

Proceedings of the
International meeting



**Order, Disorder and
Properties of Oxides
issue 19, volume I**

International meeting

5-10 of September 2016
Rostov-on-Don - Yuzhny, Russia

Порядок, беспорядок и свойства оксидов
19-й международный симпозиум

При поддержке
Российского фонда
фундаментальных исследований

5-10 сентября 2016
г. Ростов-на-Дону - пос. Южный
(п. "Южный"), Россия

УДК 536: 539.2:548:549
ББК 22.37

19-й Международный междисциплинарный симпозиум "Порядок, беспорядок и свойства оксидов" ODPO-19, Ростов-на-Дону – Москва-пос. Южный (п. "Южный"), 5-10 сентября 2016г. Труды симпозиума. – Ростов-на-Дону, Фонд науки и образования. 2016. Выпуск 19. Том 1. 362 с

ISBN 978-5-9908676-4-2

УДК 536.7: 539.2:548:549

ББК 22.37

© Научно-исследовательский институт физики
ФГАОУ ВО «Южный Федеральный университет»

ТВЕРДОФАЗНЫЙ СИНТЕЗ ФЕРРОМАГНИТНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ: СТРУКТУРНЫЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

**Л.Е. Быкова¹, В.С. Жигалов^{1,3}, В.Г. Мягков¹, М.Н. Волочаев^{1,3}, А.А. Мацынин¹,
И.В. Немцев¹, А.Н. Рыбакова^{1,3}, Г.Н. Бондаренко²**

¹ *Институт физики им. Л.В.Киренского СО РАН, 660036 Красноярск, Россия*

² *Институт химии и химической технологии СО РАН, 660049 Красноярск, Россия*

³ *Сибирский государственный аэрокосмический университет им. М.Ф. Решетнева,
660014 Красноярск, Россия*

E-mail: lebyk@iph.krasn.ru

Синтез пленочных наноконкомпозитов Co-ZrO₂, Fe²⁺ZrO₂, Fe-In₂O₃, Fe-MgO осуществлен на основе термитных твердофазных реакций между слоями окислов 3d металлов (Fe₂O₃, Co₃O₄) и металлами Zr, In, Mg. Полученные пленочные наноконкомпозиты содержат ферромагнитные кластеры Fe или Co со средним размером 20-100 нм, вложенные в ZrO, In₂O₃, MgO матрицы.

SOLID STATE SYNTHESIS OF FERROMAGNETIC NANOCOMPOSITES: STRUCTURAL AND MAGNETIC PROPERTIES

**L.E. Bykova¹, V.S. Zhigalov^{1,3}, V.G. Myagkov¹, M.N. Volochaev^{1,3}, A.A. Matsynin¹,
I.V. Nemtsev¹, A.N. Rybakova^{1,3}, G.N. Bondarenko²**

¹ *Kirensky Institute of Physics, RAS SB, Krasnoyarsk, 660036 Russia*

² *Institute of Chemistry and Chemical Technology, RAS SB, Krasnoyarsk, 660049 Russia*

³ *Reshetnev Siberian State Aerospace University, Krasnoyarsk, 660014 Russia*

e-mail: lebyk@iph.krasn.ru

Synthesis of the film nanocomposites Co-ZrO₂, Fe-ZrO₂, Fe-In₂O₃, Fe-MgO were obtained by thermite solid state reactions between the layers of 3d metal oxides (Fe₂O₃, Co₃O₄) and Zr, In, Mg metals. The resulting film nanocomposites contain ferromagnetic clusters Fe or Co with a mean size of 20-100 nm, embedded into ZrO₂, In₂O₃, MgO matrix.

В настоящее время большое внимание уделяется получению и исследованию свойств наноразмерных объектов с целью создания на их основе новых материалов, уникальные свойства которых объясняются присутствием в их составе наночастиц, обладающих развитыми межфазными границами и избыточной по сравнению с массивными материалами энергией [1-2]. Важное место в этих исследованиях занимает изучение и поиск новых способов создания гибридных пленочных наноконкомпозитов, которые содержат ферромагнетик и широкозонный полупроводник или диэлектрик (In₂O₃, ZnO, SnO₂, CdO, TiO₂, ZrO₂, Al₂O₃) и обладают одновременно магнитными, проводящими и прозрачными свойствами. Для получения гибридных наноматериалов широко используются методы мокрой химии, такие как золь-гель метод, спрей-пиролиз, микроэмульсионный метод и т.д. [3]. Однако такие дефекты как загрязнения, спекание, агломерация и большой разброс распределения зерен, являются негативными факторами этих методов, что затрудняет их использование в устройствах радиоэлектроники, спинтронники, фотоники, газовой сенсорики. В связи с этим новые недорогие и простые методы получения, увеличивающие функциональные возможности магнитных наноконкомпозитов, крайне востребованы для практического применения.

В работе рассматривается новый подход к синтезу ферромагнитных пленочных наноконкомпозитных материалов на основе термитных твердофазных реакций между слоями окислов 3d металлов (Fe₂O₃, Co₃O₄) и металлами Zr, In, Mg, окислы которых являются широкозонными полупроводниками или диэлектриками.

Синтез нанокompозитных пленок состоял из двух этапов:

1. Получение Zr/Co_3O_4 , Zr/Fe_2O_3 , In/Fe_2O_3 , Mg/Fe_2O_3 двухслойных пленок, которое включало:

а) термическое осаждение пленок Fe или Co толщиной ~ 100-150 nm в вакууме 10^{-6} Torr на стеклянные подложки толщиной 0.18 mm;

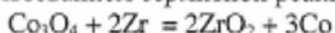
б) образование $\alpha-Fe_2O_3$ или Co_3O_4 плёнок, окислением на воздухе слоёв Fe или Co пленок при температуре 350-400 °C в течение 10 минут;

с) термическое осаждение слоев Zr, In или Mg толщиной ~ 150-200 nm в вакууме 10^{-6} Torr на поверхность $\alpha-Fe_2O_3$ или Co_3O_4 плёнок. Для предотвращения неконтролируемой реакции между слоями осаждение производилось при комнатной температуре.

2. Отжиг полученных образцов в вакууме 10^{-6} Torr в температурном интервале от 50°C до 550°C с шагом 50°C и выдержкой при каждой температуре в течение 30 минут.

Co-ZrO₂ нанокompозит.

Ферромагнитные нанокompозитные Co-ZrO₂ тонкие пленки были синтезированы с использованием термитной реакции между Zr и Co₃O₄ слоями (1).



Смешивание на интерфейсе Zr/Co_3O_4 и синтез Co и аморфной ZrO₂ фаз начинался при температуре выше температуры инициирования ($T_{in} \sim 250^\circ C$) (рис. 1).

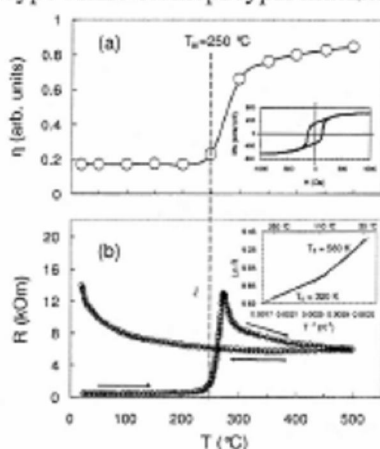


Рис.1 (а) Относительная намагниченность как функции температуры отжига для Zr/Co_3O_4 бислоев. На вставке показана петля гистерезиса синтезированного Co-ZrO₂ нанокompозита. (б) Электрическое сопротивление Zr/Co_3O_4 бислоев в зависимости от температуры отжига.

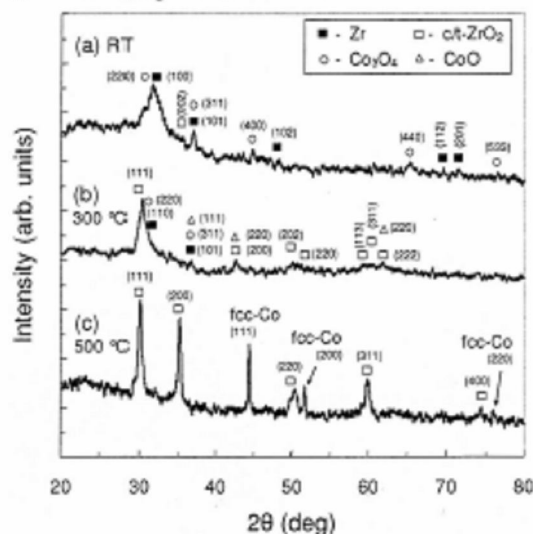


Рис.2 Дифрактограмма исходных бислоев Zr/Co_3O_4 (а) и синтезированных Co-ZrO₂ нанокompозита после отжига при 300°C (б), 500°C (с).

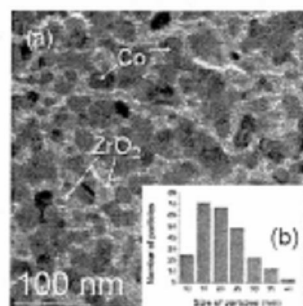


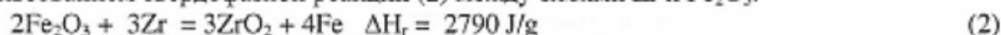
Рис.3 Электронно-микроскопическое изображение (а) для пленки Co-ZrO₂ после отжига при 500°C (б)- гистограмма размера частиц Co в Co-ZrO₂ нанокompозите. Средний размер наночастиц Co равен 20 нанометров.

При отжиге при температуре 300°C образовывались высокотемпературная fcc-Co и кубическая c-ZrO₂ (или тетрагональная t-ZrO₂) фазы и происходило частичное преобразование

Co₃O₄ в фазу CoO, (рис.2). После отжига при 500°C более чем 80% Co было восстановлено, и конечный продукт содержал наночастицы Co в диэлектрической матрице ZrO₂ (рис.3). Синтезированные Co-ZrO₂ нанокompозитные пленки были магнитомягкими, имели высокую намагниченность (рис.1а вставка) и хорошую химическую устойчивость.

Fe-ZrO₂ нанокompозит.

Fe-ZrO₂ нанокompозитные ферромагнитные тонкие пленки были синтезированы с использованием твердофазной реакции (2) между слоями Zr и Fe₂O₃.



Смешивание на интерфейсе Zr/Fe₂O₃ образцов и синтез α-Fe и аморфных ZrO₂ фаз начинались при температуре выше температуры ~ 250°C. Вместе с образованием α-Fe, частичный переход от Fe₂O₃ к Fe₃O₄ происходит после отжига при температуре 300°C (Рис. 4-5). Вторичная реакция между Fe₃O₄ и Zr начинается после превращения Fe₂O₃ в фазу Fe₃O₄. Кристаллизация из аморфной ZrO₂ фазы и формирование ZrO₂ кубической/тетрагональной фазы происходит при температуре выше 400°C. После отжига при 500°C продукты реакции содержали (110) текстурированные нанокристаллы α-Fe с диаметром около 34 нм, встроенные в изолирующую c-ZrO₂ (или t-ZrO₂) матрицу (Рис.6). Синтезированные Fe-ZrO₂ нанокompозитные пленки были магнитомягкими, имели высокую намагниченность и высокую химическую стабильность.

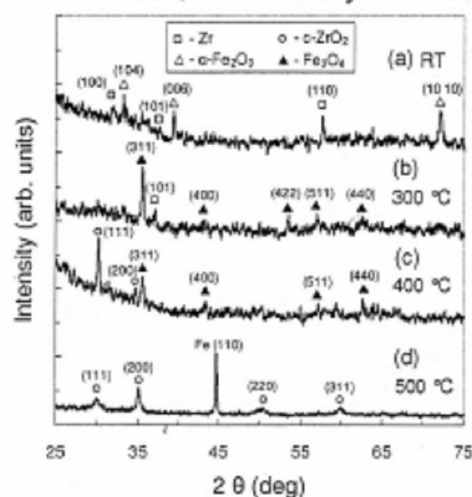


Рис.4 Дифрактограмма исходных бислоев Zr/Fe₂O₃ (а) и синтезированных Fe-ZrO₂ нанокompозита после отжига при 300°C (б), 400 °C (с), 500 °C (г).

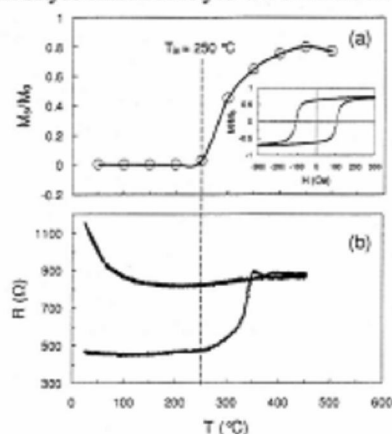
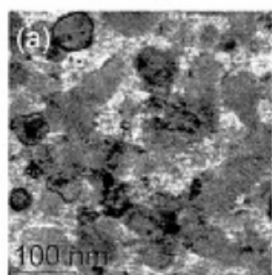


Рис.5 (а) Относительная намагниченность как функции температуры отжига для Zr/Fe₂O₃ бислоев. На вставке показана петля гистерезиса синтезированного Zr-Fe₂O₃ нанокompозита. (б) Электрическое сопротивление Zr/Fe₂O₃ бислоев в зависимости от температуры отжига.

Рис.6 Электронно-микроскопическое изображение (а) для пленки Fe-ZrO₂ после отжига при 500 °C.

Fe-In₂O₃ нанокompозит.

Твёрдофазная реакция (3) в In/Fe₂O₃ пленках иницировалась отжигом в вакууме и имела низкую температуру иницирования ~ 180°C.



Методы рентгеновской дифракции, мессбауэровской и фотоэлектронной спектроскопии показали, что продукты реакции содержат Fe и In₂O₃ кристаллиты. Высокоразрешающая электронная микроскопия убедительно доказывает, что продукты реакции содержат Fe

нанокластеры, окружённые In_2O_3 матрицей (рис.7а). Темные области на электронномикроскопическом изображении соответствуют металлическим гранулам, поскольку они содержат более тяжелые элементы, менее проницаемые для электронов. На микрофотографии видно, что гранулы окружены светлыми областями, которые соответствуют изолирующим барьерам из In_2O_3 .



Рис.7 Электронно-микроскопическое изображение Fe наночастиц со средним размером 100 нм, вложенных в In_2O_3 матрицу (а); (b) Электронно-микроскопическое изображение и EDS профили концентраций Fe, In, и O по линии через частицы в нанокompозите Fe- In_2O_3 .

Fe-MgO нанокompозит.

Ферромагнитные нанокompозитные Fe-MgO тонкие пленки были синтезированы с использованием термитной реакции между Mg и Fe_2O_3 слоями (4).



Смешивание на интерфейсе Mg/ Fe_2O_3 образцов и синтез α -Fe и аморфных MgO фаз начинались при температуре выше температуры $\sim 325^\circ\text{C}$ (Рис.8). Высокорастворяющая электронная микроскопия доказывает, что продукты реакции содержат Fe нанокластеры, окружённые MgO матрицей (рис.9). Темные области на электронномикроскопическом изображении соответствуют металлическим гранулам, окруженным светлыми областями, которые соответствуют изолирующим барьерам из MgO.

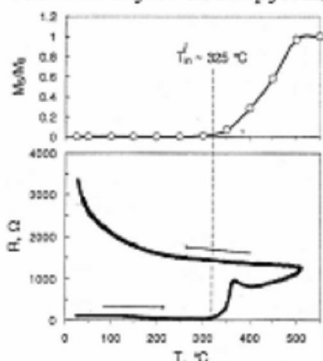


Рис.8 (а) Относительная намагниченность как функции температуры отжига для Mg/ Fe_2O_3 бислоев. (b) Электрическое сопротивление Mg/ Fe_2O_3 бислоев в зависимости от температуры отжига.

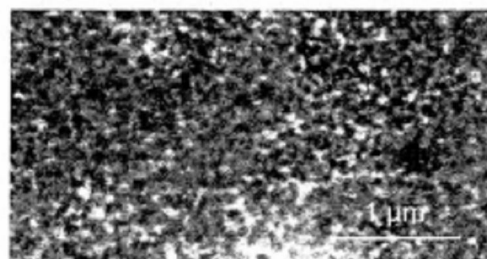


Рис.9 Электронно-микроскопическое изображение (а) для пленки Fe-MgO после отжига при 500°C .

Работа выполнена при финансовой поддержке фонда РФФИ (гранты № 16-03-00069, № 15-02-00948, № 16-32-00302 мол_а).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Behrens S. // *Nanoscale* 2011. V.3. P.877.
2. Leung K. C.-F., Xuan S., Zhu X., Wang D., Chak C.-P., Lee S.-F., Ho W. K.-W., Chung B. C.-T. // *Chem. Soc. Rev.* 2012. V.41. P.1911.
3. Chaudhuri R. G., Paria S. // *D. Chem. Rev.* 2012. V.112. P.2373.

ТВЕРДОФАЗНЫЙ СИНТЕЗ, МАГНИТНЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА $L1_0$ -FePt ТОНКИХ ПЛЕНОК

В.Г. Мягков¹, Л.Е. Быкова¹, В.С. Жигалов^{1,3}, В.А. Середкин^{1,3}, И.А. Турпанов¹,
В.И. Юшков^{1,4}, Г.С. Патрин^{1,4}, И.А. Тамбасов¹, А.А. Мацынин¹, А.Н. Рыбакова^{1,3},
Д.А. Великанов¹, Г.Н. Бондаренко²

¹ Институт физики им. Л.В.Киренского СО РАН, 660036 Красноярск, Россия

² Институт химии и химической технологии СО РАН, 660049 Красноярск, Россия

³ Сибирский государственный аэрокосмический университет им. М.Ф. Решетнева, 660014 Красноярск, Россия

⁴ Сибирский федеральный университет, 660041 Красноярск, Россия
E-mail: miagkov@iph.krasn.ru

Представлена эволюция структурных и магнитных свойств в эпитаксиальных пленочных системах Pt(001)/Fe(001) эквиатомного состава в процессе вакуумного отжига. Отжиг до температуры 350°C не приводит к изменению структурных и магнитных свойств пленок, что указывает на отсутствие значительного перемешивания на Pt/Fe интерфейсе. С повышением температуры отжига от 400°C до 600°C происходит формирование нанокластеров, содержащих магнитотвёрдую фазу $L1_0$ FePt эпитаксиально сросшуюся с фазой FePt₃. В полученных пленках обнаружена большая магнитная вращающаяся анизотропия. В магнитных полях выше коэрцитивной силы $H > H_C = 10$ кЭ легкая ось анизотропии с учетом угла отставания может быть ориентирована в любом пространственном направлении. Обсуждаются возможные механизмы формирования магнитной вращающейся анизотропии.

SOLID-STATE SYNTHESIS, MAGNETIC AND STRUCTURAL PROPERTIES OF $L1_0$ -FePt THIN FILMS

V.G. Myagkov¹, L.E. Bykova¹, V.S. Zhigalov^{1,3}, V.A. Seregin¹, I.A. Turpanov¹, V.I. Yushkov^{1,4},
G.S. Patrinn^{1,4}, I.A. Tambasov¹, A.A. Matsynin¹, A.N. Rybakova^{1,3}, D.A. Velikanov^{1,4},
G.N. Bondarenko²

¹ Kirensky Institute of Physics, RAS SB, Krasnoyarsk, 660036 Russia

² Institute of Chemistry and Chemical Technology, RAS SB, Krasnoyarsk, 660049 Russia

³ Reshetnev Siberian State Aerospace University, Krasnoyarsk, 660014 Russia

⁴ Siberian Federal University, Krasnoyarsk, 660041 Russia

E-mail: miagkov@iph.krasn.ru

The evolution of the structural and magnetic properties in epitaxial film systems Pt(001)/Fe(001) of equiatomic composition during vacuum annealing has been presented. Annealing to the temperature of 350°C does not lead to the variation of the structural and magnetic properties of the films, which indicates the absence of considerable mixing of the Pt/Fe interface. With the increase in the annealing temperature from 400 to 600°C, nanoclusters containing the magnetically hard $L1_0$ FePt phase epitaxially intergrown with the CoPt₃ phase are formed. High rotatable magnetic anisotropy has been found in the prepared films. In magnetic fields above the coercive force ($H > H_C = 10$ kOe), the easy anisotropy axis with the angle of lag taken into account can be oriented in any spatial direction. Possible mechanisms of the formation of the rotatable magnetic anisotropy have been discussed.

Структурные и магнитные свойства тонких плёнок упорядоченных по типу $L1_0$ FePt, FePt, CoPt, имеющих большую константу магнитокристаллической анизотропии ($K_1 > 10^7$ эрг/см³) с осью лёгкого намагничивания, совпадающей с осью *c*, широко исследуются в связи с потенциальной возможностью их использования для высокоплотной магнитной записи.

информации, постоянных пленочных магнитов и создания специальных магнитных сред [1,2]. Среди бинарных сплавов, тонкие пленки и наночастицы $L1_0$ FePt имеют наибольшее значение $K_1 = 7 \cdot 10^7$ эрг/см³, большую коэрцитивную силу H_C (до 60 кЭ) и высокую температуру Кюри $T_C = 480^\circ\text{C}$ [1-4]. Многие исследования направлены на получение $L1_0(001)$ тонких пленок вблизи стехиометрического состава эпитаксиальным ростом на подложках MgO(001). В данной работе тонкие пленки $L1_0$ FePt были получены с использованием твердофазной реакции между текстурированным слоем Pt(001) и эпитаксиальным слоем Fe(001), выращенным на подложке MgO(001).

Pt(001)/Fe(001) пленки были изготовлены путем последовательного осаждения Fe и Pt слоев на подложку MgO(001) в установке магнетронного распыления. Базовое давление в камере было меньше, чем $\sim 1 \cdot 10^{-6}$ Торр и рабочее давление аргона во время распыления было $\sim 10^{-4}$ Торр. Перед осаждением подложки обезгаживались при температуре 300°C в течение 1 ч. Для получения текстурированного слоя Pt(001) на Fe(001)/MgO(001) слой Pt осаждался при $\sim 250^\circ\text{C}$ без твердофазной реакции между слоями Pt и Fe. В экспериментах использовались образцы с атомным соотношением 1Fe:1Pt и общей толщиной 300 нм.

На рисунке 1 показаны рентгенограммы Pt(001)/Fe(001) образцов исходных и при температурах отжига 400°C и 600°C (рис.1). Рентгеновские отражения, как исходных, так и отожженных образцов, содержали сильный пик от Fe(002), что указывает на эпитаксиальный рост слоя Fe(001) на MgO(001). Кривые крутящего момента в плоскости показали, что Fe(001) слой имеет значение первой константы кристаллографической анизотропии $K_1 = (5.0 - 5.1) \cdot 10^4$ Дж/м³. Это значение хорошо совпадает с K_1 объемного железа и эпитаксиальных Fe(001)/MgO(001) пленок, полученных различными методами. Направления легких осей слоя Fe совпадает с [110] и [1-10] направлением подложки MgO(001). Это показывает существование $(110)(001)\text{Fe} \parallel (100)(001)\text{MgO}$ ориентационного соотношения, что характерно для Fe(001) пленок на подложке MgO(001). Все перечисленные выше факты указывают на совершенство кристаллитов Fe(001) пленок, выращенных для описанных технологических условий. Слой Pt осаждался на эпитаксиальный Fe(001) слой при температуре 250°C , что приводило к эпитаксиальному росту Pt(001) слоя на поверхности (001) пленки железа.

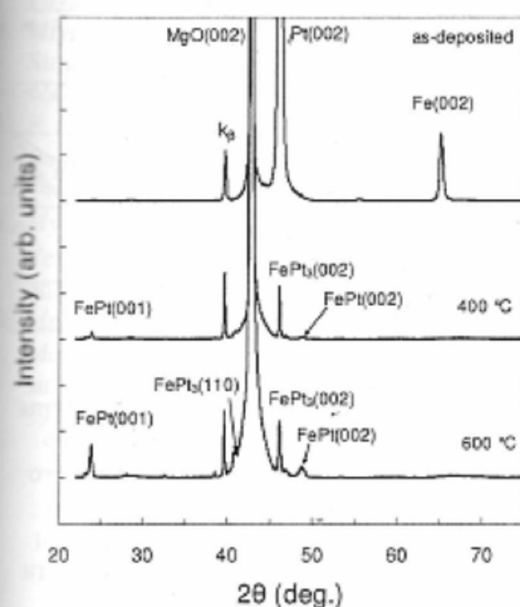


Рис.1 Рентгенограммы Pt(001)/Fe(001) образцов исходных и при температурах отжига 400°C и 600°C .

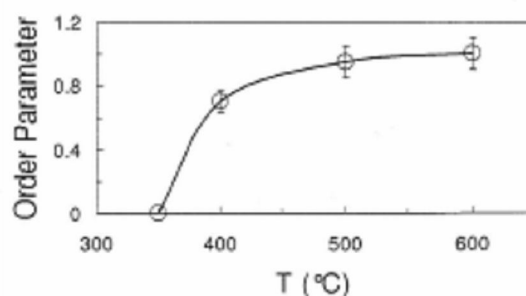


Рис.2 Параметр упорядочения S в Pt(001)/Fe(001) пленках в зависимости от температуры отжига.

До температуры отжига 350°C на границе раздела Pt/Fe не происходит значительного перемешивания слоев и формирования соединений. После отжига при 400°C , упорядоченная

фаза $L1_0$ -FePt начинает формироваться на Pt(001)/Fe(001) интерфейсе. С увеличением температуры отжига, объемная доля фазы $L1_0$ -FePt увеличивается и образуются незначительное количество фазы $FePt_3$. Эпитаксиальные соотношения между $L1_0$ -FePt и подложкой MgO(001) были определены для Pt(001)/Fe(001) образцов: $L1_0$ -FePt(001)[001] и MgO(001)[001].

Параметр химического упорядочения (S) для $L1_0(111)$ фазы, вычисляли из отношения интегральных интенсивностей пиков (I) сверхрешетки (001) и (002), как указано в следующем уравнении [5]:

$$S \sim 0.707(I_{001}/I_{002})^{1/2}$$

Рисунок 2 показывает, что параметр упорядочения S зависит от температуры отжига. При температуре 400°C , параметр $S \sim 0,75 \pm 0,5$ и достигает максимума при температуре отжига 600°C $S \sim 1$, указывая на то, что $L1_0(001)$ зерна полностью химически упорядочились.

Магнитная анизотропия в Pt(001)/Fe(001) образцах изменяется в соответствии с фазовой модификацией. После отжига при 400°C , кривые крутящих моментов Pt(001)/Fe(001) образцов начали радикально меняться от четырехосной до большой вращающейся анизотропии как в плоскости (рис.3) так и перпендикулярно плоскости (рис.4). Легкая ось намагниченности при этом вращается за магнитным полем. Кривые крутящих моментов перпендикулярно плоскости показали, что намагниченность ориентирована по нормали к пленке, и что $L1_0(001)$ пленка обладает большой перпендикулярной магнитной анизотропией (ПМА). Для этих пленок, используя "45° метод" и высоко-полевую экстраполяцию, находилась константа ПМА K_u [6]. Константа ПМА имела значение $K_u = K_1 - 2\pi M_s^2 = (4.5 \pm 0.5) \cdot 10^6 \text{ Дж/м}^3$ при комнатной температуре.

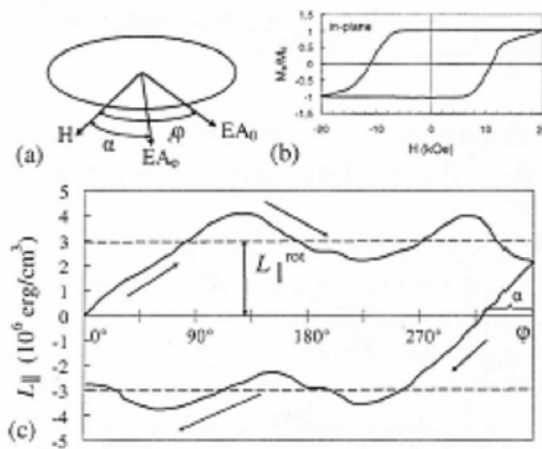


Рис.3 Схематическое изображение (а), петля гистерезиса M - H (b) и кривая крутящего момента $L_{||}(\varphi)$ $L1_0$ FePt + $FePt_3$ пленочного образца при вращении магнитного поля $H = 10 \text{ кЭ} > H_C = 10 \text{ кЭ}$ на 360° (прямой и обратный ход) в плоскости образца.

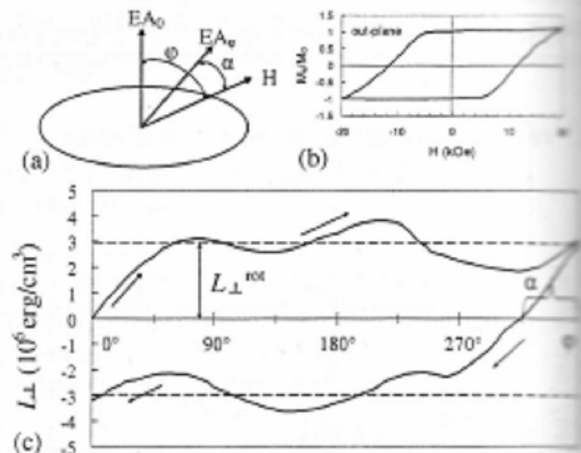


Рис.4 Схематическое изображение (а), петля гистерезиса M - H (b) и кривая крутящего момента $L_{\perp}(\varphi)$ $L1_0$ FePt + $FePt_3$ пленочного образца при вращении магнитного поля $H = 10 \text{ кЭ} > H_C = 10 \text{ кЭ}$ на 360° (прямой и обратный ход) перпендикулярно плоскости образца (с).

Сделано предварительное объяснение возникновения вращающейся магнитной анизотропии. В результате протекания твердофазной реакции Fe/Pt плёнках в продуктах реакции формируются эпитаксиально сросшиеся кластеры $L1_0$ -FePt и $FePt_3$ фаз. Под действием магнитного поля H ($\sim 1\text{T}$) в мартенситной $FePt_3$ фазе происходит переориентация различных вариантов мартенситных двойников, которые выстраиваются преимущественно осью с по

направлению поля H . Предполагая, что $L1_0$ -FePt и FePt₃ фазы обменносвязаны, это вызывает поворот общей лёгкой оси к направлению близкому к направлению поля H . Поэтому изменение магнитного поля H вызывает вращение общей лёгкой оси. Изменение направления магнитного поля H вызывает гистерезис в кривых крутящего момента (рис.4).

Природа вращающейся анизотропии, которая возникла после твердофазных реакций в δ -Mn_{0.6}Ga_{0.4}/Fe(001) пленке до конца пока не ясна. Подобные явления наблюдались в FePt [7], δ -Mn_{0.6}Ga_{0.4}, в эпитаксиальных $L1_0$ CoPt(111)[9] тонких пленках [8]. Ясно, что появление вращающейся анизотропии связано с образованием фазы $L1_0$, и это важный предмет наших будущих исследований.

Работа выполнена при финансовой поддержке фонда РФФИ (гранты № 15-02-00948-а, № 15-02-00069-а, № 16-32-00302 мол_а) и частично программы Фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере ("УМНИК" Договор № 15-02-00069-а/2015, № 6662ГУ2015), стипендии президента РФ СП-1373.2016.3, СП-1373.2015.1.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Sun S., Murray C.B., Weller D., Folks L., Moser, Monodisperse FePt Nanoparticles and Ferromagnetic FePt Nanocrystal Superlattices // Science 2000 V. 287. P. 1989-1992.
2. Weller D., Mosendz D., Parker G., Pisana S., Santos T.S., $L1_0$ FePt X-Y media for heat-assisted magnetic recording // Phys. Stat. Sol.(a) 2013 V. 210. P. 1245-1260.
3. Granz S.D., Kryder M.H., Granular $L1_0$ FePt(001) thin films for Heat Assisted Magnetic Recording // J. Magn. Magn. Mater. 2012 V.324. P. 287-294.
4. Balamurugan B., Sellmyer D.J., Hadjipanayis G.C., Skomski R., Prospects for nanoparticle-based permanent magnets // Scr. Mater. 2012 V.67. P. 542-547.
5. Okamoto S., Kikuchi N., Kitakami O., Miyazaki T., Shimada Y., Fukamichi K., Chemical-order-dependent magnetic anisotropy and exchange stiffness constant of FePt (001) epitaxial films // Phys. Rev. B 2002 V.66. P. 024413-1- 053507-9.
6. Miyajima H., Sato K., T. Mizoguchi, Simple analysis of torque measurement of magnetic thin films. Simple analysis of torque measurement of magnetic thin films // J. Appl. Phys. 1976 V. 47. P. 4669-4671.
7. E. Sallica Leva, Valente R.C., F. Martínez Tabares, M. Vásquez Mansilla, Roshdestwensky S., Butera A., Magnetic domain crossover in FePt thin films // Phys. Rev. B 2010 V.82. P. 144410-1 - 144410-8.
8. Myagkov V.G., Zhigalov V.S., Bykova L.E., Bondarenko G.N., Mikhlin Yu.L., Patrín G.S., Velikanov D.A., Solid-state formation of ferromagnetic δ -Mn_{0.6}Ga_{0.4} thin films with high rotatable uniaxial anisotropy // Phys. Status Solidi B 2012 V.249. P.1541-1545.
9. Myagkov B.G., Жигалов В.С., Быкова Л.Е., Бондаренко Г.Н., Великанов Д.А., Рыбакова А.Н., Мацуни А.А., Тамбасо И.А., Волочаев М.Н., Большая магнитная вращающаяся анизотропия в эпитаксиальных $L1_0$ CoPt(111) тонких плёнках // Письма в ЖЭТФ 2015. Т.102. В вып. 6. С. 393-398.