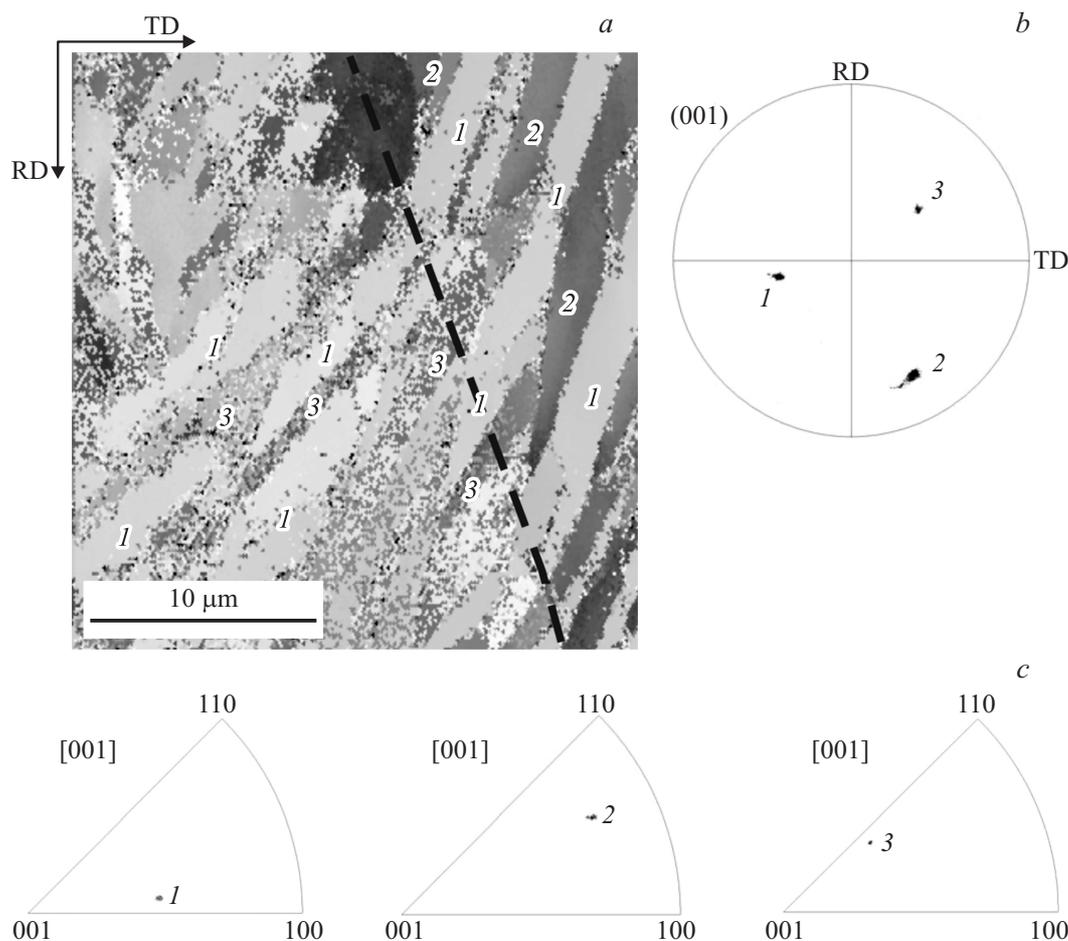


Рис. 9. Ориентация мартенситных пластин в двух соседних пакетах исходного псевдомонокристалла сплава $\text{Ni}_{49}\text{Mn}_{51}$: *a* — EBSD-микромарта ориентировок зерен, *b* — полюсная фигура (001), *c* — направление осей тетрагональности L_{10} мартенсита в стандартном стереографическом треугольнике.

ГЦК→ОЦК-превращении [19,20]. Мартенситные пластины в пакете имеют разную травимость в зависимости от их ориентации подобно областям селективного отражения в стальных псевдомонокристаллах [20]. Каждый пакет состоит из чередующихся пластин тетрагонального мартенсита. Пакетная структура L_{10} мартенсита на образцах, вырезанных в продольном и поперечном сечениях псевдомонокристалла, идентична.

После гомогенизирующего отжига пакетная структура псевдомонокристалла не претерпела заметных изменений (рис. 6, *c*). Тот факт, что морфология и структура мартенситных пластин в исходном псевдомонокристалле практически не отличается от структуры мартенсита в гомогенизированном псевдомонокристалле, является свидетельством термоупругого характера мартенситного превращения. В процессе отжига произошло перераспределение никеля и марганца и выравнивание химического состава центральных и периферийных зон ячеек по всему образцу. Результаты локального химического анализа свидетельствуют о соответствии значений содержания никеля и марганца среднему составу сплава (рис. 7).

Результаты EBSD-анализа

Съемку EBSD-микромарт проводили с группы пластин мартенсита, принадлежащих одному пакету, а также с области стыка двух пакетов. Отметим, что исследуемый сплав $\text{Ni}_{49}\text{Mn}_{51}$ находится в псевдомонокристалльном состоянии и размер отдельной мартенситной пластины в пакете в несколько раз больше, чем в поликристалле. Благодаря этому линии Кикучи, расшифровка которых лежит в основе метода EBSD-анализа, более четкие. В свою очередь текстурные максимумы на полюсных фигурах легче соотнести со структурными элементами, от которых они получены.

На рис. 8, *a* приведен фрагмент пакета, в котором группа мартенситных пластин имеет чередующиеся ориентировки. На полюсной фигуре (001) присутствуют два ярко выраженных текстурных максимума, обозначенные цифрами 1 и 2 и принадлежащие двум чередующимся ориентировкам мартенсита (рис. 8, *b*). Видно, что положения текстурных максимумов (001) для соседних мартенситных пластин в пакете отличаются на 90° , следовательно, в пакете содержатся чередующиеся через одну мартенситные пластины с разным

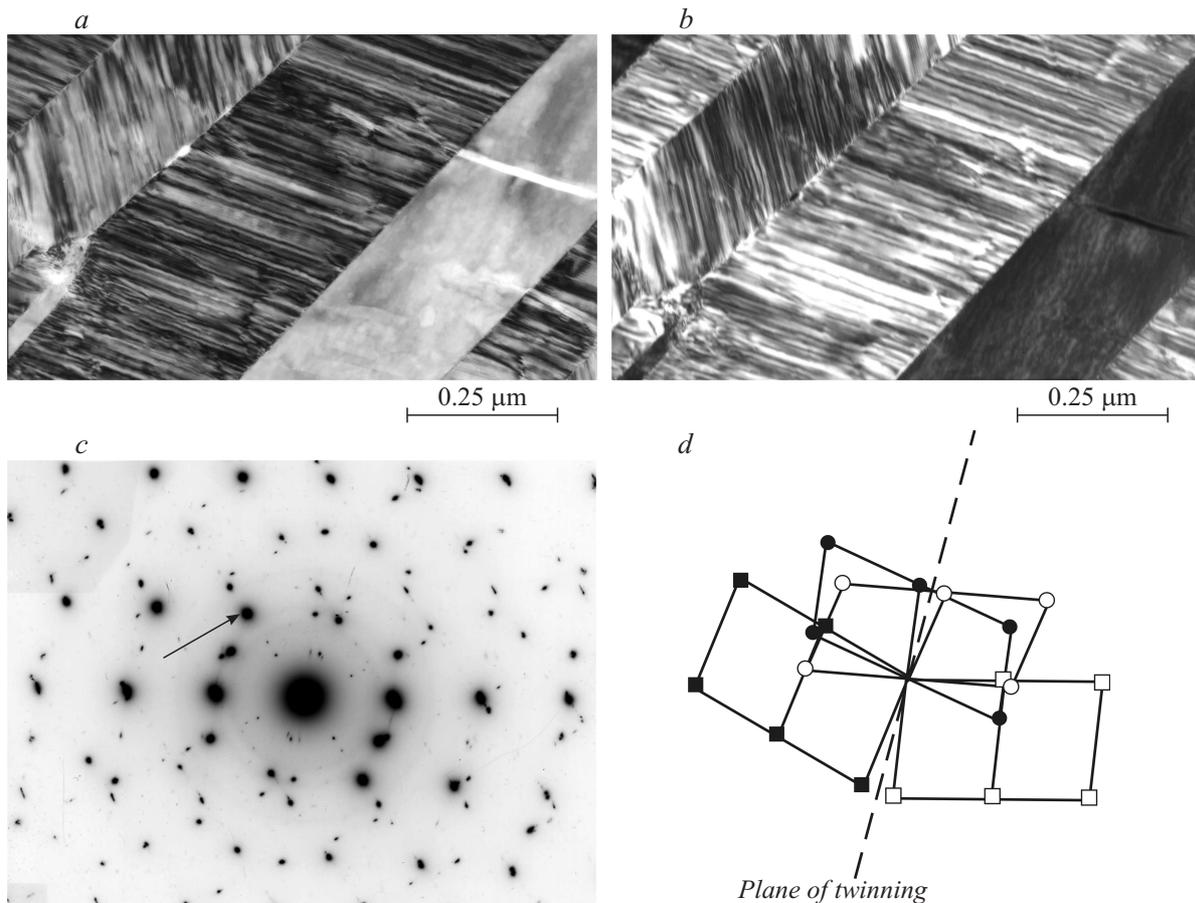


Рис. 10. Тонкая структура мартенсита исходного псевдомонокристалла сплава $\text{Ni}_{49}\text{Mn}_{51}$: *a* — светлопольное изображение, *b* — темнопольное изображение в рефлексе $g = 210$, *c* — электронно-дифракционная картина, рефлекс $g = 210$ указан стрелкой, *d* — схема расшифровки электронно-дифракционной картины.

направлением оси тетрагональности $c1$ и $c2$. Размытие текстурных максимумов на полюсной фигуре связано с имеющейся разориентацией в пределах 5° по длине мартенситных пластин. Был построен профиль угловой разориентации структурных элементов при сканировании вдоль выбранного направления, приблизительно перпендикулярного ширине мартенситных пластин в пакете (штриховая линия на рис. 8, *a*). При пересечении границы между пластинами мартенсита измеренная угловая разориентация составляла $\sim 90^\circ$. Небольшие отклонения от точного значения, по-видимому, связаны с имеющейся разориентацией вдоль мартенситной пластины.

Другой анализируемый участок структуры содержал пластины мартенсита, принадлежащие двум пакетам (рис. 9). Условная граница между пакетами показана на рис. 9, *a* штриховой линией. На полюсной фигуре (001), снятой с данного участка структуры, присутствуют три текстурных максимума, соответствующие ориентировкам мартенсита 1, 2 и 3 (рис. 9, *b*). Видно, что положения текстурных максимумов (001) для всех ориентаций мартенситных пластин в двух соседних пакетах отличаются на 90° , при этом в одном пакете содержатся

чередующиеся через одну мартенситные пластины с направлениями осей тетрагональности $c1$ и $c2$, а в соседнем — с направлениями $c1$ и $c3$. Направления осей тетрагональности для всех ориентаций мартенситных пластин в стандартном стереографическом треугольнике показано на рис. 9, *c*.

Результаты EBSD анализа подтверждают данные авторов работы [5], полученные электронно-микроскопическим исследованием тонких фольг на просвет, о том, что пакет состоит из чередующихся через один мартенситных кристаллов с различающейся осью тетрагональности. Соседний пакет содержит также набор чередующихся через один мартенситных кристаллов, но при этом „задействована“ другая пара осей тетрагональности.

Итак, в двух соседних пакетах тетрагонального мартенсита содержатся три сорта пластин, различающихся направлением оси тетрагональности. Всего в упорядоченной решетке $L1_0$ тетрагонального мартенсита существует 24 кристаллографически эквивалентных системы двойнивающего сдвига. Но при этом все кристаллографически эквивалентные ориентировки образующихся мартенситных кристаллов с ГЦТ-решеткой группиру-

ются в пакеты, чередуясь через один по направлению оси тетрагональности. Подобная картина характерна и для других интерметаллидных соединений, имеющих структуру $L1_0$ тетрагонального мартенсита, например, для полидоменной структуры в сплаве FePd и структуры псевдомонокристалла сплава $Pt_{40}Fe_{60}$, о чем сообщалось ранее в работах [21,22].

Просвечивающая электронная микроскопия

Электронно-микроскопическое исследование тонких фольг на просвет подтверждают данные, полученные методом EBSD анализа. По данным электронно-микроскопического анализа, пакеты состоят из чередующихся пластин тетрагонального мартенсита двойнико-



Рис. 11. Крупнозернистая структура сплава $Ni_{49}Mn_{51}$ после закалки от $850^{\circ}C$.

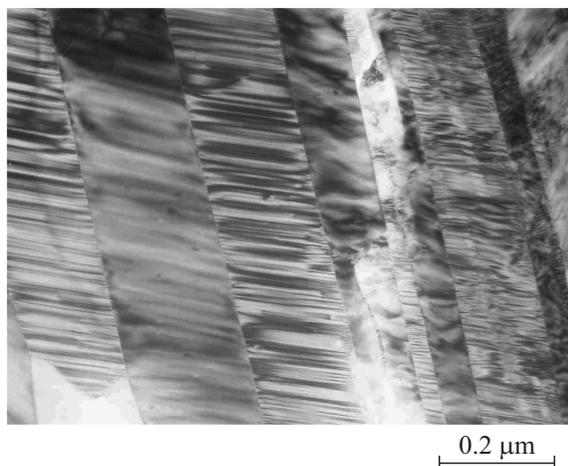


Рис. 12. Электронная микрофотография структуры мартенсита сплава $Ni_{49}Mn_{51}$ после закалки от $850^{\circ}C$.

вой ориентации (рис. 10). На электронно-дифракционной картине, снятой с участка структуры, содержащего несколько пластин мартенсита, присутствуют рефлексы $L1_0$ фазы, принадлежащие четырем разным ориентировкам (рис. 10, c). Эти ориентировки находятся попарно в двойниковом положении, плоскость двойникового показана на схеме расшифровки электронно-дифракционной картины штриховой линией (рис. 10, d). Плоскости габитуса двойников имеют ориентацию, близкую к $\{111\}_{L1_0} \parallel \{101\}_{B2}$. Полученные нами результаты находятся в согласии с данными авторов [12–14], полученными на поликристаллическом сплаве $Ni_{50}Mn_{50-y}Ti_y$. Внутри отдельно взятой пластины тетрагонального мартенсита также происходит двойникование, но размер образующихся двойников на порядок меньше (нанодвойники). Плоскости габитуса нанодвойников $\{111\}\langle 11\bar{2}\rangle_{L1_0} \parallel \{101\}\langle 10\bar{1}\rangle_{B2}$ [13].

Следует также обратить внимание на практически полное отсутствие дислокаций в кристаллах $L1_0$ тетрагонального мартенсита в исследованном псевдомонокристалле, что свидетельствует о термоупругом механизме $B2 \rightarrow L1_0$ -перехода. Известно, что пластины нетермоупругого мартенсита характеризуются высокой плотностью дислокаций [23,24].

Структура псевдомонокристалла после закалки

Микроструктура псевдомонокристалла сплава $Ni_{49}Mn_{51}$ после гомогенизации, повторного нагрева до $960^{\circ}C$, переохлаждения до $850^{\circ}C$, 20 min и закалки в воду показана на рис. 11. После отжига псевдомонокристалла происходит перекристаллизации с образованием крупного зерна около $200 \mu m$. Возможно, границы зерен образуются преимущественно по границам бывших ячеек, о чем свидетельствует совпадение среднего размера зерен и размера ячеек. Пакетная структура $L1_0$ мартенсита в полученном поликристалле сохраняется, на размеры пакетов уменьшаются в 2–3 раза по сравнению с исходным псевдомонокристаллом. Отметим, что образовавшиеся зерна имеют часто зубчатые или ступенчатые границы. Средняя ширина мартенситных пластинок на электронных микрофотографиях закаленного псевдомонокристалла также уменьшилась в ~ 2.5 раза по сравнению с исходным псевдомонокристаллом (рис. 12). Изображения тонкой структуры мартенсита, приведенные на рис. 10 и 12, получены с одной и той же плоскости фольги и для наглядности выполнены в одном масштабе. Наблюдается корреляция между размером пакета и шириной пластинок мартенсита в пакете.

Выводы

1. Показано, что выращенный псевдомонокристалл сплава $Ni_{49}Mn_{51}$ при комнатной температуре имеет

структуру $L1_0$ тетрагонального мартенсита с параметрами $a = 0.3732 \text{ nm}$, $c = 0.3537 \text{ nm}$ и степенью тетрагональности $c/a = 0.94775$.

2. На основе дилатометрических данных впервые для сплава $Ni_{49}Mn_{51}$, находящегося в псевдомонокристаллическом состоянии, определены температуры прямого и обратного превращений $B2 \rightarrow L1_0: M_s = 640^\circ\text{C}$, $M_f = 625^\circ\text{C}$, $A_s = 660^\circ\text{C}$, $A_f = 680^\circ\text{C}$.

3. Проведен анализ кристаллогеометрических особенностей структуры мартенсита, формирующегося в процессе $B2 \rightarrow L1_0$ -перехода в псевдомонокристалле сплава $Ni_{49}Mn_{51}$. С использованием метода EBSD впервые установлено, что в соседних пакетах всегда присутствуют три сорта пластин тетрагонального мартенсита, находящихся в двойниковом положении и различающихся направлением оси тетрагональности.

4. После гомогенизирующего отжига сплава $Ni_{49}Mn_{51}$ и закалки происходит перекристаллизация с образованием крупных зерен размером около $200 \mu\text{m}$. Пакетная структура ГЦТ-мартенсита при этом сохраняется, но размеры пакетов, сформированных в пределах отдельного зерна, уменьшаются в 2–3 раза по сравнению с исходным псевдомонокристаллом. Толщина мартенситных пластинок в пакете коррелирует с размерами пакета.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме „Структура“, № 01201463331 (проект № 15-17-2-24).

Список литературы

- [1] Гринберг Б.А., Сюткина В.И. Новые методы упрочнения упорядоченных сплавов. М.: Металлургиздат, 1985. 176 с.
- [2] Ройтбурд А.Л. Современное состояние теории мартенситных превращений. В кн.: Несовершенства кристаллического строения и мартенситные превращения. М.: Наука, 1972. С. 7–33.
- [3] Ройтбурд А.Л. // ФТТ. 1968. Т. 10. Вып. 12. С. 3619–3627.
- [4] Пушин В.Г., Кондратьев В.В., Хачин В.Н. Предпереходные явления и мартенситные превращения. Екатеринбург: УрО РАН, 1998. 162 с.
- [5] Adachi K., Wayman C.M. // Met. Trans. A. 1985. Vol. 16A. P. 1567–1579.
- [6] Adachi K., Wayman C.M. // Met. Trans. A. 1985. Vol. 16A. P. 1581–1597.
- [7] Krasevec V. // Phys. Stat. Sol. (a). 1975. Vol. 30. P. 241–250.
- [8] Kren E., Nagy E., Nagy I., Pal L., Szabo P. // J. Phys. Chem. Sol. 1968. Vol. 29. P. 101–108.
- [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] Лободюк В.А., Коваль Ю.Н., Пушин В.Г. // ФММ. 2011. Т. 111. № 2. С. 169–194.
- [12] Юрченко К.А., Юрченко Л.И., Коуров Н.И., Пушин В.Г. // Изв. РАН. Сер. физическая. 2008. Т. 72. № 10. С. 1520–1522.
- [13] Пушин В.Г., Белослудцева Е.С., Казанцев В.А., Коуров Н.И. // Материаловедение. 2012. № 11. С. 3–10.
- [14] 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.
- [15] Барабаш О.М., Коваль Ю.Н. Кристаллическая структура металлов и сплавов. Киев: Наукова думка, 1986. С. 599.
- [16] Лодиз Р., Паркер Р. Рост монокристаллов. М.: Мир, 1974. С. 176–189.
- [17] Хлебникова Ю.В., Сазонова В.А., Родионов Д.П., Вильданова Н.Ф., Егорова Л.Ю., Калетина Ю.В., Солодова И.Л., Умова В.М. // ФММ. 2009. Т. 108. № 3. С. 267–275.
- [18] Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Сазонова В.А., Егорова Л.Ю., Калетина Ю.В. // ФММ. 2013. Т. 114. № 9. С. 818–830.
- [19] Хлебникова Ю.В. // ФММ. 2010. Т. 109. № 1. С. 43–71.
- [20] Смирнов М.А., Счастливцев В.М., Журавлев Л.Г. Основы термической обработки стали. Изд. 2-е, переработанное. М.: ООО „Наука и технологии“, 2002. 519 с.
- [21] Хи Н., Wierzorek J.M.K. // Acta Mater. 2004. Vol. 52, N 2. P. 395–403.
- [22] Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П. // ДиРМ. 2011. № 4. С. 9–15.
- [23] Отцука К., Симидзу К., Судзуки Ю. и др. // Сплавы с эффектом памяти формы / Под ред. Х. Фунакубо: пер. с японского. М.: Металлургия, 1990. 224 с.
- [24] Shape memory materials / Ed. by K. Otsuka, C.M. Wayman. Cambridge: Cambridge University Press, 1999. 284 p.