

Фазовые превращения и структура сплавов Ni–Mn–In при изменении соотношения Ni/Mn

© Ю.В. Калетина, Н.Ю. Фролова, В.М. Гундырев, А.Ю. Калетин

Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,
Екатеринбург, Россия

E-mail: kaletina@imp.uran.ru

(Поступила в Редакцию 1 февраля 2016 г.)

Исследована тонкая структура сплавов на основе системы Ni–Mn–In при замещении атомов никеля атомами марганца в отожженном состоянии. Обсуждаются концентрационные зависимости критических температур и структуры сплавов. Установлено, что при замещении атомов никеля атомами марганца структура после отжига изменяется от двухфазной ($L2_1$ + мартенсит) к однофазной $L2_1$. Мартенситное превращение в сплаве $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ идет с образованием модулированного мартенсита типа 14M.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема „Структура“, № 01201463331) при частичной поддержке РФФИ (проект № 16-03-00043).

1. Введение

Сплавы на основе Ni–Mn, легированные третьим элементом, относятся к так называемым сплавам Гейслера и обладают рядом эффектов, в частности гигантским магнетосопротивлением, эффектом магнитоуправляемой памяти формы, магнитокалорическим эффектом и др. [1–18]. Наличие подобных эффектов делает эти сплавы привлекательными как для научных исследований, так и для практического применения в различных отраслях современной техники. Они используются в качестве актюаторов, магнитомеханических реле, рабочих элементов в магнитных рефрижераторах и других устройствах [1,11].

Несмотря на то что сплавы с эффектом памяти формы интенсивно изучаются на протяжении последних лет и с каждым годом в литературе появляется все большее количество публикаций [10–19], ведется поиск новых составов сплавов, обладающих свойствами и параметрами, удобными для практического использования магнитоуправляемых эффектов. Такой поиск требует исследования кристаллической структуры, фазовых переходов и свойств материалов. Так, сравнительно недавно появились новые семейства сплавов Гейслера на основе системы Ni–Mn–Z, где в качестве третьего элемента выступают олово, сурьма или индий. Как показали исследования [20,21], а также наши работы [22–26] в новых ферромагнетиках на основе Ni–Mn–Z ($Z = \text{In, Sn, Sb}$) реализуется довольно сложная последовательность фазовых переходов: сначала высокотемпературная парамагнитная фаза переходит в ферромагнитную, которая затем при понижении температуры испытывает мартенситное превращение с образованием антиферро- или парамагнитного мартенсита [20,26]. При более низких температурах в мартенситной фазе может наблюдаться магнитный фазовый переход.

Температуры мартенситного перехода изменяются при отклонении от стехиометрии и легировании сплавов

Гейслера. Поскольку кристаллическая структура определяется химическим составом сплавов и оказывает влияние на магнитную анизотропию, а также механические свойства ферромагнитных сплавов, ее исследование и эволюция представляют интерес.

В настоящей работе продолжены начатые нами ранее исследования нестехиометрических сплавов Гейслера, и ее целью является изучение особенностей структуры и морфологии мартенсита при замещении никеля марганцем или при изменении соотношения этих элементов в составе сплава.

2. Методика эксперимента

Исследовались сплавы семейства $Ni_{47-x}Mn_{42+x}In_{11}$ (где x изменяется от 0 до 2). Сплавы $Ni_{47-x}Mn_{42+x}In_{11}$ ($0 \leq x \leq 2$) были выплавлены методом электродуговой плавки в атмосфере аргона. После выплавки они подвергались гомогенизирующему отжигу при температуре 1123 К в течение 24 h с последующим охлаждением в печи, а затем электроискровым методом из них вырезались образцы для магнитных измерений и структурных исследований.

Структурные исследования выполнены на оптическом микроскопе „Neophot-30“ на шлифах после травления. Электронно-микроскопические исследования осуществлялись на просвечивающем электронном микроскопе JEM-200CX и сканирующем электронном микроскопе „Quanta-200“ с локальным микрорентгеноспектральным анализом в Отделе электронной микроскопии ЦКП „Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов“ ИФМ УрО РАН. Электронно-микроскопические исследования „на просвет“ проводились на фольгах, приготовленных по стандартной методике, в режимах светло- и темнопольного анализа. Для идентификации фаз использовался метод микродифракции от выбранного участка.

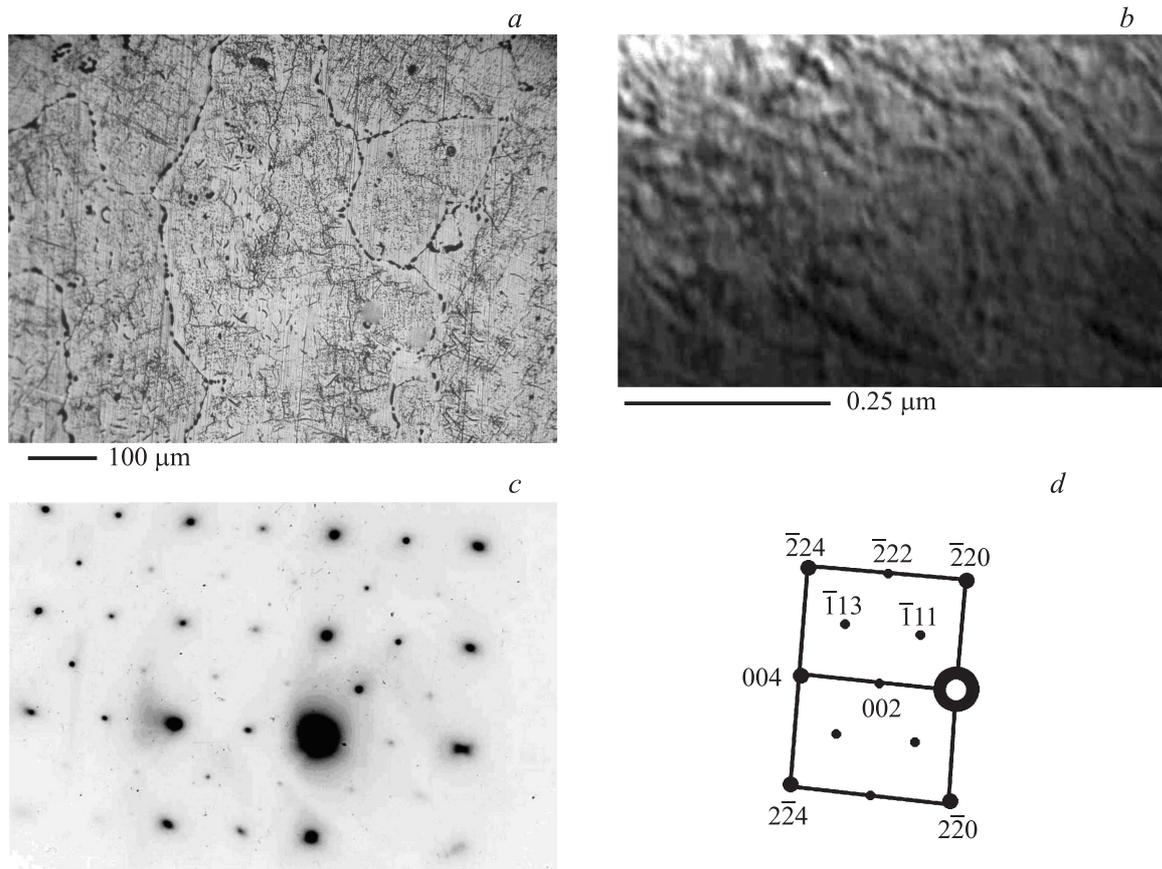


Рис. 1. Структура сплава $\text{Ni}_{45}\text{Mn}_{44}\text{In}_{11}$ после отжига (*a, b*). *c* — электронограмма, *d* — схема расшифровки электронограммы, ось зоны $[110]$ $L2_1$ -фазы.

Рентгеноструктурное исследование проводилось на модернизированном дифрактометре ДРОН-1 с усовершенствованной приставкой ГП-2, позволяющей наклонять образец с точностью до 0.1° и поворачивать его в плоскости образца с точностью 0.5° . Приставка снабжена устройством для нагрева и охлаждения образца. Образец устанавливался в гониометрическую приставку ГП-2 таким образом, чтобы наиболее крупное зерно образца находилось в центре приставки. В качестве источника рентгеновских лучей использовалась рентгеновская трубка БСВ-22 Со с проекцией фокуса $0.4 \times 0.4 \text{ mm}$. Первичный пучок рентгеновских лучей проходил через круглую диафрагму с отверстием диаметром 0.6 mm , установленную вблизи образца. Облучаемый участок образца находился в пределах одного кристаллита. Это позволяло проводить рентгеноструктурное исследование мартенсита так же, как для закаленного монокристалла. Поверхность облучаемого кристаллита оказалась близка к кристаллографической плоскости (210) $L2_1$ -фазы.

Рентгеноструктурное исследование проводилось следующим образом. Сначала образец нагревался прямо в установке до 348 K . При этой температуре он находится в аустенитном состоянии. Затем с помощью приставки образец выводился в одно из отражающих положений

для данного зерна аустенита, после чего охлаждался до комнатной температуры. При такой температуре образец находится в мартенситном состоянии. При вращении образца на $\pm 10^\circ$ снимали на пленку дифракционные картины. При этом пленка либо находилась в неподвижном положении, либо вращалась вместе с кронштейном счетчика. Первая съемка позволяет получить информацию об ориентации кристаллографических плоскостей, вторая — об их межплоскостных расстояниях. Далее для более точного определения ориентировки кристаллографической плоскости, межплоскостного расстояния и интегральной интенсивности какого-либо из полученных на пленке рефлексов проводилось его дополнительное исследование с помощью счетчика.

3. Результаты исследования и обсуждение

После отжига при 1123 K в течение 24 h и последующего охлаждения до комнатной температуры структура всех исследованных сплавов была поликристаллической (рис. 1, *a*). После травления хорошо видны области, отделенные друг от друга границами, соответствующие исходному зерну.

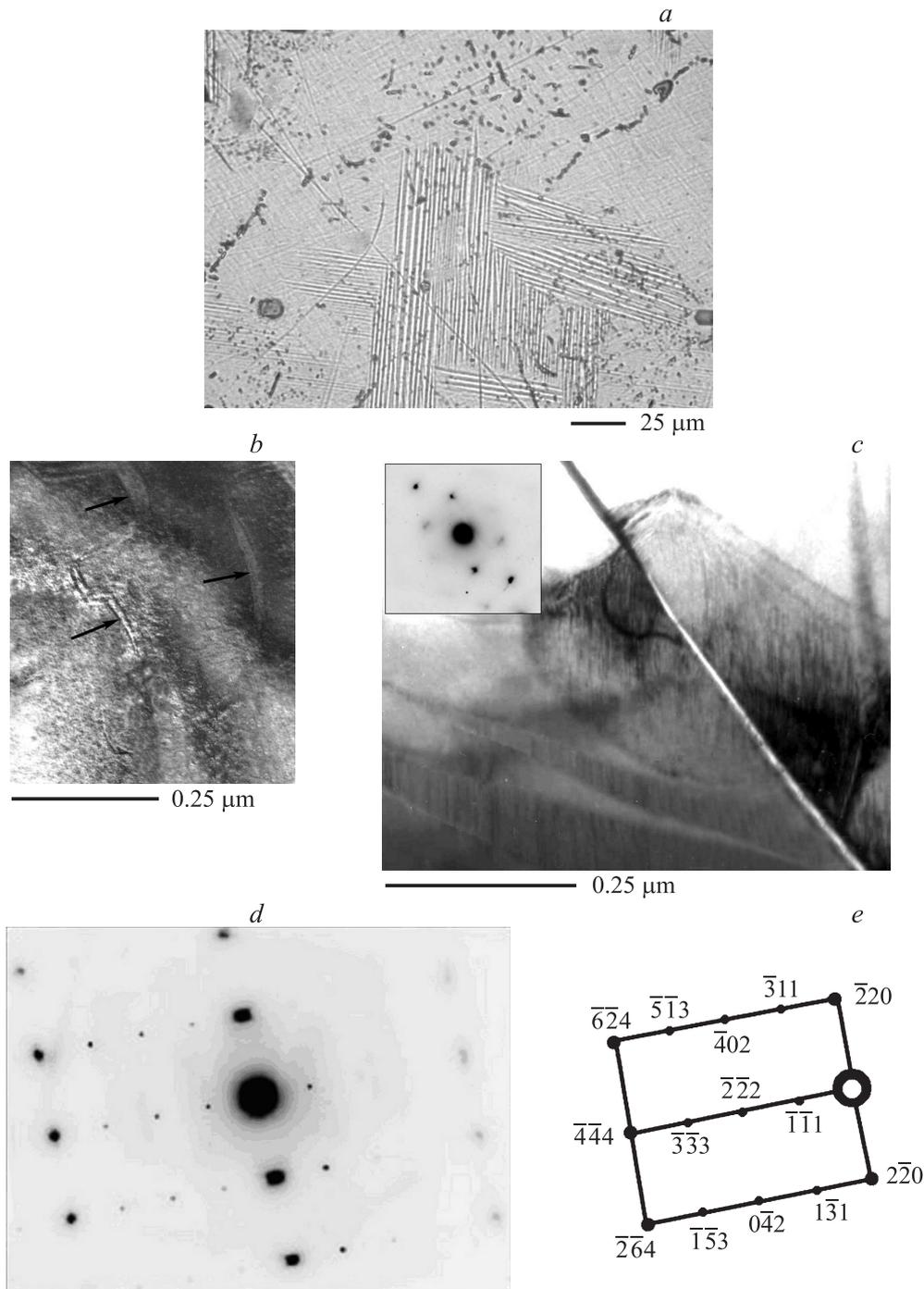


Рис. 2. Структура сплава $Ni_{46}Mn_{43}In_{11}$ после отжига (*a–c*). *d* — электронограмма, *e* — схема расшифровки электронограммы, ось зоны $[112]$ L_{21} -фазы.

В высокотемпературной области все исследуемые сплавы имеют кубическую кристаллическую решетку, упорядоченную по типу L_{21} -фазы [27]. При охлаждении во всех сплавах происходит мартенситное превращение и перестройка кристаллической решетки.

Сплав $Ni_{45}Mn_{44}In_{11}$ после отжига при комнатной температуре имеет упорядоченную структуру (рис. 1, *b*) с кубической решеткой исходной L_{21} -фазы. На элек-

тронограммах присутствуют сверхструктурные рефлексы (рис. 1, *c, d*), что свидетельствует об упорядочении сплава. Сверхструктурные рефлексы имеют меньшую интенсивность, чем основные рефлексы.

На рис. 2 приведена структура сплава $Ni_{46}Mn_{43}In_{11}$ после отжига. В этом сплаве при комнатной температуре наряду с упорядоченной L_{21} -фазой в структуре присутствуют отдельные мартенситные кристаллы (рис. 2, *a, c*),

так как повышение содержания никеля на один атомный процент приводит к повышению температуры мартенситного перехода.

Электронная микроскопия позволяет изучать микроскопическую структуру упорядочения: взаимное расположение упорядоченных и неупорядоченных областей в кристалле, их форму, а также дефекты упорядоченной кристаллической решетки. В сплаве $\text{Ni}_{46}\text{Mn}_{43}\text{In}_{11}$ обнаружен аномальный контраст на антифазных границах в основных отражениях (рис. 2, *b*). Если процесс упорядочения начинается с образования изолированных зародышей в неупорядоченной матрице, то после увеличения и соприкосновения соседних областей упорядочения на границе их раздела может возникнуть дефект, когда атомы одного сорта в указанных областях случайно занимают разные подрешетки. Число подрешеток, которые может занять данный сорт атомов, определяет число доменов различного типа, которые, вступая в контакт, образуют антифазную границу. Подобная картина наблюдалась на сплаве Cu_2AlMn [28]. На электронограммах (рис. 2, *d*) видны сверхструктурные рефлексы $(\bar{1}\bar{1}1)$, $(\bar{3}\bar{3}3)$ $L2_1$ -фазы, что свидетельствует об упорядочении сплава. Температура упорядочения находится выше комнатной температуры. Кристаллов мартенсита в структуре сплава $\text{Ni}_{46}\text{Mn}_{43}\text{In}_{11}$ немного, они имеют форму пластин с внутренней полосчатой структурой (рис. 2, *c*) в виде дефектов упаковки, подобно структуре сплава $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$.

При изменении соотношения никеля и марганца в сплавах или электронной концентрации изменяется и температура мартенситного превращения (T_M). Концентрация валентных электронов на атом (e/a), связанная с температурами фазовых переходов [1], определяется как сумма произведений числа валентных d - и s -электронов химического элемента, входящего в состав сплава, на долю этого химического элемента в атомных процентах. При замещении части атомов никеля марганцем электронная концентрация понижается (рис. 3). С увеличением соотношения Ni/Mn с 1.02 до 1.12 в сплаве температура мартенситного превращения повышается. В аустенитном состоянии во всех сплавах наблюдался магнитный переход из парамагнитного в ферромагнитное состояние [25]. Температура Кюри аустенитной фазы (T_{cA}) практически одинакова во всех трех сплавах и мало зависит от состава сплава в отличие от температуры мартенситного превращения T_M (рис. 3). Следует отметить, что для сплава $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ температуры $T_M \approx 300$ К и $T_{cA} \approx 310$ К близки. Таким образом, в этом сплаве магнитный переход практически совпадает со структурным превращением.

Структура исследованного сплава $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ после отжига и охлаждения до комнатной температуры представлена на рис. 4. При металлографическом исследовании при комнатной температуре в структуре наряду с высокотемпературной фазой $L2_1$ выявляются кристаллы мартенсита. Они образуют сочленения, подобные пакетам (рис. 4, *a*). Как правило, внутри пакетов тонкие

мартенситные пластины с плоскими границами разделов располагаются параллельно друг другу. Исследование тонкой структуры сплава $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ с применением сканирующей электронной микроскопии (рис. 4, *b*) показало, что толщина мартенситных кристаллов меняется

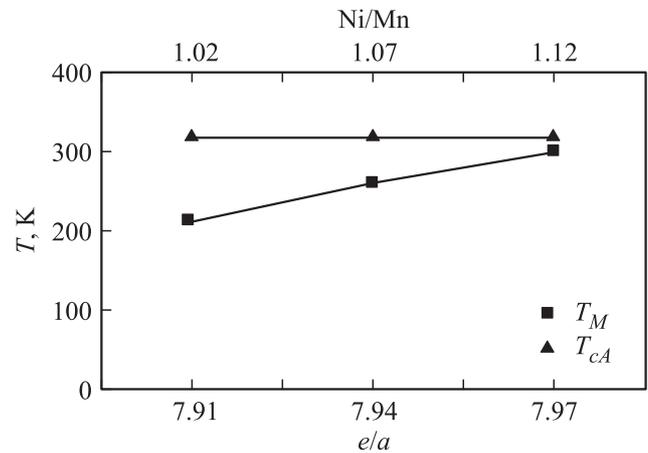


Рис. 3. Зависимость температуры мартенситного превращения (T_M) и магнитного перехода (T_{cA}) от соотношений e/a и Ni/Mn в исследованных сплавах.

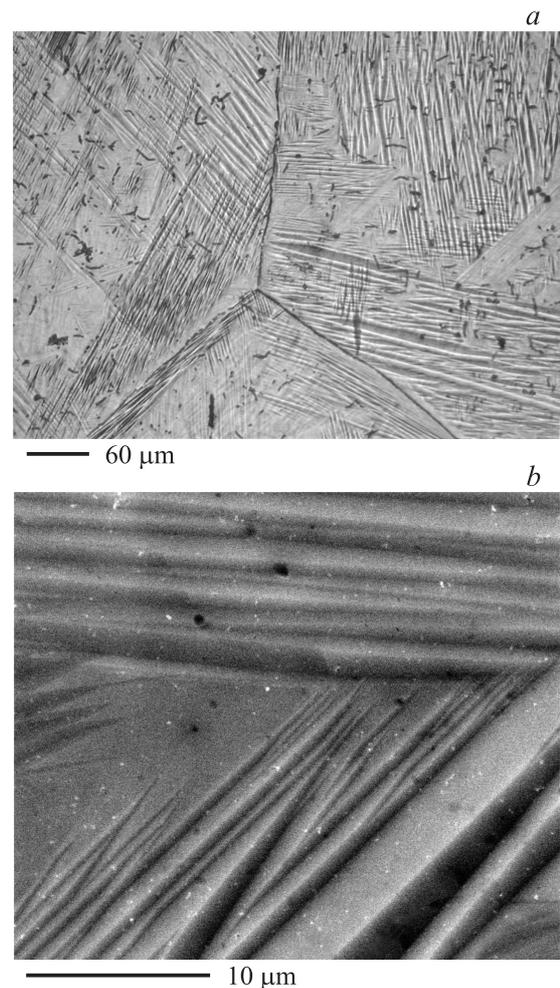


Рис. 4. Микроструктура сплава $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ после отжига.

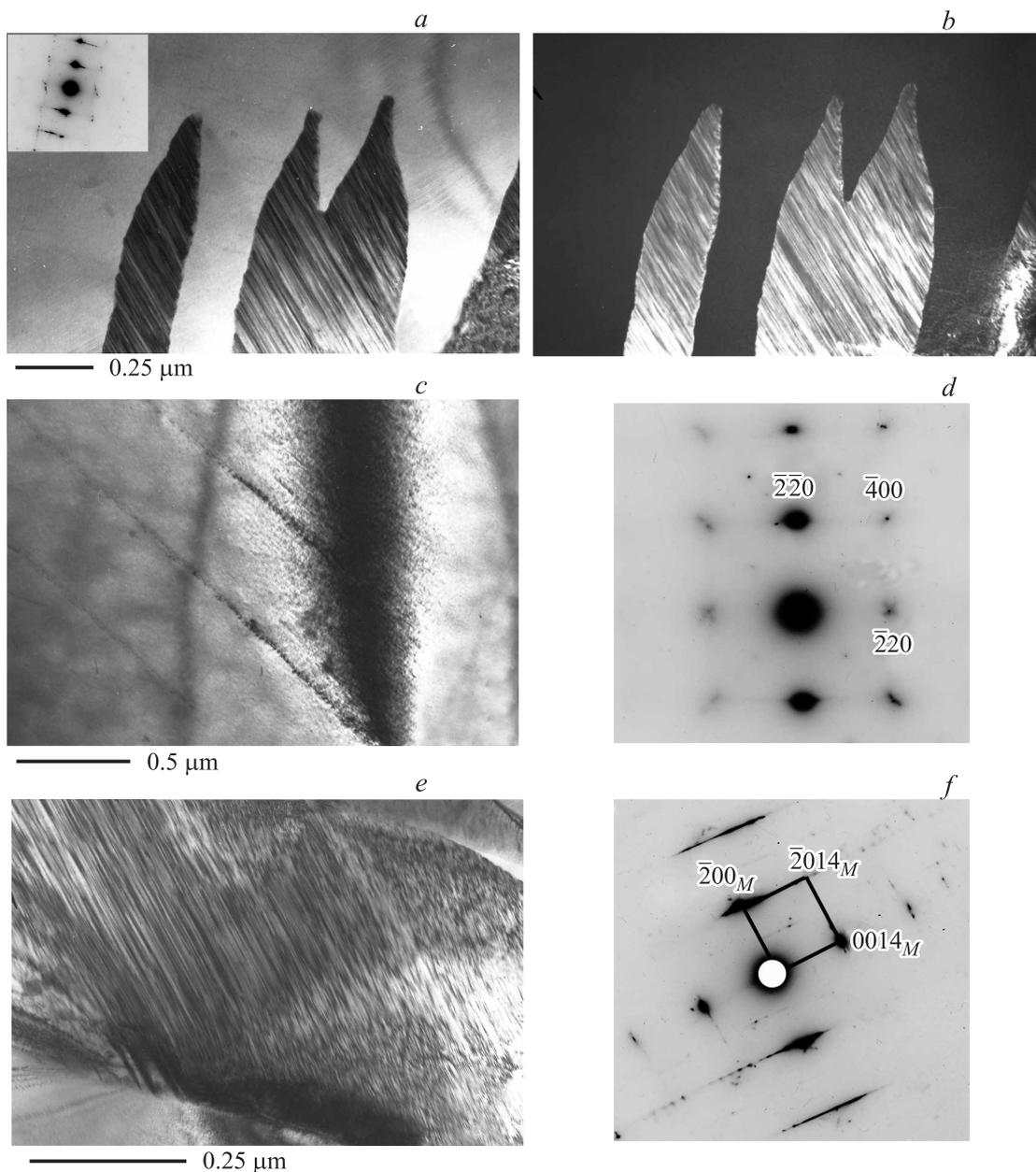


Рис. 5. Структура сплава $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ после отжига (*a–c*). *d* — электронограмма структуры, показанной на части *c*, ось зоны $[001]$ L_{21} -фазы; *e* — тонкая структура мартенсита после отжига; *f* — электронограмма структуры, показанной на части *e*, ось зоны $[010]$ мартенсита $14M$.

от 300 nm до 2.0–2.7 μm . Кристаллы группируются в пакеты. Внутри одного зерна в соседних пакетах кристаллы часто располагаются под углом $\sim 60^\circ$. Кроме того, в структуре присутствуют и мартенситные кристаллы, которые образуют своеобразную „гребенку“, состоящую из отдельных кристаллов с острыми концами (рис. 4, *b*). Таким образом, в структуре сплава $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ присутствуют кристаллы мартенсита двух видов: пластины с плоскопараллельными границами и растущие кристаллы с заостренными концами.

При электронно-микроскопических исследованиях структуры было установлено, что мартенситные кри-

сталлы имеют ряд характерных особенностей морфологии и внутреннего строения (рис. 5). Начало образования мартенситного кристалла продемонстрировано на рис. 5, *c*. Сам мартенситный кристалл еще не сформировался, но на дифракционной картине исходной высокотемпературной фазы L_{21} с осью зоны $[001]$ рефлексы $(\bar{2}\bar{2}0)$, $(\bar{4}00)$, $(\bar{2}\bar{2}0)$ начинают расщепляться на два рефлекса (рис. 5, *d*). Отчетливо наблюдаются участки в предмартенситном состоянии, при этом на электронограммах выявляются диффузные эффекты. При осуществлении бездиффузионного сдвигового механизма мартенситного фазового перехода возможны пред-

переходные явления, размягчение модулей упругости фоновых мод и внутрифазовых превращений в аустените, что является одной из причин термоупругости [29].

В сплаве $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ мартенситные кристаллы имеют внутреннюю полосчатую структуру, напоминающую двойники (рис. 5, *a, b, e*). Однако подробное исследование структуры мартенсита позволило установить, что периодически расположенная полосчатая структура представляет собой дефекты упаковки. Дефекты упаковки имеют довольно высокую плотность и формируются путем скольжения плоскостей типа (110) в направлении $[1\bar{1}0]$ относительно друг друга на небольшую долю периода решетки $L2_1$ таким образом, что каждая седьмая плоскость остается на своем месте.

Появление на электронограммах мартенситной структуры экстрарефлексов на расстояниях, составляющих $1/7$ от расстояния между основными структурными рефлексами, характеризует длиннопериодные мартенситные фазы $14M$ (рис. 5, *e, f*). Таким образом, сплав $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ испытывает при охлаждении мартенситное превращение по типу $L2_1 \rightarrow 14M$. Образующаяся при превращении мартенситная фаза упорядочена.

Для определения параметров решетки мартенсита были исследованы рефлексы на дифракционных картинах, соответствующие отражениям (220), (202), (20 $\bar{2}$), (400), (224), (422), (242) $L2_1$ -фазы. Из дифракционных картин видно, что плоскости (110) и (112) $L2_1$ -фазы переходят в плоскости мартенсита, почти не меняя своей ориентации, в тоже время плоскость (100) $L2_1$ -фазы поворачивается вокруг оси $[001]$ аустенита при мартенситном переходе. Отсюда можно сделать вывод, что деформация при мартенситном превращении в сплаве $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ происходит путем сдвига по плоскости (110) в направлении $[1\bar{1}0]$.

На основе полученных рентгеновских данных установлено, что решетка мартенсита сплава $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ триклинная и имеет следующие параметры элементарной ячейки: $a = 0.4244 \text{ nm}$, $b = 0.5993 \text{ nm}$, $c = 2.9687 \text{ nm}$, $\alpha = 90.57^\circ$, $\beta = 97.36^\circ$, $\gamma = 89.24^\circ$. Ячейка содержит 56 атомов. Пробразом данной ячейки в исходной $L2_1$ -фазе служит орторомбическая ячейка с параметрами $a = 0.4242 \text{ nm}$, $b = 0.5998 \text{ nm}$, $c = 2.9690 \text{ nm}$. Объем ячейки мартенсита при комнатной температуре равен 99.0% от объема исходного прообраза.

Полосчатая структура кристаллов мартенсита представлена на рис. 6, где цифрами обозначены три области. Цифры 1 и 2 соответствуют мартенситным кристаллам, а светлый клиновидный участок 3 — области исходной высокотемпературной фазы $L2_1$ с осью зоны $[113]_{L2_1}$. По мере развития мартенситного превращения области 1 и 2 разрастаются до соприкосновения друг с другом, а клиновидный участок 3 исходной фазы исчезает. Видно, что внутри соседних мартенситных кристаллов имеются дефекты упаковки, которые расположены под углом 53° по отношению друг к другу. Такое расположение дефектов упаковки в соседних мартенситных

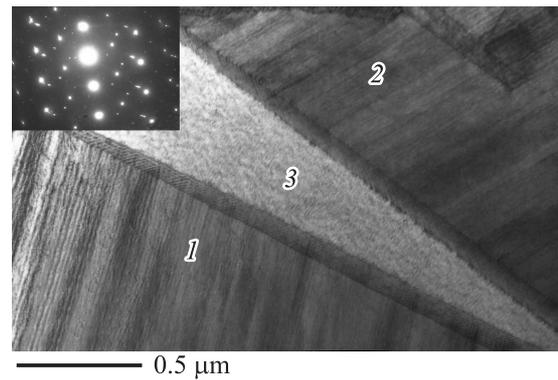


Рис. 6. Структура сплава $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ после отжига. 1, 2 — кристаллы мартенсита, 3 — фаза $L2_1$.

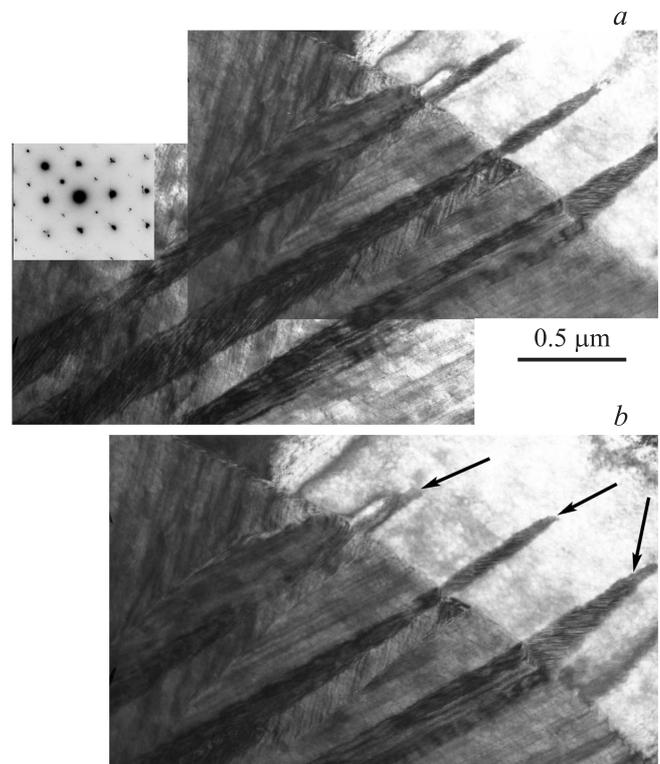


Рис. 7. Строение пакета мартенсита сплава $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ после отжига.

кристаллах способствует компенсации упругих напряжений. Дифракционный анализ позволил выявить три ориентации мартенситных кристаллов. Границы между исходной $L2_1$ -фазой и мартенситом широкие, что обусловлено ростом дефектов упаковки в направлении высокотемпературной фазы. Хорошо видно движение границы мартенситного кристалла (рис. 6).

Строение пакета мартенситных кристаллов в сплаве $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ показано на рис. 7. Кристаллы мартенсита, достигая границы зерна, создают дополнительные напряжения и тем самым способствуют росту кристаллов в соседнем зерне. В верхнем правом углу на рис. 7, *a*

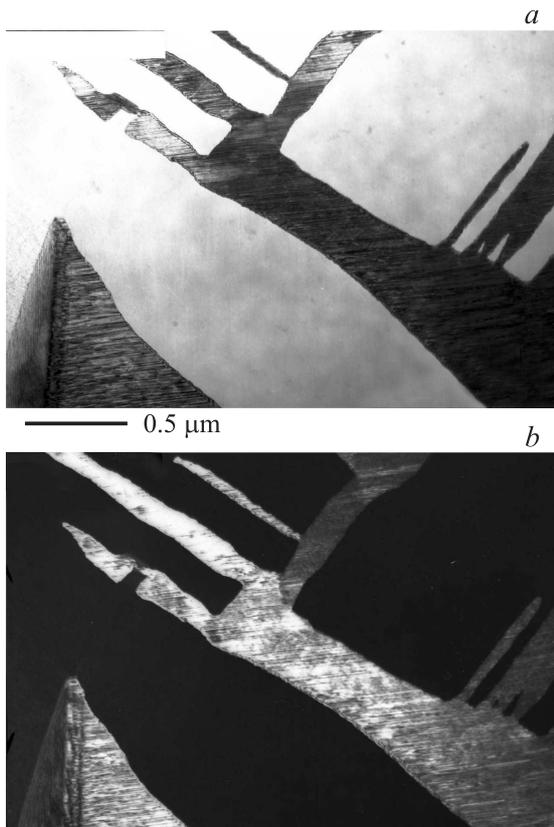


Рис. 8. Рост мартенситных кристаллов в сплаве $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$. *a* — светлопольное изображение, *b* — темнопольное изображение в рефлексе мартенсита.

видны три небольших клиновидных кристалла мартенсита. Эти клиновидные мартенситные кристаллы с чередующимися направлениями дефектов упаковки растут от границы исходного зерна. При нагреве под пучком в колонне электронного микроскопа три клина быстро уменьшаются в размерах, что показано стрелками на рис. 7, *b*. Если участок находился в течение короткого промежутка времени вне пучка электронов, то мартенситные кристаллы вырастают до прежних размеров. Это подтверждает обратимый термоупругий характер мартенситного превращения.

Таким образом, в сплаве $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ при электронно-микроскопическом исследовании структуры наблюдается появление и исчезновение мартенситных кристаллов под пучком электронов. Это связано с тем, что, как было уже отмечено, температура мартенситного превращения в исследованном сплаве близка к комнатной. Поэтому можно было непосредственно наблюдать обратимый характер мартенситного превращения, при котором происходит перемещение когерентных межфазных границ кристаллов мартенсита при их росте или исчезновении. Результаты электронно-микроскопического анализа тонкой структуры на фольгах хорошо согласуются с результатами, полученными на массивных образцах в сканирующем электронном микроскопе.

Мартенситные кристаллы в сплаве $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ могут расти при охлаждении не только в длину и ширину, возможно образование клиньев роста на боковой поверхности мартенситных кристаллов, как показано на рис. 8. При этом во всех пластинах мартенсита наблюдаются дефекты упаковки одного направления.

Таким образом, исследование структуры сплавов $\text{Ni}_{47-x}\text{Mn}_{42+x}\text{In}_{11}$ с $x = 0, 1, 2$ после отжига показало, что наблюдается переход от двухфазной структуры $L2_1$ +мартенсит при $x = 0$ к однофазной структуре упорядоченной $L2_1$ -фазы при $x = 2$. Это связано с понижением температуры мартенситного превращения при замещении атомов никеля атомами марганца.

4. Заключение

Проведенные исследования тонкой структуры сплавов $\text{Ni}_{47-x}\text{Mn}_{42+x}\text{In}_{11}$, где $x = 0, 1, 2$, после отжига методами оптической металлографии, сканирующей и электронной микроскопии, а также рентгеноструктурным методом показали, что при замещении атомов никеля атомами марганца происходят закономерные изменения фазового состава, структуры и температуры мартенситного перехода.

Все исследованные сплавы в высокотемпературном состоянии имеют упорядоченную кубическую решетку $L2_1$ -фазы. При охлаждении во всех сплавах наблюдается мартенситное превращение, температура мартенситного перехода зависит от состава сплава и понижается при уменьшении соотношения Ni/Mn.

При изменении соотношения Ni/Mn от 1.12 до 1.02 при комнатной температуре наблюдался переход от смешанной структуры, представляющей упорядоченную $L2_1$ -фазу и мартенситные кристаллы к однофазной атомно-упорядоченной структуре $L2_1$.

При охлаждении в сплаве $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ наблюдается мартенситное превращение по типу $L2_1 \rightarrow 14M$ с образованием модулированной структуры длиннопериодного мартенсита. Установлено, что мартенсит в сплаве $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ имеет триклинную решетку, и определены ее параметры. Внутри мартенситных кристаллов выявлены дефекты упаковки.

Список литературы

- [1] А.Н. Васильев, В.Д. Бучельников, Т. Такаги, В.В. Ховайло, Э.И. Эстрин. УФН **173**, 577 (2003).
- [2] O. Soderberg, I. Aaltio, Y. Ge, O. Heczko, S.-P. Hannula. Mater. Sci. Eng. A **481–482**, 80 (2008).
- [3] T. Krenke, E. Duman, M. Acet, E.F. Wassermann, X. Moysa, L. Manosa, A. Planes. Nature Mater. **4**, 450 (2005).
- [4] T. Krenke, E. Duman, M. Acet, E.F. Wassermann. Phys. Rev. B **74**, 104414. (2007).
- [5] R. Kainuma, Y. Imano, W. Ito, Y. Sutou, H. Morito, H. Okamoto, S. Kitakami, O. Oikawa, A. Fujita, T. Kanomata. Nature **439**, 957 (2006).

- [6] V.K. Sharma, M.K. Chattopadhyay, K.H.B. Shaeb, A. Chouhan, S.B. Roy. *Appl. Phys. Lett.* **89**, 222 509 (2006).
- [7] S.Y. Yu, Z.H. Liu, G.D. Liu, J.L. Chen, Z.X. Cao, G.H. Wu, B. Zhang, X.X. Zhang. *Appl. Phys. Lett.* **89**, 162 503 (2006).
- [8] Z.D. Han, D.H. Wang, C.L. Zhang, H.C. Xuan, B.X. Gu, Y.W. Du. *Appl. Phys. Lett.* **90**, 042 507 (2007).
- [9] M. Khan, A. Naushad, S. Stadler. *J. Appl. Phys.* **101**, 053 919 (2007).
- [10] B. Zhang, X.X. Zhang, S.Y. Yu, J.L. Chen, Z.X. Cao, G.H. Wu. *Appl. Phys. Lett.* **91**, 012 510 (2007).
- [11] A. Planes, L. Manosa, M. Acet. *J. Phys.: Condens. Matter.* **21**, 233 201 (2009).
- [12] S. Aksoy, M. Acet, E.F. Wassermann, T. Krenke, X. Moya, L. Manosa, A. Planes, P.P. Deen. *Phil. Mag.* **89**, 2093 (2009).
- [13] S. Fabbri, F. Albertini, A. Paoluzi, F. Bolzoni, R. Cabassi, M. Solzi, L. Righi, G. Calestani. *Appl. Phys. Lett.* **95**, 022 508 (2009).
- [14] V.V. Khovaylo, K.P. Skokov, O. Gutfleisch, H. Miki, T. Takagi, T. Kanomata, V.V. Koledov, V.G. Shavrov, G. Wang, E. Palacios, J. Bartolomé, R. Burriel. *Phys. Rev. B* **81**, 214 406 (2010).
- [15] S. Fabbri, J. Kamarad, Z. Arnold, F. Casoli, A. Paoluzi, F. Bolzoni, R. Cabassi, M. Solzi, G. Porcari, C. Pernechele, F. Albertini. *Acta Mater.* **59**, 412 (2011).
- [16] J. Liu, T. Gottschall, K.P. Skokov, J.D. Moore, O. Gutfleisch. *Nature Mater.* **11**, 620 (2012).
- [17] J.M. Barandiaran, V.A. Chernenko, E. Cesari, D. Salas, J. Gutierrez, P. Lazpita. *J. Phys.: Condens. Matter.* **25**, 484 005 (2013).
- [18] B. Emre, S. Yuce, E. Stern-Taulats, A. Planes, S. Fabbri, F. Albertini, L. Manosa. *J. Appl. Phys.* **113**, 213 905 (2013).
- [19] В.М. Счастливец, Ю.В. Калетина, Е.А. Фокина. Мартенситное превращение в магнитном поле. УрО РАН, Екатеринбург (2007). 322 с.
- [20] Y. Sutou, Y. Imano, N. Koeda, T. Omori, R. Kainuma, K. Ishida, K. Oikawa. *Appl. Phys. Lett.* **85**, 4358 (2004).
- [21] W. Ito, Y. Imano, R. Kainuma, Y. Sutou, K. Oikawa, K. Ishida. *Met. Mater. Trans. A.* **38**, 759 (2007).
- [22] В.М. Счастливец, Ю.В. Калетина, Е.А. Фокина, В.А. Казанцев. *ФММ* **112**, 64 (2011).
- [23] Ю.В. Калетина, В.М. Счастливец, Е.К. Фокина. *Письма в ЖТФ* **39**, 11, 71 (2013).
- [24] Ю.В. Калетина, В.М. Счастливец, А.В. Королев, Е.А. Фокина. *ФММ* **113**, 1086 (2012).
- [25] Ю.В. Калетина, Е.Г. Герасимов, В.М. Счастливец, Е.А. Фокина, П.Б. Терентьев. *ФММ* **114**, 911 (2013).
- [26] Ю.В. Калетина, Е.Г. Герасимов. *ФТТ* **56**, 1583 (2014).
- [27] X. Варлимонт, Л. Дилей. Мартенситные превращения в сплавах на основе меди, серебра и золота. Пер. с англ. Наука, М. (1980). 208 с.
- [28] Л.М. Утевский. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. Металлургия, М. (1973). 584 с.
- [29] В.Г. Пушин, Н.И. Коуров, А.В. Королев, В.А. Казанцев, Л.И. Юрченко, В.В. Коледов, В.Г. Шавров, В.В. Ховайло. *ФММ* **99**, 64 (2005).