

Features of the formation of tetragonal martensite in In–4.5%Cd alloy

Yu. V. Khlebnikova[†], D. P. Rodionov, L. Yu. Egorova

[†]Yulia_kh@imp.uran.ru

Mikheev Institute of Metal Physics Ural Branch RAS, 18 S. Kovalevskoi st., 620137, Yekaterinburg, Russia

Using the methods of metallography, radiography and transmission electron microscopy (TEM) it is shown that during cooling of In–4.5 mass% Cd alloy below the FCC-FCT martensite transformation temperature a lath structure consisting of colonies of tetragonal plates is formed. From dark-field and electron diffraction analyses it is concluded that the laths consist of parallel martensite plates with a habit of $\{101\}_{\text{FCC}}$. The average width of martensite plates in the lath on a (001) plane is about 0.1 μm . Pairs of neighbor plates of a martensite differ by the directions of tetragonal axis $\langle 001 \rangle$. During the inverse FCT-FCC transition, a dissolution of martensite plates starts at grain boundaries, and along with shortening of martensite crystals, their thinning is observed. After complete dissolution of martensite crystals, they are often replaced with dislocations which are parallel to the boundaries of former martensite plates. In In–4.5%Cd alloy, in the pre-transition region of FCT-FCC transformation (pre-austenite state) tetragonal broadening of Bragg's reflections and increasing of diffuse scattering located around them are observed on electron diffraction patterns. The results can be interpreted as a consequence of softening of the alloy's lattice and pre-transition structure changes. The alloy structure in the austenite state after the complete reverse martensite transformation has a typical "ripple"-like contrast. It is found that after a cycle of FCT-FCC-FCT transformations recrystallisation of the alloy occurs with a several fold decrease of the grain size as compared to the initial size, and lath sizes, the length and width of martensite plates in the laths correlate with the change of the grain size of the alloy.

Keywords: indium alloys, phase transformation, tetragonal martensite, pre-transitional state, transmission electron microscopy, thermocycling, recrystallization.

Особенности формирования структуры тетрагонального мартенсита в сплаве In–4.5%Cd

Хлебникова Ю. В.[†], Родионов Д. П., Егорова Л. Ю.

[†]Yulia_kh@imp.uran.ru

ФГБУН Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С.Ковалевской 18, 620137, Екатеринбург, Россия

В работе с использованием методов металлографии, рентгенографии и просвечивающей электронной микроскопии показано, что при охлаждении ниже температуры мартенситного ГЦК→ГЦТ превращения в сплаве In–4.5 мас.% Cd образуется пакетная структура, состоящая из колоний тетрагональных пластин-ламель. По данным темнопольного и электронно-дифракционного анализа определено, что пакеты состоят из параллельных пластин мартенсита, находящихся в двойниковом положении с границей $\{101\}_{\text{ГЦК}}$. Средняя ширина мартенситных пластин в пакете в плоскости $(001)_{\text{ГЦТ}}$ составляет величину ~ 0.1 мкм. Пара соседних пластин мартенсита различается направлением оси тетрагональности $\langle 001 \rangle_{\text{ГЦТ}}$. При обратном ГЦТ→ГЦК превращении растворение мартенситных пластин начинается от границ зерен, причем одновременно с уменьшением длины мартенситного кристалла наблюдается его утонение. После полного растворения мартенситных кристаллов, на их месте часто образуются дислокации, параллельные границам бывших мартенситных пластин. В сплаве In–4.5%Cd в предпереходной области ГЦТ→ГЦК превращения (преаустенитное состояние) на электронограммах наблюдаются тетрагональное уширение брегговских отражений и нарастание диффузного рассеяния, локализованного вблизи них. Полученные результаты можно интерпретировать как следствие размягчения решетки сплава и предпереходных структурных изменений. Структура сплава в аустенитном состоянии после завершения обратного мартенситного перехода имеет характерный контраст типа «ряби». Обнаружено, что после цикла ГЦТ→ГЦК→ГЦТ превращений происходит перекристаллизация сплава с уменьшением размера зерна в несколько раз по сравнению с исходной структурой, при этом величина пакетов, а также длина и ширина мартенситных пластин в пакете коррелируют с изменением размера зерна сплава.

Ключевые слова: сплавы индия, фазовое превращение, тетрагональный мартенсит, предпереходное состояние, просвечивающая электронная микроскопия, термоциклирование, перекристаллизация.

1. Введение

Многие металлы и сплавы, испытывающие мартенситные превращения, в том числе сплавы на основе индия, привлекают к себе внимание аномальным изменением некоторых физических и механических свойств в предпереходной (или предмартенситной) области состояний. Изучению предмартенситных состояний в металлах и сплавах посвящена монография [1]. Общими чертами мартенситных переходов в сплавы сплавов индия, легированных таллием, кадмием, свинцом, ртутью, оловом и другими химическими элементами, являются: малое увеличение объема элементарной ячейки и степени тетрагональности (0.96 – 1.075), небольшой температурный гистерезис, термоупругий характер превращения и эффекты памяти, структурно-морфологические признаки [1–4]. Гранцентрированный тетрагональный мартенсит, формирующийся в этих сплавах, характеризуется наличием пакетной иерархии микродвойников (или c -доменов) по различным вариантам сдвига $\{110\}_{\text{ГЦК}} <1\bar{1}0>_{\text{ГЦК}}$, образующих самоаккомодирующую с нулевой средней деформацией систему кристаллов с габитусами типа $\{110\}_{\text{ГЦК}}$. Несмотря на достаточно большое количество литературных данных, посвященных изучению различных аспектов ГЦК \leftrightarrow ГЦТ мартенситных переходов в сплавах индия [5–11], сведений о тонкой структуре мартенсита сплавов In – Cd на сегодняшний день не достаточно. Это связано с относительно низкими температурами мартенситного перехода и техническими сложностями проведения электронно-микроскопического исследования.

Целью работы является исследование особенностей тонкой структуры мартенсита в сплаве In–4.5 мас.% Cd, сформировавшейся при постепенном охлаждении закристаллизованного слитка ниже температуры фазового превращения ГЦК \rightarrow ГЦТ, а также после цикла ГЦТ \rightarrow ГЦК \rightarrow ГЦТ превращений. В работе использованы металлографический, электронно-микроскопический и рентгенографический методы анализа структуры.

2. Материал и методы исследования структуры

Бинарный сплав In–Cd был выплавлен в индукционной печи в атмосфере аргона из индия и кадмия чистотой не менее 99.9 мас.%. Из полученного слитка вырезали образцы в форме шайб для металлографического и рентгенографического исследований, а также образцы кубической формы для дилатометрии. Часть образцов нагревали до температуры 130°C (в аустенитную область) и после часовой выдержки охлаждали на воздухе.

Химический состав материала определяли методами количественного химического анализа и микроанализа на приставке EDAX для элементного анализа на сканирующем электронном микроскопе FEI “Quanta-200” в отделе электронной микроскопии ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» Института физики металлов УрО РАН. Микроанализ проводили в пяти различных точках образца с площади

не менее 0.04 мм². Содержание кадмия в сплаве составляет 4.58 ат.% или 4.5 мас.%.

Фазовый состав сплава, параметры кристаллических решеток фаз и степень тетрагональности определяли рентгеноструктурным методом. Рентгенограммы с поверхности образца In–Cd снимали при комнатной температуре на дифрактометре ДРОН-3М с вращением в излучении Co-K α .

Для металлографического исследования образцов использовали оптический микроскоп «Neophot-30». Структуру образцов выявляли химическим травлением в спиртовом растворе азотной и пикриновой кислот.

Электронно-микроскопическое исследование проводили на микроскопе JEM-200CX при ускоряющем напряжении 160 kV с использованием специальной приставки, позволяющей охлаждать держатель с образцом жидким азотом. Фольги изготавливали по стандартным методикам.

3. Результаты исследования и их обсуждение

Сплав In–4.5%Cd имеет температуру плавления $T_{\text{пл}} \approx 150^\circ\text{C}$ и очень узкую по шкале температур двухфазную ($L + \alpha$)-область в соответствии с диаграммой состояния системы In–Cd. Температуры ГЦК \leftrightarrow ГЦТ-переходов лежат в интервале 97 – 108°C [12].

На дифрактограммах, снятых с поверхности образца, не было обнаружено следов аустенита, присутствуют линии (101), (111), (002), (200), (022), (220), (004), (400), соответствующие только тетрагональному мартенситу. Экспериментально определены по данным рентгеновской дифрактометрии параметры решетки сплава $a = 4.6297 \text{ \AA}$, $c = 4.8080 \text{ \AA}$ и степень тетрагональности $c/a = 1.0385$. Такая степень тетрагональности сплава хорошо укладывается в ряд имеющихся литературных данных по серии сплавов In–Cd с различным содержанием кадмия. Отметим, что по мере увеличения содержания кадмия в сплавах In–Cd степень тетрагональности α -фазы уменьшается. На основе экспериментально полученных значений параметров решетки сплава были рассчитаны межплоскостные расстояния, которые использовали в дальнейшем для расшифровки электронно-дифракционных картин.

Микроструктура сплава In–Cd представлена на рис. 1. Размер зерна в исходном (литом) сплаве составляет от 400 мкм до 3 мм, наблюдается сильная разнотерность. Средний размер зерна $1.2 \pm 0.2 \text{ мм}$. На поверхности шлифа отчетливо видна структура в виде пакетов пластин тетрагонального мартенсита. В каждом зерне сформировалось несколько пакетов. Пластины мартенсита, принадлежащие одному пакету, могут свободно проходить через границу и проникать во второй пакет, поэтому плоские сечения подобных структур вблизи границ пакетов приобретают характерное «елочное» строение. Аналогичную картину можно наблюдать и в других сплавах с тетрагональным мартенситом, например в интерметаллидном соединении NiMn [13]. В качестве примера на рис. 1b следы «елочных» границ пакетов обозначены пунктирными линиями. Очевидно, что для ожидаемых габитусов $\{110\}_{\text{ГЦК}}$ тетрагонального

мартенсита углы пересечения мартенситных пластин составляют 60 и 90°. Это подтверждается наблюдениями следов мартенситных кристаллов. Например, в зерне 1 на рис. 1b угол пересечения следов кристаллов мартенсита на поверхности шлифа составляет 90°, а в зерне 2 — 60°. В частности, это соответствует близости ориентации поверхности шлифа зерна 1 к одной из плоскостей $\{001\}_{\text{ГЦК}}$ исходного аустенита. Довольно часто в пределах зерна следы кристаллов тетрагонального мартенсита на поверхности шлифа образуют конфигурации в виде правильных треугольников, что указывает на близость к плотноупакованной плоскости аустенита для данного зерна.

Для исследования структуры мартенсита использовали охлаждение держателя фольги в жидком азоте, чтобы избежать разогрева фольги под электронным пучком, приводящего к реализации обратного ГЦТ→ГЦК превращения.

Структура сплава в мартенситном состоянии представляет собой набор параллельных пластин тетрагонального мартенсита, находящихся в двойниковом положении (рис. 2). По данным темнопольного и электронно-дифракционного анализа определено, как и ожидалось, что чередующиеся через одну пластины тетрагонального мартенсита имеют габитусы двойников типа $\{101\}_{\text{ГЦК}}$. Средняя ширина мартенситных пластин в данном пакете в плоскости $(001)_{\text{ГЦТ}}$ составляет величину ~0.1 мкм. В разных пакетах соотношение толщин чередующихся двойниковых ориентировок различное. Авторы считают, что устойчивого различия

в объемных долях (или толщинах) двойниковых мартенситных кристаллов нет. Во всяком случае, в разных анализируемых участках это соотношение было различным, причем толщина кристаллов одной ориентировки также может различаться. На рис. 2e для примера представлен участок структуры другого пакета, в котором ширина пластин мартенсита двойниковых ориентировок примерно одинакова, при этом среднее значение ширины кристаллов в плоскости (001) сохраняется на уровне 0.1 мкм. При переходе от одной ориентации мартенсита к соседней направление оси тетрагональности $[001]_{\text{ГЦТ}}$ меняется на 90°. Рефлексы от двойника обозначены на схеме расшифровки электронно-дифракционной картины светлыми кружками, от матрицы — темными, пунктирной линией обозначен след плоскости двойникования (рис. 2d).

Образование пакета, состоящего из параллельных мартенситных пластин, находящихся в двойниковом положении с чередующимся направлением оси тетрагональной деформации, способствует минимизации внутренних напряжений при перестройке кристаллических решеток ГЦК→ГЦТ в процессе охлаждения сплава.

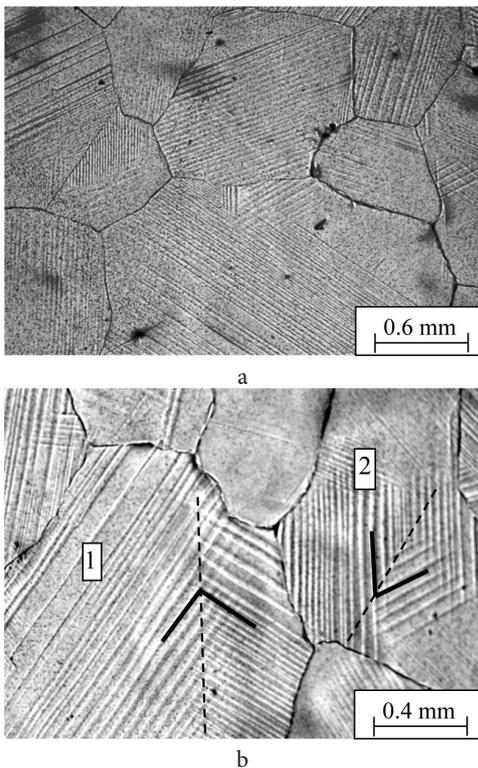


Рис. 1. Характерный участок структуры (a) и «елочное» строение границ пакетов внутри зерна (b) в литом сплаве In-4.5%Cd.

Fig. 1. Typical structural area (a) and “angular” structure of pocket borders in the grain (b) in cast alloy In-4.5%Cd.

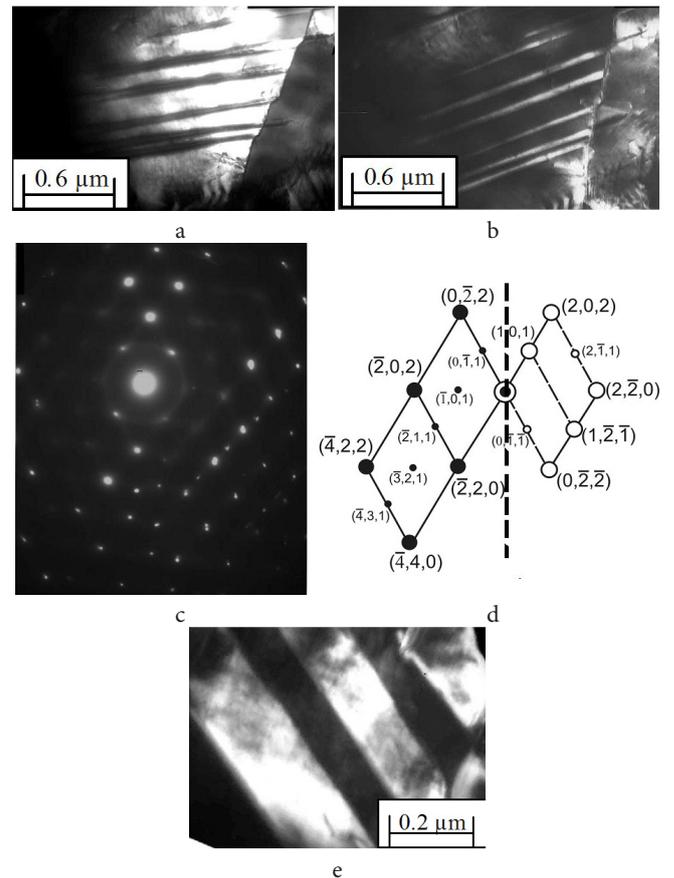


Рис. 2. Микроструктуры сплава In-4.5%Cd: а — светлопольное изображение; б — темнопольное изображение в рефлексе двойника $g = 101_{\text{ГЦТ}}$; с — электронно-дифракционная картина; д — схема расшифровки электронно-дифракционной картины; е — темнопольное изображение другого участка структуры.

Fig. 2. Microstructures of In-4.5%Cd alloy: a — light-field image; b — dark-field image in thinning reflection $g = 101_{\text{ГЦТ}}$; c — electron-diffraction image; d — electron-diffraction image transcription scheme; e — dark-field image of other structural area.

Исследуемый сплав с содержанием 4.5 мас.% Cd находится близко к границе перехода в двухфазное состояние. Когда электронно-микроскопическое исследование проводили без охлаждения, то в процессе нагрева фольги под электронным пучком можно было наблюдать, как происходит растворение мартенситных пластин. Растворение мартенситных пластин или обратное ГЦТ→ГЦК превращение начинается от границы зерна, концы мартенситных пластин «обрываются» в теле зерна, не достигая границы (рис. 3а). Причем одновременно с уменьшением длины мартенситного кристалла наблюдается его утонение, т.е. при ГЦТ→ГЦК превращении происходит движение не только торцевой, но и боковой границы мартенситного кристалла. При электронно-дифракционном анализе выявляются рефлексы,

относящиеся к обеим фазам: ГЦТ мартенситу и ГЦК аустениту (рис. 3б). Аустенит при температуре близкой к началу ГЦК→ГЦТ превращения имеет параметр решетки $a=4.6451 \text{ \AA}$. Также на электронограммах заметно диффузное рассеяние вблизи рефлексов, а также тяжи вдоль направлений типа $\langle 110 \rangle_{\text{ГЦТ}}$ и иногда $\langle 111 \rangle_{\text{ГЦТ}}$. На схеме расшифровки электронно-дифракционной картины (рис. 3с) крестики соответствуют мартенситу с осью зоны $[1\bar{2}1]_{\text{ГЦТ}}$, а черные кружки — аустениту с осью зоны $[1\bar{2}\bar{1}]_{\text{ГЦК}}$. Когда мартенситные кристаллы полностью растворились, на их месте образуются дислокации. На рис. 3д показано светлопольное изображение того же участка структуры, что и на рис. 3а, но после завершения ГЦТ→ГЦК превращения, видна серия почти параллельных дислокаций в аустените на месте бывших мартенситных пластин.

Ранее в работе [1] в экспериментах *in situ* при изучении процесса ГЦК↔ГЦТ мартенситного перехода в сплавах InPt, содержащих 20 и 25 ат.%Pt, было установлено, что как прямое ГЦК→ГЦТ, так и обратное ГЦТ→ГЦК превращения часто происходят путем «срастания» или «рассыпания» тонких мартенситных двойниковых кристаллов. Причем при охлаждении наблюдали рост мартенситной пластины не только в длину, но и боковой рост. Такая же ситуация наблюдается и для сплава In-4.5%Cd.

В работах [1, 2, 9, 10] при изучении структуры тетрагонального мартенсита сплавов FePt, InPt и InCd были обнаружены в преддверии ГЦК→ГЦТ превращения (предмартенситное состояние) тетрагональные уширения брегговских отражений и нарастание диффузного рассеяния, локализованного вблизи них. Полученные результаты интерпретировались как следствие размягчения решетки и предпереходных структурных изменений. Причем аналогичные эффекты наблюдались не только в предмартенситном, но и в предаустенитном состояниях. В сплаве In-4.5%Cd в предпереходной области ГЦТ→ГЦК превращения (предаустениное состояние) наблюдаются на электронограммах такие же эффекты (рис. 4).

Структура сплава в аустенитном состоянии после завершения обратного мартенситного перехода имеет характерный контраст типа «ряби». Участок такой структуры показан на рис. 5а. Электронно-дифракционные картины содержат только рефлексы от аустенита и характерные тяжи в направлении $\langle 111 \rangle_{\text{ГЦК}}$ (рис. 5б).

Часть образцов нагревали до температуры 130°C (в аустенитную область) и после выдержки в течение 1 ч охлаждали на воздухе. Предварительно образцы были отполированы. Прежде всего, после цикла нагрева и охлаждения на полированной поверхности образцов можно отметить появление рельефа. После цикла ГЦТ→ГЦК→ГЦТ превращений произошла перекристаллизация сплава с уменьшением размера зерна в несколько раз по сравнению с исходной структурой. В структуре присутствуют зерна в основном полиэдрической формы, средний размер которых составляет ~200 нм (рис. 6). Причем структуру сплава после перекристаллизации можно назвать однородной по размеру зерна в отличие от структуры сплава в исходном (литом) состоянии, которая характеризуется сильной разноразмерностью.

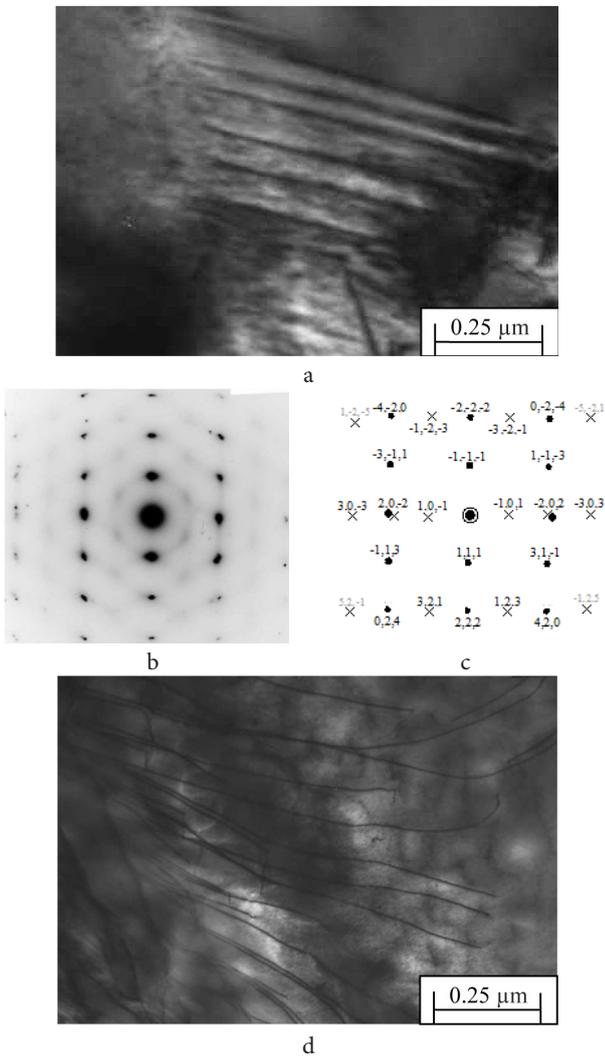


Рис. 3. Трансформация структуры сплава In-4.5%Cd в процессе ГЦТ→ГЦК превращения: а — пластины тетрагонального мартенсита с размытыми краями; б — электронно-дифракционная картина; с — схема расшифровки электронно-дифракционной картины; д — направленная дислокационная структура ГЦК аустенита на месте бывших ГЦТ пластин.

Fig. 3. Structure transformation of In-4.5%Cd alloy in FCT→FCC transition process: а — plates of tetragonal martensite with unclear borders; б — electron-diffractive image; с — electron-diffractive image transcription scheme; д — directed dislocation structure of FCC austenite in the place of former FCT-plates.

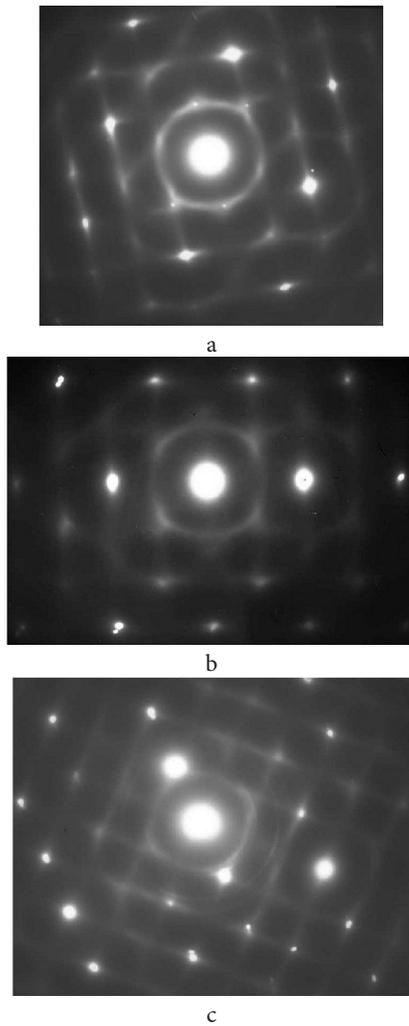


Рис. 4. Характерные электронно-дифракционные картины для сплава In-4.5%Cd в предпереходном состоянии, оси зоны: a — $[110]_{FCT}$; b — $[411]_{FCT}$; c — $[310]_{FCT}$.

Fig. 4. Typical electron-diffraction images for In-4.5%Cd alloy in pre-transitional state, zone axes: a — $[110]_{FCT}$; b — $[411]_{FCT}$; c — $[310]_{FCT}$.

Внутри зерен, как и в исходном сплаве, сформировался тетрагональный мартенсит, сгруппированный в пакеты. Некоторые относительно мелкие зерна состоят только из одного пакета, в таких зернах мартенситные пластины имеют только одно направление. В основном зерна состоят из нескольких пакетов, как и в исходном литом сплаве. Наиболее характерные углы пересечений следов пластин мартенсита в соседних пакетах составляют 60 и 90°, как и в литом сплаве. Величина пакетов и отдельных мартенситных пластин в пакете коррелирует с изменением размера зерна сплава. Подобную корреляцию размера структурных элементов: ширины отдельных мартенситных пластин, размера пакетов и размера зерна наблюдали ранее при изучении структуры тетрагонального мартенсита в других сплавах, например, в псевдомоннокристалле интерметаллидного соединения NiMn после двойной закалки и перекристаллизации [13]. Следует отметить, что структурные изменения, происходящие в образцах исследуемого сплава после термоциклирования, характерны именно для первого цикла ГЦТ→ГЦК→ГЦТ превращений.

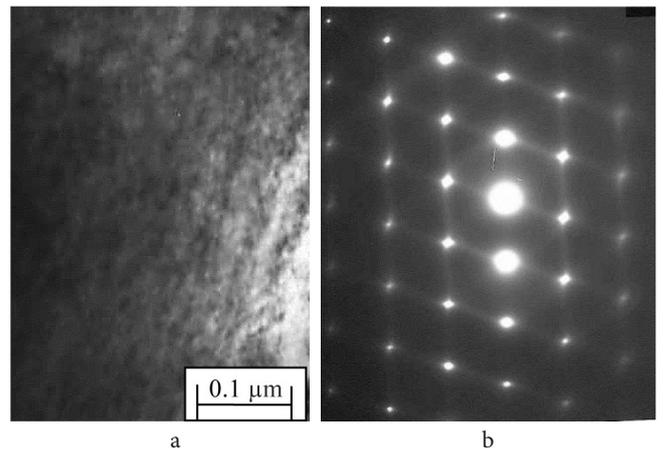


Рис. 5. Участок структуры сплава In-4.5%Cd в аустенитном состоянии с характерным контрастом типа «ряби» (a) и электронно-дифракционная картина с осью зоны $[101]_{FCC}$ (b).

Fig. 5. Austenite In-4.5%Cd alloy structure area with typical ripple-like contrast (a) and electron-diffraction image with zone axis $[101]_{FCC}$ (b).

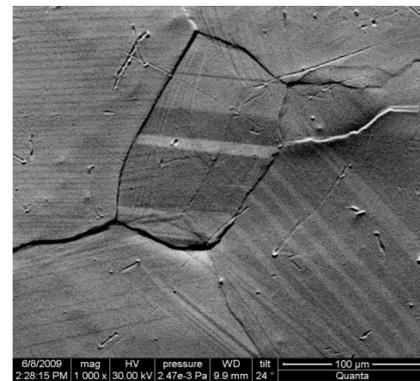


Рис. 6. Структура сплава In-4.5%Cd после цикла ГЦТ→ГЦК→ГЦТ превращений.

Fig. 6. In-4.5%Cd alloy structure after FCT→FCC→FCT transformations cycle.

При проведении трех последовательных циклов, после второго и третьего цикла структура сплава не претерпевала дальнейшего измельчения и была практически аналогична структуре после первого цикла. Авторы склонны считать, что для сплава, находящегося в литом состоянии первый цикл превращений, а точнее нагрев до температуры 130°C (в аустенитную область) и последующая часовая выдержка при этой температуре играют по сути роль гомогенизирующего отжига, приводящего после охлаждения до комнатной температуры к формированию стабильной однородной структуры. При охлаждении после второго и третьего циклов нагрева структура сплава уже не претерпевает заметных изменений.

4. Заключение

Показано, что литой сплав In-4.5%Cd при комнатной температуре имеет структуру тетрагонального мартенсита с параметрами $a = 4.6297 \text{ \AA}$, $c = 4.808 \text{ \AA}$ и степенью тетрагональности $c/a = 1.0385$.

Структура сплава в мартенситном состоянии представляет собой набор пакетов, состоящих из параллельных пластин, находящихся в двойниковом положении. По данным темнопольного и электронно-дифракционного анализа определено, что чередующиеся через одну пластины тетрагонального мартенсита имеют габитусы двойников типа $\{101\}_{\text{ГЦК}}$.

При обратном ГЦТ→ГЦК превращении растворение мартенситных пластин начинается от границы зерна, причем одновременно с уменьшением длины мартенситного кристалла наблюдается его утонение. После полного растворения мартенситных кристаллов, на их месте часто образуются дислокации, параллельные границам бывших мартенситных пластин. Структура сплава в аустенитном состоянии после завершения обратного мартенситного перехода имеет характерный контраст типа «ряби».

Экспериментальные данные о тонкой структуре мартенсита в сплаве In–4.5%Cd являются еще одной иллюстрацией общих закономерностей строения тетрагонального мартенсита в большой группе сплавов и интерметаллидных соединений, таких как In–Tl, Ni–Mn, Pt–Fe, Cu–Au и др.

После цикла нагрева до 130°C с выдержкой в течение 1 ч и последующего охлаждения на воздухе в сплаве произошла перекристаллизация с образованием более мелкого и однородного по размеру зерна, средний размер зерна составляет около 200 мкм. Морфология и структура мартенситных пластин в сплаве после термоциклирования не претерпела заметных изменений, но размер пакетов, а также длина мартенситных пластин в пакете, уменьшаются пропорционально уменьшению размера зерна.

Авторы выражают благодарность к.ф.-м.н. Л. И. Юрченко за помощь в проведении электронно-микроскопического исследования.

Благодарность/Acknowledgement. Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России по теме «Структура», №01201463331 (проект №15-17-2-24), при частичной финансовой поддержке РФФИ №16-03-00043.

Литература/References

1. V.G. Pushin, V.V. Kondratyev, V.A. Khachin. Pre-transition phenomena and martensitic transformations (in Russian) [В. Г. Пушин, В. В. Кондратьев, В. А. Хачин. Предпереходные явления и мартенситные превращения. Екатеринбург: УрО РАН, 1998. 368 с. ISBN 5-7691-0748-0]
2. V.V. Kondratyev, V.G. Pushin. The Physics of Metals and Metallography. **60** (4), 1–21 (1985).
3. T.R. Finlayson, P. Goodman, A. Olsen, et.al. Acta Cryst. **B40** (3), 555–560 (1984).
4. T.R. Finlayson, A. J. Morton, E.D. Norman. Met. Trans.A. **19A** (2), 199–205 (1988).
5. M.R. Madhava, G.A. Saunders. Phil. Mag. **36** (4), 777–796 (1977).
6. M. Brodt, R.S. Lakes. Journal of Materials Science. **31**, 6577–6581 (1996).
7. Y. Koyama, O. Nittono. Jap. J. Inst. Metals. **45** (9), 869–877 (1981).
8. O. Nittono, Y. Koyama. Trans. JIM. **23** (6), 285–295 (1982).
9. O. Nittono, Y. Koyama. Sci. Rep. RITU. **A29** (S1), 53–60 (1981).
10. O. Nittono, H. Iwasaki, Y. Koyama. J. Jan. Inst. Metals. **44**, 899 (1980).
11. Y. Koyama, T. Ukena, O. Nittono. J. Jan. Inst. Metals. **44**, 1431 (1980).
12. A.E. Vol, I.K. Kagan. The structure and properties of binary metal systems. Т. 3. Systems of gold, indium, iridium, ytterbium and yttrium. М.: Science, 321–328 (1976). (in Russian) [А.Е. Вол, И.К. Каган. Строение и свойства двойных металлических систем. Т. 3. Системы золота, индия, иридия, иттербия и иттрия. М.: Наука, 1976. С. 321–328].
13. Yu.V. Khlebnikova, L.Yu. Egorova, D.P. Rodionov, E.S. Belosludtseva, V.A. Kazantsev. Technical Physics. **61** (6), 887–897 (2016). DOI: 10.1134/S1063784216060104.