

## Формирование атомно-упорядоченной структуры типа $L1_0$ с ориентацией [001] в процессе твердофазной реакции в двухслойных тонких пленках Fe/Pd

© Е.Т. Моисеенко<sup>1</sup>, Р.Р. Алтунин<sup>1</sup>, С.М. Жарков<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Сибирский федеральный университет,  
Красноярск, Россия

<sup>2</sup> Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН,  
Красноярск, Россия

E-mail: e.t.moiseenko@ya.ru

(Поступила в Редакцию 15 ноября 2016 г.)

Проведены электронно-микроскопические и электронографические *in situ* исследования процессов формирования атомно-упорядоченной структуры  $L1_0$ -FePd при твердофазной реакции в двухслойных тонких пленках Fe/Pd. Слои железа и палладия в исходном состоянии представляли собой в основном когерентно ориентированные кристаллиты с ориентационным соотношением  $\alpha$ -Fe (001)[110] || Pd(001)[100]. Установлено, что твердофазная реакция между слоями железа и палладия в процессе термического нагрева со скоростью 4–8°C/min начинается с формирования твердого раствора FePd при 390°C, при 430°C наблюдается формирование атомно-упорядоченной структуры  $L1_0$ -FePd. Показано, что при медленной скорости нагрева (4–8°C/min) структура  $L1_0$ -FePd формируется с ориентацией [001] относительно плоскости пленки, а при быстрой скорости нагрева (50°C/min) — с ориентациями [100], [010], [001].

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты № 14-03-00515, 16-32-00225, 16-38-60075).

DOI: 10.21883/FTT.2017.06.44494.414

### 1. Введение

Наноматериалы на основе атомно-упорядоченных по типу  $L1_0$  структур в системах Fe–Pd, Fe–Pt обладают уникальными магнитными свойствами, в частности большой коэрцитивной силой ( $H_c \sim 10$  kOe) и большой одноосной магнитной анизотропией ( $K_u \sim 10^7$ – $10^8$  erg/cm<sup>3</sup>) [1], обусловленной тетрагональной симметрией кристаллической решетки, что делает их перспективными для использования в технологиях магнитной записи информации, таких как MRAM (magnetoresistive random-access memory, магниторезистивная оперативная память) [2] и HAMR (heat assisted magnetic recording, термомагнитная запись) [3,4]. В настоящее время ведется активный поиск оптимального метода получения наноматериалов на основе атомно-упорядоченных структур  $L1_0$  с перпендикулярной магнитной анизотропией, возникающей при формировании атомно-упорядоченной структуры типа  $L1_0$  с ориентацией [001] относительно плоскости подложки. Известно, что в системах Fe–Pd, Fe–Pt при фазовом переходе из гранцентрированной кубической (ГЦК) в атомно-упорядоченную структуру типа  $L1_0$  последняя может формироваться с тремя взаимно перпендикулярными ориентациями (направление  $L1_0$  [001] параллельно одному из направлений ГЦК [100], [010], [001]) [5], что обусловлено стремлением к минимизации внутренних напряжений [6]. Например, в работе [7] показано, что атомно-упорядоченная структура  $L1_0$ -FePd с тремя ориентациями [100], [010] и [001] формируется в результате

термического отжига тонких пленок FePd, представляющих собой атомно-неупорядоченный твердый раствор. Аналогичные результаты получены для структуры  $L1_0$ -FePd, сформированной в результате твердофазной реакции в процессе отжига тонких двухслойных пленок Fe/Pd [8]. Предложено несколько методов формирования атомно-упорядоченной структуры  $L1_0$ -FePd с ориентацией [001]: одновременное напыление железа и палладия методом электронно-лучевой эпитаксии на эпитаксиальный слой Pd(001), выращенный на подложке MgO(001) [9]; охлаждение от 750 до 600°C со скоростью 0.1–1°C/min монокристаллического атомно-неупорядоченного твердого раствора FePd под давлением 40 МПа [10]; отжиг монокристаллического атомно-неупорядоченного твердого раствора FePd при температуре 520–540°C в магнитном поле [11]. Для системы Fe–Pt предложены следующие методы получения атомно-упорядоченной структуры  $L1_0$ -FePt с заданной ориентацией: отжиг многослойных поликристаллических пленок Fe/Pt (толщина индивидуального слоя 0.4 nm) на стеклянных подложках [12]; быстрый нагрев (40°C/min) от комнатной температуры до 800°C пленок твердого раствора Fe–Pt (толщина 40 nm) на стеклянных подложках [13]; отжиг многослойных пленок Fe/FePt/Pt во внешнем магнитном поле при 478°C [14,15]. Таким образом, в основном, атомно-упорядоченные структуры  $L1_0$  в тонких пленках Fe–Pd и Fe–Pt получены путем отжига из атомно-неупорядоченного состояния. С другой стороны, одним из способов формирования атомно-упорядоченных структур в тонких пленках является твердофазная

реакция, которая в отличие от других методов позволяет получать атомно-упорядоченные структуры с точно заданным атомным соотношением элементов при относительно низких температурах. В работе [16] было показано, что твердофазная реакция между слоями палладия и железа в двухслойных тонких пленках Pd/ $\alpha$ -Fe(001) начинается при температуре 400°C с образования неупорядоченного твердого раствора Fe–Pd, а при температуре 480°C в пленках начинает формироваться атомно-упорядоченная структура  $L1_0$ -FePd.

В настоящей работе представлены результаты электронно-микроскопических и электронографических *in situ* исследований процессов формирования атомно-упорядоченной структуры  $L1_0$  в результате твердофазной реакции в когерентно ориентированных тонких двухслойных пленках Fe/Pd. Твердофазная реакция инициирована термическим нагревом двухслойных пленок Fe/Pd с различной скоростью (от 4 до 50°C/min). Также проведены исследования процессов формирования атомно-упорядоченной структуры  $L1_0$ -FePd в результате отжига из атомно-неупорядоченного состояния.

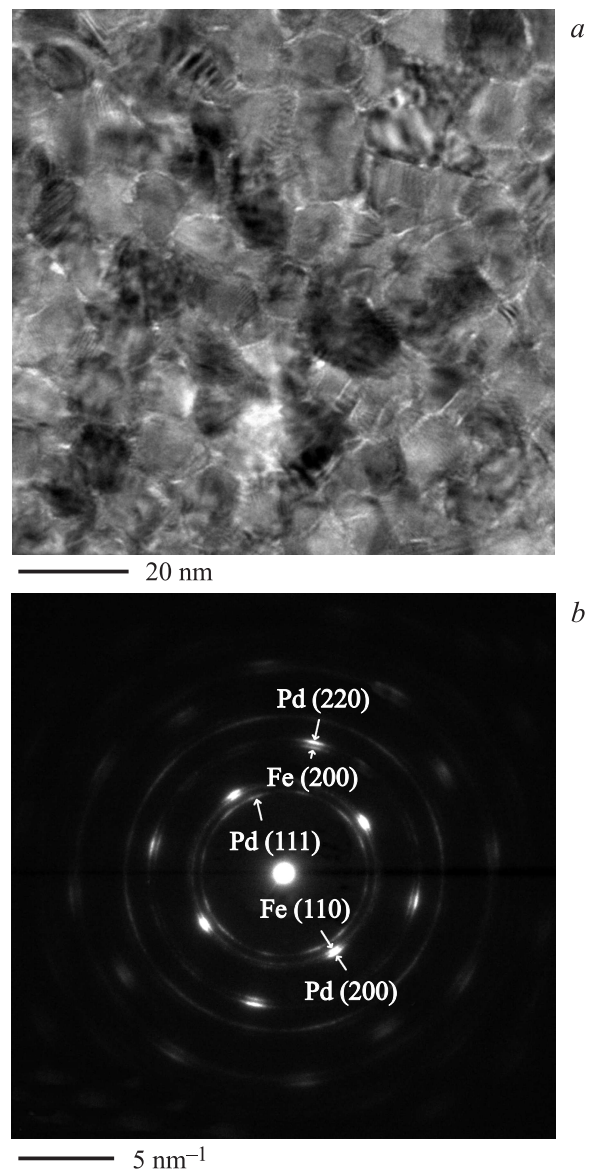
## 2. Методы получения и исследования образцов

Двухслойные тонкие пленки Fe/Pd получены методом электронно-лучевого испарения в высоком вакууме (базовый вакуум  $4 \cdot 10^{-5}$  Па) при последовательном напылении слоев Pd и Fe на подложку. Для напыления использовались исходные материалы высокой степени чистоты: палладий 99.95%, железо 99.9%. В качестве подложки применялись свежесколотые монокристаллы NaCl(001). Температура подложки при напылении составляла 120–130°C. Соотношение индивидуальных толщин слоев Fe и Pd подбиралось таким образом, чтобы содержание Pd соответствовало области стабильности фазы  $L1_0$ -FePd: согласно диаграмме фазовых равновесий, 50.0–60.5 at.% Pd [17]. Суммарная толщина двухслойной пленки Fe/Pd составляла 40–50 nm. Исследования микроструктуры, фазового и элементного состава пленок Fe/Pd проведены методами просвечивающей электронной микроскопии, дифракции электронов и энергодисперсионной спектроскопии с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEOL JEM-2100, оснащенного энергодисперсионным спектрометром Oxford Inca X-sight. Элементный анализ показал, что в исследуемых образцах атомное соотношение Fe:Pd составляет  $\sim 46:54$  at.%. Нагрев пленок Fe/Pd осуществлялся непосредственно в колонне просвечивающего электронного микроскопа JEOL JEM-2100 с помощью держателя образцов с возможностью контролируемого нагрева от комнатной температуры до +1000°C (Gatan Model 652 Double Tilt Heating Holder). Для этого пленки Fe/Pd были отделены от подложки и высажены на электронно-микроскопические поддерживающие сеточки, изготовленные из молибдена.

Одновременно с нагревом производились регистрация картин дифракции электронов и синхронное измерение температуры образца. Расшифровка картин дифракции электронов проводилась с использованием программы DigitalMicrograph (Gatan) и базы данных кристаллических структур Международного центра дифракционных данных PDF 4+ [18].

## 3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

Анализ электронно-микроскопических изображений (рис. 1, *a*) и картин дифракции электронов (рис. 1, *b*), полученных от пленок Fe/Pd в исходном состоянии, пока-



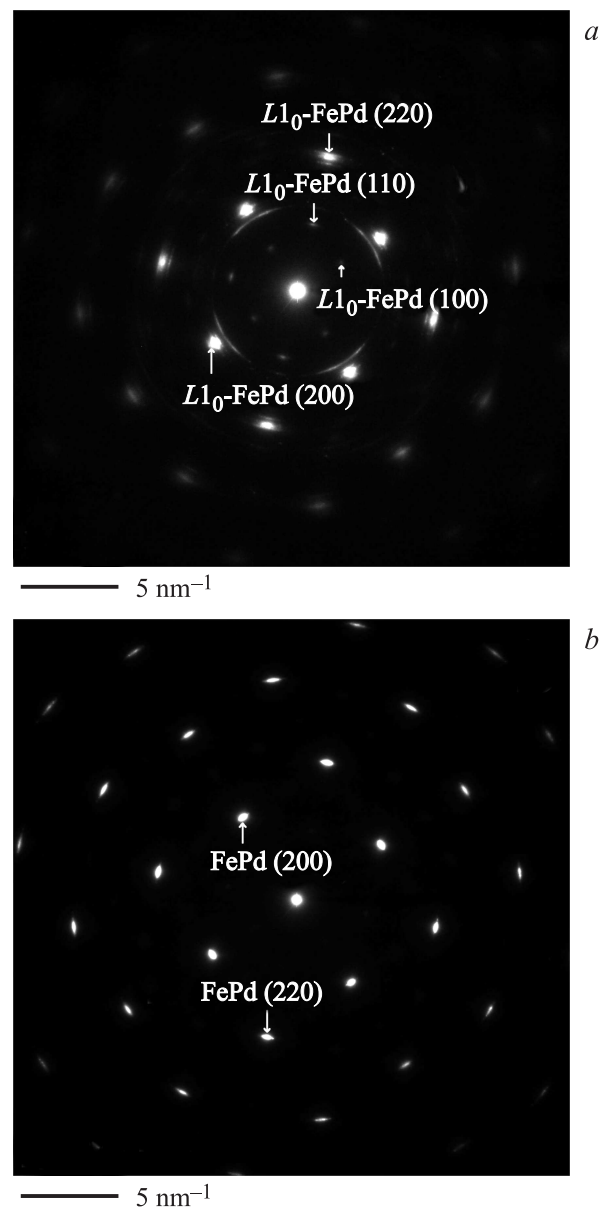
**Рис. 1.** Электронно-микроскопическое изображение (*a*) и картина дифракции электронов (*b*), полученные от тонких пленок Fe/Pd в исходном состоянии.

зал, что пленки в основном состоят из когерентно ориентированных кристаллитов  $\alpha$ -Fe (объемно центрированная кубическая решетка, пространственная группа  $Im\bar{3}m$ , параметр решетки  $a = 2.87 \text{ \AA}$ , карточка № 00-006-0696 базы данных кристаллических структур PDF 4+ [18]) и кристаллитов Pd (ГЦК, пространственная группа  $Fm\bar{3}m$ , параметр решетки  $a = 3.89 \text{ \AA}$ , карточка № 04-001-0111 базы данных кристаллических структур PDF 4+ [18]) размером 10–20 nm. Ориентация кристаллитов  $\alpha$ -Fe и Pd обусловлена влиянием монокристаллической подложки NaCl (001) при напылении пленок: ориентационное соотношение  $\alpha$ -Fe (001)[110] || Pd(001)[100]. Присутствие на электронограмме текстурированных рефлексов Pd (например, рефлекс  $d(111) = 2.25 \text{ \AA}$  на рис. 1, b) и Fe обусловлено небольшим количеством разориентированной кристаллической фазы Pd и Fe на границах кристаллитов.

С целью изучения процессов формирования атомно-упорядоченной структуры  $L1_0$ -FePd в результате твердофазной реакции полученные пленки нагревались от комнатной температуры до  $850^\circ\text{C}$  со скоростью  $4^\circ\text{C}/\text{min}$ . При достижении температуры  $390^\circ\text{C}$  отмечено начало взаимодиффузии железа и палладия с формированием твердого неупорядоченного раствора Fe–Pd (ГЦК, пространственная группа  $Fm\bar{3}m$ , параметр решетки  $a = 3.81 \text{ \AA}$ , карточка № 04-003-5130 базы данных кристаллических структур PDF 4+ [18]), что сопровождалось уширением дифракционных рефлексов Pd(200). Ранее аналогичные результаты были получены на тонких пленках Pd/ $\alpha$ -Fe(001) [14]. При температуре  $430^\circ\text{C}$  на картинах дифракции электронов отмечено появление рефлексов с низкой интенсивностью, соответствующих сверхструктурным рефлексам  $d(110) = 2.72 \text{ \AA}$  атомно-упорядоченной структуры  $L1_0$ -FePd (пространственная группа  $P4/mmm$ , параметры решетки  $a = b = 3.85 \text{ \AA}$ ,  $c = 3.72 \text{ \AA}$ , карточка № 03-065-9971 базы данных кристаллических структур PDF 4+ [18]), что свидетельствует о начале формирования атомно-упорядоченной структуры  $L1_0$ -FePd в слое твердого раствора Fe–Pd. При температуре  $440^\circ\text{C}$  отмечено появление на электронограммах рефлексов, соответствующих сверхструктурным рефлексам  $L1_0$ -FePd  $d(100) = 3.85 \text{ \AA}$ .

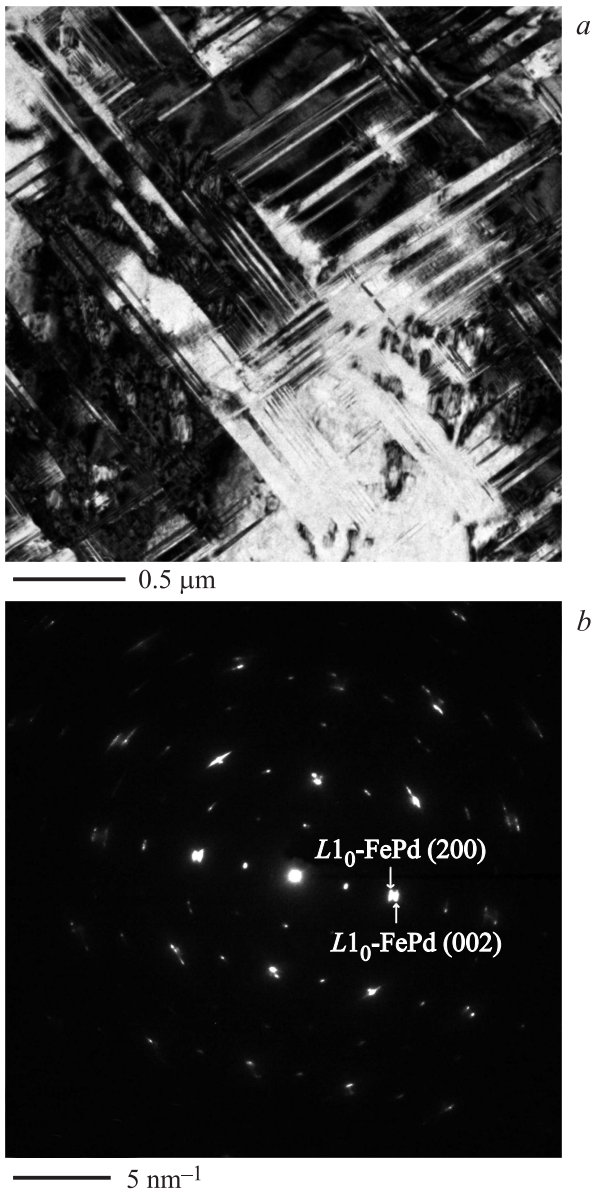
В ходе дальнейшего нагрева вплоть до  $600^\circ\text{C}$  происходил рост атомно-упорядоченной структуры  $L1_0$ -FePd, что сопровождалось непрерывным увеличением интенсивности сверхструктурных рефлексов типа (110) и (100). На картине дифракции электронов (рис. 2, a) наблюдаются рефлексы типа (100) и (010) атомно-упорядоченной структуры  $L1_0$ -FePd и отсутствуют рефлексы типа (001). Это позволяет сделать вывод, что атомно-упорядоченная структура  $L1_0$ -FePd формируется с ориентацией [001] относительно плоскости пленки. Геометрия расположения дифракционных рефлексов (рис. 2, a) соответствует ориентационному соотношению  $\alpha$ -Fe (001)[110] ||  $L1_0$ -FePd(001)[100] || Pd(001)[100].

Проведены исследования процессов формирования атомно-упорядоченной структуры  $L1_0$ -FePd из атомно-



**Рис. 2.** Картины дифракции электронов, полученные от тонких пленок Fe/Pd в процессе нагрева со скоростью  $4\text{--}8^\circ\text{C}/\text{min}$  при  $T = 600^\circ\text{C}$  (a) и после отжига при  $1000^\circ\text{C}$  в течение часа (b).

неупорядоченного твердого раствора FePd в процессе термического отжига. Атомно-неупорядоченный твердый раствор получен путем отжига образцов (предварительно нагретых до  $850^\circ\text{C}$ ) при температуре  $1000^\circ\text{C}$  в течение часа. Анализ картин дифракции электронов (рис. 2, b), полученных после отжига при  $1000^\circ\text{C}$ , показал, что образцы состоят из когерентно-ориентированных кристаллитов FePd с ориентацией [001]. Затем образцы охлаждались до  $600^\circ\text{C}$  (со скоростью  $\sim 200^\circ\text{C}/\text{min}$ ) и отжигались при этой температуре в течение 90 min. Начало формирования атомно-упорядоченной структуры  $L1_0$ -FePd наблюдалось сразу



**Рис. 3.** Электронно-микроскопическое изображение (a) и картина дифракции электронов (b), полученные от тонкой пленки FePd после отжига при 600°C в течение 90 min.

после охлаждения образцов до 600°C. На картинах дифракции электронов отмечено появление дифракционных рефлексов  $L1_0$ -FePd с низкой интенсивностью. В ходе отжига при 600°C на протяжении 30 min наблюдался рост атомно-упорядоченной структуры, сопровождающийся увеличением интенсивности сверхструктурных рефлексов  $L1_0$ -FePd. В дальнейшем интенсивность этих рефлексов не изменялась, что свидетельствует о том, что после отжига в течение 30 min при 600°C атомно-упорядоченная структура сформировалась во всем объеме пленки.

Электронно-микроскопическое изображение (рис. 3, a), полученное от образца после отжига при 600°C, характерно для  $L1_0$ -FePd с двойниковой структурой [19].

Наблюдаемые на электронно-микроскопическом изображении области с различным контрастом соответствуют кристаллитам атомно-упорядоченной структуры  $L1_0$ -FePd с различной ориентацией. На электронограмме (рис. 3, b), полученной от образца в процессе отжига (область дифракции  $\sim 1 \mu\text{m}$ ), наблюдаются рефлексы, соответствующие межплоскостным расстояниям  $d(200) = 1.92 \text{ \AA}$  и  $d(002) = 1.86 \text{ \AA}$  атомно-упорядоченной структуры  $L1_0$ -FePd. Это свидетельствует о том, что в данном случае  $L1_0$ -FePd формируется с тремя взаимно перпендикулярными ориентациями:  $[001]$ ,  $[010]$  и  $[100]$ , что согласуется с результатами, полученными в работе [7].

С целью изучения процессов формирования атомно-упорядоченной структуры  $L1_0$ -FePd при твердофазной реакции, инициированной путем быстрого нагрева, двухслойные пленки Fe/Pd были нагреты со скоростью 50°C/min до 550°C и подвергнуты отжигу при этой температуре в течение 3 h. Формирование атомно-упорядоченной структуры  $L1_0$ -FePd с тремя различными ориентациями было отмечено уже на начальных этапах твердофазной реакции при 520°C в процессе нагрева, что подтверждается наблюдением на электронограммах рефлексов типа (200) и (002). В работе [8] показано, что в результате твердофазной реакции в процессе термического отжига в двухслойных тонких пленках Fe(001)/Pd(001) формируется атомно-упорядоченная структура  $L1_0$ -FePd с тремя ориентациями. Однако представленные в работе [8] результаты получены *ex situ* методами, что не позволило авторам определить ориентацию  $L1_0$ -FePd на начальных этапах твердофазной реакции. В настоящей работе показано, что атомно-упорядоченная структура  $L1_0$ -FePd с тремя ориентациями формируется уже на начальных этапах твердофазной реакции.

В настоящей работе установлено, что в процессе твердофазной реакции, инициированной термическим нагревом со скоростью 4–8°C/min, формирование атомно-упорядоченной структуры  $L1_0$ -FePd в слое атомно-неупорядоченного твердого раствора происходит с ориентацией  $[001]$ . По-видимому, рост  $L1_0$ -FePd с ориентацией  $[001]$  обусловлен следующими причинами: 1) исходные слои железа и палладия состоят преимущественно из когерентно ориентированных кристаллитов с ориентацией  $[001]$ ; 2) направление взаимодиффузии перпендикулярно плоскости пленки. Вследствие низкой скорости роста кристаллитов атомно-упорядоченной структуры  $L1_0$ -FePd при медленном термическом нагреве (со скоростью 4–8°C/min) в пленке не создается условий для возникновения внутренних напряжений, достаточных для формирования других ориентаций. Поскольку пленка состоит из отдельных кристаллитов, большое число межзеренных границ может способствовать компенсации внутренних напряжений, возникающих в результате роста атомно-упорядоченной структуры  $L1_0$ -FePd из атомно-неупорядоченного твердого раствора.

В случае твердофазной реакции, инициированной быстрым нагревом со скоростью  $50^\circ\text{C}/\text{min}$ , в настоящей работе установлено, что формирование атомно-упорядоченной структуры  $L1_0\text{-FePd}$  происходит с тремя ориентациями: [100], [010] и [001]. В этом случае вследствие высокой скорости нагрева и быстрого роста кристаллитов атомно-упорядоченной структуры  $L1_0\text{-FePd}$  единственным механизмом компенсации внутренних напряжений в пленке является формирование кристаллитов атомно-упорядоченной структуры  $L1_0\text{-FePd}$  с тремя ориентациями относительно плоскости пленки: [100], [010] и [001].

Проведены оценки параметра порядка  $\eta$  атомно-упорядоченной структуры  $L1_0\text{-FePd}$ , формирующейся в результате твердофазной реакции в двухслойных пленках Fe/Pd, инициированной термическим нагревом со скоростью  $4\text{--}8^\circ\text{C}/\text{min}$ . Методика оценки аналогична использованной в работе [20], авторы которой оценивали параметр порядка в атомно-упорядоченных наночастицах  $L1_0\text{-FePd}$  на основании анализа интенсивностей сверхструктурных и структурных рефлексов  $L1_0\text{-FePd}$  на картинах дифракции электронов. В настоящей работе для оценки параметра порядка использованы соотношения интенсивностей дифракционных рефлексов типа (110) и (220) атомно-упорядоченной структуры  $L1_0\text{-FePd}$  на картинах дифракции электронов, полученных от образцов в процессе нагрева. Установлено, что параметр дальнего порядка атомно-упорядоченной структуры  $L1_0\text{-FePd}$ , сформированной с ориентацией [001] в результате твердофазной реакции, в процессе нагрева со скоростью  $4\text{--}8^\circ\text{C}/\text{min}$  достигает значения  $\eta = 0.7 \pm 0.1$  при температуре  $\sim 600^\circ\text{C}$ . Максимальное расчетное значение параметра порядка  $L1_0\text{-FePd}$  для атомного соотношения Fe: Pd = 46: 54 at.%, характерного для пленок, исследованных в настоящей работе, составляет  $\eta = 0.96$ . Однако в связи с большим числом дефектов кристаллической решетки, в том числе границ зерен, в исследованных образцах полученный параметр порядка не достигает максимального значения. Близкие значения параметра порядка получены для атомно-упорядоченной структуры  $L1_0\text{-FePd}$ , сформированной в результате отжига двухслойных тонких пленок Fe/Pd при  $500^\circ\text{C}$  ( $\eta = 0.8$ ) [8], и эпитаксиальных тонких пленок атомно-неупорядоченного твердого раствора Fe–Pd при  $600^\circ\text{C}$  ( $\eta = 0.6\text{--}0.7$ ) [21].

#### 4. Заключение

Таким образом, показано, что твердофазная реакция, инициированная медленным термическим нагревом со скоростью  $4\text{--}8^\circ\text{C}/\text{min}$ , в когерентно ориентированных тонких двухслойных пленках Fe/Pd приводит к формированию атомно-упорядоченной структуры  $L1_0\text{-FePd}$  с ориентацией [001] относительно плоскости пленки. Оценка параметра порядка структуры  $L1_0\text{-FePd}$ , сформированной в результате твердофазной реакции, показала,

что атомно-упорядоченная структура имеет достаточно высокую степень упорядочения ( $\eta = 0.7 \pm 0.1$ ). В случае быстрого термического нагрева со скоростью  $50^\circ\text{C}/\text{min}$  с последующим отжигом при  $550^\circ\text{C}$ , а также отжига при  $600^\circ\text{C}$  из атомно-неупорядоченного состояния показано, что атомно-упорядоченная структура  $L1_0\text{-FePd}$  формируется с ориентациями [100], [010] и [001] уже на начальных этапах. Сделано предположение, что в случае медленного нагрева (со скоростью  $4\text{--}8^\circ\text{C}/\text{min}$ ) формирование атомно-упорядоченной структуры  $L1_0\text{-FePd}$  с ориентацией [001] обусловлено низкой скоростью роста кристаллитов  $L1_0\text{-FePd}$  и компенсацией внутренних напряжений, возникающих в процессе роста кристаллитов, за счет границ зерен. В случае быстрого нагрева (со скоростью  $50^\circ\text{C}/\text{min}$ ) с последующим отжигом, а также отжига из атомно-неупорядоченного состояния вследствие высокой скорости роста кристаллитов  $L1_0\text{-FePd}$  компенсация внутренних напряжений, возникающих в процессе роста, происходит за счет формирования кристаллитов с различными ориентациями: [100], [010], [001].

#### Список литературы

- [1] D. Weller, A. Moser, L. Folks, M.E. Best, W. Lee, M.F. Toney, M. Schwickert, J.U. Thiele, M.F. Doerner. *IEEE Trans. Magn.* **36**, 10 (2000).
- [2] Handbook of spintronics / Eds Y. Xu, D.D. Awschalom, J. Nitta. Springer, Netherlands (2016). 1609 p.
- [3] M.H. Kryder, E.C. Gage, T.W. McDaniel, W.A. Challener, R.E. Rottmayer, G. Ju, Y.T. Hsia, M.F. Erden. *Proc. IEEE*. **96**, 1810 (2008).
- [4] Y.J. Chen, H.Z. Yang, S.H. Leong, K.M. Cher, J.F. Hu, P. Sethi, W.S. Lew. *J. Appl. Phys.* **117**, 17D117 (2015).
- [5] T. Ichitsubo, K. Tanaka. *J. Appl. Phys.* **96**, 6220 (2004).
- [6] Н.И. Власова, Г.С. Кандаурова, Л.Г. Оноприенко, Н.Н. Щеголева. *УФН* **162**, 161 (1992).
- [7] D. Halley, B. Gilles, P. Bayle-Guillemaund, R. Arenal, A. Marty, G. Patrat, Y. Samson. *Phys. Rev. B* **70**, 174437 (2004).
- [8] В.Г. Мягков, В.С. Жигалов, Л.Е. Быкова, Л.А. Соловьев, Г.Н. Бондаренко. *Письма в ЖЭТФ* **91**, 527 (2010).
- [9] D. Halley, Y. Samson, A. Marty, C. Beigne, B. Gilles. *Surf. Sci.* **481**, 25 (2001).
- [10] T. Ichitsubo, M. Nakamoto, K. Tanaka, M. Koiwa. *Mater. Trans.* **39**, 24 (1998).
- [11] K. Tanaka, T. Ichitsubo, M. Amano, M. Koiwa, K. Watanabe. *Mater. Trans.* **41**, 917 (2000).
- [12] M.L. Yan, N. Powers, D.J. Sellmyer. *J. Appl. Phys.* **93**, 8292 (2003).
- [13] S.N. Hsiao, S.H. Liu, C.C. Chen, C.L. Chou, S.K. Chen, S.H. Su, K.F. Chiu, C.K. Sung. *Vacuum* **125**, 1 (2015).
- [14] А.С. Камзин, F.L. Wei, В.Р. Ганеев, Л.Д. Зарипова. *ФТТ* **54**, 1096 (2012).
- [15] А.С. Камзин, J.W. Cao, В. Ма, F.L. Wei, А.А. Валиуллин, В.Р. Ганеев, Л.Д. Зарипова. *ФТТ* **57**, 1728 (2015).

- [16] С.М. Жарков, Е.Т. Моисеенко, Р.Р. Алтунин, Н.С. Николаева, В.С. Жигалов, В.Г. Мягков. Письма в ЖЭТФ **99**, 472 (2014).
- [17] Binary alloy phase diagrams / Eds T.B. Massalski, H. Okamoto, P.R. Subramanian, L. Kacprzak. 2nd ed. International, Materials Park, Ohio (1990). 1751 p.
- [18] Powder diffraction file (PDF 4+, 2015). Inorganic Phases. International Center for Diffraction Data, Swarthmore, PA, USA.
- [19] L. Wang, D.E. Laughlin, Y. Wang, A.G. Khachatryan. J. Appl. Phys. **93**, 7984 (2003).
- [20] K. Sato, Y. Hirotsu, H. Mori, Z. Wang, T. Hirayama. J. Appl. Phys. **97**, 084301 (2005).
- [21] M. Ohtake, A. Itabashi, M. Futamoto, F. Kirino, N. Ihaba. IEEE Trans. Magn. **51**, 1 (2015).