

## Структурная самоорганизация и формирование перпендикулярной магнитной анизотропии в нанокристаллических пленках $\text{Co}_{50}\text{Pd}_{50}$

© Л.И. Квеглис, С.М. Жарков, И.В. Староверова

Институт физики им. Л.В. Киренского Сибирского отделения Российской академии наук, 660036 Красноярск, Россия

E-mail: jarkov@iph.krasnoyarsk.su

(Поступила в Редакцию 4 декабря 2000 г.)

Исследована корреляция структуры атомного порядка и плотности энергии магнитной анизотропии, перпендикулярной плоскости, в пленках  $\text{Co}_{50}\text{Pd}_{50}$ . Предложены структурные модели для нанокристаллических пленочных материалов  $\text{Co}_{50}\text{Pd}_{50}$ . Показано, что процессы структурной самоорганизации в пленках формируют нетривиальные структуры атомного порядка. Существование таких структур возможно благодаря большим упругим напряжениям, которые по-видимому, обеспечивают появление большой магнитной анизотропии ( $K_{\perp} \sim 10^6 \text{ erg/cm}^3$ ).

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 00-02-17358а) и Красноярского краевого фонда науки.

Существование большой магнитной анизотропии, перпендикулярной плоскости пленки, в структурно неупорядоченном пленочном материале является предметом внимания многих исследователей, работающих с аморфными и нанокристаллическими пленками. Сильная зависимость величины константы плотности энергии перпендикулярной магнитной анизотропии (ПМА) от технологических условий получения и обработки образцов затрудняет однозначную интерпретацию природы ПМА. В работе [1] достаточно полно представлены возможные механизмы формирования ПМА, они определяются структурой атомного порядка и химическим составом пленки. Основные причины появления ПМА в пленках следующие: кристаллографическая анизотропия, анизотропия столбчатой структуры, анизотропия магнитострикции, анизотропия локального атомного упорядочения, поверхностная анизотропия, обменная анизотропия между мультислоями (в случае мультислойных пленок). В работах [2–4] наглядно проиллюстрирована связь столбчатой и фрактальной структур, формирующихся перпендикулярно плоскости пленки, с величиной ПМА, превышающей анизотропию формы пленки. Однако механизмы и кинетика формирования таких структур остаются неясными. В наших предыдущих работах [5–8] показано, что в нанокристаллических пленках сплавов переходных металлов ( $\text{Dy}_{23}\text{Co}_{77}$ ,  $\text{Co}_{10}\text{Pd}_{90}$ ,  $\text{Co}_{50}\text{Pd}_{50}$ ) формируется локальный атомный порядок в процессе их получения. Предполагалось, что носителями ПМА в пленках в случае сплавов  $\text{Dy-Co}$  являются высокоанизотропные кластеры типа  $\text{DyCo}_5$  [6], а в случае сплавов  $\text{Co-Pd}$  — кластеры  $L1_0$ - и  $\epsilon'$ -фаз, ориентированные так, что ось легкого намагничивания перпендикулярна плоскости пленки [7,8]. Однако вышеуказанные фазы в пленках  $\text{Co-Pd}$  удавалось наблюдать далеко не всегда. В ряде случаев ПМА имела место и без этих фаз [7], а наблюдаемая структура не соответствовала диаграмме фазовых равновесий.

Высокая степень неравновесности в процессе получения нанокристаллических материалов обуславливает формирование атомной структуры, часто не характерной как для равновесного массивного, так и для известных метастабильных состояний данного вещества. Вдали от равновесного состояния вещество характеризуется тем, что незначительные изменения параметров системы могут привести к кардинальному изменению физических свойств [9]. В нанокристаллическом материале количество и структура дефектов качественно иные, чем в моно- и поликристаллических материалах, поэтому нанокристаллическое состояние не может рассматриваться просто как монокристаллическое с большим количеством дефектов [10]. Таким образом, атомная структура наночастиц далеко не всегда может быть описана в рамках классической кристаллографии. Для описания атомной структуры нанокристаллического состояния требуются нетрадиционные подходы.

В качестве одного из таких подходов может быть применен метод Вороного–Делоне, разработанный для некристаллических материалов [11]. Метод заключается в моделировании пространственных структур с помощью многогранников Вороного. Многогранник Вороного является непосредственным геометрическим образом ближайшего атомного окружения. Особая ценность многогранников Вороного заключается в том, что они являются удобными структурными элементами для изучения пространственных структурных мотивов.

Дальнейшее развитие эти идеи получили в работах Бульёнова [12–14], где предложено описывать атомную структуру материалов с аморфным, нанокристаллическим, а также квазикристаллическим дисконтинуальным строением как состоящую из "кристаллических модулей". Это понятие вводится для того, чтобы объяснить механизмы самоорганизации кристаллов и других структур с ближним и дальним порядком. Оно связывает энергетику межатомного взаимодействия и геометрию образования структур как на локальном, так и на глобальном

уровнях. Кристаллический модуль как замкнутая трехмерная петля периодически повторяется в пространстве и в зависимости от симметрии кристалла либо целиком заполняет все пространство, либо только охватывает своими вершинами все атомы структуры. Например, модуль гранцентрированной кубической (ГЦК) решетки представляет собой примитивную ячейку ГЦК-структуры (в виде ромбоэдра) и формируется октаэдром и двумя тетраэдрами. Такой подход существенно расширяет набор модульных полиэдров, формирующих атомно-упорядоченную структуру, по сравнению с фёдоровскими группами и дает новые возможности для объяснения уникальных физических свойств нанокристаллических материалов.

Эксперименты по дифракции электронов, выполненные нами ранее на пленках Dy-Co и Co-Pd [5–8], и разработка представлений о формировании атомной структуры структурно неупорядоченного материала, развитых в работах [11–14], создали предпосылки для постановки следующих задач.

1) На основе анализа картин электронной дифракции, полученных от пленок  $\text{Co}_{50}\text{Pd}_{50}$ , обладающих большой величиной ПМА ( $K_{\perp} \sim 10^6 \text{ erg/cm}^3$ ), построить структурные модели ближнего атомного порядка, используя подходы, описанные в работах [11–14].

2) На основе разработанных структурных моделей пересмотреть причины формирования ПМА в исследуемых пленках  $\text{Co}_{50}\text{Pd}_{50}$ .

## 1. Методы получения и исследования образцов

В данной работе представлены результаты исследований структуры и магнитных свойств нанокристаллических пленок Co-Pd эквиатомного состава (50 at.% Co, 50 at.% Pd) в исходном состоянии, а также подвергнутых термообработке в вакууме. Пленки получены методами термического распыления-взрыва в вакууме  $10^{-5}$  Torr и магнетронного распыления в вакууме  $10^{-6}$  Torr на различные подложки (стекло, кристаллический и аморфный кремний, плавленный кварц, NaCl, MgO, LiF). Микроструктура и фазовый состав пленок исследовали с помощью просвечивающих электронных микроскопов ПРЭМ-200 и JEM-100 С. Химический состав пленок контролировался методом рентгеновского флуоресцентного анализа (РФСА). Константа ПМА  $K_{\perp}$  определялась методом крутящих моментов при комнатной температуре в полях с напряженностью до 17 кОе.

## 2. Результаты исследований

В исходном состоянии пленки обладали ПМА с  $K_{\perp} \sim 10^5 \text{ erg/cm}^3$  (рис. 1). Электронограммы, полученные от этих пленок, представляли собой диффузное гало. Электронно-микроскопические исследования показали, что пленки состоят из частиц размером  $\approx 20\text{--}30 \text{ \AA}$ .

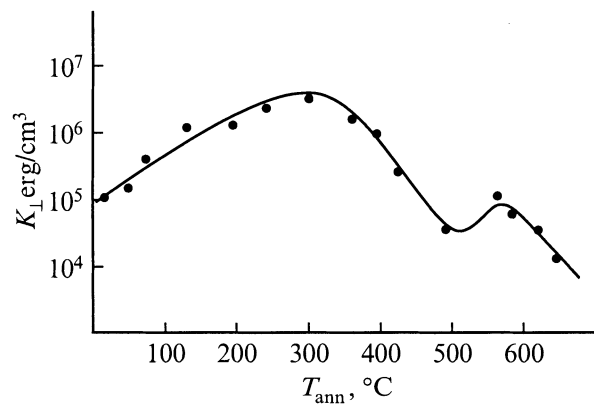
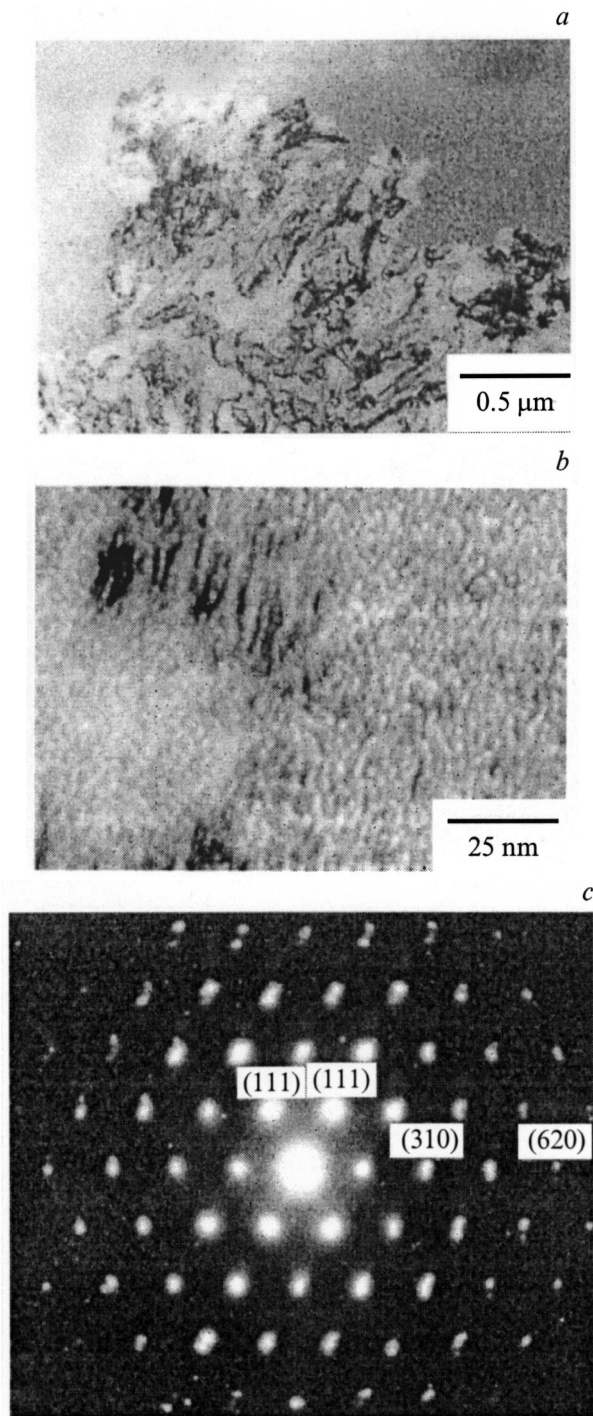


Рис. 1. Зависимость постоянной плотности энергии магнитной анизотропии, перпендикулярной плоскости пленки ( $K_{\perp}$ ), от температуры отжига ( $T_{\text{ann}}$ ) для пленок  $\text{Co}_{50}\text{Pd}_{50}$ .

Обнаружено, что под воздействием электронного пучка в просвечивающем электронном микроскопе либо в процессе отжига в вакууме  $10^{-5}$  Torr при температуре отжига  $T_{\text{ann}} = 260\text{--}300^\circ\text{C}$  в пленках проходила дендритная кристаллизация. На рис. 2, *a* приведено электронно-микроскопическое изображение участка дендрита, выросшего в нанокристаллической пленке. Скорость движения фронта кристаллизации, определенная визуально при электронно-микроскопических исследованиях, составляла до 1 см/с. После дендритной кристаллизации не наблюдалось укрупнения размера частиц, составляющих пленку, по сравнению с исходным состоянием. На рис. 2, *b* приведен увеличенный фрагмент рис. 2, *a*, на котором показана граница раздела между исходной нанокристаллической фазой (справа), дающей на электронограмме диффузно рассеянное гало, и вновь образовавшейся кристаллической фазой (слева), электронограмма от этого участка приведена на рис. 2, *c*. На электронно-микроскопическом изображении (рис. 2, *b*) отчетливо видно, что пленка состоит из частиц одного и того же размера. Электронограмма (рис. 2, *c*), полученная с закристаллизовавшихся участков (рис. 2, *a, b*), содержит наборы точечных рефлексов, которые не соответствуют ни одной из известных структур сплавов Co-Pd. Согласно диаграмме фазовых равновесий, сплав Co-Pd кристаллизуется в ГЦК-решетку с параметром  $a = 3.75 \text{ \AA}$  [15].

На электронограмме (рис. 2, *c*) отчетливо видно, что на малых углах дифракционные рефлексы имеют существенное радиальное размытие, а на больших углах на месте одного рефлекса наблюдаются группы точечных рефлексов. Такая картина является нехарактерной для пленочных монокристаллов и свидетельствует о том, что в данном случае пленка состоит из сорентированных между собой микрокристаллитов. Дифракционные рефлексы, наблюдаемые на электронограмме (рис. 2, *c*), соответствуют межплоскостным расстояниям для атомных плоскостей типа (111) и (620) ГЦК-структуры с параметром решетки  $a = 3.75 \text{ \AA}$ . Подобный набор рефлексов



**Рис. 2.** Электронно-микроскопические изображения фронта кристаллизации в структурно неупорядоченной пленке  $\text{Co}_{50}\text{Pd}_{50}$  после отжига ( $T_{\text{ann}} = 260^\circ\text{C}$ ) при различных увеличениях (*a, b*) и картина микродифракции электронов (*c*), полученная от закристаллизовавшегося участка пленки.

можно наблюдать на электронограмме при ориентации ГЦК-решетки с осью зоны [134]. Однако на рис. 2, *c* наблюдаются два лишних для данной ориентации рефлекса типа (111), а также сверхструктурные для ГЦК-решетки рефлексы, например ряд рефлексов типа  $(3/2 \ 1/2 \ 0)$ ,

(310),  $(9/2 \ 3/2 \ 0)$ . При этом интенсивности вышеуказанных сверхструктурных рефлексов намного превышают интенсивность структурного рефлекса типа (620). Следует особо отметить, что угол на электронограмме (рис. 3, *a*) между векторами типа [111] и [310] составляет  $\approx 60\text{--}64^\circ$ , в то время как в кубической решетке этот угол должен быть равным  $68.58^\circ$ .

После отжига при  $T_{\text{ann}} > 300^\circ\text{C}$  дендритная структура в пленках начинала разрушаться. Электронно-микроскопическое изображение, полученное с такой пленки, представляет собой непрерывную сеть пересекающихся изгибных экстинкционных контуров (рис. 3, *a*). Электронограмма, полученная с разрушающегося дендрита, показана на рис. 3, *b*. Эта электронограмма также имеет нестандартный вид. Наблюдаются группы рефлексов, которые по межплоскостным расстояниям соответствуют атомным плоскостям типа (111) и (200) ГЦК-структуры ( $a = 3.75 \text{ \AA}$ ). При этом векторы [111] и [200] расположены почти параллельно друг другу, что в принципе невозможно в случае монокристалла с кубической решеткой. Следует отметить, что картина дифракции электронов, приведенная на рис. 3, *b*, получена методом микродифракции с области  $\approx 0.5 \mu\text{m}$ . Такая электронограмма является характерной для данных пленок, однако вся пленка не является единым когерентно ориентированным ансамблем, формирующим точечную электронограмму. С других участков пленки могут быть получены электронограммы, представляющие собой беспорядочный набор точечных рефлексов. Более того, на этом же образце можно обнаружить участки, где структура типа показанной на рис. 3, *b* начинает перестраиваться в поликристаллическую ГЦК-фазу (рис. 3, *c*).

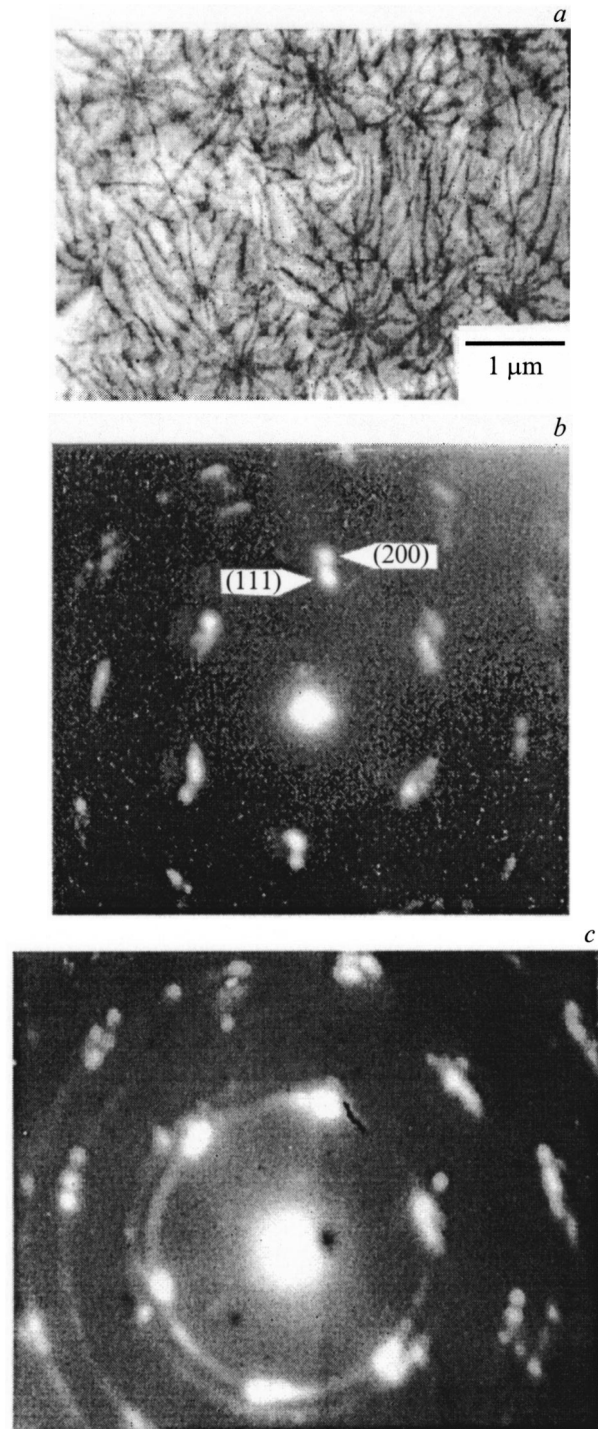
При дальнейшем отжиге ( $T_{\text{ann}} = 500^\circ\text{C}$ ) в пленке формировались известные для сплавов Co–Pd [8,16] атомно-упорядоченные фазы:  $L1_0$  с тетрагональной гранецентрированной решеткой и  $\varepsilon'$ -фаза с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решеткой. Необычным являлось то, что на всех полученных электронограммах дифракционные рефлексы от  $L1_0$ - и  $\varepsilon'$ -фаз всегда присутствовали одновременно и были между собой когерентно ориентированы [7,8]. После отжигов при  $T_{\text{ann}} \geq 650^\circ\text{C}$  в пленках наблюдалась только равновесная поликристаллическая ГЦК-структура ( $a = 3.75 \text{ \AA}$ ).

Константа ПМА  $K_{\perp}$  (рис. 1) в процессе отжига увеличивалась до  $6 \cdot 10^6 \text{ erg/cm}^3$  при формировании дендритной структуры ( $T_{\text{ann}} = 260\text{--}300^\circ\text{C}$ ), затем уменьшалась до  $5 \cdot (10^5\text{--}10^4) \text{ erg/cm}^3$  при ее разрушении ( $T_{\text{ann}} = 300\text{--}500^\circ\text{C}$ ). При появлении атомно-упорядоченных  $L1_0$ - и  $\varepsilon'$ -фаз ( $T_{\text{ann}} = 560^\circ\text{C}$ ) величина  $K_{\perp}$  возрастала до  $10^5 \text{ erg/cm}^3$ . При дальнейших отжиге ( $T_{\text{ann}} \geq 650^\circ\text{C}$ ) наблюдались поликристаллическая ГЦК-структура и монотонное уменьшение величины ПМА. В процессе проведенных исследований не было обнаружено никаких принципиальных различий в атомной структуре и магнитных свойствах для пленок  $\text{Co}_{50}\text{Pd}_{50}$ , полученных различными методами на разных подложках.

### 3. Обсуждение результатов

Как уже отмечалось выше, электронограммы, полученные от пленок  $\text{Co}_{50}\text{Pd}_{50}$  после дендритной кристаллизации, не соответствовали ни одной из известных фаз сплавов  $\text{Co-Pd}$ . Попытки расшифровать электронограмму (рис. 2, *c*) с позиций плотноупакованных структур не увенчались успехом. Например, электронограмма от ГПУ-структуры с осью зоны  $[01\bar{1}1]$  напоминает приведенную на рис. 2, *c*. Однако для того чтобы сформировать подобную электронограмму, потребовалась бы ГПУ-решетка с параметрами  $a = 2.69 \text{ \AA}$ ,  $c = 5.87 \text{ \AA}$ . Во-первых, такая структура неизвестна для сплавов  $\text{Co-Pd}$ , а во-вторых, многие наблюдаемые на электронограмме (рис. 2, *c*) рефлексы с большой интенсивностью (например,  $[\bar{1}\bar{1}21]$ ,  $[2\bar{1}\bar{1}1]$ ) для ГПУ-решетки являются сверхструктурными. При этом следует обратить особое внимание на величину отношения  $(c/a) \approx 2.18$ . Как известно, металлы формируют кристаллические структуры с плотной упаковкой, т.е. в идеальном случае для ГПУ-решетки отношение  $c/a$  должно быть равным 1.633. Кристаллизация в исследуемых пленках происходит с большими скоростями, поэтому появление электронограммы (рис. 2, *c*) также не может быть объяснено с помощью атомного упорядочения, так как времени для упорядочения явно недостаточно. Возможным объяснением формирования электронограмм, нехарактерных для сплавов  $\text{Co-Pd}$ , является формирование интерметаллических соединений. Однако это предположение также несостоятельно, так как, во-первых, на электронограммах отсутствуют дифракционные рефлексы, соответствующие большим межплоскостным атомным расстояниям, которые обязательно наблюдаются в случае интерметаллидов; во-вторых, для формирования интерметаллидов требуется большое количество примесей, а, как известно, при получении пленок методом магнетронного распыления в вакууме  $10^{-6}$  Torr содержание примесей не превышает 1 at.%. Пленки, полученные методом термического распыления-взрыва, также не могут содержать большое количество примесей. Попытки объяснить наблюдаемые электронограммы с помощью двойникования известных структур тоже не дали положительного результата. Все вышесказанное в равной степени относится и к электронограмме, приведенной на рис. 3, *b*. Была рассмотрена еще одна возможность формирования электронограммы (рис. 3, *b*) с помощью когерентной ориентации между собой микрокристаллитов с разной ориентацией относительно подложки (т.е. путем наложения электронограмм, полученных от разных ориентаций). Установлено, что таким способом невозможно сформировать данную электронограмму.

Для объяснения формирования структуры атомного порядка и расшифровки электронограмм, полученных от исследованных пленок, мы основывались на представлениях, разработанных в [11–14]. Однако в отличие от вышеперечисленных работы мы использовали



**Рис. 3.** Электронно-микроскопическое изображение с изгибными контурами (*a*) и картины микродифракции электронов, полученные от различных участков пленки  $\text{Co}_{50}\text{Pd}_{50}$  после отжига при  $T_{\text{ann}} = 320^\circ\text{C}$  (*b, c*).

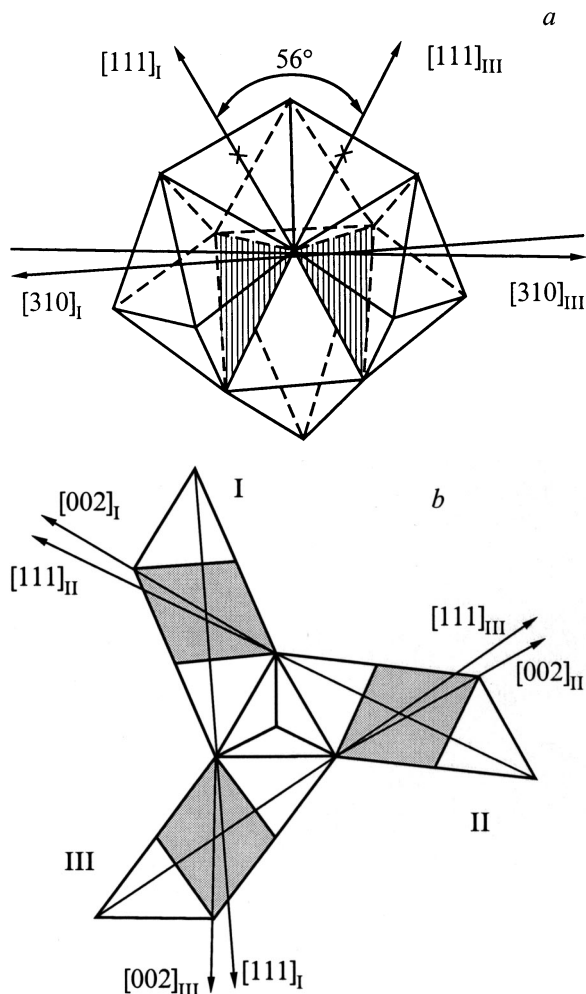
не многогранники Вороного и не кристаллические модули Бульёнка, а сборки из модулей, состоящие из октаэдров и тетраэдров, которыми, как известно, могут быть описаны плотноупакованные структуры металлов. Общим с методами Вороного–Делоне и методом Бульён-

кова является то, что модульные сборки заполняют пространство не с помощью трансляций, а путем перколяции.

В данной работе предлагаются схемы модульных сборок, поясняющих формирование электронограмм (рис. 2, *c*, 3, *b*), полученных от пленок  $\text{Co}_{50}\text{Pd}_{50}$ . На рис. 4, *a, b* представлены модульные сборки, поясняющие формирование электронограмм (рис. 2, *c*, 3, *b*). Модули соединяются друг с другом общими гранями, атомы расположены в узлах. Индексы у векторов на рис. 4, *a, b* обозначают порядковые номера модулей. Такие сборки могут повторяться в пространстве различными способами, например подобно спирали Бурдейка [11,17], дополненной октаэдрами; подобно стержням прорастания, описанным в работе [13]. Эти сборки могут перестраиваться с ГПУ- или ГЦК-структуры. Предложенные модульные сборки объясняют возможность формирования в дендритных структурах плоских атомных сеток, создающих условия для дифракции электронов и появления точечных дифракционных рефлексов на электронограммах. Такие плоские атомные сетки с большой локальной плотностью атомов обеспечивают появление на электронограммах сверхструктурных рефлексов с большими интенсивностями. Предложенные модульные сборки объясняют также формирование на электронограммах нестандартных углов. Заполнение трехмерного пространства модульными сборками происходит подстройкой их друг к другу общими гранями. В результате формируется фрактальная (дендритная) структура, в которой сохраняются все векторы, генетически заложенные в модульной сборке. По-видимому, структуры, сформированные из таких сборок (рис. 4, *a, b*), можно рассматривать как квазикристаллические. Атомы в такой структуре располагаются с квазипериодической последовательностью, и, хотя такая структура не обладает трансляционной симметрией, при определенной ее ориентации на электронограмме формируются системы точечных рефлексов [18,19].

Формирование электронограммы, представленной на рис. 2, *c*, поясняется схемой модульной сборки (рис. 4, *a*), состоящей из трех модулей. Каждый модуль в свою очередь состоит из тетраэдра и октаэдра. Сборка организована таким образом, что три тетраэдра соединены общими гранями. На рис. 4, *a* тетраэдр второго модуля показан штриховыми линиями и остается за плоскостью чертежа. Векторы  $[111]$  не лежат в плоскости чертежа, на схеме показаны проекции этих векторов. Векторы  $[310]$  первого и третьего модулей имеют общую точку и направлены почти противоположно друг другу. Угол разориентации составляет  $\approx 4.5^\circ$  и проявляется на электронограмме (рис. 2, *c*) в виде раздвоения рефлексов типа  $(310)$ . Угол между векторами  $[111]$  первого и третьего модулей в сборке составляет  $\approx 56^\circ$ , что и наблюдается экспериментально на электронограмме (рис. 2, *c*).

На рис. 4, *b* показана схема, позволяющая расшифровать электронограмму (рис. 3, *b*), полученную от разрушающегося дендрита. Схема представляет собой систему, состоящую из трех ГЦК-модулей (на рисунке



**Рис. 4.** Схемы модульных сборок (*a, b*), поясняющие формирование электронограмм, представленных на рис. 2, *c* и 3, *b* соответственно. Индексы приведены в ГЦК-установке.

модули обозначены римскими цифрами), дополненных тетраэдрами. Плоскости  $(110)$  модулей совпадают с плоскостью чертежа. В центре системы расположен тетраэдр, для которого плоскость  $(111)$  также совпадает с плоскостью чертежа. Между этим тетраэдром и каждым ГЦК-модулем находится еще один тетраэдр. На схеме показано, что в такой модульной сборке вектор  $[111]$  первого модуля почти параллелен вектору  $[002]$  третьего модуля и т. д. при этом угол несоответствия между векторами составляет  $\approx 5.3^\circ$ . Это объясняет разориентацию между векторами типа  $[111]$  и  $[200]$ , наблюдающуюся на электронограмме (рис. 3, *b*).

На основании анализа скорости дендритной кристаллизации в наших пленках и наблюдающихся морфологических неустойчивостей фронта кристаллизации, а также с учетом того, что после дендритной кристаллизации не наблюдается укрупнения размера частиц, составляющих пленку, по сравнению с исходным состоянием, можно считать, что процесс кристаллизации в исследованных пленках является бездиффузионным (т. е. кинетическим).

Такая кристаллизация, как правило, происходит взрывным путем с возникновением жидкой зоны (размером  $\sim 20 \text{ \AA}$ ) на фронте кристаллизации [20]. Скорость продвижения фронта настолько велика, что наночастицы переходят в жидкоподобное состояние (случай так называемого "виртуального плавления" [21] или "квазиплавления" [22]). Жидкая прослойка обеспечивает условия для подстраивания наночастиц друг к другу. Морфология формирующихся при этом дендритов определяется внутренней структурой частиц. В свою очередь последняя является результатом модульной самоорганизации, которая сводится к объединению модульных сборок по общим граням. При этом происходит неидеальное заполнение трехмерного пространства. Угол несоответствия между гранями соседних модульныхборок может составлять несколько градусов. Как следствие этого в материале создаются большие напряжения. Эти напряжения частично снимаются сдвигами атомных комплексов, разрывами и трещинами. В исследованных пленках наличие внутренних напряжений подтверждается наблюдением тяжелей на электронограммах и изгибных контуров на электронномикроскопических изображениях (рис. 3, а). Учитывая, что сплавы Co–Pd обладают большой магнитострикцией, можно предположить, что в исходном состоянии, а также при наличии дендритной структуры магнитострикция вносит существенный вклад в формирование больших значений константы ПМА. При разрушении дендритной квазикристаллической структуры формируются атомноупорядоченные высокоанизотропные фазы —  $L1_0$  и  $\epsilon'$ . Когерентная ориентация этих фаз обеспечивается за счет общих элементов структуры — тетраэдров и октаэдров. Величина константы ПМА в этом случае определяется кристаллографической анизотропией  $L1_0$ - и  $\epsilon'$ -фаз.

Таким образом, на основании расшифровки картин электронной дифракции и анализа особенностей роста дендритных структур в нанокристаллических пленках  $\text{Co}_{50}\text{Pd}_{50}$  построены модели ближнего атомного окружения в пленках  $\text{Co}_{50}\text{Pd}_{50}$ , обладающих большой величиной константы ПМА. Показано, что основной вклад в энергию магнитной анизотропии, перпендикулярной плоскости пленки, вносят эффекты, обусловленные структурной организацией кристаллических модулей.

Авторы благодарны В.Н. Матвееву за предоставленные для исследования образцы, полученные методом магнетронного распыления, Г.В. Бондаренко за проведение исследований химического состава пленок методом РФСА, Н.А. Бульёнку, В.А. Петрову и В.К. Гуляеву за обсуждение результатов и полезные замечания.

## Список литературы

- [1] У.М. Майклджен. ТИИЭР **74**, *11*, 112 (1986).
- [2] H.J. Leamy, A.G. Dirks. J. Appl. Phys. **49**, *6*, 3430 (1978).
- [3] H.J. Leamy, A.G. Dirks. J. Appl. Phys. **50**, *4*, 2871 (1979).
- [4] T. Suzuki. Jap. J. Appl. Phys. **23**, *5*, 585 (1984).

- [5] Л.И. Вершинина-Квеглис, В.С. Жигалов, А.В. Журавлев, Г.И. Фролов. ФММ **4**, 62 (1991).
- [6] А.С. Авиллов, Л.И. Вершинина-Квеглис, С.В. Орехов, И.А. Попова, А.Г. Степанов. Изв. АН СССР. Сер. физ. **55**, *8*, 1609 (1991).
- [7] Л.И. Вершинина-Квеглис, В.А. Петров, Т.Г. Попова. ФММ **58**, *5*, 980 (1984).
- [8] Л.И. Вершинина-Квеглис, В.С. Жигалов, И.В. Староверова, О.Г. Гецц, А.Ю. Леонтьев. ФТТ **33**, *5*, 1409 (1991).
- [9] I. Prigogine. The end of certainty. Time, chaos and the new laws of nature. The Free Press, N.Y. (1997).
- [10] H. Gleiter. Acta Mater. **48**, *1*, 1 (2000).
- [11] Н.Н. Медведев. Метод Вороного–Делоне в исследовании структуры некристаллических систем. Новосибирск (2000). 214 с.
- [12] Н.А. Бульёнков. Вестн. Нижегород. ун-та. Сер. ФТТ **1**, 19 (1998).
- [13] Н.А. Бульёнков, В.С. Крапошин. Письма в ЖТФ **19**, *23*, 1 (1993).
- [14] P.V. An, N.A. Bulienkov. Mater. Sci. Res. Int. **6**, *1*, 22 (2000).
- [15] Р. Бозорт. Ферромагнетизм. ИЛ, М. (1956). С. 330.
- [16] V. Matsuo. J. Phys. Soc. Jap. **32**, *4*, 972 (1972).
- [17] А.Н. Boerdijk. Philips Res. Rep. **7**, 303 (1952).
- [18] D. Levine, P.J. Steinhardt. Phys. Rev. Lett. **53**, *26*, 2477 (1984).
- [19] Г.М. Заславский, Р.З. Сагдеев, Д.А. Усиков, А.А. Черников. УФН **156**, *2*, 193 (1988).
- [20] В.А. Шкловский, В.М. Кузьменко. УФН **157**, *2*, 311 (1989).
- [21] В.С. Иванова, А.С. Баланкин, И.Ж. Бунин, А.А. Оксогоев. Сенергетика и фракталы в материаловедении. Наука, М. (1994). 384 с.
- [22] P.M. Ajayan, L.D. Marks. Phys. Rev. Lett. **63**, *3*, 279 (1989).