

13,05

## Магнитные и структурные свойства композитных тонких пленок $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}-\text{Al}_2\text{O}_3$ , изготовленных с помощью твердофазных реакций

© В.С. Жигалов<sup>1</sup>, В.Г. Мягков<sup>1</sup>, Л.Е. Быкова<sup>1</sup>, Г.Н. Бондаренко<sup>2</sup>, А.А. Мацынин<sup>1</sup>, М.Н. Волочаев<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup> Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН, Красноярск, Россия

<sup>2</sup> Институт химии и химической технологии СО РАН, Красноярск, Россия

<sup>3</sup> Сибирский государственный аэрокосмический университет им. М.Ф. Решетнева, Красноярск, Россия

E-mail: zhigalov@iph.krasn.ru

(Поступила в Редакцию 28 июня 2016 г.)

Представлены результаты исследования структурных и магнитных свойств пленок  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}$ , синтезированных с использованием твердофазных реакций, и композитных пленок  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}-\text{Al}_2\text{O}_3$ , полученных с помощью метода алюмотермии. Показано, что в синтезированных образцах обоих типов присутствует вращающаяся магнитная анизотропия, заключающаяся в том, что направление легкой оси намагничивания в плоскости пленки может устанавливаться магнитным полем. Установлено, что в композитных  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}-\text{Al}_2\text{O}_3$  пленках величина вращающейся магнитной анизотропии на порядок выше, чем в образцах  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}$ . Сделано предположение, что природа вращающейся магнитной анизотропии связана с обменным взаимодействием  $\text{L}_{10}-\text{FePt}$  фазы с  $\text{L}_{12}-\text{Fe}_3\text{Pt}$  фазой в пленках  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}$  и с магнитными окислами железа в образцах  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}-\text{Al}_2\text{O}_3$ .

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов № 16-03-00069 и 15-02-00948, и частично правительства Красноярского края, КФН, РФФИ (проект № 16-42-243006).

DOI: 10.21883/FTT.2017.02.44066.262

### 1. Введение

Тонкие пленки  $\text{FePd}$ ,  $\text{CoPt}$  и  $\text{FePt}$ , упорядоченные по типу  $\text{L}_{10}$ , имеют тетрагональную структуру и исследуются из-за высоких значений магнитной анизотропии для практических приложений [1,2]. Следуя диаграмме фазового равновесия, упорядоченные  $\text{L}_{12}-\text{FePt}_3$ ,  $\text{L}_{12}-\text{Fe}_3\text{Pt}$ -фазы и химически неупорядоченные ГЦК твердые растворы (ГЦК- $\text{A}_1$ ), также существуют в  $\text{Fe}-\text{Pt}$  системе. При изучении  $\text{Fe}_x\text{Pt}_{1-x}$  образцов исследователи прилагают наибольшие усилия для установления корреляций между значениями магнитных свойств со структурными параметрами синтезированных  $\text{L}_{10}$ ,  $\text{L}_{12}$  и  $\text{A}_1$  фаз, как в тонкопленочном состоянии [3–8], так и в наноструктурах [9–10]. Однако в образцах со структурными образованиями небольших размеров  $\sim 3$  nm модифицируется роль магнитных взаимодействий, которые оказывают влияние на параметры данных материалов. В связи с этим для практического использования возникает необходимость заключения магнитных зерен в изолирующие среды. Для создания таких композитных сред в качестве изолирующих матриц используются окислы или нитриды кремния [11], окислы алюминия, либо, в зависимости от назначения, нормальные ( $\text{Cu}$ ,  $\text{Cr}$ ), благородные ( $\text{Au}$ ,  $\text{Ag}$ ), тугоплавкие ( $\text{W}$ ) металлы, графит и т.д. [11–15]. Упорядоченные по типу  $\text{L}_{10}$   $\text{FePt}$  и  $\text{CoPt}$  образцы, изготовленные в виде гранул малых размеров в диэлектрической матрице, химически стабильны и показывают суперпарамагнитное поведение, обладают

слабыми магнитными взаимодействиями, высокими значениями магнитной анизотропии ( $K_u \sim 7 \cdot 10^7$  erg/cm<sup>3</sup>), намагниченности насыщения ( $M_s > 1150$  emu/cm<sup>3</sup>) и коэрцитивной силы ( $H_c > 3$  kOe). Это позволяет рекомендовать их в качестве сред для высокоплотной записи информации, либо в качестве материалов для постоянных пленочных магнитов [16]. Некоторые исследования показывают, что  $\text{L}_{12}-\text{Fe}_3\text{Pt}$ -пленки также имеют большие значения перпендикулярной магнитной анизотропии, природа которой изучается [17]. Необходимо учитывать, что в силу кубической симметрии в  $\text{L}_{12}$ -пленках не предполагается существование больших значений энергии анизотропии, включая перпендикулярную магнитную анизотропию. Однако композитные тонкие пленки  $\text{L}_{12}-\text{Fe}_3\text{Pt}$  в диэлектрической матрице в зависимости от условий изготовления и термической обработки могут обладать большим значением константы магнитной анизотропии. Для исследований магнитосопротивления, изучения механизмов туннелирования и создания устройств на их базе часто возникает необходимость изготовления гранулированных систем, где в качестве магнитных зерен выступают образования, обладающие кубической  $\text{L}_{12}-\text{Fe}_3\text{Pt}$ -решеткой. Подавляющее количество публикаций по технологии и свойствам композитных магнитных пленок  $\text{Fe}_x\text{Pt}_{1-x}$  составляют исследования вблизи экваторного состава и очень мало публикаций для пленок с большим содержанием железа.

Хорошо известно, что все классические виды магнитных анизотропий описываются синусоидальными зако-

нами. Однако в тонких пленках существует „нетрадиционный“ вид анизотропии — магнитная вращающаяся анизотропия (МВА), в которой легкая ось стремится выстраиваться по направлению магнитного поля. Недавно мы показали, что эпитаксиальные  $L1_0$ - $\text{CoPt}(111)$  тонкие пленки, полученные твердофазной реакцией элементов Со- и Pt-слоев, обладают большой МВА, превышающей анизотропию пленки [18].

В данной работе изучение магнитных, структурных свойств и МВА проводилось на пленках  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}$ , изготовленных с использованием химических реакций между эпитаксиальными слоями  $\text{Pt}(001)$  и  $\text{Fe}(001)$  под воздействием температурной обработки [19–22]. Композитные пленки  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}-\text{Al}_2\text{O}_3$  изготавливались с использованием технологии алюмотермии. Показано, что в композитных пленках  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}-\text{Al}_2\text{O}_3$  величина МВА более чем на порядок выше МВА в образцах  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}$ .

## 2. Приготовление образцов и методики экспериментов

В данной работе для получения гранулированных образцов использовался способ профессора Г. Гольдшмидта, предложенный в 1893 году, для восстановления металлических окислов с помощью алюминиевых порошков при использовании высокоэкзотермических реакций — метод алюмотермии [23]. Синтез композитных пленок  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}-\text{Al}_2\text{O}_3$  был проведен с помощью осуществления фазовых химических превращений в несколько этапов.

Начальный этап заключался в получении последовательным термическим осаждением двухслойных Pt/Fe структур (за счет электронной бомбардировки тиглей с Pt и Fe) на монокристаллические подложки  $\text{MgO}(001)$  в рабочем вакууме выше  $10^{-6}$  Торр. Исходная двухслойная структура имела элементный состав  $\text{Fe}/\text{Pt} = 87/13$  at.% и общую толщину  $\sim 200$  nm. Осаждение слоев Fe и Pt велось при температуре  $220^\circ\text{C}$  и  $280^\circ\text{C}$  соответственно, при которой происходил эпитаксиальный рост  $\text{Fe}(001)$  и  $\text{Pt}(001)$  слоев на поверхности  $\text{MgO}(001)$  без протекания твердофазной реакции между ними. Исходная  $\text{Pt}(001)/\text{Fe}(001)/\text{MgO}(001)$  структура подвергалась последовательному температурному отжигу в вакууме  $10^{-6}$  Торр от  $300^\circ\text{C}$  до  $550^\circ\text{C}$  с шагом в  $50^\circ\text{C}$  и выдержкой 90 min. После каждой ступени отжига проводились рентгеновские и магнитные измерения.

На втором этапе синтезированная  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}$ -пленка подвергалась окислению на воздухе при  $550^\circ\text{C}$  до полного исчезновения намагниченности образца. Исходный образец получался нанесением слоя алюминия на окисленную поверхность  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}$ -образца в вакууме  $10^{-6}$  Торр. Полученная структура подвергалась последовательному отжигу в вакууме  $10^{-6}$  Торр от 450 до  $850^\circ\text{C}$  с шагом в  $50^\circ\text{C}$  и выдержкой 90 min.

Идентификация образующихся фаз была проведена с использованием рентгеновской дифракции на

дифрактометре ДРОН-4-07 (XRD,  $(\text{CuK}\alpha)$ -излучение в  $\theta-2\theta$ -геометрии). Измерения намагниченности насыщения  $M_s$ , константы магнитокристаллической анизотропии  $K_1$  пленок  $\text{Fe}(001)$ , четырехосной анизотропии  $K_4$  и константы однонаправленной анизотропии  $K_0$ , а также идентификация вращательной анизотропии при измерении кривых крутящего момента были проведены на крутильном магнитометре с максимальным магнитным полем  $\sim 18$  kOe. Крутящие моменты в плоскости пленки  $L_{\parallel}(\varphi)$  приведены на единицу объема.

Образцы для просвечивающей электронной микроскопии готовили методом поперечного сечения с помощью системы фокусируемого ионного пучка (FIB, Hitachi FB2100). Электронно-микроскопические исследования проводились на просвечивающем микроскопе (ПЭМ) (Hitachi HT7700 при 100 kV, W-источник), снабженном сканирующей ПЭМ-системой (диаметр электронного зонда — 30 nm) и энергодисперсионным рентгеновским (ЭДР) спектрометром (Bruker Nano Xflash GT/60). Химический состав определен на приборе Quantax 70 фирмы Nano Bruker. Все измерения проводились при комнатной температуре. Особенности протекания твердофазных реакций в системе  $\text{Al}/(\text{Pt} + \text{Fe}_2\text{O}_3)$  были установлены путем измерения температурной зависимости удельного сопротивления пленки с использованием четырехзондового метода с прижимными контактами в вакууме  $10^{-6}$  Торр со скоростью нагрева  $\sim 5^\circ\text{C}/\text{min}$ .

## 3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

3.1. Твердофазный синтез пленки  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}$  и ее магнитные свойства. На рис. 1 приведен поперечный срез исходного Fe/Pt образца, который показывает двухслойную структуру, содержащую верхний однородный слой Pt и нижний слой Fe, имеющий столбчатую структуру. Рентгеновские спектры исходных двухслойных образцов Fe/Pt содержали сильный рефлекс  $\text{Fe}(200)$ , что указывает на эпитаксиальный рост  $\text{Fe}(001)$  на поверхности  $\text{MgO}(001)$  (рис. 2, а). Измерения кривых крутящего момента показали, что исходные  $\text{Pt}(001)/\text{Fe}(001)$  образцы имели четырехосную анизотропию  $K_4$ , которая определена первой константой кристаллографической анизотропии  $\text{Fe}(001)$  слоя  $K_1^{\text{Fe}} = (5.0-5.1) \cdot 10^{-4} \text{ J/m}^3$ . Это значение хорошо совпадает с  $K_1^{\text{Fe}}$  массивного Fe и эпитаксиальных  $\text{Fe}(001)/\text{MgO}(001)$ -пленок, полученных с различными технологиями [24]. Направления легких осей для слоя Fe совпадают с  $[110]$  и  $[1\bar{1}0]$  направлениям  $\text{MgO}(001)$ . Этот факт указывает на существование  $[110](001)\text{Fe} \parallel [100](001)\text{MgO}$  ориентационного отношения, что характерно для  $\text{Fe}(001)$ -пленок, осажденных на  $\text{MgO}(001)$  с помощью других методов осаждения. Перечисленные выше факты указывают на совершенство монокристаллических  $\text{Fe}(001)$ -пленок.

Для получения монокристаллических Pt(001)/Fe(001)-бислоев слой платины наносился на Fe(001)-слой при температуре подложки  $\sim 280^\circ C$ , которая обеспечивала эпитаксиальный рост Pt(001) на Fe(001) слое (рис. 2, а). Температурные отжиги до  $400^\circ C$  не изменили вид

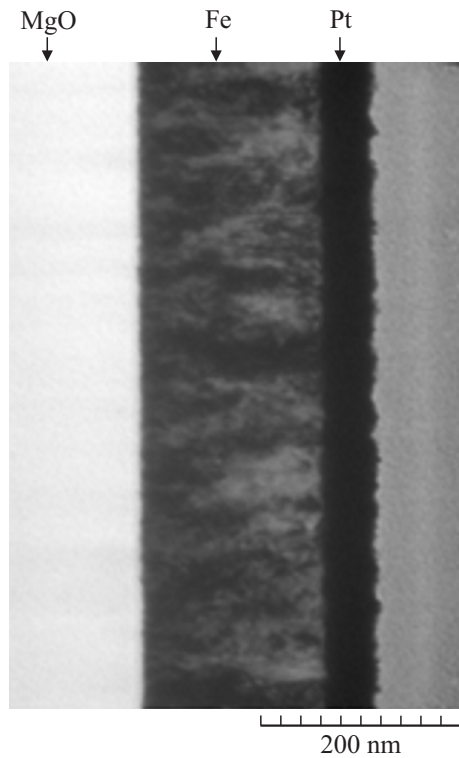


Рис. 1. Поперечный разрез исходного двухслойного образца  $Fe_{87}Pt_{13}$ .

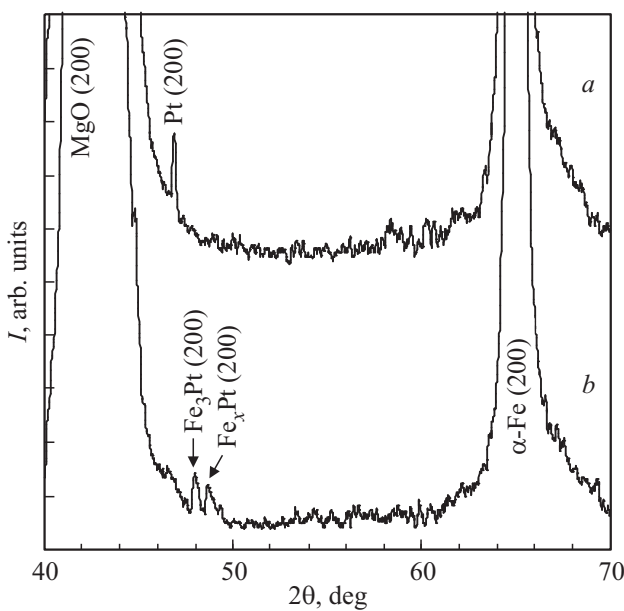


Рис. 2. Рентгеновские спектры пленок: (а) — двухслойного исходного образца  $Fe_{87}Pt_{13}$ ; (b) — после отжига при  $T = 500^\circ C$ .

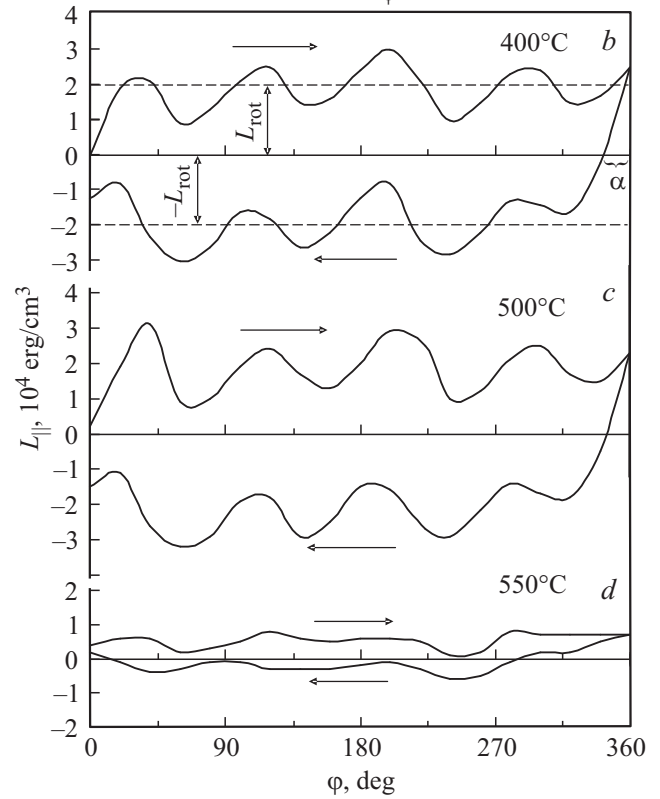
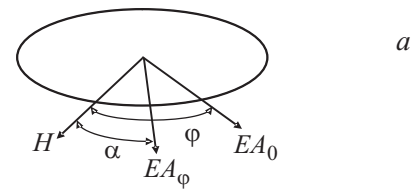


Рис. 3. Схематическое изображение (а) и кривые крутящего момента  $L_{||}(\varphi)$  пленочных образцов для разных условий термообработки: b —  $400^\circ C$ ; c —  $500^\circ C$  и d —  $550^\circ C$  при вращении магнитного поля  $H = 10 kOe$  на  $360^\circ$  (прямой и обратный ход) в плоскости образца.

рентгенограмм и константы четырехосной анизотропии, что указывает на отсутствия перемешивания и формирования соединений в исходных Pt(001)/Fe(001)-бислоях. Отжиги при  $500^\circ C$  способствуют появлению на Pt(001)/Fe(001)-интерфейсе промежуточного слоя смеси кубической упорядоченной  $L1_2-Fe_3Pt$ - и нестехиометрической тетрагональной  $L1_0-FePt$ -фазы (рис. 2, b). Поэтому после отжига при  $500^\circ C$  образцы представляли Pt(001)/( $Fe_3Pt + FePt$ )/Fe(001)-структуру. Кривые крутящего момента в плоскости показывают, что в Pt(001)/( $Fe_3Pt + FePt$ )/Fe(001)-пленках присутствует специфический вид анизотропии — магнитной вращательной анизотропии (МВА) (рис. 3). Суть магнитной вращающейся анизотропии заключается в том, что легкая ось ( $EA_0$ ), первоначально установленная в произвольном направлении в плоскости пленки, при повороте магнитного поля  $H$  на угол  $\varphi$ , поворачивается за полем и устанавливается в новое положение ( $EA_\varphi$ ), отставая от направления магнитного поля на угол  $\alpha$

(рис. 3, а). Характеристикой МВА может служить величина сдвига  $\pm L_{\text{tot}}$  крутящего момента при вращении магнитного поля соответственно по часовой (+) и против часовой (–) стрелки (рис. 3, б) [18]. Кроме МВА кривые крутящего момента сохраняют четырехосную  $K_4$  анизотропию (рис. 3, б, с). Величина константы МВА равна  $(4 \pm 0.5) \cdot 10^4 \text{ erg/cm}^3$ , и четырехосной кристаллографической анизотропии  $K_4 = (2.5 \pm 0.5) \cdot 10^5 \text{ erg/cm}^3$ , которая содержит вклады от  $\text{Fe}_3\text{Pt}(001)$ -,  $\text{FePt}(001)$ - и  $\text{Fe}(001)0$ -зерен.

Как следует из измерений кривых крутящего момента образцов, отожженных при  $550^\circ\text{C}$ , наведенные магнитным полем МВА исчезают, при этом уменьшается четырехосная анизотропия (рис. 3, д). Рентгеновские измерения показывают в исследуемом  $\text{Pt}(001)/(\text{Fe}_3\text{Pt} + \text{FePt})/\text{Fe}(001)$ -образце выше  $500^\circ\text{C}$  дальнейшую твердофазную реакцию между  $\text{Pt}(001)$ -,  $\text{Fe}_3\text{Pt}(001) + \text{FePt}(001)$ - и  $\text{Fe}(001)$ -слоями и преимущественное формирование неупорядоченной кубической  $\text{Fe}_3\text{Pt}$ , которая уменьшает четырехосную константу магнитной анизотропии  $K_4 < (5 \pm 0.5) \cdot 10^3 \text{ erg/cm}^3$  и приводит к исчезновению МВА. Можно предположить, что причиной отсутствия МВА в образцах, синтезированных в диапазоне температур  $\sim 400\text{--}500^\circ\text{C}$ , является формирование смеси  $\text{L1}_2 + \text{L1}_0$  фаз, которая при термообработке выше указанного температурного диапазона преобразуется в двухслойную магнитомягкую  $\text{Fe}_3\text{Pt}/\text{Fe}(001)$ -структуру.

3.2. Твердофазный синтез пленки  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}\text{--Al}_2\text{O}_3$  и ее магнитные свойства. Композитные пленки системы  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}\text{--Al}_2\text{O}_3$  формировались следующим образом. Первоначальную  $\text{Fe}_3\text{Pt}/\text{Fe}(001)$ -структуру окисляли на воздухе до полного исчезновения намагнитченности, что указывает на формирование немагнитных окислов железа. После окисления продукты реакции имели единственное дифракционное отражение (200)Pt и пики от поликристаллических зерен  $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$  (рентгенограмма в данной работе не приведена). Это означает, что окисленные образцы представляли собой композицию двух фаз: окисла железа  $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$  и монокристаллических зерен платины. На полученную пленочную композицию  $\text{Pt} + \text{Fe}_2\text{O}_3$  наносился слой Al толщиной, соответствующей приблизительно 1Al:1Fe атомному составу. Для определения характеристических температур реакции полученные  $\text{Al}/(\text{Pt} + \text{Fe}_2\text{O}_3)$ -пленочные системы нагревали в вакууме  $10^{-6} \text{ Torr}$  от 50 до  $550^\circ\text{C}$  с последующим охлаждением до комнатной температуры. На рис. 4 приведена температурная зависимость электросопротивления  $R(T)$ , из которой можно определить температуры инициирования химических реакций в данной системе. Видно, что до  $\sim 430^\circ\text{C}$  сопротивление носит металлический характер (рис. 4, вставка), который определяется верхним слоем алюминия и свидетельствует об отсутствии перемешивания слоев. При увеличении температуры в зависимости  $R(T)$  наблюдается особенность, заключающаяся в незначительном увеличении  $R$  при изменении

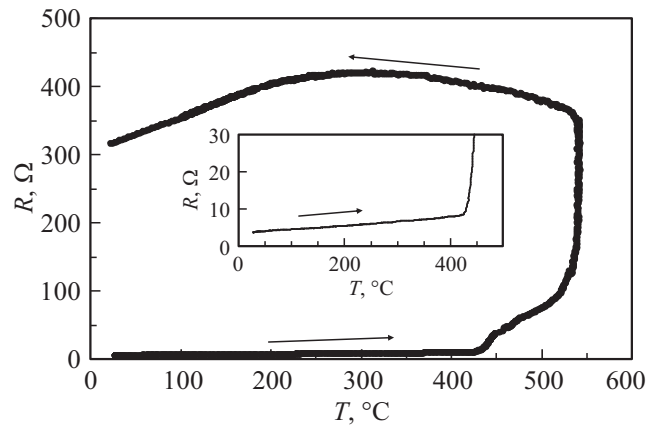
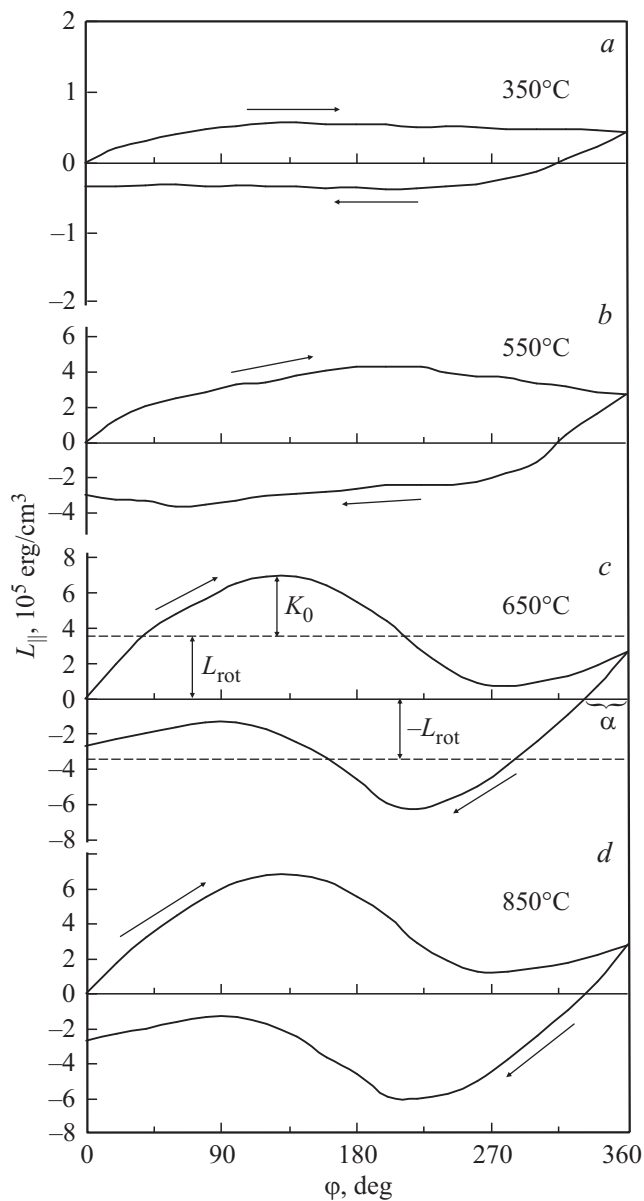


Рис. 4. Температурная зависимость электросопротивления  $R(T)$  в  $\text{Al}/\text{Pt} + \text{Fe}_2\text{O}_3$  пленки при нагреве до  $500^\circ\text{C}$  и последующем охлаждении до комнатной температуры.

температуры в диапазоне  $430\text{--}525^\circ\text{C}$ , что указывает на начало перемешивания слоев. При  $T \sim 525\text{--}530^\circ\text{C}$  электросопротивление пленки резко возрастает, что свидетельствует о начале твердофазной термитной реакции Гольдшмидта  $2\text{Al} + \text{Fe}_2\text{O}_3 = 2\text{Fe} + \text{Al}_2\text{O}_3$ , проходящей с восстановлением железа и образованием диэлектрической матрицы  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . При охлаждении зависимость  $R(T)$  имеет сложный характер, включающий как полупроводниковую, так и металлическую часть хода. Общее увеличение электросопротивления составило практически два порядка, что определяется влиянием композитной структуры полученных пленок и присутствием диэлектрической составляющей  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Результаты измерения электрического сопротивления от температуры нагрева согласуются с рентгеновскими и магнитными структурными измерениями.

Так как реакция начинается выше  $430^\circ\text{C}$ , то полученную  $\text{Al}/(\text{Pt} + \text{Fe}_2\text{O}_3)$  пленочную систему также подвергали последовательному отжигу в вакууме  $10^{-6} \text{ Torr}$  от 450 до  $850^\circ\text{C}$ . Измерения кривых крутящего момента показывают, что при отжигах в диапазоне температур  $450\text{--}500^\circ\text{C}$  присутствует МВА, константа которой не превышает значения  $L_{\text{tot}} = 3.5 \cdot 10^4 \text{ erg/cm}^3$  (рис. 5, а). Константа МВА увеличивается практически на порядок ( $\pm L_{\text{tot}} = 3.8 \cdot 10^5 \text{ erg/cm}^3$ ) после отжигов выше  $650^\circ\text{C}$  и не исчезает вплоть до  $850^\circ\text{C}$  (рис. 5, с, д). В этом температурном интервале кривые крутящего момента имеют большую однонаправленную компоненту с  $K_0 \sin \varphi$  ( $K_0 = 3.4 \cdot 10^5 \text{ erg/cm}^3$ ), характерную для обменно-связанных структур с однонаправленной анизотропией (рис. 5, с, д).

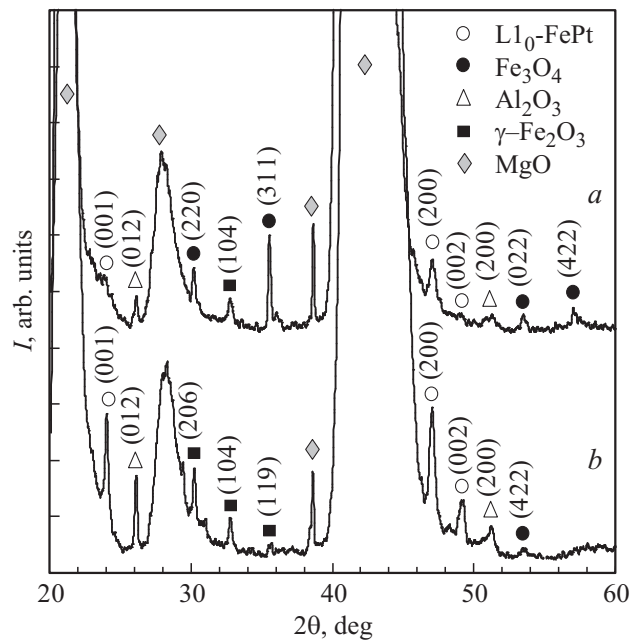
Причина увеличения константы  $L_{\text{tot}}$  и появления однонаправленной анизотропии, на наш взгляд, кроется в структурных превращениях в  $\text{Al}/(\text{Pt} + \text{Fe}_2\text{O}_3)$ -образцах с увеличением температуры отжига от 450 до  $850^\circ\text{C}$ . Согласно рентгеновским измерениям, представленным на рис. 6, в образцах, синтезированных при температурах отжига  $550^\circ\text{C}$ , формируется  $\text{L1}_0\text{--FePt}$ -фаза. Это предпо-



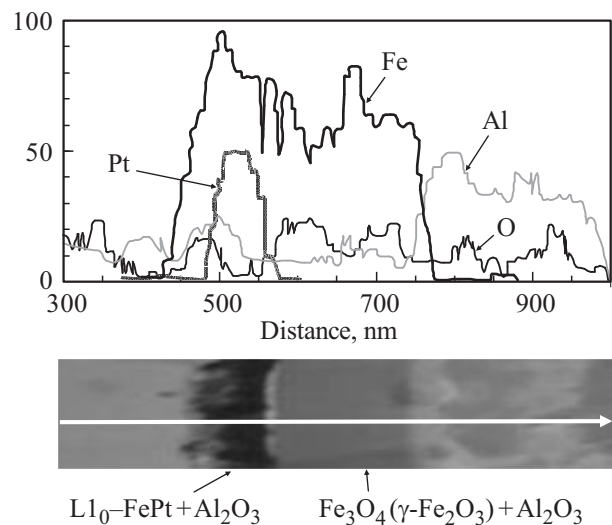
**Рис. 5.** Кривые крутящего момента  $L_{||}(\varphi)$  пленочных образцов  $Fe_{87}Pt_{13}-Al_2O_3$  для разных условий термообработки: *a* —  $450^\circ C$ ; *b* —  $550^\circ C$ ; *c* —  $650^\circ C$  и *d* —  $850^\circ C$  при вращении магнитного поля  $H = 10$  кОе на  $360^\circ$  (прямой и обратный ход) в плоскости образца.

лагает следующий сценарий синтеза  $L1_0$  фазы, который начинается с восстановления железа в результате протекания классической термитной реакции Гольдшмидта. Восстановленное железо вступает в реакцию с платиной и образует зерна  $L1_0-FePt$ -фазы. По мере увеличения температуры отжига растет намагниченность в результате роста объема  $L1_0$ -фазы и частичного химического превращения  $\alpha-Fe_2O_3 \rightarrow Fe_3O_4$ . Дальнейшее увеличение температуры отжигов вплоть до  $850^\circ C$  приводит также к химической реакции  $Fe_3O_4 \rightarrow \gamma-Fe_2O_3$ . Кроме окислов железа в синтезированном образце присутствуют окислы алюминия и магния (рис. 6, *b*).

Фазообразование в пленке  $Fe_{87}Pt_{13}-Al_2O_3$  после отжига при  $850^\circ C$  подтверждается электронно-микроскопическими исследованиями поперечного среза, пленки  $Fe_{87}Pt_{13}-Al_2O_3$  после отжига при  $850^\circ C$  (рис. 7). Микрофотография с распределением элементов по толщине пленки, установленным с помощью энергодисперсионного рентгеновского спектрометра, показывает весьма сложный характер структурного распределения, состоящего примерно из 3-х частей (рис. 7). Первая часть состоит из высокоанизотропной пленки  $L1_0-FePt$  и расположена вблизи от подложки, другая — магнитный окисел железа ( $\gamma-Fe_2O_3$ ) и на поверхности расположен



**Рис. 6.** Рентгеновские спектры пленок  $Fe_{87}Pt_{13}-Al_2O_3$  после отжигов при (*a*)  $550^\circ C$ , (*b*)  $850^\circ C$ .



**Рис. 7.** Поперечный разрез и элементный состав композитной пленки  $Fe_{87}Pt_{13}-Al_2O_3$  после отжига при  $850^\circ C$ .

основной слой из  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , при этом окисел железа частично распределен в  $\text{FePt}$ -фазе, а окисел  $\text{Al}$  по всей толщине пленки. Установленное распределение структурных частей поперечного среза композитной пленки  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}-\text{Al}_2\text{O}_3$  согласуется с рентгеновскими измерениями (рис. 6).

Из анализа рентгеновских и магнитных исследований можно предположить, что природа МВА в синтезируемых композитных образцах  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}-\text{Al}_2\text{O}_3$  связана с обменным взаимодействием ферромагнитной  $\text{L}_{10}-\text{FePt}$ -фазы с ферримагнитными окислами железа ( $\text{Fe}_3\text{O}_4 + \gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ ). Обменно-связанная модель часто привлекается для объяснения природы МВА в пленках [18].

В литературе отмечаются многочисленные случаи присутствия МВА во многих пленочных системах и обсуждаются механизмы, ответственные за ее появление [18,25–29]. Выдвигаются различные предположения о источниках МВА: перестройка доменной структуры, обменно-связанные структуры, мартенситные превращения, управляемая магнитострикция и т.д. Однако до сих пор отсутствуют убедительные модели, поясняющие этот эффект [18]. Не понятна до конца природа МВА, возникающая в синтезированных в данной работе  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}$  и  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}-\text{Al}_2\text{O}_3$  пленочных структурах. Однако МВА возникает всегда, когда формируется  $\text{L}_{10}-\text{FePt}$ -фаза, и исчезает всегда, когда  $\text{L}_{10}-\text{FePt}$ -фаза исчезает. Это заставляет предположить, что природа МВА связана с обменным взаимодействием  $\text{L}_{10}-\text{FePt}$ -фазы с  $\text{L}_{12}-\text{Fe}_3\text{Pt}$ -фазой в  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}$  и с окислами железа в образцах  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}-\text{Al}_2\text{O}_3$ .

#### 4. Выводы

В работе показано, что в двухслойной пленке  $\text{Fe}(001)/\text{Pt}(001)$ , осажденной на монокристаллическую подложку  $\text{MgO}$  с атомным соотношением элементов 83/17, при отжигах, начиная с  $350^\circ\text{C}$  формируются магнитные фазы, в которых присутствует магнитная вращающаяся анизотропия (МВА) в плоскости пленки с полным ее исчезновением при отжиге  $500^\circ\text{C}$ . Исследование композитной структуры  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}-\text{Al}_2\text{O}_3$ , созданной на базе двухслойного образца  $\text{Fe}/\text{Pt}$  с тем же концентрационным соотношением и отожженного при  $550^\circ\text{C}$ , с применением метода алюмотермии, показало, что в таких образцах также формируется МВА, при этом ее величина вырастает более чем на порядок при отжигах более  $550^\circ\text{C}$  и сохраняется при термообработках вплоть до  $850^\circ\text{C}$ . В работе предполагается, что появление МВА  $\text{Fe}_{87}\text{Pt}_{13}-\text{Al}_2\text{O}_3$  связано с обменным взаимодействием двух магнитных фаз: ферромагнитной  $\text{L}_{10}-\text{FePt}$ -фазы с ферримагнитными окислами железа.

Авторы благодарят И.В. Немцева за концентрационные измерения в исследуемых пленочных образцах на оборудовании Центра коллективного пользования Красноярского научного центра СО РАН.

#### Список литературы

- [1] A. Kohn, N. Tal, A. Elkayam, A. Kovács, D. Li, S. Wang, S. Ghannadzadeh, T. Hesjedal, R.C.C. Ward. *Appl. Phys. Lett.* **102**, 062 403 (2013).
- [2] Fu-Te Yuan, A.C. Sun, J.-K. Mei, W.M. Liao, J.-H. Hsu, H.Y. Lee. *J. Appl. Phys.* **109**, 07B743 (2011).
- [3] C. Feng, X. Li, M. Yang, K. Gong, Y. Zhu, Q. Zhan, L. Sun, B. Li, Y. Jiang, G. Yu. *Appl. Phys. Lett.* **102**, 022 411 (2013).
- [4] Z. Lu, J. Guo, Z. Gan, Y. Liu, R. Xiong, G.J. Mankey. *J. Appl. Phys.* **113**, 073 912 (2013).
- [5] G. R. Trichy, D. Chakraborti, J. Narayan, H. Zhou. *J. Appl. Phys.* **102**, 033 901 (2007).
- [6] A. Kovács, K. Sato, Y. Hirotsu. *J. Appl. Phys.* **102**, 123 512 (2007).
- [7] K.F. Dong, H.H. Li, J.S. Chen. *J. Appl. Phys.* **113**, 233 904 (2013).
- [8] H. Bernas, J.-Ph. Attané, K.-H. Heinig, D. Halley, D. Ravelosona, A. Marty, P. Auric, C. Chappert, Y. Samson. *Phys. Rev. Lett.* **91**, 077 203 (2003).
- [9] F. Tournus, K. Sato, T. Epicier, T.J. Konno, V. Dupuis. *Phys. Rev. Lett.* **110**, 055 501 (2013).
- [10] H. Ho, E. Yang, D.E. Laughlin, J.-G. Zhu. *Appl. Phys. Lett.* **102**, 112 411 (2013).
- [11] C.W. White, S.P. Withrow, K.D. Sorge, A. Meldrum, J.D. Budai, J.R. Thompson, L.A. Boatner. *J. Appl. Phys.* **93**, 5656 (2003).
- [12] D.A. Gilbert, L.-W. Wang, T.J. Klemmer, J.-U. Thiele, C.-H. Lai, K. Liu. *Appl. Phys. Lett.* **102**, 132 406 (2013).
- [13] S. Pisana, O. Mosendz, G.J. Parker, J.W. Reiner, T.S. Santos, A.T. Mc Callum, H.J. Richter, D. Weller. *J. Appl. Phys.* **113**, 043 910 (2013).
- [14] Y. Wang, X. Zhang, Y. Liu, S. Lv, Y. Jiang, Y. Zhang, H. Liu, Y. Liu, J. Yang. *J. Alloys Comp.* **582**, 511 (2014).
- [15] L.N. Yu, L.Y. Lu, Z.D. Xu, X. G. Xu, J. Miao, Y. Jiang. *Mater. Lett.* **86**, 142 (2012).
- [16] D. Weller, O. Mosendz, G. Parker, S. Pisana, T.S. Santos. *Phys. Status Solids A* **210**, 1245 (2013).
- [17] M.A. I. Nahid, T. Suzuki. *J. Appl. Phys.* **97**, 10K307 (2005).
- [18] V.G. Myagkov, V.S. Zhigalov, B.A. Belyaev, L.E. Bykova, L.A. Solovyov, G.N. Bondarenko. *JMMM* **324**, 1571 (2012).
- [19] В.Г. Мягков, Л.Е. Быкова, Г.Н. Бондаренко, В.С. Жигалов, А.И. Польский, Ф.В. Мягков. *Письма в ЖЭТФ* **71**, 268 (2000).
- [20] V. Myagkov, O. Bayukov, Y. Mikhli, V. Zhigalov, L. Bykova, G. Bondarenko. *Philosoph. Mag.* **94**, 2595 (2014).
- [21] В.Г. Мягков, В.С. Жигалов, Л.Е. Быкова, Л.А. Соловьев, Г.Н. Бондаренко. *Письма в ЖЭТФ* **91**, 399 (2010).
- [22] С.М. Жарков, Е.Т. Моисеенко, Р.Р. Алтунин, Н.С. Николаева, В.С. Жигалов, В.Г. Мягков. *Письма в ЖЭТФ* **99**, 472 (2014).
- [23] V.S. Zhigalov, V.G. Myagkov, V.A. Cemyachkov, G.N. Bondarenko, I.V. Nemtsev. *Solids State Phen.* **215**, 218 (2014).
- [24] K. Noda, M. Higuchi, Y. Komaki, T. Tanaka, Y. Nozaki, K. Matsuyama. *J. Phys.: Conf. Ser.* **266**, 012 014 (2011).
- [25] M. Barturen, M. Sacchi, M. Eddrief, J. Milano, S. Bustingorry, H. Popescu, N. Jaouen, F. Sirotti, M. Marangolo. *Eur. Phys. J. B* **86**, 191 (2013).
- [26] H. Fujiwara, Y. Sugita, N. Saito. *Appl. Phys. Lett.* **4**, 199 (1964).
- [27] J.M. Lommel, C.D. Graham, jr. *J. Appl. Phys.* **33**, 1160 (1962).
- [28] E.S. Leva, R.C. Valente, F.M. Tabares, M.V. Mansilla, S. Roshdestvensky, A. Butera. *Phys. Rev. B* **82**, 144 410 (2010).
- [29] Р. Суху. *Магнитные тонкие пленки*. МИР, М. (1967). 422 с.