

05,13

Влияние отжига во внешнем магнитном поле на микроструктуру и магнитные свойства многослойной системы Fe/FePt/Pt

© 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 17 октября 2011 г.)

Исследовано влияние отжига во внешнем магнитном поле, приложенном перпендикулярно плоскости пленки, на кинетику Ll_0 преобразования микроструктуры и магнитных свойств многослойной системы Fe(2 nm)/FePt(20 nm)/Pt(2 nm). Изучены связи между формой петли гистерезиса, магнитной корреляционной длиной и структурными разупорядочениями, являющимися характеристикой магнитных носителей информации. Установлено, что при отжиге многослойной системы Fe(2 nm)/FePt(20 nm)/Pt(2 nm) во внешнем магнитном поле напряженностью 3500 Ое, приложенном перпендикулярно плоскости пленки, при температурах 470°С в FePt-пленке формируется гранцентрированная тетрагональная структура фазы Ll_0 , обладающая высокой коэрцитивностью H_c , преимущественной текстурой (001), перпендикулярной плоскости пленок магнитной анизотропией, малыми размерами гранул FePt в пленке и слабой обменной связью между частицами. Энергия внешнего магнитного поля содействует процессу преобразования FePt-пленки в фазу Ll_0 . Таким образом, разработан метод получения многослойных пленок на основе FePt фазы Ll_0 с параметрами, необходимыми для материалов-носителей информации с „перпендикулярным“ типом записи.

Работа выполнена при поддержке Национального фонда естественных наук Китая (The National Natural Science Foundation of China) (гранты N 10874060 и 60803035).

1. Введение

Магнитные многослойные структуры (ММС), важные как с точки зрения теоретических исследований, так и для практического применения, интенсивно исследуются в последние годы [1]. Интерес к ММС вызван тем, что они сочетают свойства магнитомягких (большую остаточную намагниченность) и магнитотвердых материалов (высокую коэрцитивность), что открывает возможность самых разнообразных приложений. Множество работ посвящено исследованиям магнитных многослойных материалов, однако рекордные параметры, предсказанные в 1993 году, пока не достигнуты [2].

ММС используются в качестве носителей информации со сверхвысокой плотностью перпендикулярной магнитной записи (ПМЗ), впервые предложенной в [3]. Для ПМЗ требуются магнитные пленки, обладающие высокой коэрцитивностью H_c , перпендикулярной магнитной анизотропией, малым размером гранул и слабой энергией обменного взаимодействия между частицами (см. работу [4] и ссылки в ней). Одним из условий повышения плотности записи информации является уменьшение гранул в пленке, на которые записывается информация. Однако при уменьшении размера частицы возникает состояние, когда ее намагниченность становится нестабильной, т.е. происходит переход в суперпарамагнитную фазу.

ММС на основе пленок сплава FePt фазы Ll_0 весьма перспективны для ПМЗ потому, что они обладают большой энергией одноосной анизотропии ($7 \cdot 10^6 \text{ J/m}^3$) [5], уступающей только энергии более коррозионных редкоземельных металлов [6] и позволяющей преодолеть тепловые флуктуации и размагничивающее поле, сохранить термическую стабильность FePt-гранул даже тогда, когда их размеры достигают 5 nm [7]. Кроме того, пленки FePt обладают высокой коэрцитивностью [6] и отличной коррозионной стойкостью [8].

Сложность использования пленок FePt заключается в том, что пленки сплава FePt после осаждения обладают неупорядоченной гранцентрированной кубической (ГЦК) структурой. Для трансформации такой пленки в упорядоченную гранцентрированную тетрагональную структуру (ГЦТ) фазы Ll_0 их необходимо отжигать при достаточно высокой температуре (не менее 500°С) [7]. Однако в результате такого отжига размеры частиц увеличиваются и между ними возникает сильное обменное взаимодействие [7]. При этом в ГЦТ-пленках FePt фазы Ll_0 ось легкого намагничивания (ось C) не ориентирована перпендикулярно плоскости пленки, магнитная анизотропия очень мала. Все это делает такие материалы непригодными для ПМЗ.

В последние годы было проведено множество исследований, направленных на создание ММС на основе FePt-пленок, применимых для ПМЗ (см. работы [9,10] и ссылки

ки в них). При этом контролировались условия отжига: температура, время, скорости нагревания и охлаждения и т.д. Анализировалось также влияние введения подслоя или верхнего слоя, отжига *in situ*, последовательного одноатомного наслаивания, уменьшения толщины слоев, использования FePt-сплава нестехиометрического состава (см. работу [4] и ссылки в ней), ионного облучения [4]. Множество различных подложек и подслоев, таких как MgO, Au, Ag, Pt, CrRu, CrMo, Zr и RuAl (см. работы [4,11,12] и ссылки в них) было использовано для создания фазы Ll_0 пленок FePt (001)-текстуры для ПМЗ. Были предприняты попытки уменьшить размеры гранул в FePt-пленках и понизить обменные взаимодействия между ними путем добавления в нанокompозитные пленки FePt третьего элемента, а именно: Ag, W, Ti, Ni, B, C, N и др. (см. [4,11–15] и ссылки там). В [16] сообщалось об изготовлении анизотропной FePt-пленки текстуры (001) и FePd / α -Fe-фольги холодной прокаткой с последующим отжигом в магнитном поле. Были исследованы (001)-ориентированные пленки FePt фазы Ll_0 , полученным методом жидкофазной эпитаксии [4]. С использованием этого метода был достигнут значительный прогресс в создании пленок FePt фазы Ll_0 и изучении их фундаментальных свойств. Тем не менее, метод жидкофазной эпитаксии имеет существенные ограничения при промышленном применении.

Таким образом, несмотря на множество публикаций по получению FePt-пленок для ПМЗ, остается актуальной задача создания FePt-пленок с требуемыми для ПМЗ свойствами: высокой H_c , большой перпендикулярной магнитной анизотропией, малыми размерами зерен и отсутствием взаимодействия между частицами. Необходимы новые технологии получения ПМЗ (001)-ориентированных FePt-пленок фазы Ll_0 .

В настоящей работе исследованы возможности управления свойствами ММС на основе пленок FePt фазы Ll_0 , полученных методом радиочастотного магнетронного распыления, отжигом во внешнем магнитном поле. Можно ожидать, что при отжиге в области температуры Кюри внешнее магнитное поле будет действовать как возмущение, ориентирующее легкую ось в FePt-пленках в заданном направлении. Исходя из изложенного выше отжиг ММС на основе FePt-пленок и последующий процесс охлаждения были проведены во внешнем магнитном поле, приложенном по нормали к плоскости поверхности пленок.

2. Экспериментальная часть

Многослойные структуры Fe(2 nm)/FePt(20 nm)/Pt(2 nm) были получены с использованием установки радиочастотного магнетронного распыления CMS-18. Мишени из фольг Fe и Pt высокой чистоты (99.99%) распылялись в атмосфере Ar, и на подложку из термически окисленного кремния (001), разогретую до 100°C, осаждались тонкие слои Fe и Pt. На подложку Si сначала осаждался буферный слой Fe, затем на этот

буферный слой распылением составной мишени [17] осаждалась пленка FePt. Составная мишень сконструирована из фольги железа чистоты 99.99%, часть площади которой закрывалась фольгой из Pt чистоты 99.95%. Использование такой составной мишени позволяет строго контролировать состав напыляемых систем путем изменения соотношения площадей пластинок, из которых компонуется мишень [17]. На поверхность пленки FePt был осажден защитный слой Pt. Таким образом, для исследований была получена многослойная структура — подложка Si/Fe(2 nm)/пленка FePt(20 nm)/Pt(2 nm). Буферный слой Fe и защитный слой Pt наносились стандартным методом распыления. Базовое давление в камере распыления составляло $5 \cdot 10^{-5}$ Pa. Давление Ar при осаждении ММС поддерживалось при 0.45 Pa. Скорость осаждения пленок контролировалась с помощью кристаллического кварцевого генератора.

По завершении процесса осаждения подложка разогревалась до 550°C и выдерживалась при этой температуре в течение 30 min. Для лучшего формирования фазы Ll_0 осажденная ММС предварительно отжигалась при температуре 700°C в течение 30 min. Давление при этом отжиге составляло $2 \cdot 10^{-3}$ Pa. Затем полученные ММС отжигались при более низких температурах в пределах от 460 до 490°C в течение времени от 60 до 120 min во внешнем магнитном поле напряженностью 3500 Oe, приложенном перпендикулярно плоскости пленки. Последующий процесс охлаждения пленки проводился в том же магнитном поле.

Состав пленок определялся с помощью электронного микроанализатора и масс-спектрометрии вторичных ионов как FePt. Магнитные характеристики были измерены с использованием магнитометра Керра и магнитометра с вибрирующим образцом при максимальных значениях магнитного поля 15 kOe. Исследования кристаллической структуры пленок и фазового состояния были проведены с помощью сканирующего $\theta-2\theta$ -рентгеновского дифрактометра в излучении CuK_α . Подробно микроструктура пленок в поперечном сечении исследована с использованием электронной микроскопии высокого разрешения.

Мессбауэровская спектроскопия является информативным методом исследований магнетиков. Однако традиционная мессбауэровская спектроскопия неприменима для изучения тонких пленок из-за малости величины отношения сигнал/шум, поэтому для исследований магнитной структуры и фазового состояния полученных ММС была использована мессбауэровская спектроскопия на изотопе ^{57}Fe с регистрацией конверсионных и Оже-электронов (КЭМ-спектроскопия) 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 с постоянным ускорением. При измерениях эффекта Мессбауэра волновой вектор гамма-излучения мессбауэровского источника ^{57}Co активностью 20 mCi в матрице

родия был направлен по нормали к поверхности исследуемой пленки. Скоростная шкала спектрометра калибровалась с использованием фольги α -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 из мессбауэровских спектров положения, амплитуды и ширины спектральных линий, на основе которых рассчитываются величины сверхтонких взаимодействий: эффективные магнитные поля на ядрах ионов железа (H_{eff}), квадрупольные расщепления и химические сдвиги.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлены рентгеновские дифрактограммы (РД) FePt-пленок, отожженных при различных температурах в течение 60 min в магнитном поле напряженностью 3500 Oe, приложенном перпендикулярно плоскости пленки. На РД (рис. 1) наблюдаются линии (001), (200), (002) и (111). Отжиг при 460°C в течение 60 min приводит к резкому увеличению интенсивности (001)- и (002)-линий (рис. 1, b) по сравнению с наблюдаемой в FePt-пленках, не подвергнутых отжигу

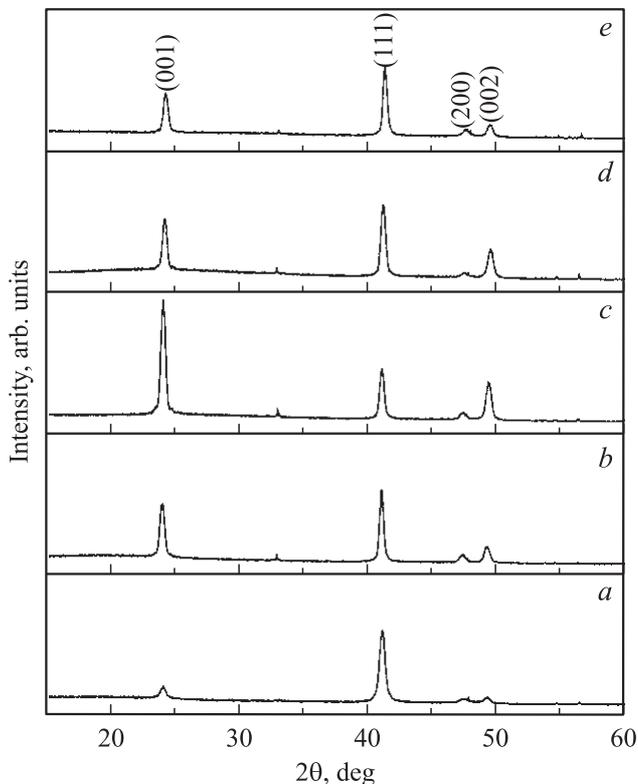


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы пленок FePt толщиной 20 nm, полученные непосредственно после осаждения пленки (a), и после отжига в течение 60 min во внешнем магнитном поле напряженностью 3500 Oe при температурах 460 (b), 470 (c), 480 (d) и 490°C (e).

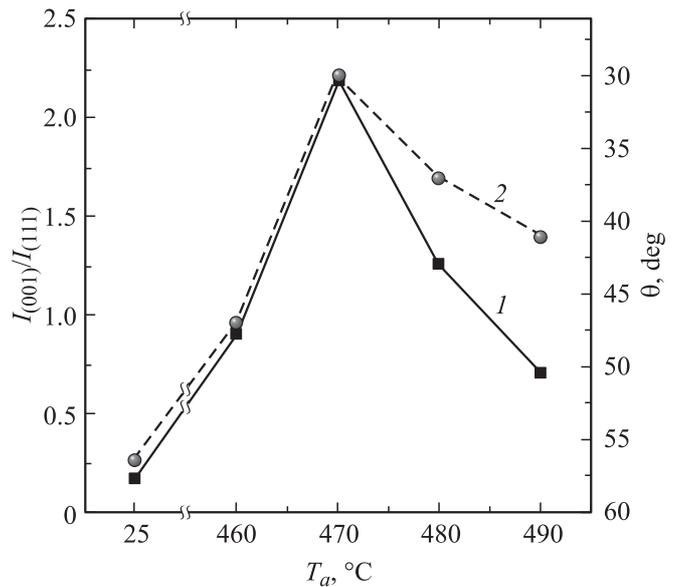


Рис. 2. Зависимости от температуры отжига во внешнем магнитном поле величиной 3500 Oe отношения интенсивностей рентгеновских дифракционных линий $I_{(001)}/I_{(111)}$ (I) и рассчитанных на основе мессбауэровских спектров углов отклонения θ (2) для пленок FePt толщиной 20 nm в составе многослойной системы.

в магнитном поле. При повышении температуры отжига до 470°C интенсивность (001)- и (002)-линий увеличивается, в то время как интенсивность линии (111) слегка уменьшается (рис. 1, c); следовательно, в этих пленках (001)-текстура является преобладающей. Дальнейшее повышение температуры отжига до 480 или 490°C приводит к понижению интенсивности (001)- и (002)-линий (рис. 1, d и e).

Отношение интенсивностей линий (001) и (111), обозначаемое как $I_{(001)}/I_{(111)}$, определяет степень ориентации оси [001] по нормали к поверхности пленки, а отношение $I_{(001)}/I_{(002)}$ указывает на степень магнитного упорядочения пленок. На рис. 2 показана зависимость соотношения линий $I_{(001)}/I_{(111)}$ исследуемой ММС от температуры отжига во внешнем магнитном поле.

На рис. 3 показаны КЭМ-спектры ММС, отожженных при различных температурах во внешнем магнитном поле напряженностью 3500 Oe, измеренные при комнатной температуре. Из полученных мессбауэровских спектров (рис. 3) с использованием программы [18] были рассчитаны полуширины и интенсивности линий, а также параметры сверхтонких взаимодействий, приведенные в табл. 1.

Методом вычитания и удаления линий [18] зеемановского расщепления на основе спектров пленок FePt было установлено, что в области „нуля“ скоростей отсутствуют какие-либо линии. Это означает, что ионы Fe в пленках FePt полностью находятся в магнитоупорядоченном состоянии. Какой-либо асимметрии зеемановских линий спектра не наблюдается, что также указывает на однофазность пленки. Величины квадрупольных расщеп-

Таблица 1. Параметры сверхтонких взаимодействий для магнитных структур на основе FePt толщиной 20 nm, отожженных во внешнем магнитном поле напряженностью 3500 Oe, приложенном перпендикулярно плоскости пленки

Номер образца	T_a , °C	M_{\parallel} , %	M_{\perp} , %	θ , deg	G , mm/s	IS, mm/s	QS, mm/s	H_{eff} , kOe
1	25	62	38	58	0.45	0.33	-0.12	279
2	460	52	48	47	0.54	0.30	-0.31	276
3	470	33	67	30	0.56	0.30	-0.27	278
4	480	43	57	37	0.37	0.32	-0.10	285
5	490	47	53	41	0.37	0.30	-0.30	286
Величина ошибки	± 2	± 1	± 1	± 2	± 0.03	± 0.02	± 0.04	± 1

Примечание. T_a — температура отжига, M_{\parallel} — доля магнитных моментов, ориентированных параллельно плоскости пленки, M_{\perp} — доля магнитных моментов, ориентированных перпендикулярно плоскости пленки, θ — угол отклонения магнитных моментов от нормали к поверхности пленки, G — ширина первой (шестой) линии мессбауэровского спектра, IS — изомерный химический сдвиг относительно α -Fe, QS — квадрупольное расщепление, H_{eff} — эффективные магнитные поля на ядрах ионов железа.

лений (КР), рассчитанные на основе мессбауэровских спектров (рис. 3) с использованием математической обработки, близки к 0.3 mm/s. Такие значения КР принадлежат FePt-пленкам, находящимся в ГЦТ-фазе, тогда как величины КР для ГЦК-состояния в FePt близки к нулю [19]. Это означает, что после отжига в магнитном поле в FePt-пленках наблюдается только ГЦТ-фаза, а

ГЦК-фаза отсутствует. Значения ширины спектральных линий и эффективных магнитных полей на ядрах ионов железа, полученные с помощью математического анализа экспериментальных спектров, приведены в табл. 1. Полуширины линий спектров пленки несколько больше, чем полуширины линий спектра фольги чистого железа α -Fe (0.23 mm/s). Это означает присутствие небольшого разброса эффективных магнитных полей на ядрах ионов железа. Величины этих полей в отожженных в магнитном поле FePt-пленках 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 FePt-пленках ионами Pt. Следует отметить, что данные о структурных особенностях и фазовых состояниях пленок, полученные из мессбауэровской спектроскопии, согласуются с РД-результатами.

Направление магнитных моментов и определяется в мессбауэровской спектроскопии по отношению интенсивностей вторых (пятых) и первых (шестых) линий ($A_{2.5}/A_{1.6}$) зеемановского секстиплета с использованием формулы

$$\frac{A_{2.5}}{A_{1.6}} = \frac{4}{3} \frac{\sin^2 \theta}{1 + \cos^2 \theta}. \tag{1}$$

Здесь 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. 3, были рассчитаны углы отклонения θ , приведенные в табл. 1. Значению угла θ может соответствовать один из трех вариантов ориентации магнитных моментов, а именно: 1) это средний угол $\langle \theta \rangle$, суммирующий направления магнитных моментов от параллельного нормали к поверхности

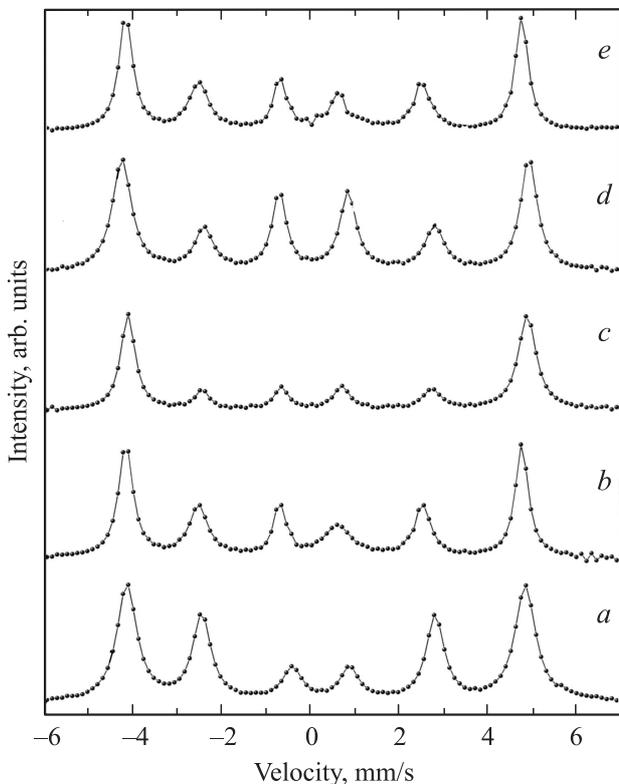


Рис. 3. КЭМ-спектры пленок FePt толщиной 20 nm, полученные непосредственно после осаждения пленки (a) и после отжига в течение 60 min во внешнем магнитном поле напряженностью 3500 Oe при температурах 460 (b), 470 (c), 480 (d) и 490 °C (e).

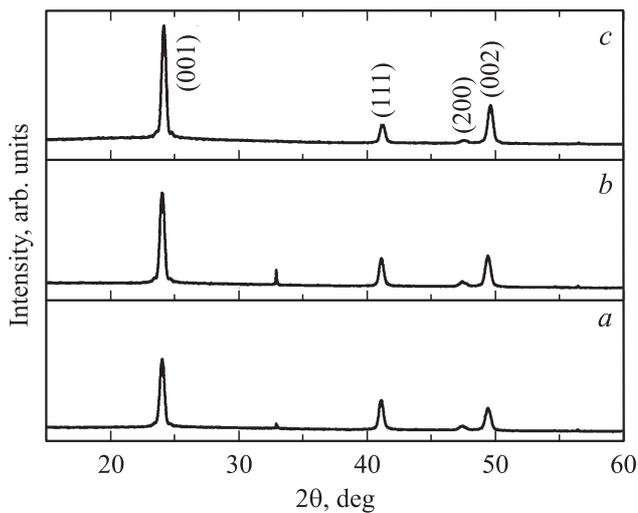


Рис. 4. Рентгеновские дифрактограммы пленок FePt толщиной 20 nm, полученные после отжига при температуре 470°C в течение 60 (a), 90 (b) и 120 min (c) во внешнем магнитном поле величиной 3500 Oe, приложенном перпендикулярно плоскости пленки.

пленки до параллельного поверхности пленки; 2) это максимальный угол в случае его равновероятного 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. 2 представлена зависимость угла θ от температуры для ММС, отожженных в течение 60 min во внешнем магнитном поле напряженностью 3500 Oe.

Из рис. 2 видно, что отжиг при 460°C в течение 60 min во внешнем магнитном поле, приложенном перпендикулярно поверхности пленок, приводит к резкому увеличению как угла отклонения θ магнитных моментов ионов железа от плоскости пленки, так и отношения $I_{(001)}/I_{(111)}$. При достижении температуры отжига 470°C наблюдается максимальное значение как угла θ , так и величины отношения $I_{(001)}/I_{(111)}$; следовательно, в этих пленках отжиг при 470°C приводит к преобладанию (001)-текстуры. Дальнейшее повышение температуры отжига до 490°C обуславливает уменьшение угла отклонения магнитных моментов ионов железа от плоскости пленки и понижение отношения $I_{(001)}/I_{(111)}$. Следует отметить хорошее согласие РД-данных и мессбауэровских измерений, указывающих на то, что оптимальной температурой отжига для получения ММС на основе FePt фазы Ll_0 с ориентацией оси легкого намагничивания, близкой к нормали к поверхности, является 470°C.

На рис. 4 показаны РД многослойных пленок FePt, отожженных при температуре 470°C в течение различного времени. Увеличение времени отжига от 60

до 120 min приводит к плавному повышению интенсивности (001)- и (002)-пикув, в то же время интенсивность (111)-линии немного понижается. Зависимость отношения линий $I_{(001)}/I_{(111)}$ исследуемой ММС от длительности отжига во внешнем магнитном поле показана на рис. 5.

Мессбауэровские спектры ММС, отожженных в течение времени от 60 до 120 min при температуре 470°C, представлены на рис. 6. Интенсивности вторых и пятых линий мессбауэровских спектров, как видно из рис. 6, понижаются с увеличением времени отжига ММС во

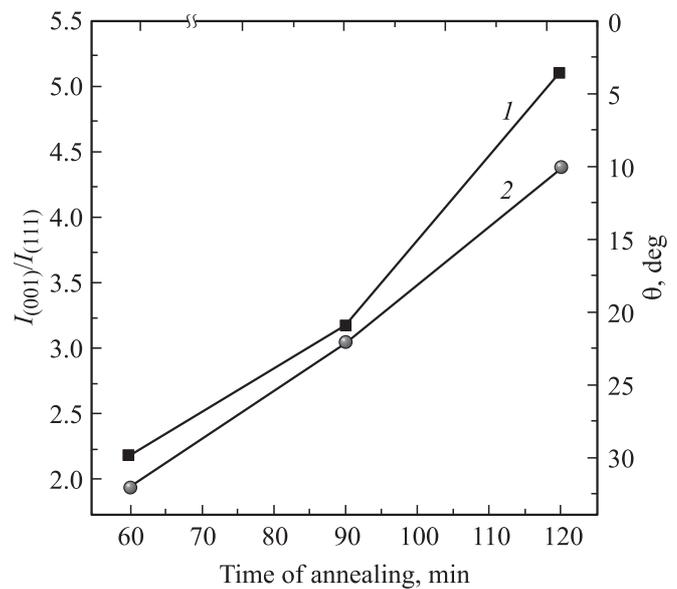


Рис. 5. Зависимости отношения интенсивностей рентгеновских дифракционных линий $I_{(001)}/I_{(111)}$ (1) и рассчитанных на основе мессбауэровских спектров углов отклонения θ (2) от времени отжига при температуре 470°C во внешнем магнитном поле величиной 3500 Oe, приложенном перпендикулярно плоскости пленки, для пленок FePt в ММС.

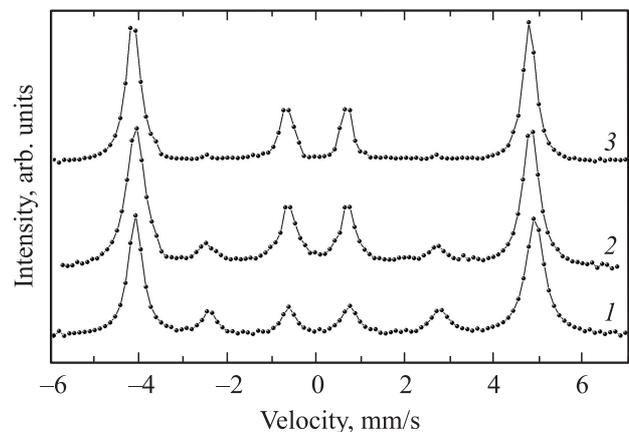


Рис. 6. КЭМ-спектры пленок FePt толщиной 20 nm, полученные после отжига во внешнем магнитном поле напряженностью 3500 Oe при температуре 470°C в течение 60 min (1), 90 (2) и 120 min (3).

внешнем магнитном поле. Углы θ , рассчитанные на основе экспериментальных спектров, показанных на рис. 6, приведены на рис. 5. Как видно из рис. 5, при увеличении времени отжига от 60 до 120 min величина угла отклонения магнитных моментов от нормали к поверхности ММС уменьшается от 32 до 10°. Это означает, что эволюция текстуры отожженных пленок FePt тесно связана с процессом отжига. Более того, увеличение времени отжига во внешнем магнитном поле приводит практически к полной ориентации магнитных моментов ионов железа в ММС вдоль нормали к поверхности пленки.

На рис. 7 представлены петли гистерезиса, измеренные как параллельно, так и перпендикулярно плоскости FePt-пленок, до и после отжига в течение 90 min при 470°C. Величины коэрцитивности H_c и остаточной намагниченности S FePt-пленок, рассчитанные на основе петель гистерезиса (рис. 7), приведены в табл. 2. Значение S , полученное для пленок FePt, не подвергнутых отжигу в магнитном поле, по данным измерений в

Таблица 2. Коэрцитивность H_c и остаточные намагниченности S для магнитной многослойной системы на основе FePt-пленки толщиной 20 nm, полученные до и после тепловой обработки ММС при температуре 470°C в течение 90 min во внешнем магнитном поле 3500 Oe, приложенном перпендикулярно плоскости пленки (измерения проведены при температуре 77 K)

Образец	$(H_c)_{ }$, kOe	$(H_c)_{\perp}$, kOe	$S_{ }$	S_{\perp}
Исходный	8.5	6.8	0.49	0.30
После отжига	22.3	17.4	0.56	0.84

плоскости пленок равно $S_{||} = 0.49$, что выше величины $S_{\perp} = 0.30$, полученной в этих пленках в направлении, перпендикулярном плоскости. В то же время для пленок FePt, отожженных во внешнем магнитном поле, ориентированном по нормали к поверхности пленок, величина S , полученная в параллельном плоскости пленок направлении, составляет $S_{||} = 0.56$, что гораздо меньше величины, измеренной в направлении, перпендикулярном плоскости этих пленок ($S_{\perp} = 0.84$). Это указывает на преобладание перпендикулярной анизотропии в пленках FePt, отожженных во внешнем магнитном поле, ориентированном по нормали к поверхности пленок. Кроме того, коэрцитивность пленок FePt, отожженных во внешнем магнитном поле, значительно выше по сравнению с коэрцитивностью пленок FePt, не подвергнутых отжигу. Тот факт, что S увеличивается от значения $S_{\perp} = 0.30$ до 0,84 при отжиге во внешнем магнитном поле, согласуется с РД-данными и результатами мессбауэровских измерений. Это означает, что в процессе отжига повышение остаточной намагниченности можно отнести к эволюции текстуры от (111) к (001).

4. Заключение

Таким образом, методом магнетронного распыления при давлении Ar в камере распыления ~ 5 mTorr получены пленки FePt фазы Ll_0 толщиной 20 nm в составе магнитной многослойной структуры Fe(2 nm)/FePt(20 nm)/Pt(2 nm). С использованием разнообразных экспериментальных методик исследованы структурные и магнитные свойства многослойной системы Fe(2 nm)/FePt(20 nm)/Pt(2 nm) в зависимости от условий отжига и последующего охлаждения во внешнем магнитном поле, ориентированном перпендикулярно плоскости пленки.

Экспериментальные данные ясно указывают на то, что после отжига и охлаждения во внешнем магнитном поле ММС находятся в ГЦТ-фазе, обладают высокой коэрцитивностью H_c , перпендикулярной плоскости пленки магнитной анизотропией, малыми размерами гранул и отсутствием взаимодействий между частицами.

В работе предложен метод получения высокотекстурованных пленок FePt ориентации (001) в состоя-

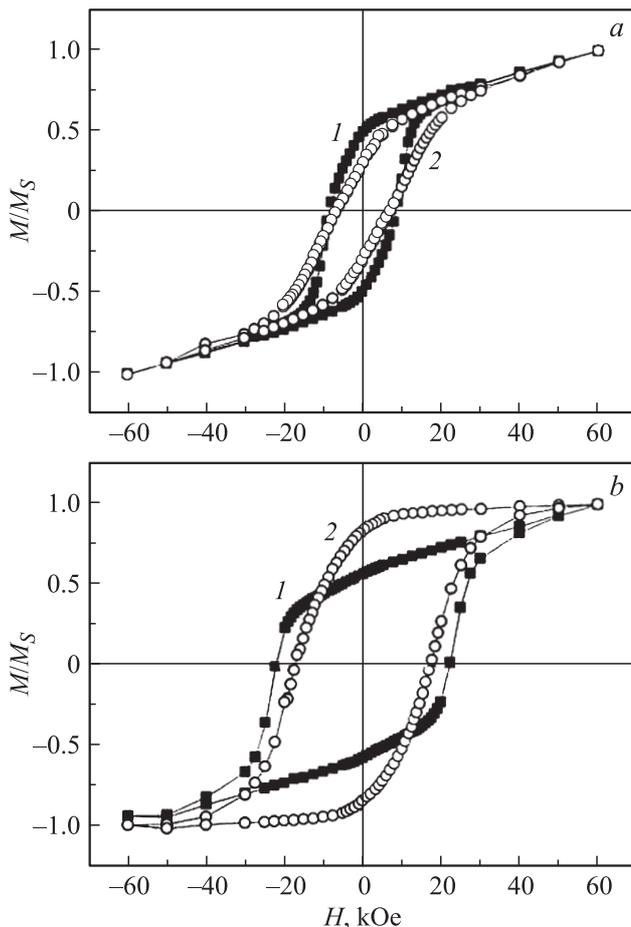


Рис. 7. Петли гистерезиса, полученные в параллельном (1) и перпендикулярном (2) плоскости пленок FePt (20 nm) направлении. *a* — непосредственно после осаждения, *b* — после отжига при температуре 470°C в течение 90 min во внешнем магнитном поле напряженностью 3500 Oe, приложенном перпендикулярно плоскости пленки.

нии Ll_0 с высоким значением перпендикулярной анизотропии, удовлетворяющих требованиям, предъявляемым к материалам для магнитной записи „перпендикулярного“ типа.

Список литературы

- [1] S. Iwasaki, Y. Nakamura. IEEE Trans. Magn. **13**, 1272 (1977).
- [2] Selected papers of the 9th Perpendicular Magnetic Recording Conference (PMRC-2010). J. Magn. Magn. Mater. **324**, 243 (2012).
- [3] D. Weller, A. Moser, L. Folks, M.E. Best, W. Lee, M.F. Toney, M. Schwickert, J.-U. Thiele, M.F. Doerner. IEEE Trans. Magn. **36**, 10 (2000).
- [4] Y.-N. Hsu, S. Jeong, D.E. Laughlin, D.N. Lambeth. J. Appl. Phys. **89**, 7068 (2001).
- [5] S. Nakagawa, T. Kamiki. J. Magn. Magn. Mater. **287**, 204 (2005).
- [6] O.A. Ivanov, L.V. Solina, V.A. Demshina. Phys. Met. Metallogr. **35**, 81 (1973).
- [7] N. Honda, K. Ouchi, S. Iwasaki. IEEE Trans. Magn. **38**, 1615 (2002).
- [8] Y.K. Takahashi, T. Ohkubo, M. Ohnuma, K. Hono. J. Appl. Phys. **93**, 7166 (2003).
- [9] J.C. Pivin, F. Singh, O. Angelov, L. Vincent. J. Phys. D **42**, 025 005 (2009).
- [10] Y. Ogata, Y. Imai, S. Nakagawa. J. Appl. Phys. **107**, 09A715 (2010).
- [11] T.A. George, R. Skomski, D.J. Sellmyer. J. Appl. Phys. **105**, 07B736 (2009).
- [12] B. Lim, J. Chen, J. Hu, P. Lwin, Y. Ding, K. Cher, B. Liu. J. Appl. Phys. **105**, 07A730 (2009).
- [13] L. Zhang, Y. Takahashi, A. Perumal, K. Hono. J. Magn. Magn. Mater. **322**, 2658 (2010).
- [14] A. Perumal, Y. Takahashi, T. Seki, K. Hono. Appl. Phys. Lett. **92**, 132 508 (2009).
- [15] J. Chen, B. Lim, Y. Deng, J. Hu, G. Chow, G. Ju. J. Appl. Phys. **105**, 07B702 (2009).
- [16] B.Z. Cui, J. Clark, J.W. Sui, K. Han, S.A. Shaheen. J. Alloys Comp. **496**, 43 (2010).
- [17] А.С. Камзин, Л.А. Григорьев, А.Б. Шерман, И.С. Бараш. СФХТ **6**, 64 (1993).
- [18] В.Г. Семенов, В.В. Панчук. Частное сообщение.
- [19] V. Karanasos, I. Panagiotopoulos, D. Niarchos, H. Okumura, G.C. Hadjipanayis. Appl. Phys. Lett. **79**, 1255 (2001).