

05

Влияние подслоя CrW на структуру и магнитные свойства тонких пленок FePt

© А.С. Камзин¹, F.L Wei², В. Ганеев³, Л.Д. Зарипова³

¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия,

² Key Laboratory for Magnetism and Magnetic Materials of the Ministry of Education, Research Institute of Magnetic Materials, Lanzhou University, Lanzhou, China

³ Казанский федеральный университет, Казань, Россия

E-mail: kamzin@mail.ioffe.ru

(Поступила в Редакцию 6 февраля 2012 г.)

Методом магнетронного распыления получены многослойные структуры $\text{Fe}_{55}\text{Pt}_{45}(20 \text{ nm})/\text{Pt}(5 \text{ nm})/\text{Cr}_{100-x}\text{W}_x(80 \text{ nm})/\text{стекло}$, в которых магнитная пленка $\text{Fe}_{55}\text{Pt}_{45}$ обладает гранецентрированной тетрагональной (ГЦТ) структурой $L1_0$ -фазы текстуры (001). Исследована микроструктура и текстура пленок FePt в зависимости от содержания W в подслое $\text{Cr}_{100-x}\text{W}_x$, где $0 < x < 25$. Установлено, что повышение концентрации ионов W приводит к формированию в подслое $\text{Cr}_{100-x}\text{W}_x$ текстуры (200) и увеличению постоянной решетки Cr. При этом понижается температура преобразования гранецентрированной кубической фазы в ГЦТ-фазу пленок FePt из-за увеличения напряжений растяжения вдоль оси a . Найдено, что коэрцитивность FePt тонких пленок, осажденных на подложки CrW, возрастает с увеличением содержания W в подслое $\text{Cr}_{100-x}\text{W}_x$ вследствие того, что образуемый сплав CrW препятствует диффузии между пленкой FePt и подслоем CrW. Дополнительный промежуточный слой Pt толщиной 5 nm осажден также для подавления диффузии между слоями FePt и CrW. В результате осаждением на подложку, нагретую до температуры 400°C, и подслоя $\text{Cr}_{85}\text{W}_{15}$ получены высокотекстурированные FePt пленки (001) для сверхвысокоплотной записи информации.

1. Введение

Упорядоченные тонкие пленки FePt, как известно, являются перспективным материалом для магнитной записи информации со сверхвысокой плотностью (МЗИСВП), поскольку они могут обладать большой магнитной кристаллической анизотропией ($K_u \sim 7 \cdot 10^7 \text{ erg/cm}^3$) [1]. Для „перпендикулярной“ записи информации необходимы тонкие пленки FePt гранецентрированной тетрагональной (ГЦТ) фазы с ориентацией намагнитченности вдоль оси (001) и малым размером гранул [2]. В ряде работ (см. [3] и ссылки там) было показано, что упорядоченные высокотекстурированные ГЦТ-пленки FePt (001) можно получить *in situ* при осаждении на MgO-подложки ориентации (100) или на MgO-подслой. Однако промышленные применения пленок FePt, осажденных на MgO-подложки, невозможно из-за их высокой себестоимости. Поэтому для широкого использования необходимы методы получения пленок FePt на недорогих подложках, таких как стеклянные, алюминиевые и т.п.

Следует отметить, что сплавы на основе Cr (CrX , $X = \text{Mo, Ru, W, V, Ti}$ и т.д.) широко используются в качестве подслоя в промышленном производстве пленок FePt для „продольной“ магнитной записи информации [3–5]. Исходя из этого были предприняты попытки получения пленок FePt на подслое CrX для магнитной записи „перпендикулярного“ типа, однако

полученные пленки FePt обладали произвольной ориентацией кристаллографической оси c . Таким образом, разработка методов создания пленок FePt на подслое CrX текстуры (200), обладающих перпендикулярной магнитной анизотропией, представляет как научный, так и практический интерес.

Цель настоящей работы — получение высокотекстурированных пленок FePt (001) для МЗИСВП. Данная задача обусловлена тем, что несоответствие решеток Cr (200) [110] и FePt (001) [100] составляет всего 5.3%, поэтому мы предположили, что FePt пленки текстуры (001) можно получить осаждением на подслое CrW. Добавление именно вольфрама в подслое Cr может вызвать небольшое увеличение постоянной решетки ОЦК-Cr, что благоприятствует формированию в FePt текстуры (001) из-за напряжений растяжения вдоль оси a [6,7]. Кроме того, температура плавления вольфрама достаточно высока, поэтому в подслое CrW формируются гранулы с меньшим размером зерен [8], что также способствует формированию в слое FePt гранул меньших размеров.

2. Методика эксперимента

Пленки со структурой FePt/Pt/Cr_{100-x}W_x осаждались на разогретые стеклянные подложки Corning 7059 методом магнетронного распыления. Содержание W в

подслое $\text{Cr}_{100-x}\text{W}_x$ варьировалось от $x = 0$ до 25. Химический состав магнитного слоя $\text{Fe}_{55}\text{Pt}_{45}$ определялся с помощью индуктивно-связанной плазмы. Базовое давление в камере составляло 3×10^{-7} Торр и рабочее давление было 5 мТорр. Подслои CrW и промежуточный слой Pt были осаждены при температуре подложки 300°C . Затем подложки с напыленными слоями CrW и Pt нагревались до 400°C и осаждалась пленка FePt . Толщины магнитного слоя FePt , промежуточного слоя Pt и подслоя $\text{Cr}_{100-x}\text{W}_x$ составляли 20, 5 и 80 нм соответственно, что контролировалось осцилляциями кварцевого генератора. Кристаллографическая структура пленок исследовалась с помощью рентгеновского дифрактометра ($\text{CuK}\alpha$ -излучение). Магнитометр с вибрирующим образцом с максимальным значением внешнего поля 16 кОе использовался для измерений магнитных свойств пленок. Профиль пленок по толщине изучался методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) травлением Ar^+ с энергией 1 кВ.

Мессбауэровская спектроскопия (МС) является информативным методом исследований магнетиков. Однако традиционная мессбауэровская спектроскопия неприменима для изучения тонких пленок из-за малости величины сигнал/шум. Поэтому для исследований магнитной структуры и фазового состояния полученных магнитных многослойных систем (ММС) была использована мессбауэровская спектроскопия с регистрацией конверсионных и Оже-электронов на изотопе ^{57}Fe в геометрии обратного рассеяния. Мессбауэровские спектры были измерены при комнатной температуре. Опорный сигнал системы движения доплеровского модулятора в спектрометре имел форму треугольника для задания скорости источника гамма-излучения с постоянным ускорением. При измерениях эффекта Мессбауэра волновой вектор гамма-излучения мессбауэровского источника ^{57}Co активностью 20 мКи в матрице родия был направлен по нормали к поверхности исследуемой пленки. Скоростная шкала спектрометра калибровалась с использованием фольги $\alpha\text{-Fe}$ при комнатной температуре, а для более высокой точности калибровка проводилась с помощью лазерного интерферометра. Математическая обработка мессбауэровских спектров проводилась по специальной программе [18]. Эта программа позволяет определить по экспериментальным мессбауэровским спектрам положения, амплитуды и ширины спектральных линий, на основе которых рассчитываются величины сверхтонких взаимодействий: эффективные магнитные поля на ядрах ионов железа ($H_{\text{эф}}$), квадрупольные расщепления и химические сдвиги.

3. Экспериментальные данные и обсуждение

На рис. 1 показаны $\Theta-2\Theta$ -рентгеновские дифрактограммы многослойных пленок $\text{Fe}_{55}\text{Pt}_{45}$ (20 нм)/ Pt (5 нм)/ $\text{Cr}_{100-x}\text{W}_x$ (80 нм) в зависимости от параметра x , меняющегося от 0 до 25. С увеличением содержания W линия

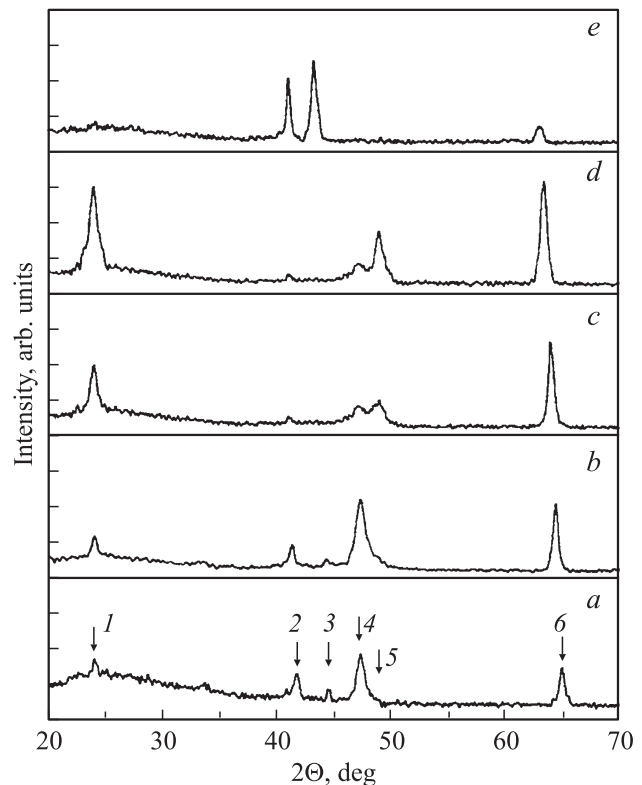


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы пленок $\text{FePt/Pt/Cr}_{100-x}\text{W}_x$, полученные в зависимости от концентрации W . $x = 0$ (a), 5 (b), 9 (c), 15 (d) и 25 (e). Стрелками обозначены линии: 1 — $\text{FePt}(001)$, 2 — $\text{FePt}(111)$, 3 — $\text{Cr}(100)$, 4 — $\text{FePt}(200)$, 5 — $\text{FePt}(002)$, 6 — $\text{Cr}(200)$. Температура подложки во время напыления FePt составляла 400°C .

$\text{Cr}(200)$ смещается в сторону меньших значений углов $\Theta-2\Theta$, что указывает на увеличение постоянной решетки Cr . При отсутствии W в подслое Cr на дифрактограммах наблюдается линия $\text{Cr}(110)$ слабой интенсивности, а также пик $\text{FePt}(200)$, имеющий наибольшую интенсивность из всех наблюдаемых линий: (001), (111) и (200). С добавлением небольшого количества W (~ 5 ат.%) в подслои Cr интенсивности $\text{FePt}(001)$, (200) и $\text{Cr}(200)$ линий увеличиваются. Дальнейшее повышение содержания W в подслое хрома приводит к резкому уменьшению интенсивности пика $\text{FePt}(200)$ и увеличению линии $\text{FePt}(001)$. При достижении концентрации вольфрама W 15 ат.% наблюдается высокотекстурированная пленка $\text{FePt}(001)$ ГЦТ-фазы. При дальнейшем увеличении содержания W в подслое Cr появляется пик $\text{Cr}(110)$ большой интенсивности, тогда как интенсивность пика $\text{Cr}(200)$ резко уменьшается. В то же время пленки FePt обладают текстурой (111).

С повышением содержания вольфрама в подслое хрома от 0 до 15 ат.% рассогласование плоскостей $\text{Cr}(200)$ и $\text{FePt}(001)$ увеличивается от 5.3% до 7.2% соответственно и доминирующая текстура в пленках FePt преобразуется от (200) к (001). С точки зрения эпитаксии ГЦТ-пленки FePt , осажденные на под-

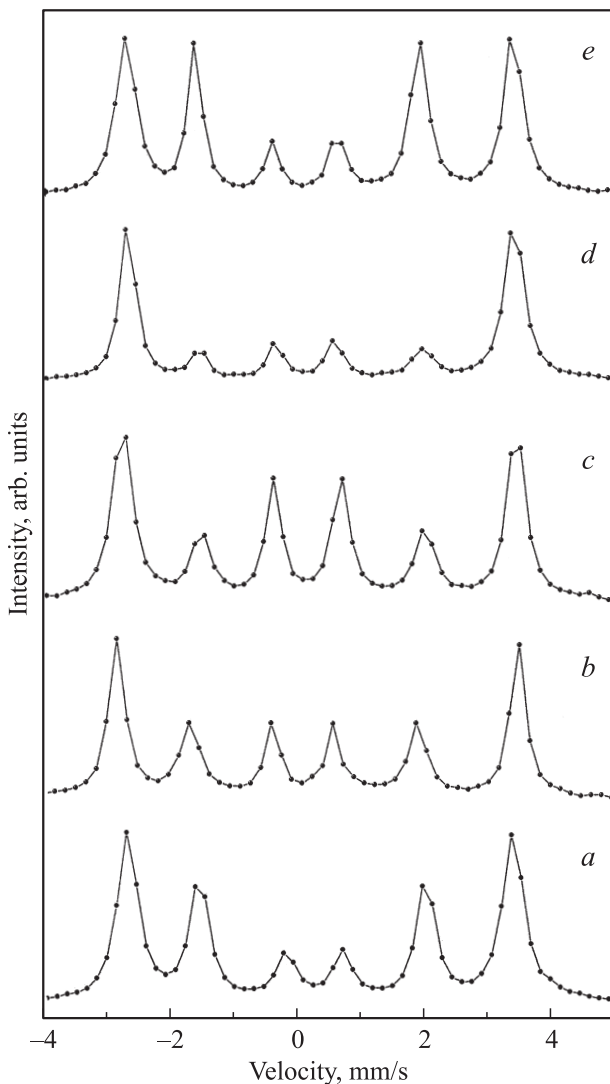


Рис. 2. КЭМ-спектры пленок FePt/Pt/Cr_{100-x}W_x, полученные при различной концентрации W. $x = 0$ (a), 5 (b), 9 (c), 15 (d) и 25 (e). Температура подложки во время напыления FePt составляла 400°C.

слой Cr_{100-x}W_x (200), не должны обладать ориентацией (200). Однако при этом из-за рассогласования между кристаллической решеткой пленки FePt (001) и подслоя Cr (200) текстурирование типа (001) уменьшается по сравнению с наблюдаемым в пленке FePt (200), осажденной на подслое Cr (200). Это рассогласование может возникать благодаря напряжениям, появляющимся при эпитаксии [10]. Кроме того, рассогласование между пленкой FePt (001) и подслоем Cr (200) монотонно увеличивается с повышением содержания вольфрама в подслое Cr. Предполагается, что в пленках FePt более предпочтительными являются напряжения растяжения вдоль оси *a* и сжатия вдоль оси *c*, вследствие чего облегчается формирование ГЦТ-структуры. Этим объясняется возможность использования невысокой температуры упорядочения (400°C) при осаждении пленки FePt на подслое CrW.

На рис. 2 показаны конверсионные электронные мессбауровские (КЭМ) спектры ММС FePt/Pt/Cr_{100-x}W_x ($0 < x < 25$), измеренные при комнатной температуре. КЭМ-спектры состоят из линий зеемановского расщепления с малыми ширинами (около 0.28 mm/s). В области близких к нулю скоростей на спектрах не наблюдается линий, указывающих на присутствие в пленках ионов железа, находящихся в неупорядоченном состоянии. С увеличением содержания W, как видно из рис. 2, интенсивность второй и пятой линий зеемановского расщепления понижается, что указывает на уменьшение угла отклонения магнитных моментов ионов железа от направления пучка γ -излучения, падающего перпендикулярно плоскости поверхности пленки. При достижении концентрации вольфрама в слое Cr_{100-x}W_x 15 at.% наблюдается высокотекстурированная пленка FePt (001) ГЦТ-фазы. При дальнейшем увеличении содержания W в подслое интенсивность второй и пятой линий зеемановского расщепления резко увеличивается, что указывает на увеличение угла отклонения магнитных моментов ионов железа от направления пучка γ -излучения.

На основе полученных мессбауровских спектров (рис. 2) с использованием программы [9] были рассчитаны полуширины и интенсивности линий, а также параметры сверхтонких взаимодействий. Методом вычитания и удаления линий зеемановского расщепления из спектров пленок FePt было установлено, что в области близких к нулю скоростей линии отсутствуют. Это означает, что все ионы Fe в пленках FePt находятся в магнитоупорядоченном состоянии. Асимметрии зеемановских линий спектра не наблюдается, что также указывает на однофазность пленки. Величины квадрупольных расщеплений (КР), полученные из мессбауровских спектров (рис. 2) в результате математической обработки, близки к 0.3 mm/s. Такие значения КР принадлежат пленкам FePt, находящимся в ГЦТ-фазе, тогда как величины КР для ГЦК-состояния в FePt близки к нулю [11]. Это означает, что после отжига в магнитном поле в пленках FePt наблюдается только ГЦТ-фаза, а ГЦК-фаза отсутствует. Полуширины линий спектров пленки (0.28 mm/s) несколько больше, чем полуширины линий спектра фольги чистого железа α -Fe (0.23 mm/s). Это означает наличие небольшого разброса эффективных магнитных полей на ядрах ионов железа, характерного для тонких пленок. Величины эффективных магнитных полей на ядрах ионов железа в пленках FePt, отожженных в магнитном поле, составляют приблизительно 280 kOe, что несколько меньше значения 330 kOe для чистого железа. Это связано с понижением эффективных полей за счет окружения ионов железа в пленках FePt ионами Pt. Следует отметить, что данные о структурных особенностях и фазовых состояниях пленок, полученные с помощью мессбауровской спектроскопии, согласуются с результатами рентгеновского дифракционного анализа.

Направление магнитных моментов определяется в мессбауровской спектроскопии с помощью соотношения интенсивностей вторых (пятых) и первых (шестых)

Параметры сверхтонких взаимодействий для магнитных структур FePt/Pt/Cr_{100-x}W_x.

Номер образца	<i>x</i>	θ , deg (± 2)	M_{\perp} , % (± 2)	M_{\parallel} , % (± 2)	IS, mm/s (± 0.020)	QS, mm/s (± 0.040)	H_{eff} , kOe (± 1.0)
5	25	79	84	16	0.293	-0.226	279.01
4	15	30	37	63	0.297	-0.268	278.43
3	10	37	43	57	0.316	-0.097	279.00
2	5	45	50	50	0.299	-0.313	279.11
1	0	58	62	38	0.329	-0.123	279.03

Примечание. θ — угол отклонения магнитных моментов ионов Fe от нормали к поверхности пленки, M_{\perp} и M_{\parallel} — доли магнитных моментов ионов железа, ориентированных перпендикулярно и параллельно плоскости пленки соответственно, IS — изомерный химический сдвиг относительно α -Fe, QS — квадрупольное расщепление, H_{eff} — эффективные магнитные поля на ядрах ионов железа.

линий ($A_{2,5}/A_{1,6}$) зеемановского секступлета по формуле:

$$\frac{A_{2,5}}{A_{1,6}} = \frac{4}{3} \frac{\sin^2 \theta}{1 + \cos^2 \theta}, \quad (1)$$

где θ — угол, определяющий ориентацию эффективного магнитного поля H_{eff} (или магнитного момента) на ядре мессбауэровского изотопа относительно направления волнового вектора γ -излучения. В наших экспериментах волновой вектор γ -излучения был ориентирован по нормали к поверхности исследуемого образца; следовательно, здесь θ — это угол отклонения магнитных моментов от нормали к поверхности пленки.

С использованием данных математической обработки спектров ММС, показанных на рис. 2, были рассчитаны углы отклонения θ , приведенные в таблице. Значению угла θ может соответствовать один из трех вариантов ориентации магнитных моментов; 1) это средний угол (θ), суммарный по направлениям магнитных моментов от параллельного нормали к поверхности пленки до параллельного поверхности пленки; 2) это максимальный угол в случае его равномерного по направлению распределения в виде „зонтика“; 3) угол θ является суммарным для магнитных моментов ионов железа в пленке, ориентированных перпендикулярно и параллельно поверхности пленки. В случае исследуемых ММС наиболее вероятным является третий вариант, когда часть магнитных моментов в пленке направлена перпендикулярно, а другая часть — параллельно поверхности пленки.

На рис. 3 представлены зависимости угла θ , а также отношения интенсивностей рентгеновских дифракционных линий $I_{(001)}/I_{(111)}$ от содержания W в подслое Cr_{100-x}W_x для ММС FePt/Pt/Cr_{100-x}W_x. Из рис. 3 видно, что с увеличением содержания W угол отклонения магнитных моментов понижается, при этом величина отношения $I_{(001)}/I_{(111)}$ возрастает. При достижении концентрации вольфрама в слое Cr_{100-x}W_x 15 at.% наблюдаются минимальное значение угла θ и

максимальная величина отношения $I_{(001)}/I_{(111)}$. Следовательно, при осаждении на подслое Cr₈₅W₁₅ формируется высокотекстурированная пленка FePt (001) ГЦТ-фазы. При дальнейшем повышении концентрации ионов W в подслое Cr_{100-x}W_x угол отклонения магнитных моментов ионов железа от направления пучка γ -излучения резко увеличивается, а линия $I_{(001)}$ на рентгеновской дифрактограмме практически исчезает. Следует отметить хорошее согласие данных рентгеноструктурного анализа (РСА) и мессбауэровских измерений, указывающих на то, что оптимальной концентрацией ионов W в подслое Cr_{100-x}W_x для получения ММС на основе FePt фазы

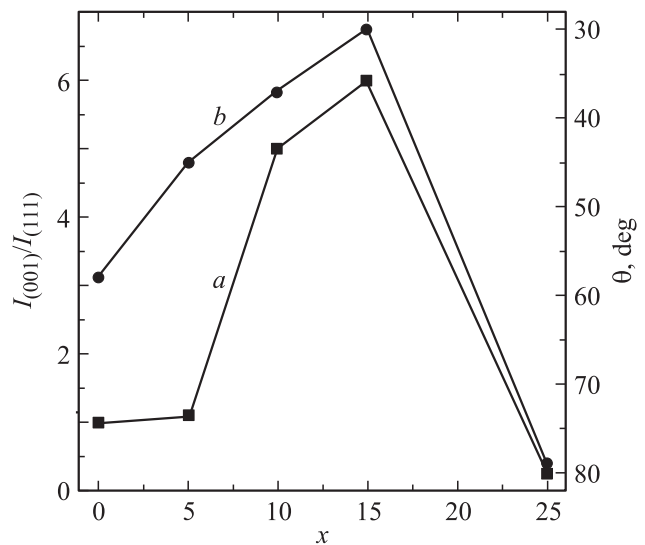


Рис. 3. Зависимости отношения интенсивностей рентгеновских дифракционных линий $I_{(001)}/I_{(111)}$ (a) и углов отклонения θ , рассчитанных на основе мессбауэровских спектров (b), от концентрации W в пленках FePt/Pt/Cr_{100-x}W_x.

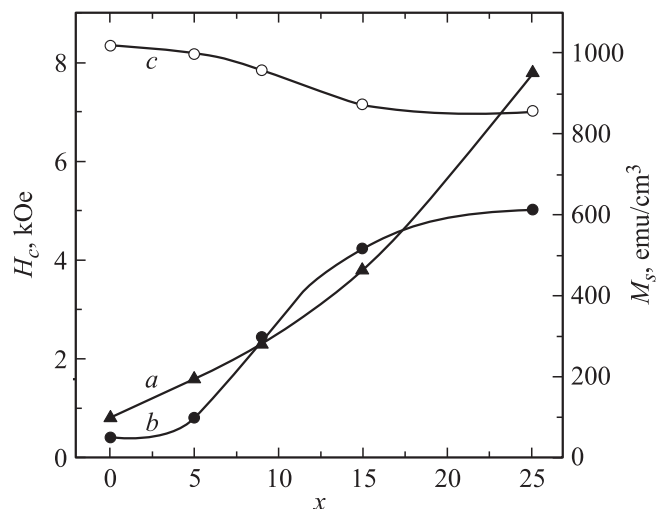


Рис. 4. Зависимости магнитных свойств пленки FePt от концентрации W в подслое Cr_{100-x}W_x: коэрцитивности в параллельном (a) и перпендикулярном (b) плоскости направлениях и намагниченности насыщения пленки (c).

$L1_0$ с ориентацией оси легкого намагничивания близкой к нормали к поверхности, является 15 at.%.

На рис. 4 приведены зависимости магнитных свойств пленки FePt от содержания W в подслое $Cr_{100-x}W_x$. Как видно из рис. 4, с увеличением содержания W намагниченность насыщения плавно понижается, при этом коэрцитивность как в перпендикулярном, так и в параллельном плоскости пленки направлении заметно повышается. Такое повышение коэрцитивности можно объяснить эффектами, вызванными введением в подслои ионов W [10]. Во-первых, увеличение напряжений растяжения вдоль оси a в FePt приводит к повышению доли фазы ГЦТ в пленке FePt. Во-вторых, добавление ионов W в подслои подавляет диффузию ионов Cr в пленку FePt. Кроме того, было обнаружено, что отношение значений коэрцитивности, полученных в перпендикулярном и параллельном плоскости пленки направлениях, возрастает с увеличением содержания W в подслое CrW, достигает максимального значения при концентрации W 15 at.%, а затем уменьшается. Это согласуется с данными рентгеновской дифракции, указывающими на образование текстуры (001) в слое FePt, что и приводит к повышению величины отношения коэрцитивностей, полученных в перпендикулярном и параллельном плоскости пленки направлениях.

Коэрцитивность пленки FePt при осаждении на подслои из хрома понижается [12]. В наших экспериментах обнаружено, что в FePt пленках без подслоя коэрцитивность в плоскости составляет более 10 kOe. Причиной понижения коэрцитивности при использовании подслоя $Cr_{100-x}W_x$, возможно, является диффузия между пленкой FePt и подслоем $Cr_{100-x}W_x$. С целью изучения диффузии на границе пленка-подслой были проведены РФЭС-исследования профилей образцов без W и при содержании W в подслое 15 at.%. В этих экспериментах между пленкой FePt и подслоем $Cr_{85}W_{15}$ был осажден промежуточный слой Pt толщиной 5 nm. Полученные с помощью РФЭС данные приведены на рис. 5. При отсутствии в подслое ионов W, атомы Cr глубоко диффундируют в пленку FePt вследствие хорошей твердофазной растворимости атомов Cr и Fe. При введении в подслои 15 at.% ионов W диффузия ионов Cr из подслоя в определенной степени подавляется, так как атомы Cr и W образуют устойчивый сплав CrW, препятствующий взаимодиффузии подслоя CrW и пленки FePt. Промежуточный слой Pt толщиной 5 nm, обладающий текстурой (200), также препятствует диффузии между $Cr_{100-x}W_x$ и FePt. После осаждения пленки FePt промежуточный слой Pt толщиной 5 nm частично смешивается со слоем FePt и в пленке FePt/Pt/Cr₈₅W₁₅ формируется обогащенный ионами Pt слой FePt толщиной 10 nm. Информация о структуре промежуточного слоя Pt была получена на основе данных рентгеновской дифракции.

На рис. 6 показаны петли гистерезиса пленок FePt/Pt/Cr₈₅W₁₅, измеренные в перпендикулярном и параллельном плоскости пленки направлениях. В направлении перпендикулярном плоскости пленки, коэрцитивность равна 4.21 kOe, при этом степень прямоугольности

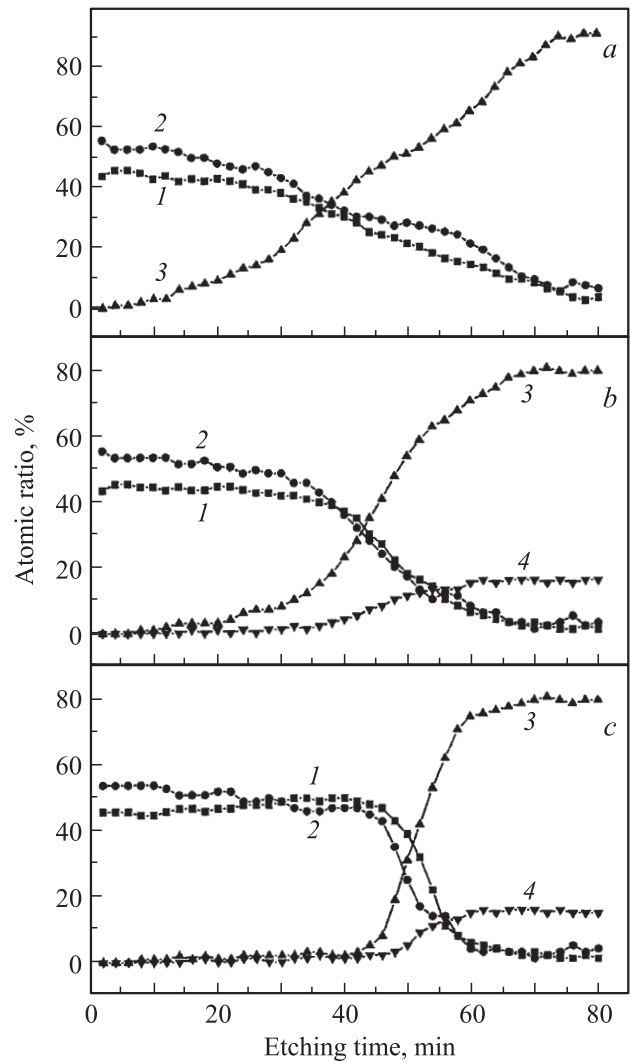


Рис. 5. РФЭС-профили пленок FePt. *a* — FePt/Cr (80 nm), *b* — FePt(20 nm)/Cr₈₅W₁₅(80 nm), *c* — FePt(20 nm)/Pt(5 nm)/Cr₈₅W₁₅(80 nm). 1 — распределение ионов Pt, 2 — ионов Fe, 3 — ионов Cr, 4 — ионов W.

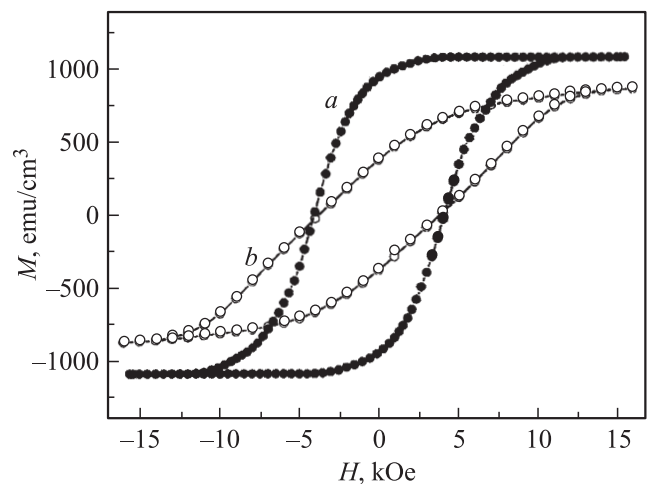


Рис. 6. Петли гистерезиса, измеренные в перпендикулярном (*a*) и параллельном (*b*) плоскости пленки FePt/Pt/Cr₈₅W₁₅ направлениях.

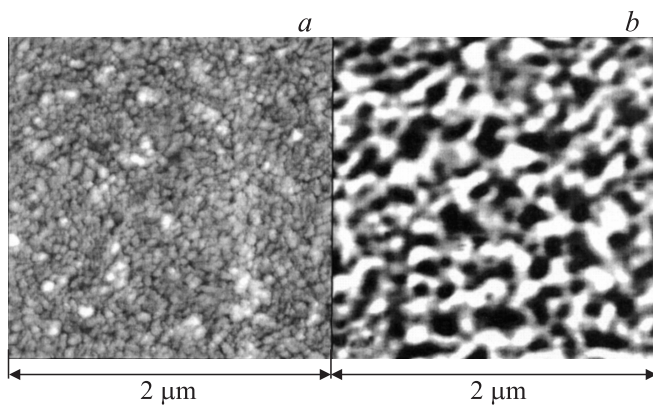


Рис. 7. Топографическое изображение пленки FePt/Pt/Cr₈₅W₁₅, полученное на участке размером $2 \times 2 \mu\text{m}$ с помощью магнитного силового микроскопа (а) и соответствующее изображение сразу после синтеза (b).

остаточной намагниченности составляет 0.88. В направлении, параллельном плоскости пленки, коэрцитивность равна 3.79 кОе, что меньше, чем коэрцитивность в перпендикулярном направлении. Такое различие между петлями гистерезиса в перпендикулярном и параллельном плоскости пленки направлениях указывает на наличие перпендикулярной анизотропии этого образца. Этот вывод подтверждается снимками, полученными на магнитном силовом микроскопе.

Типичные картины топографических снимков пленки FePt/Pt/Cr₈₅W₁₅, показаны на рис. 7. Из рис. 7,а видно, что пленки состоят из частиц со средним диаметром 40–50 nm. Это значительно больше, чем величина среднего размера зерен (12 nm), рассчитанная с использованием уравнения Шеррера в рамках РСА. Дальнейший анализ показал, что эти частицы, по-видимому, состоят из еще более мелких гранул. На рис. 7, b показано соответствующее изображение пленки FePt/Pt/Cr₈₅W₁₅, полученное с помощью магнитного силового микроскопа непосредственно после синтеза. На наличие перпендикулярной анизотропии на рис. 7, b указывают наблюдаемые темные и светлые пятна, означающие, что намагниченность перпендикулярна плоскости пленки в направлениях вниз и вверх, соответственно. Область с промежуточной контрастностью в изображении магнитного силового микроскопа может быть обусловлена существованием зерен с различной ориентацией, как это было установлено из данных РСА. Средняя ширина домена в пленках составляет около 60 nm.

4. Заключение

Исследования свойств многослойных магнитных структур Fe₅₅Pt₄₅(20 nm)/Pt(5 nm)/Cr_{100-x}W_x(80 nm)/стекло, в зависимости от содержания W в подслое Cr_{100-x}W_x ($0 < x < 25$) показали, что магнитная пленка Fe₅₅Pt₄₅ в полученной структуре обладает ГЦТ-структурой фазы L1₀ текстуры (001). Установлено, что форми-

рование в подслое Cr_{100-x}W_x текстуры (200) происходит при повышении концентрации ионов W. При этом понижается температура преобразования в ГЦК-фазу пленок FePt, что является важным при создании пленок для МЗИСВП. В результате методом магнетронного распыления получены высокотекстурированные пленки FePt (001) для сверхвысокоплотной записи информации.

Список литературы

- [1] T. Klemmer, D. Hoydick, H. Okumura, B. Zhang, W.A. Soffa. Scripta Met. Mater. **33**, 1793 (1995).
- [2] R. Fernandez, N. Amos, C. Zhang, B. Lee, S. Khizroev. Thin Solid Films **519**, 8053 (2011).
- [3] Y.F. Ding, X. Zhao, E. Liu. In: Magnetic thin films Ed. J.P. Volkers. Nova Science Publ., Inc. (2011). Ch. 8.
- [4] M.A. Parker, J.K. Howard, R. Ahlert, K.R. Coffey. J. Appl. Phys. **73**, 5560 (1993).
- [5] Z.S. Shan, C.P. Luo, M. Azarisooreh, K. Honardoost, M. Russak, Y. Liu, J.P. Liu, D.J. Sellmyer. IEEE Trans. Magn. **35**, 2643 (1999).
- [6] Y. Xu, J.S. Chen, and J.P. Wang. Appl. Phys. Lett. **80**, 3325 (2002).
- [7] Y.N. Hsu, S. Jeong, D.E. Laughlin, D.N. Lambeth. J. Appl. Phys. **89**, 7068 (2001).
- [8] M.L. Plumer, J. van Ek, D. Weller. The physics of ultra-high-density magnetic recording (Springer, Berlin, 2001). P. 40.
- [9] В.Г. Семенов, В.В. Панчук. Частное сообщение (2010).
- [10] J.S. Chen, B.C. Lim, J.P. Wang. Appl. Phys. Lett. **81**, 1848 (2002).
- [11] V. Karanasos, I. Panagiotopoulos, D. Niarchos, H. Okumura, G.C. Hadjipanayis. Appl. Phys. Lett. **79**, 1255 (2001).
- [12] P.C. Kuo, Y.D. Yao, C.M. Kuo, H.C. Wu. J. Appl. Phys. **87**, 6146 (2000).