

УДК 539.216.2:621.318.122

## НАНОКОМПОЗИТНЫЕ ПЛЕНКИ CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>: СИНТЕЗ, СТРУКТУРНЫЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

© 2020 г. В. С. Жигалов<sup>a, \*</sup>, Л. Е. Быкова<sup>a, \*\*</sup>, В. Г. Мягков<sup>a</sup>,  
А. Н. Павлова<sup>b</sup>, М. Н. Волочаев<sup>a</sup>, А. А. Мацынин<sup>a</sup>, Г. С. Патрин<sup>a, c</sup>

<sup>a</sup>Институт физики им. Л.В. Киренского ФИЦ КНЦ СО РАН, Красноярск, 660036 Россия

<sup>b</sup>Сибирский государственный университет науки и технологий им. М.Ф. Решетнева,  
Красноярск, 660000 Россия

<sup>c</sup>Сибирский федеральный университет, Красноярск, 66004 Россия

\*E-mail: zhigalov@iph.krasn.ru

\*\*E-mail: lebyk@iph.krasn.ru

Поступила в редакцию 14.01.2019 г.

После доработки 18.02.2019 г.

Принята к публикации 21.02.2019 г.

Представлены результаты исследования структурных и магнитных свойств нанокompозитных пленок CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, полученных путем отжига двухслойных пленок Al/(Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> + Pt) на подложке MgO(001) при температуре 650°C в вакууме. Синтезированные композитные пленки содержали ферромагнитные наногранулы CoPt со средним размером 25–45 нм, вложенные в непроводящую матрицу Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Намагниченность насыщения  $M_s \sim 330$  Гс и коэрцитивная сила  $H_c \approx 6$  кЭ измерены в плоскости пленки и перпендикулярно ей. Полученные пленки обладали пространственной магнитной вращающейся анизотропией, позволяющей произвольно устанавливать легкую ось намагничивания, как в плоскости пленки, так и перпендикулярно ей, в магнитном поле напряженностью, превышающей коэрцитивную силу ( $H > H_c$ ).

**Ключевые слова:** тонкие пленки, ферромагнитные нанокompозиты, сплав CoPt, магнитная анизотропия.

DOI: 10.31857/S1028096020010227

### ВВЕДЕНИЕ

Композитные наноматериалы в последние годы стали объектом многочисленных исследований, так как они обладают новыми функциональными свойствами, отличными от физических свойств их компонентов [1]. Интенсивно исследуются композитные ферромагнитные пленки, содержащие нанокластеры переходных металлов Co, Fe или Ni в диэлектрической или полупроводниковой матрице, полученные различными физическими и химическими методами [2–16]. Ранее для получения ферромагнитных нанокompозитных пленок Fe–In<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [12], Co–In<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [13], Co–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [14, 15], Fe–ZrO<sub>2</sub> [16], Co–ZrO<sub>2</sub> [17] были использованы термитные реакции.

Тонкие пленки FePd, FePt и CoPt, упорядоченные по типу  $L1_0$ , обладают большой константой магнитной анизотропии  $K_1$  ( $K_1 > 3 \times 10^7$  эрг/см<sup>3</sup>) с осью легкого намагничивания, расположенной перпендикулярно поверхности пленки (так называемая перпендикулярная магнитная анизотропия). Нанокompозитные пленки, которые

содержат изолированные высококоэрцитивные  $L1_0$ -кластеры, вложенные в немагнитную матрицу [18–25], могут быть использованы для магнитной записи информации с высокой плотностью.

В настоящее время имеется небольшое количество работ, посвященных получению и исследованию нанокompозитов, содержащих наночастицы  $L1_0$ -CoPt и  $L1_0$ -FePt в оксидных матрицах [18, 19, 22–25]. Для практических применений такие исследования необходимы, чтобы получать нанокompозиты с заданными магнитными, структурными и транспортными свойствами.

В настоящей работе представлены результаты синтеза, исследования структурных и магнитных свойств высококоэрцитивных нанокompозитных пленок CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Синтез таких пленок был проведен с использованием твердофазной реакции в пленочной системе Al/(Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> + Pt)/MgO путем отжига в вакууме при температуре 650°C в течение 1 ч. Определены основные характеристики синтеза: температура иницирования, фазовый состав реагентов и продуктов реакции. Полученные образцы обладали пространственной

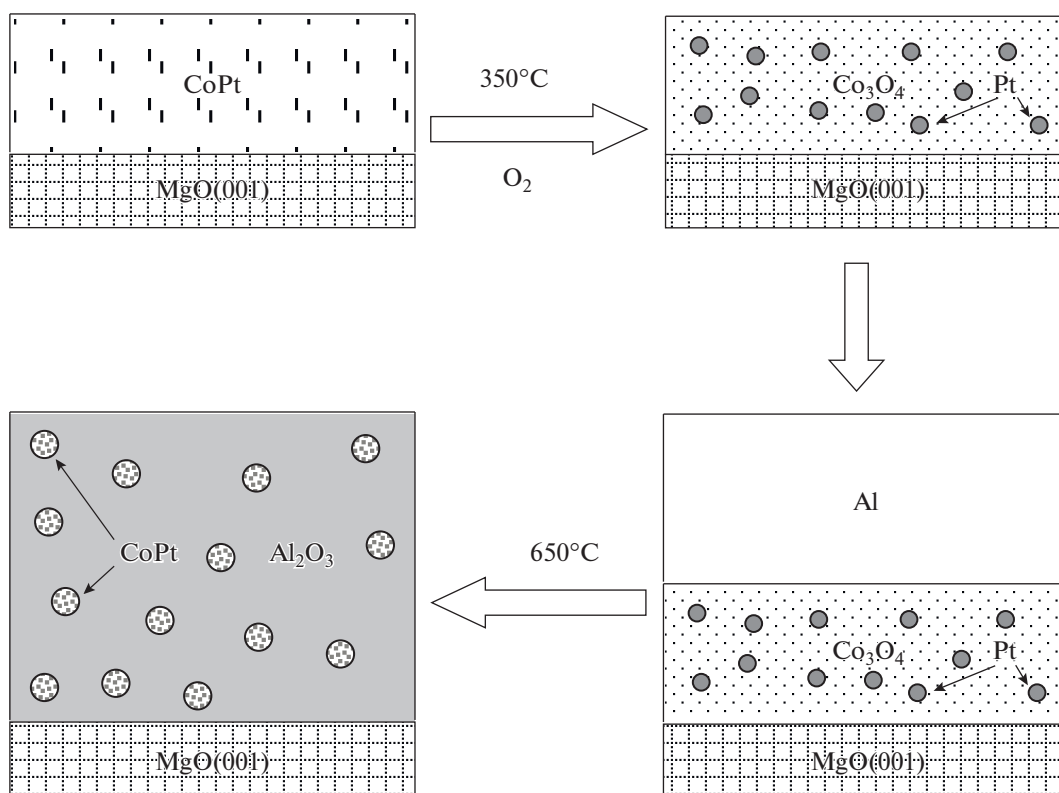


Рис. 1. Схема изготовления нанокompозитных пленок CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

магнитной вращающейся анизотропией, позволяющей произвольно устанавливать легкую ось намагничивания в любом пространственном направлении, как в плоскости пленки, так и перпендикулярно ей, в магнитном поле напряженностью, превышающей коэрцитивную силу, и сохранять новое направление после снятия внешнего магнитного поля. Высококоэрцитивные нанокompозитные пленки с магнитной вращающейся анизотропией могут найти применение в устройствах с настраиваемой легкой осью.

### МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ПРИГОТОВЛЕНИЕ ОБРАЗЦОВ

На рис. 1 приведена схема изготовления нанокompозитных пленок CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Вначале получали высококоэрцитивные ферромагнитные пленки L<sub>10</sub>-CoPt(111) по методике, описанной в [26], которая включала: магнетронное распыление пленок Pt толщиной ~50 нм в вакууме (10<sup>-6</sup> Торр) на подложку MgO(001), подогретую до температуры 250°C, что обеспечивало эпитаксиальный рост плоскости (111) пленки Pt относительно поверхности подложки; термическое осаждение поликристаллической пленки Co толщиной ~70 нм в вакууме (10<sup>-6</sup> Торр) на пленку Pt при комнатной температуре для предотвращения ре-

акции между слоями (выбранные толщины реагирующих слоев Co ~ 70 нм и Pt ~ 50 нм обеспечивали попадание в эквиатомный состав); отжиг полученных двухслойных образцов Co/Pt(111)/MgO в вакууме (10<sup>-6</sup> Торр) при температуре 650°C в течение 90 мин. После отжига образцов Co/Pt(111)/MgO магнитожегкая фаза L<sub>10</sub>-CoPt(111) формируется в пленочной структуре Co/Pt(111) на основе ориентированного слоя Pt(111) [26].

Далее проводили окисление пленок L<sub>10</sub>-CoPt/MgO на воздухе при температуре ~550°C в течение 3 ч. В результате окисления получали пленочную структуру Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> + Pt, содержащую нанокластеры Pt, диспергированные в матрицу Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub>. Надо заметить, что при данном методе происходило окисление только Co, а Pt оставалась неокисленной.

На следующем этапе проводили термическое осаждение слоя Al толщиной ~140 нм в вакууме (10<sup>-6</sup> Торр) на поверхность пленки Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> + Pt. Для предотвращения неконтролируемой реакции между слоями осаждение Al осуществляли при комнатной температуре. В результате получили исходную пленочную структуру Al/(Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> + Pt)/MgO(001).

Для получения нанокompозитных пленок CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> проводили отжиг исходных Al/(Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> +

+ Pt)/MgO(001) образцов в вакууме ( $10^{-6}$  Торр) в температурном интервале  $350\text{--}650^\circ\text{C}$  с шагом  $50^\circ\text{C}$ , выдерживая их при каждой температуре в течение 40 мин. После каждого отжига измеряли намагниченность пленки. По появлению намагниченности фиксировали образование магнитных фаз Co и CoPt. В результате этих измерений были определены температуры инициирования и окончания синтеза нанокompозита CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Толщины реагирующих слоев определяли методом рентгеноспектрального флуоресцентного анализа. Намагниченность насыщения  $M_s$  и коэрцитивную силу  $H_c$  измеряли на вибрационном магнетометре в магнитных полях напряженностью до 20 кЭ. Кривые крутящих моментов измерены на крутильном магнетометре в максимальном магнитном поле 17 кЭ. Фазовый состав исследовали методом рентгеновской дифракции на дифрактометре ДРОН-4-07 с использованием излучения  $\text{CuK}\alpha$  ( $\lambda = 0.15418$  нм). Структурные исследования синтезированных пленок также проводили методами просвечивающей электронной микроскопии в микроскопе Hitachi HT7700, оснащенный энергодисперсионным спектрометром Bruker X-Flash 6T/60, при ускоряющем напряжении 100 кВ. Поперечные срезы изготавливали с помощью однолучевой системы фокусируемого ионного пучка (FIB, Hitachi FB2100). Температурная зависимость электросопротивления пленки Al/(Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> + Pt) была измерена четырехзондовым методом с прижимными контактами в вакууме ( $10^{-6}$  торр) при скорости нагрева  $\sim 5$  град/мин.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Процесс восстановления кобальта и образования ферромагнитных гранул CoPt был исследован путем измерения намагниченности насыщения исходных образцов Al/(Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> + Pt)/MgO(001) в зависимости от температуры отжига  $M_s(T)$  (рис. 2а). Из зависимости  $M_s(T)$  видно, что до температуры  $\sim 490^\circ\text{C}$  в исследуемой структуре Al/(Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> + Pt) отсутствуют процессы восстановления Co, поэтому намагниченность близка к нулю. Намагниченность резко увеличивается при  $T > 500^\circ\text{C}$ . Отжиг при  $T > 650^\circ\text{C}$  способствует появлению максимального количества гранул CoPt.

На рис. 2б приведена температурная зависимость электросопротивления пленки Al/(Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> + Pt)/MgO(001). Из рисунка видно, что до  $\sim 490^\circ\text{C}$  сопротивление носит металлический характер, который определяется верхним слоем алюминия, и перемешивание слоев не происходит. На зависимости  $R(T)$  можно выделить две области: вблизи  $T_1 \sim 490^\circ\text{C}$  и  $T_2 \sim 600^\circ\text{C}$ . Известно [14], что  $T_1$  близка к температуре  $\sim 500^\circ\text{C}$  восстановления Co

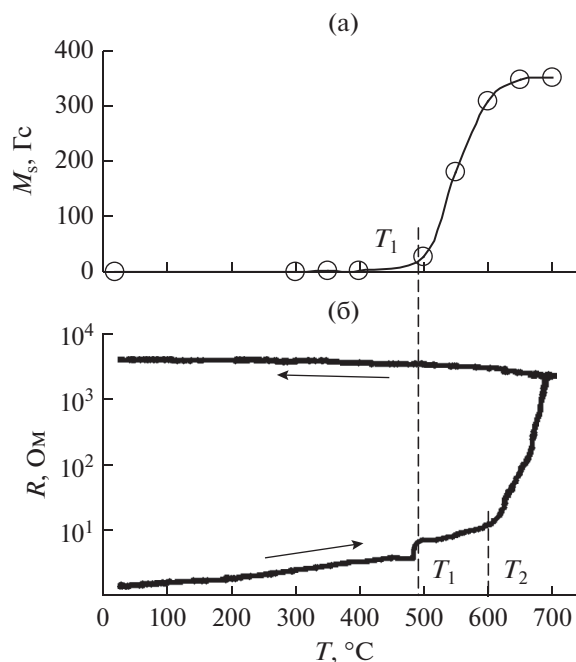


Рис. 2. Зависимость намагниченности насыщения  $M_s$  (а) и электросопротивления  $R$  (б) от температуры отжига  $T$  пленки Al/(Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> + Pt)/MgO.

из оксида Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> в пленочной системе Al/Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub>. В то же время известно [27], что образование фазы L1<sub>0</sub>-CoPt начинается при температуре  $\sim 375^\circ\text{C}$  в пленках Pt/Co. Можно сделать вывод, что при  $T_1 \sim 490^\circ\text{C}$  начинается реакция восстановления Co из оксида Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> с образованием фаз CoPt и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. В [27] показано, что фаза CoPt<sub>3</sub> образуется при температуре  $\sim 575^\circ\text{C}$ , которая близка к температуре  $T_2 \sim 600^\circ\text{C}$ . В результате при температуре выше  $600^\circ\text{C}$  электросопротивление пленки резко возрастает, что указывает на продолжение твердофазной реакции в пленке Al/(Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> + Pt)/MgO(001) с образованием фаз CoPt, CoPt<sub>3</sub> и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Температура инициирования реакции  $T_{in} = T_1 \approx 490^\circ\text{C}$  в пленочной системе Al/(Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> + Pt)/MgO(001), определенная по зависимости  $R(T)$ , совпадает с температурой  $T_1$  на зависимости намагниченности от температуры отжига  $M_s(T)$ . По этим зависимостям также была определена температура окончания реакции и образования гранул CoPt  $\sim 650^\circ\text{C}$ .

После окисления пленки CoPt(111) и нанесения слоя Al рентгеновские измерения показали, что сформировавшаяся система состояла из фаз Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, Pt и Al (рис. 3, кривая I). Отжиг при температуре  $650^\circ\text{C}$  приводил к образованию в продуктах реакции упорядоченной тетрагональной фазы L1<sub>0</sub>-CoPt, что подтверждается наличием сверх-

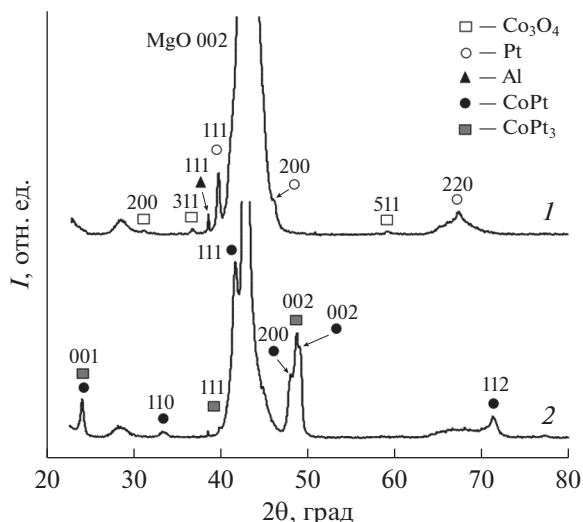


Рис. 3. Дифрактограммы пленки Al/(Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> + Pt)/MgO: 1 – исходной; 2 – после отжига при 650°C.

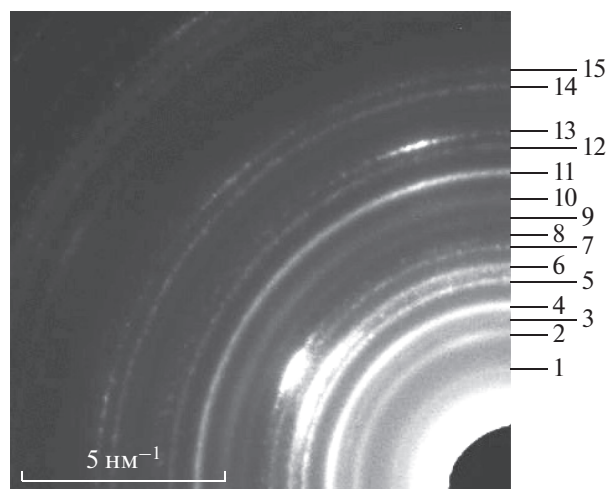


Рис. 4. Электронограмма нанокompозитной пленки CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

структурного рефлекса 001, а также упорядоченной кубической фазы CoPt<sub>3</sub> (сверхструктурный рефлекс 001) (рис. 3, кривая 2). Рефлексы фазы Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> не наблюдались в виду ее высокой дисперсности.

Структурные исследования синтезированных пленок проводили также в просвечивающем электронном микроскопе. Электронограмма полученных образцов CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (рис. 4, табл. 1) содержит рефлексы упорядоченных фаз L<sub>10</sub>–CoPt и L<sub>12</sub>–CoPt<sub>3</sub> (на это указывают сверхструктурные и фундаментальные рефлексы 001 и 002 фазы L<sub>10</sub>–CoPt и 100 и 200 фазы L<sub>12</sub>–CoPt<sub>3</sub>) и фаз

α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, γ-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, а также небольшого количества алюминиевой шпинели CoAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>.

Поперечные срезы исходной пленки Al/(Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> + Pt)/MgO(001) (рис. 5а) и после отжига при T = 650°C (рис. 5б) показывают, что исходная пленка состоит из слоя сплава Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> + Pt и слоя Al, а после отжига образуется композит CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Это подтверждают рентгеновские и электронно-микроскопические измерения.

Электронно-микроскопическое изображение поверхности синтезированного образца CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (рис. 6) показывает, что наночастицы CoPt равномерно распределены в продукте реакции.

Таблица 1. Индексирование дифракционных рефлексов hkl нанокompозитной пленки CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

№ кольца	CoPt	CoPt <sub>3</sub>	α-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	γ-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CoAl <sub>2</sub> O <sub>4</sub>
1	001	100	–	–	–
2	–	–	–	–	220
3	–	110	–	220	–
4	110	–	104	–	–
5	–	111	–	222	–
6	111	–	113	–	–
7	–	200	–	–	400
8	002	–	–	400	331
9	–	210	024	–	–
10	201	–	116	–	422
11	112	211	018	511	511
12	–	220	214	400	440
13	220	–	–	–	–
14	–	310	–	–	–
15	311	–	–	–	–

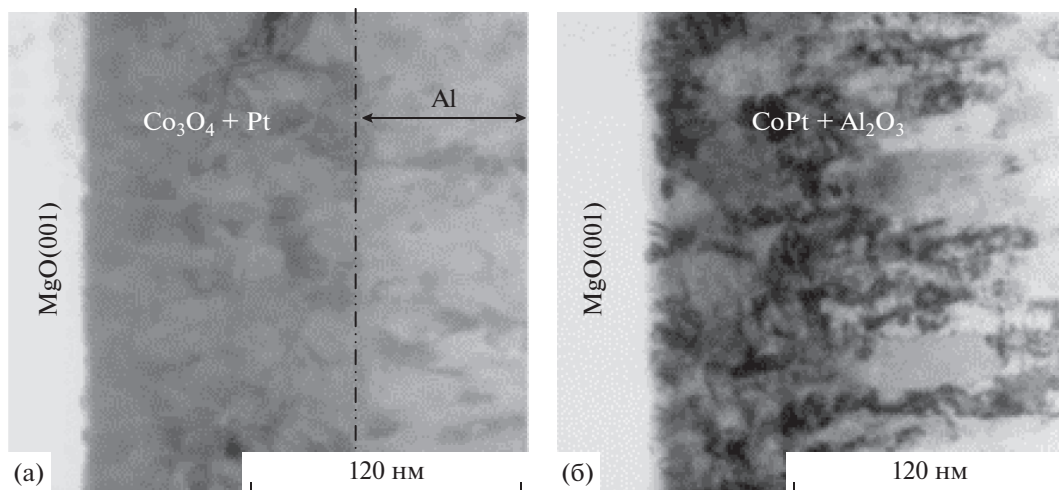
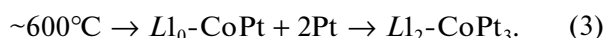
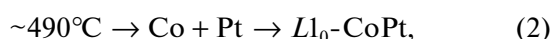
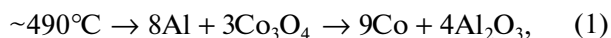


Рис. 5. Изображение поперечного разреза пленки Al/(Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> + Pt)/MgO: а – исходной; б – после отжига при  $T = 650^\circ\text{C}$ .

Среднее атомное число для образца фазы Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ниже атомного числа CoPt, поэтому темные области соответствуют гранулам CoPt, а светлые области – Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Средний размер гранул CoPt находится в диапазоне 25–45 нм.

По результатам рентгеновских и электронно-микроскопических измерений можно сделать вывод, что полученная пленка после отжига содержит наногранулы CoPt ( $L_{10}\text{-CoPt} + L_{12}\text{-CoPt}_3$ ), окруженные Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Процесс синтеза нанокompозита включает последовательное протекание трех твердофазных реакций:



В полученных образцах обнаружена пространственная магнитная вращающаяся анизотропия, легкую ось которой можно вращать в полях напряженностью, превышающей коэрцитивную силу, как в плоскости образца, так и перпендикулярно ей, что подтверждается исследованиями на крутильном магнетометре (рис. 7 и 8).

На рис. 7 схематически изображено вращение легкой оси ( $\mathbf{EA}$ ) и показана кривая крутящего момента  $L_{\parallel}(\varphi)$  в плоскости полученной пленки CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (прямой ( $\varphi = 0^\circ\text{--}360^\circ$ ) и обратный ( $360^\circ\text{--}0^\circ$ ) ходы) в магнитном поле 10 кЭ. Эксперименты показали, что легкая ось из начального положения  $\mathbf{EA}_0$  выстраивалась в направлении  $\mathbf{EA}_\varphi$  в плоскости пленки при вращении магнитного поля  $\mathbf{H}$  на угол  $\varphi$  в плоскости образца и сохраняла это направление после снятия внешнего магнитного поля. Кривая крутящего момента обладала гистерезисом вращения (запаздывание на угол  $\alpha$ ).

Для количественной характеристики магнитной вращающейся анизотропии в [26] была введена константа  $L_{\parallel}^{\text{rot}}$ , которая определена как сдвиг кривой крутящего момента при вращении магнитного поля по часовой ( $+L_{\parallel}^{\text{rot}}$ ) и против часовой ( $-L_{\parallel}^{\text{rot}}$ ) стрелки ( $L_{\parallel}^{\text{rot}} = +L_{\parallel}^{\text{rot}} = -L_{\parallel}^{\text{rot}}$ ) (рис. 7). Из кривой видно, что в пленке наводится магнитная вращающаяся анизотропия величиной  $L_{\parallel}^{\text{rot}} \approx 7 \times 10^5$  эрг/см<sup>3</sup> и есть небольшой вклад одноосной анизотропии  $K_0 \sin 2\varphi$ , где  $K_0 \approx 1.5 \times 10^5$  эрг/см<sup>3</sup> – константа одноосной анизотропии.

На рис. 8 схематически изображено вращение легкой оси ( $\mathbf{EA}$ ) и показана кривая крутящего мо-

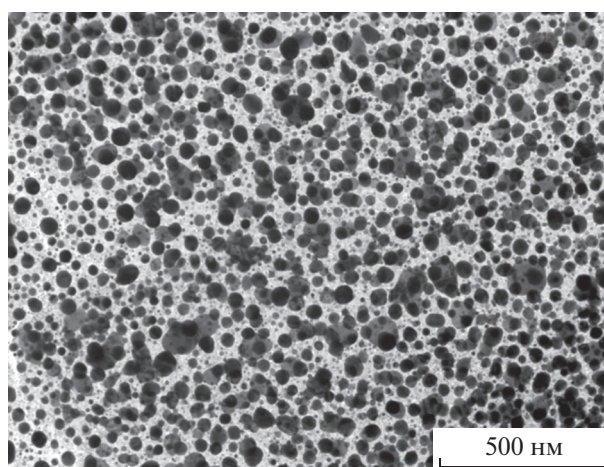
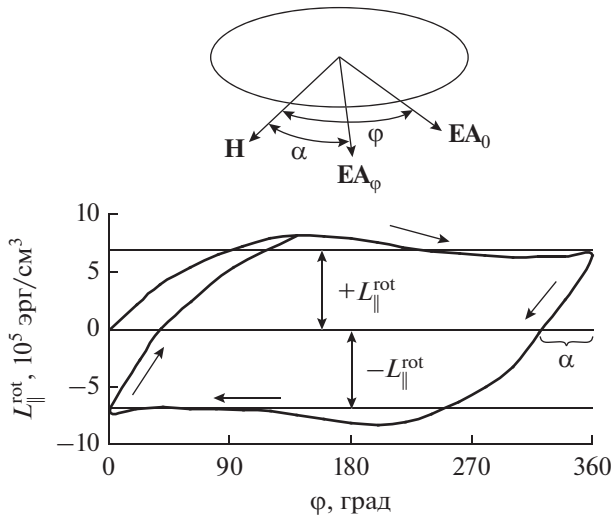


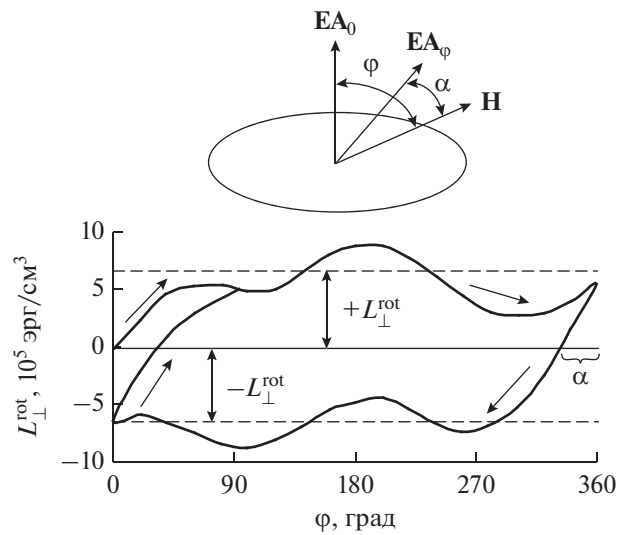
Рис. 6. Электронно-микроскопическое изображение поверхности нанокompозитной пленки CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Темные области соответствуют гранулам CoPt, светлые области – матрице Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.



**Рис. 7.** Схематическое изображение вращения легкой оси (EA) и кривая крутящего момента  $L_{\parallel}^{\text{rot}}(\varphi)$  в плоскости пленки CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (прямой ( $\varphi = 0^\circ\text{--}360^\circ$ ) и обратный ( $360^\circ\text{--}0^\circ$ ) ходы) в магнитном поле 10 кЭ.

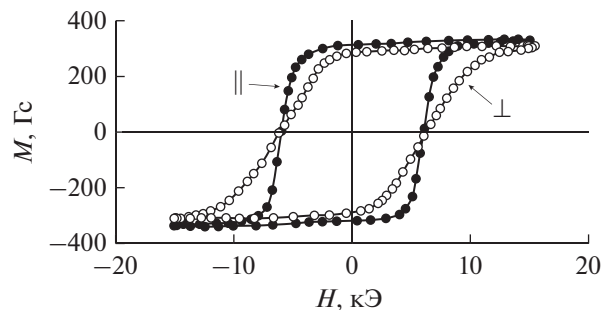
мента  $L_{\perp}(\varphi)$  перпендикулярно плоскости полученной пленки CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (прямой ( $0^\circ\text{--}360^\circ$ ) и обратный ( $360^\circ\text{--}0^\circ$ ) ходы) в магнитном поле 10 кЭ. Легкая ось EA<sub>0</sub> из начального положения выстраивалась в направлении EA<sub>φ</sub> перпендикулярно плоскости пленки при вращении магнитного поля H на угол φ перпендикулярно плоскости образца с учетом запаздывания на угол α и сохраняла это направление после снятия внешнего магнитного поля. Крутящий момент при вращении магнитного поля перпендикулярно плоскости образца (рис. 8) может быть разложен на магнитную вращающуюся анизотропию  $L_{\perp}^{\text{rot}} \approx 7 \times 10^5$  эрг/см<sup>3</sup> и одноосную анизотропию с  $K_0 \approx 2.5 \times 10^5$  эрг/см<sup>3</sup>.

При наличии магнитной вращающейся анизотропии в пленках петли гистерезиса в любом пространственном направлении одинаковые [27, 28]. На рис. 9 приведены петли гистерезиса, измеренного в плоскости пленки CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и перпендикулярно ей. Петли гистерезиса близки по форме и характеризуются коэрцитивной силой  $H_c \approx 6$  кЭ и намагниченностью насыщения  $M_s \sim 330$  Гс в обоих направлениях. При исследовании нанокomпозитных пленок CoPt–AlN [22], CoPt–TiO<sub>2</sub> и FePt–TiO<sub>2</sub> [24] показано, что они демонстрируют одинаковые петли гистерезиса, как в плоскости пленки, так и перпендикулярно ей. На основании этого можно предположить, что в этих пленках, так же, как и в изученных в настоящей работе образцах, существует магнитная вращающаяся ани-



**Рис. 8.** Схематическое изображение вращения легкой оси (EA) и кривая крутящего момента  $L_{\perp}^{\text{rot}}(\varphi)$  перпендикулярно плоскости пленки CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (прямой ( $\varphi = 0^\circ\text{--}360^\circ$ ) и обратный ( $360^\circ\text{--}0^\circ$ ) ходы) в магнитном поле 10 кЭ.

зотропия. В литературе выдвигаются различные предположения о ее источниках: перестройка доменной структуры, мартенситные превращения, управляемая магнитострикция и так далее. Однако до сих пор отсутствуют убедительные модели, проясняющие этот эффект. Ранее было исследовано формирование магнитной вращающейся анизотропии в тонких поликристаллических δ-Mn<sub>0.6</sub>Ga<sub>0.4</sub> [28], MnBi [29], Co<sub>28</sub>Pt<sub>72</sub> [27] и эпитаксиальных L1<sub>0</sub>-CoPt(111) [26] пленках. В [26] одним из механизмов, ответственным за появление анизотропии, считают обменное магнитное взаимодействие двух фаз – L1<sub>0</sub>-CoPt и L1<sub>2</sub>-CoPt<sub>3</sub>. Формирование этих фаз наблюдается в исследуемых нанокomпозитных пленках CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Магнитную вращающуюся анизотропию в полученных пленках можно объяснить обменным



**Рис. 9.** Петли гистерезиса в плоскости нанокomпозитной пленки CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и перпендикулярно ей.

магнитным взаимодействием фаз  $L1_0$ -CoPt и  $L1_2$ -CoPt<sub>3</sub>, входящих в состав гранул CoPt.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Отметим основные результаты проведенных исследований. Синтезированы высококоэрцитивные нанокompозитные пленки CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> путем отжига пленочной системы Al/(Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> + Pt)/MgO в вакууме при температуре 650°C в течение 1 ч. Определена температура инициирования синтеза ~490°C. Комплекс проведенных структурных и магнитных исследований однозначно указывает на образование в продуктах реакции ферромагнитных кластеров CoPt ( $L1_0$ -CoPt +  $L1_2$ -CoPt<sub>3</sub>) со средним размером 25–45 нм в непроводящей матрице Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, намагниченность насыщения ~330 Гс/см<sup>3</sup> и коэрцитивная сила ~6 кЭ. В полученных образцах присутствует пространственная магнитная вращающаяся анизотропия, легкую ось которой можно устанавливать, как в плоскости образца, так и перпендикулярно ей, с помощью магнитного поля, напряженность которого превышает коэрцитивную силу, и сохранять это направление после снятия внешнего магнитного поля. Магнитная вращающаяся анизотропия в полученных пленках объясняется обменным магнитным взаимодействием фаз  $L1_0$ -CoPt и  $L1_2$ -CoPt<sub>3</sub>, входящих в состав гранул CoPt. Изучение механизмов и условий появления магнитной вращающейся анизотропии в пленках может быть востребовано для создания наноустройств с настраиваемой легкой осью намагничивания. Таким образом, твердофазный метод является перспективным способом синтеза нанокompозитных тонких пленок, содержащих ферромагнитные кластеры, вложенные в оксидные матрицы, и имеющих высокую намагниченность и хорошую химическую стабильность.

### БЛАГОДАРНОСТИ

Авторы благодарят Д.А. Великанова за измерение петель гистерезиса образцов, Г.Н. Бондаренко за структурные рентгеновские эксперименты. Электронно-микроскопические исследования поверхности и поперечного среза образцов проведены с использованием оборудования Центра коллективного пользования Федерального исследовательского центра КНЦ СО РАН.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ совместно с Правительством Красноярского края, Красноярского краевого фонда науки (проект № 18-42-243009p\_мол\_a, и №19-43-240003p\_a), Фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере (договор № 11843ГУ/2017, код 0033636, конкурс “Умник”).

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Nan C.-W. // MRS Bull. 2015. V. 40. № 09. P. 719. <https://doi.org/10.1557/mrs.2015.196>
2. Fouad O.A., Makhlof S.A., Ali G.A.M., El-Sayed A.Y. // Mater. Chem. Phys. 2011. V. 128. P. 70. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2011.02.072>
3. Rathore A.K., Pati S.P., Ghosh M. et al. // J. Mater. Sci.: Mater. Electron. 2017. V. 28. P. 6950. <https://doi.org/10.1007/s10854-017-6395-7>
4. Xu J., Yang H., Fu W. et al. // J. Alloys Compd. 2008. V. 458. P. 119. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2007.03.149>
5. Xu G.-R., Shi J.-J., Dong W.-H. et al. // J. Alloys Compd. 2015. V. 630. P. 266. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.01.067>
6. Dokukin E.B., Erhan R.V., Islamov A.Kh. et al. // Phys. Status Sol. B. 2013. V. 250. P. 1656. <https://doi.org/10.1002/pssb.201248379>
7. Goyal R., Lamba S., Annapoorni S. // Phys. Status Sol. A. 2016. V. 213. P. 1309. <https://doi.org/10.1002/pssa.201532704>
8. Pati S.P., Bhushan B., Das D. // J. Solid State Chem. 2010. V. 183. P. 2903. <https://doi.org/10.1016/j.jssc.2010.09.037>
9. Panda N.R., Pati S.P., Das A., Das D. // Appl. Surf. Sci. 2018. V. 449. P. 654. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2017.12.003>
10. Gokul B., Saravanan P., Vinod V.T.P. et al. // Powder Technol. 2015. V. 274. P. 98. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2015.01.002>
11. Cao Y., Kobayashi N., Zhang Y.-W. et al. // J. Appl. Phys. 2017. V. 122. P. 133903. <https://doi.org/10.1063/1.5005620>
12. Myagkov V.G., Tamasov I.A., Bayukov O.A. et al. // J. Alloys Compd. 2014. V. 612. P. 189. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.05.176>
13. Быкова Л.Е., Жигалов В.С., Мяков В.Г. и др. // ФТТ. 2018. Т. 60. № 10. С. 2028. <https://doi.org/10.21883/FTT.2018.10.46535.087>
14. Myagkov V.G., Bykova L.E., Zhigalov V.S. et al. // J. Alloys Compd. 2017. V. 724. P. 820. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.07.081>
15. Волочаев М.Н., Кологорцев С.В., Мяков В.Г. и др. // ФТТ. 2017. Т. 60. № 7. С. 1409. <https://doi.org/10.21883/FTT.2018.07.46132.025>
16. Myagkov V.G., Bykova L.E., Bayukov O.A. et al. // J. Alloys Compd. 2015. V. 636. P. 223. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.02.012>
17. Myagkov V.G., Zhigalov V.S., Bykova L.E. et al. // J. Alloys Compd. 2016. V. 665. P. 197. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.12.257>
18. Qiu Z.G., Zeng D.C., Zhao L.Z. et al. // Physica B. 2016. V. 500. P. 111. <https://doi.org/10.1016/j.physb.2016.07.029>
19. Lin J.J., Pan Z.Y., Karamat S. et al. // J. Phys. D: Appl. Phys. 2008. V. 41. P. 095001. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/41/9/095001>
20. Shiroyama T., Varaprasad B.S.D.Ch.S., Takahashi Y.K., Hono K. // AIP Adv. 2016. V. 6. P. 105105. <https://doi.org/10.1063/1.4964930>

21. Cui W.B., Varaprasad B., Takahashi Y.K. et al. // Solid State Commun. 2014. V. 182. P. 17.  
<https://doi.org/10.1016/j.ssc.2013.11.010>
22. Yu Y., Shi J., Nakamura Y. // J. Appl. Phys. 2011. V. 109. P. 07C1031.  
<https://doi.org/10.1063/1.3536789>
23. Tang R., Zhang W., Li. Y. // J. Magn. Magn. Mater. 2010. V. 322. P. 3490.  
<https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2010.06.051>
24. Tang R., Zhang W., Li. Y. // J. Alloys Compd. 2010. V. 496. P. 380.  
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.02.018>
25. White C.W., Withrow S.P., Budai J.D. et al. // J. Appl. Phys. 2005. V. 98 P. 114311.  
<https://doi.org/10.1063/1.2138801>
26. Мягков В.Г., Жигалов В.С., Быкова Л.Е. и др. // Письма в ЖЭТФ. 2015. Т. 102. № 6. С. 393.  
<https://doi.org/10.7868/S0370274X15180071>
27. Myagkov V.G., Bykova L.E., Zhigalov V.S. et al. // J. Alloys Compd. 2017. V. 706. P. 447.  
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.02.261>
28. Myagkov V.G., Zhigalov V.S., Bykova L.E. et al. // Phys. Status Sol. B. 2012. V. 249. P. 1541.  
<https://doi.org/10.1002/pssb.201248064>
29. Мягков В.Г., Быкова Л.Е., Яковчук В.Ю. и др. // Письма в ЖЭТФ. 2017. Т. 105. № 10. С. 610.  
<https://doi.org/10.7868/S0370274X1710006X>

## Nanocomposite CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Films: Synthesis, Structural and Magnetic Properties

V. S. Zhigalov<sup>1,\*</sup>, L. E. Bykova<sup>1,\*\*</sup>, V. G. Myagkov<sup>1</sup>, A. N. Pavlova<sup>2</sup>, M. N. Volochaev<sup>1</sup>,  
A. A. Matsynin<sup>1</sup>, G. S. Patrin<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup>Kirensky Institute of Physics Federal Research Center KSC Siberian Branch, Russian Academy of Sciences, Krasnoyarsk, 660036 Russia

<sup>2</sup>Reshetnev Siberian State University of Science and Technology, Krasnoyarsk, 660000 Russia

<sup>3</sup>Siberian federal University, Krasnoyarsk, 66004 Russia

\*e-mail: zhigalov@iph.krasn.ru

\*\*e-mail: lebyk@iph.krasn.ru

Structural and magnetic properties of CoPt–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanocomposite films obtained by annealing two-layer Al/(Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> + Pt) films on a MgO(001) substrate at 650°C in a vacuum were studied. The synthesized composite films contained ferromagnetic CoPt nano-granules of 25–45 nm in average size, enclosed in a non-conducting Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> matrix. The saturation magnetization  $M_s \sim 330$  G and the coercive force  $H_c \approx 6$  kOe were measured in the plane of the film and perpendicular to it. The obtained films had a spatial magnetic rotatable anisotropy, allowing arbitrarily setting the easy axis of magnetization, both in the film plane and perpendicular to it, using a magnetic field greater than the coercive force  $H > H_c$ .

**Keywords:** thin films, ferromagnetic nanocomposites, CoPt alloy, magnetic anisotropy.