

12,13,05

Магнитная вращающаяся анизотропия в поликристаллических пленках FePt, полученных методом твердофазного синтеза

© В.С. Жигалов¹, В.Г. Мягков¹, Л.Е. Быкова¹, Г.Н. Бондаренко², Д.А. Великанов¹, М.Н. Волочаев^{1,3}

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

² Институт химии и химической технологии, ФИЦ КНЦ СО РАН, Красноярск, Россия

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

E-mail: zhigalov@iph.krasn.ru

(Поступила в Редакцию 13 февраля 2017 г.)

В окончательной редакции 28 июля 2017 г.)

Показано, что в двухслойных пленках Fe/Pt, послойно осажденных на поликристаллические подложки Al₂O₃ с атомным соотношением Fe:Pt=71:29, при отжиге 550°C формируется плоскостная магнитная вращающаяся анизотропия, легкую ось которой можно выстроить в плоскости пленки магнитным полем в любом направлении. Увеличение в исследуемой пленочной системе Pt до 50 at.% приводит к увеличению константы анизотропии до $6.5 \cdot 10^6$ erg/cm³, что в 6 раз больше чем в Fe₇₁Pt₂₉-образце. В Fe₅₀Pt₅₀-пленках, кроме вращающейся анизотропии в плоскости пленки, присутствует перпендикулярная магнитная вращающаяся анизотропия, превышающая анизотропию формы пленки. Поэтому в этих образцах легкую ось можно выстроить магнитным полем в любом пространственном направлении. Рентгеновские и магнитные исследования показали, что синтезированные образцы имеют поликристаллическую структуру, состоящую из двух упорядоченных фаз магнито жесткой L1₀-FePt и магнито мягкой L1₂-Fe₃Pt. Это дает основание предположить, что появление магнитной вращающейся анизотропии связано с эпитаксиальным срастанием и обменным взаимодействием этих двух фаз.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов № 16-03-00069, 15-02-00948 и частично в рамках научного проекта № 16-42-243006 РФФИ, Правительства Красноярского края Красноярского краевого фонда поддержки научной и научно-технической деятельности.

DOI: 10.21883/FTT.2018.01.45306.033

1. Введение

Развитие приборостроения, электронной техники и средств коммуникации с магнитной связью, способов высокоплотной магнитной записи информации, а также устройств в микроэлектромеханических системах требуют увеличения компактности изделий, создания постоянных магнитов в пленочном исполнении [1]. Для успешного выполнения этих требований необходимо иметь в изделиях высокие значения коэрцитивной силы (H_C), остаточной индукции (B_R) и энергии одноосной магнитной анизотропии (K_u). Это реализуется в пленочных материалах, созданных на базе сплавов FePd, FePt и CoPt, имеющих L1₀-фазу. В решетке данной фазы присутствуют тетрагональные искажения с отношением параметров $c/a < 1$, в результате L1₀-фаза имеет высокие значения первой константы одноосной магнитокристаллической анизотропии K_1 с легкой осью намагничивания, совпадающей с c -осью. Тонкие пленки с фазой L1₀ имеют большие значения K_1 ($\sim 7 \cdot 10^7$ erg/cm³), огромную коэрцитивную силу H_C (до 60 kOe) и высокую температуру Кюри T_C ($\sim 480^\circ\text{C}$) [1–4]. Кроме того, в зависимости от условий изготовления, выбора подложек и термической обработки тонкие пленки L1₀-фазы могут иметь

(001) текстуру с c -осью перпендикулярной поверхности. Пленки с L1₀ (001) структурой обладают высокой константой перпендикулярной магнитной анизотропии (ПМА) $K_U = K_1 - 2\pi M_S^2$ ($2\pi M_S^2$ — анизотропия формы пленки, где M_S — намагниченность насыщения). Однако в упорядоченных фазах с L1₂-структурой в силу кубической симметрии существование ПМА не предполагается [5–7]. Хорошо известно, что все классические виды магнитных анизотропий описываются синусоидальными законами. Однако в тонких магнитных пленках существует магнитная вращающаяся анизотропия (МВА), в которой легкая ось выстраивается по направлению магнитного поля. Благодаря этим особенностям (ПМА и МВА) существует возможность направлять магнитный поток в нужное направление как нормально плоскости пленки, так и в любое другое направление [8–10]. В работах [11,12] нами показано, что эпитаксиальные L1₀-CoPt(111)- и композитные Fe₈₇Pt₁₃-Al₂O₃-пленки, полученные с помощью твердофазной реакции в пленках Co/Pt и Fe₂O₃Pt/Al, обладают МВА превышающую анизотропию монокристаллических Co и Fe-пленок более чем на порядок.

Подавляющее количество публикаций по технологии и свойствам тонких магнитных пленок Fe_xPt_{1-x} состав-

ляют образцы эпитаксиальных пленок с магнитожесткой фазой $L1_0$ -FePt на монокристаллических подложках из $MgO(001)$, $MgO(111)$, Al_2O_3 и др. [3,13] в виде порошков, мультислоев [14–16], пленочных систем, состоящих из ансамблей наночастиц с $L1_0$ -структурой, помещенных в немагнитную матрицу [17,18]. Такие образцы получают ионно-плазменным (магнетронным) распылением мишеней FePt или совместным распылением элементных Pt и Fe или Co с последующим отжигом.

Недостаточно публикаций посвящено исследованию магнитных и структурных свойств поликристаллических пленочных материалов с $L1_0$ -фазой, осажденных на аморфные подложки и синтезированных с применением химических реакций между слоями Pt и Fe под воздействием температурной обработки. Полностью отсутствуют данные о МВА в Fe_xPt_{1-x} поликристаллических пленках.

В данной работе приведены исследования магнитных, структурных свойств и способов формирования МВА в Fe/Pt-пленках, изготовленных с использованием химических реакций под воздействием температурной обработки слоев Fe и Pt, нанесенных на различные поликристаллические и аморфные подложки. Однако в связи с близкими результатами в работе приведены только данные для Fe/Pt-образцов, осажденных на поликристаллические Al_2O_3 подложки (поликор).

2. Образцы и методики экспериментов

Синтез исследуемых образцов был проведен с использованием химических межслойных реакций в несколько этапов. Начальный этап заключался в получении последовательным термическим осаждением двухслойных Fe/Pt-структур (за счет электронной бомбардировки молибденовых тиглей с навесками Fe и Pt) на поликристаллические подложки (поликор, ситалл, слюда) в рабочем вакууме выше 10^{-6} торр. Исходная двухслойная структура имела элементный состав Fe/Pt = 71/29 at.%, который в дальнейшем менялся при дополнительном нанесении Pt с последующим отжигом. Общая толщина образцов, измеренная с помощью рентгенофлуоресцентной методики, варьировалась от 350 до 550 nm при неизменной толщине железа 230 nm. Осаждение слоев Fe и Pt велось при температуре 220 и 280°C соответственно, при которых отсутствовало перемешивание слоев. На втором этапе двухслойные Fe/Pt-структуры подвергались отжигу при температуре $\sim 550^\circ\text{C}$ в вакууме 10^{-6} торр в течение 1 h.

Идентификация образующихся фаз была проведена с использованием рентгеновской дифракции на дифрактометре ДРОН-4-07 (XRD, CuK_α -излучение в $\theta-2\theta$ -геометрии). Исследования магнитоанізотропных свойств были проведены на крутильном магнитометре с максимальным магнитным полем ~ 18 кОе. Для идентификации величины МВА были получены кривые крутящего момента вращением магнитного поля по часовой

и против часовой стрелки как в плоскости $L_{\parallel}(\varphi)$, так и перпендикулярно плоскости $L_{\perp}(\varphi)$ пленки. Намагниченность насыщения M_S и коэрцитивная сила H_C , а также форма петель гистерезиса в плоскости пленки и перпендикулярно к ней измерялась на вибрационном магнитометре в магнитных полях до 20 кОе.

Образцы для просвечивающей электронной микроскопии готовили методом поперечного сечения с помощью системы фокусируемого ионного пучка (FIB, Hitachi FB2100). Особенности протекания твердофазных реакций в системе Fe–Pt устанавливались с помощью электронно-микроскопических исследований, которые 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 6T/60). Химический состав определен на сканирующем электронном микроскопе Hitachi S-5500.

Все измерения проводились при комнатной температуре.

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

3.1. Магнитная вращающаяся анизотропия в $Fe_{71}Pt_{29}$ и $Fe_{65}Pt_{35}$ -пленках. Исходная двухслойная структура Fe/Pt с атомным соотношением элементов Fe:Pt = 71:29, осажденная на поликристаллической Al_2O_3 подложке, была подвергнута последовательным термическим отжигам в течение 1 h с шагом 50°C в диапазоне температур от 400 до 600°C . На рис. 1, а показаны кривые крутящих моментов в плоскости Fe/Pt пленки (прямой $0-360^\circ$ и обратный $360-0^\circ$ ход) в магнитном поле 10 кОе после отжига при температуре 550°C . Эксперименты показали, что легкая ось выстраивалась в произвольном направлении в плоскости пленки при вращении магнитного поля в плоскости образца. Кривые крутящих моментов обладали большим гистерезисом вращения, который является характеристикой МВА. Для количественной характеристики МВА в работе [11] была введена величина константы $L_{\parallel}^{\text{rot}}$ МВА, которая определена как сдвиг кривой крутящих моментов при вращении магнитного поля по часовой стрелке ($+L_{\parallel}^{\text{rot}}$) и ($-L_{\parallel}^{\text{rot}}$) при вращении магнитного поля против часовой стрелки ($L_{\parallel}^{\text{rot}} = +L_{\parallel}^{\text{rot}} = -L_{\parallel}^{\text{rot}}$) (рис. 1). Из кривых моментов видно, что при термообработке 550°C в пленке наводится МВА величиной $L_{\parallel}^{\text{rot}} = 1.3 \cdot 10^6 \text{ erg/cm}^3$ и нет значительного вклада от однонаправленной и одноосной анизотропий. МВА наблюдалась при всех отжигам от 400 до 600°C , однако константа $L_{\parallel}^{\text{rot}}$ достигала максимального значения при 550°C . Легкую ось этих образцов можно выстроить в любом направлении в плоскости пленки, однако это не приводит к изменению формы кривых крутящего момента и величины константы МВА.

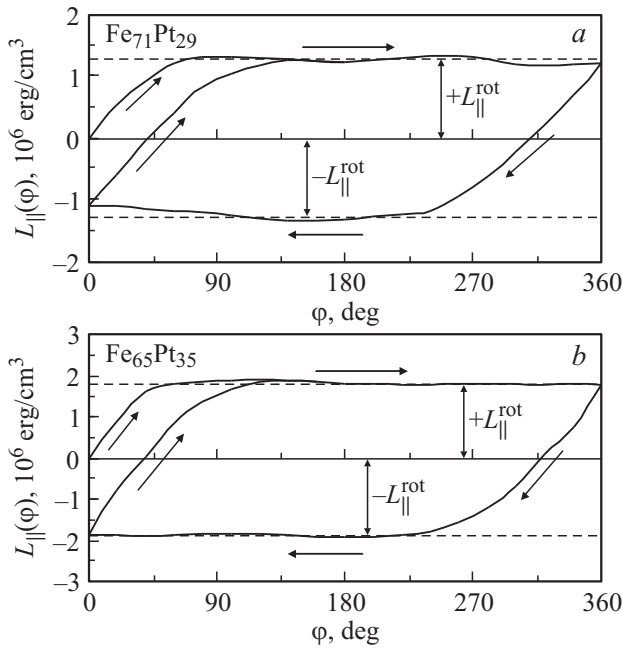


Рис. 1. Кривые крутящего момента $L_{||}(\varphi)$ пленочных образцов: *a* — Fe₇₁Pt₂₉ и *b* — Fe₆₅Pt₃₅ после отжига при 550°C при вращении магнитного поля $H = 10$ кОе на 360° (прямой и обратный ход) в плоскости образца.

При вращении магнитного поля нормально к плоскости пленки МВА не наблюдалось, а кривые крутящих моментов демонстрировали присутствие плоскостной анизотропии формы, присущей пленочным материалам (в работе не приведены).

Получение Fe₆₅Pt₃₅-пленок осуществлялось путем нанесения дополнительного слоя платины на образцы Fe₇₁Pt₂₉ и последующего отжига при температуре 550°C. На рис. 1, *b* приведены кривые крутящих моментов в плоскости Fe₆₅Pt₃₅-пленки. Анализ кривых показал, что на всех образцах этого состава наблюдается увеличение константы анизотропии $L_{||}^{rot} = 1.9 \cdot 10^6$ erg/cm³ по сравнению с Fe₇₁Pt₂₉-образцами. Увеличение температуры отжига до 600°C приводит к существенной деградации МВА, связанной с сильным уменьшением константы $L_{||}^{rot} = 0.3 \cdot 10^6$ erg/cm³. При отжигах при более высоких температурах МВА полностью исчезала. Это предполагает, что температура отжига 550°C является оптимальной температурой для получения максимальных значений МВА в плоскости пленки. В дальнейшем этот режим термоотжига использовался нами в следующих этапах эксперимента.

3.2. Магнитная вращающаяся анизотропия, магнитные и структурные свойства в Fe₅₀Pt₅₀-пленках. Получение Fe₅₀Pt₅₀-пленок осуществлялось путем нанесения дополнительного слоя платины на образцы Fe₆₅Pt₃₅ и последующего отжига при температуре 550°C. На рис. 2 приведены микрофотографии поперечного разреза и элементный состав

Fe₅₀Pt₅₀-пленки, которые подтверждают, что после отжига 550°C образцы имеют Fe₅₀Pt₅₀-состав и атомы Fe и Pt равномерно распределены по всей толщине образца.

На рис. 3, *a* приведены кривые крутящих моментов в плоскости Fe₅₀Pt₅₀-пленок. Анализ кривых показал, что на всех Fe₅₀Pt₅₀-образцах этого состава наблюдается присутствие МВА в плоскости пленки с большей величиной константы анизотропии $L_{||}^{rot} = 6.4 \cdot 10^6$ erg/cm³ по сравнению с Fe₇₁Pt₂₉- и Fe₆₅Pt₃₅-пленками, при этом увеличение константы МВА составило более чем в 3 раза.

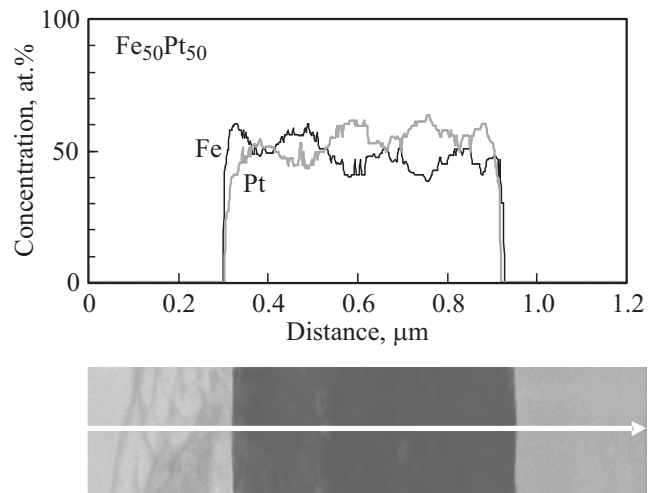


Рис. 2. Поперечный разрез и элементный состав пленки Fe₅₀Pt₅₀ после отжига при 550°C.

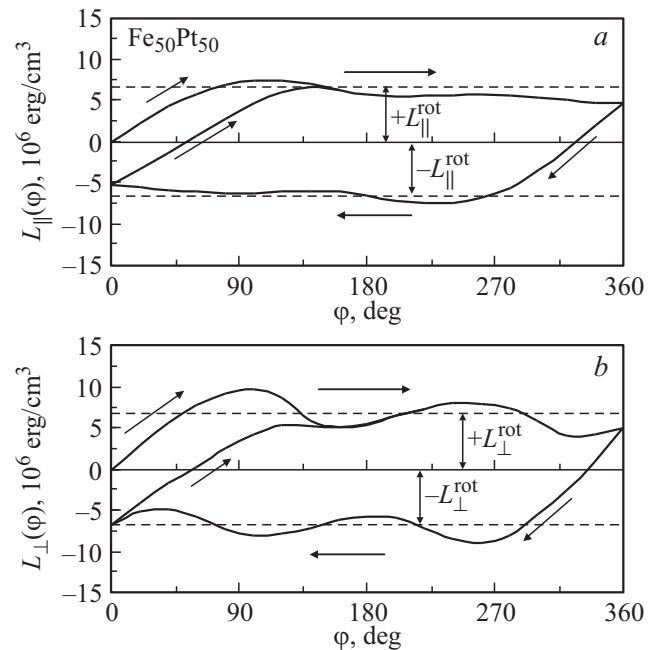


Рис. 3. Кривые крутящего момента пленочных образцов Fe₅₀Pt₅₀ после отжига при 550°C при вращении магнитного поля $H = 10$ кОе на 360° (прямой и обратный ход): *a* — в плоскости образца $L_{||}(\varphi)$ и *b* — перпендикулярно плоскости образца $L_{\perp}(\varphi)$.

Кривые крутящих моментов, полученные при вращении магнитного поля, из плоскости пленки представлены на рис. 3, б. В отличие от $\text{Fe}_{71}\text{Pt}_{29}$ - и $\text{Fe}_{65}\text{Pt}_{35}$ -образцов кривые крутящего момента показывают присутствие МВА перпендикулярно плоскости пленки с константой $L_{\perp}^{\text{rot}} = 6.4 \cdot 10^6 \text{ erg/cm}^3$ и одноосной анизотропией с легкой осью в плоскости образца с константой $K_0 = 2.4 \cdot 10^6 \text{ erg/cm}^3$. В предположении, что одноосная анизотропия определена анизотропией формы пленки $K_0 = 2\pi M_S^2$, сделана оценка намагниченности насыщения $M_S \sim 440 \text{ emu/cm}^3$. Это несколько меньше значения $M_S \sim 650 \text{ emu/cm}^3$, полученного из петли гистерезиса (рис. 4), для которой K_0 должно быть равно $\sim 5.3 \cdot 10^6 \text{ erg/cm}^3$. Можно предположить, что форма нанозерен, напряжения между ними и их химическое взаимодействие уменьшают величину константы K_0 . Совпадение значений $L_{\parallel}^{\text{rot}} = L_{\perp}^{\text{rot}} = 6.4 \cdot 10^6 \text{ erg/cm}^3$ означает, что МВА является пространственно изотропной величиной. Из рис. 4 следует неравенство $L_{\perp}^{\text{rot}} > K_0 = 2\pi M_S^2$, которое является необходимым условием выстраивания легкой оси МВА в любом направлении как в плоскости, так и перпендикулярно плоскости пленки. Из этого следует, что $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ -образцы должны иметь близкие петли гистерезиса, измеренные в любом пространственном направлении. На рис. 4 показаны петли гистерезиса образцов как в плоскости, так и нормально к плоскости пленок в магнитном поле до 20 кОе, которые близки по форме. Петли пленок в плоскости имеют сложную форму, состоящую из магнитоужесткой ($H_C \sim 10 \text{ кОе}$) и магнитомягкой составляющей ($H_C \sim 100 \text{ Ое}$), что предполагает существование двух фаз в исследуемой системе.

Рентгеновские спектры подтверждают, формирование двух магнитных упорядоченных фаз $L1_0\text{-FePt}$ и $L1_2\text{-Fe}_3\text{Pt}$ в синтезированных $\text{Fe}_{71}\text{Pt}_{29}$ - и $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ -образцах (рис. 5). Это дает основание предположить, что появление МВА также связано с присутствием и обменным взаимодействием магнитных упорядоченных фаз $L1_0\text{-FePt}$ и $L1_2\text{-Fe}_3\text{Pt}$ во всех образцах данной работы.

В литературе отмечаются многочисленные случаи присутствия вращающейся магнитной анизотропии во многих системах, обсуждаются механизмы, ответственные за ее появление [9,19–22]. Выдвигаются различные предположения об источниках МВА: перестройка страйповой доменной структуры, мартенситные превращения, управляемая магнитострикция и т.д. Однако до сих пор отсутствуют убедительные модели, проясняющие этот эффект. В наших работах приводятся описания формирования МВА на тонких поликристаллических $\delta\text{-Mn}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}$ [10] и эпитаксиальных CoPt -пленках [8,11]. В этих работах одним из механизмов, ответственным за появление МВА, предполагается обменное магнитное взаимодействие двух эпитаксиально сросшихся $L1_0\text{-CoPt}$ и $L1_2\text{-CoPt}_3$ фаз.

Синтезированные $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ -образцы имели намагниченность насыщения M_S не превышающую 650 emu/cm^3 (рис. 4), которая значительно меньше намагниченностей насыщения $M_S = 1270 \text{ emu/cm}^3$ и $M_S = 1140 \text{ emu/cm}^3$

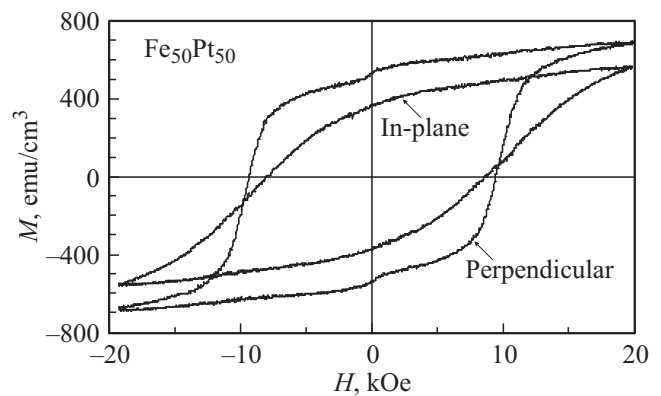


Рис. 4. Петли гистерезиса $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ -образцов как в плоскости, так и нормально к плоскости пленок в магнитном поле до 20 кОе.

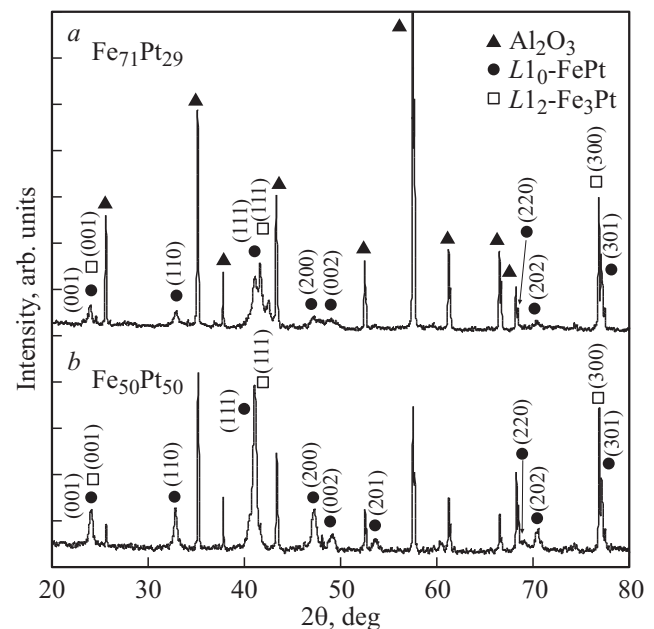


Рис. 5. Рентгеновские спектры пленок: а — $\text{Fe}_{71}\text{Pt}_{29}$ и б — $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ после отжига при 550°C .

для $L1_2\text{-Fe}_3\text{Pt}$ и $L1_0\text{-FePt}$ упорядоченных фаз соответственно. Это предполагает, что структурные дефекты, химические неоднородности и развитая структура границ между $L1_2$ - и $L1_0$ -нанозернами оказывает сильное влияние на магнитные свойства синтезированных нанокомпозитов. Предполагая, что $(L1_0 + L1_2)$ -зерна слабо обменно связаны и константа одноосной анизотропии K_U определяется первой константой анизотропии $L1_0$ -фазы $K_1 = 7.0 \cdot 10^7 \text{ erg/cm}^3$ ($H_K \sim 120 \text{ кОе}$), то синтезированные образцы можно рассматривать как ансамбль невзаимодействующих анизотропных одноосных $(L1_0 + L1_2)$ -частиц, удовлетворяющий модели Стонера–Вольфарта [23]. Согласно этой модели измеренное значение намагниченности $M_S \sim 650 \text{ emu/cm}^3$ (рис. 4) определено при низком значении магнитного поля $h = H/H_K \sim 0.17$ ($H = 20 \text{ кОе}$). Это объясняет

разницу между измеренным значением намагниченности $M_S \sim 650 \text{ emu/cm}^3$ и средней намагниченностью $(L1_0 + L1_2)$ -зерен $M_S \sim 1200 \text{ emu/cm}^3$. Для грубой оценки константы одноосной анизотропии $(L1_0 + L1_2)$ -зерен используем значения $M_S \sim 1200 \text{ emu/cm}^3$ и $H_C \sim 10 \text{ kOe}$ (рис. 4) и получаем $K_U = M_S \cdot H_C / 0.958 = 1.2 \cdot 10^7 \text{ erg/cm}^3$.

В последнее время большое внимание уделяется фундаментальному пониманию влияния наномасштабных фазовых границ на макроскопические свойства функциональных материалов. Такие материалы, содержащие взаимодействующие фазы различной кристаллической симметрии, и обладающие большой долей фазовых границ могут иметь необычные физические свойства, нехарактерные для исходных фаз [24]. Это предполагает, что структурное сосуществование упорядоченных фаз $L1_0$ -CoPt и $L1_2$ -Fe₃Pt является энергетически выгодным и играет важную роль в формировании и природе МВА.

4. Выводы

В работе показано, что в Fe/Pt-двухслойной системе осажденной на поликристаллические подложки с атомным соотношением Fe:Pt = 71:29, при отжиге 500°C формируются магнитная вращающаяся анизотропия (МВА) в плоскости пленки, которая исчезает при отжиге выше 600°C. Увеличение в исследуемой системе платины до 50 at.% приводит к росту величины константы МВА более чем в 6 раз, при этом в Fe₅₀Pt₅₀-пленках образуется не только МВА в плоскости, но и перпендикулярно плоскости пленки. Рентгеновские и магнитные исследования показали, что синтезируемые образцы имеют поликристаллическую структуру, состоящую преимущественно из двух упорядоченных фаз: магнито жесткой $L1_0$ -FePt ($H_C \sim 10 \text{ kOe}$) и магнито мягкой $L1_2$ -Fe₃Pt ($H_C \sim 100 \text{ Oe}$). Это предполагает, что эпитаксиальное срастание и обменное взаимодействие этих фаз лежат в природе МВА, свойства которой радикально отличаются от магнитокристаллографических анизотропий как $L1_0$ -FePt-, так и $L1_2$ -Fe₃Pt-фаз. Изучение механизмов и условий появления магнитной вращающейся анизотропии в магнитотвердых поликристаллических пленках может быть востребовано для создания микроустройств с настраиваемой легкой осью.

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

Список литературы

- [1] B. Balamurugan, D.J. Sellmyer, G.C. Hadjipanayis, R. Skomski. *Scr. Mater.* **67**, 542 (2012).
- [2] Sangki Jeong, Yu-Nu Hsu, David E. Laughlin, Michael E. Mc Henry. *IEEE Trans. Magn.* **36**, 5, 2336 (2000).

- [3] K. Barmak, J. Kim, L.H. Lewis, K.R. Coffey, M.F. Toney, A.J. Kellock, J.-U. Thiele. *J. Appl. Phys.* **98**, 033904 (2005).
- [4] S. Okamoto, N. Kikuchi, O. Kitakami, T. Miyazaki, Y. Shimada, K. Fukamichi. *Phys. Rev. B* **66**, 024413 (2002).
- [5] Chun Feng, Xujing Li, Meiyin Yang, Kui Gong, Yuanmin Zhu, Qian Zhan, Li Sun, Baohe Li, Yong Jiang, Guanghua Yu. *Appl. Phys. Lett.* **102**, 022411 (2013).
- [6] A. Kohn, N. Tal, A. Elkayam, A. Kovacs, D. Li, S. Wang, S. Ghannadzadeh, T. Hesjedal, R.C.C. Ward. *Appl. Phys. Lett.* **102**, 062403 (2013).
- [7] V.G. Myagkov, V.S. Zhigalov, B.A. Belyaev, L.E. Bykova, L.A. Solovyov, G.N. Bondarenko. *JMMM* **324**, 1571 (2012).
- [8] В.С. Жигалов, В.Г. Мягков, А.Н. Рыбакова, И.А. Турпанов, Г.Н. Бондаренко. *Вестн. СибГАУ* **16**, 1, 226 (2015).
- [9] M. Barturen, M. Sacchi, M. Eddrieff, J. Milano, S. Bustingorry, H. Popescu, N. Jaouen, F. Sirotti, M. Marangolo. *Eur. Phys. J. B* **86**, 191-1 (2013).
- [10] V.G. Myagkov, V.S. Zhigalov, L.E. Bykova, G.N. Bondarenko, Yu.L. Mikhlin, G.S. Patrin, D.A. Velikanov. *Phys. Status Solidi B* **249**, 1541 (2012).
- [11] В.Г. Мягков, В.С. Жигалов, Л.Е. Быкова, Г.Н. Бондаренко, А.Н. Рыбакова, А.А. Мацынин, И.А. Тамбасов, М.Н. Волочаев, Д.А. Великанов. *Письма в ЖЭТФ* **102**, 393 (2015).
- [12] В.С. Жигалов, В.Г. Мягков, Л.Е. Быкова, Г.Н. Бондаренко, А.А. Мацынин, М.Н. Волочаев. *ФТТ* **59**, 2, 379 (2017).
- [13] Fu-Te Yuan, A.C. Sun, Jui-Kuo Mei, W.M. Liao, Jen-Hwa Hsu, H.Y. Lee. *J. Appl. Phys.* **109**, 07B743 (2011).
- [14] S. Sun, C.B. Murray, D. Weller, L. Folks, Moser. *Science* **287**, 1989 (2000).
- [15] Yoshihiko Hirotsu, Kazuhisa Sato. *J. Ceram. Proces. Res.* **6**, 3, 236 (2005).
- [16] Y. Endo, N. Kikuchi, O. Kitakami, Y. Shimada. *J. Appl. Phys.* **89**, 7065 (2001).
- [17] C.W. White, S.P. Withrow, K.D. Sorge, A. Meldrum, J.D. Budai, J.R. Thompson, L.A. Boatner. *J. Appl. Phys.* **93**, 9, 5656 (2003).
- [18] S. Pisana, O. Mosendz, G.J. Parker, J.W. Reiner, T.S. Santos, A.T. McCallum, H.J. Richter, D. Weller. *J. Appl. Phys.* **113**, 043910 (2013).
- [19] В.Г. Мягков, Л.А. Ли, Л.Е. Быкова, И.А. Турпанов, П.Д. Ким, Г.В. Бондаренко, Г.Н. Бондаренко. *ФТТ* **42**, 5, 937 (2000).
- [20] H. Fujiwara, Y. Sugita, N. Saito. *Appl. Phys. Lett.* **4**, 199 (1964).
- [21] J.M. Lommel, C.D. Graham jr. *J. Appl. Phys.* **33**, 1160 (1962).
- [22] E. Sallica Leva, R.C. Valente, F. Martínez Tabares, M. Vázquez Mansilla, S. Roshdestwensky, A. Butera. *Phys. Rev. B* **82**, 144410 (2010).
- [23] Р. Суху. *Магнитные тонкие пленки*. Мир, М. (1967). 422 с.
- [24] J.X. Zhang, R.J. Zeches, Q. He, Y.-H. Chu R. Ramesh. *Nanoscale* **4**, 6196 (2012).