

Управление ориентацией намагниченности в пленках $L1_0$ FePt с помощью отжига в магнитном поле в области температуры Кюри

© А.С. Камзин¹, J.W. Cao², В. Ма³, F.L. Wei², А.А. Валиуллин⁴,
В.Р. Ганеев⁴, Л.Д. Зарипова⁴

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, Lanzhou University,
Lanzhou, China

³ State Key Laboratory for Advanced Photonic Materials and Devices,
Department of Optical Science and Engineering, Fudan University,
Shanghai, China

⁴ Казанский федеральный университет,
Казань, Россия

E-mail: kamzin@mail.ioffe.ru

(Поступила в Редакцию 18 февраля 2015 г.
В окончательной редакции 18 марта 2015 г.)

Методом магнетронного распыления получены пленки $Fe_{50}Pt_{50}$ фазы $L1_0$ толщиной 20 nm в составе магнитной многослойной структуры $Fe(2\text{ nm})/Fe_{50}Pt_{50}(20\text{ nm})/Pt(2\text{ nm})$. Многослойные структуры отжигались при 700°C в течение 30 min, а затем при $430\text{--}600^\circ\text{C}$ в течение часа либо во внешнем магнитном поле напряженностью ~ 3500 Oe, приложенном по нормали к плоскости пленок (режим *A*), либо без внешнего магнитного поля (режим *B*). Рентгеновские и мессбауэровские исследования показали, что при отжиге пленок FePt в составе магнитной многослойной структуры во внешнем магнитном поле при температуре 478°C (это температура Кюри T_c для пленок FePt) формируется структура $L1_0$ с ориентацией магнитных моментов по нормали к поверхности пленки. При этом на снимках атомно-силовой микроскопии наблюдается изменение размеров зерен. Когда температура отжига близка к T_c для пленок FePt, величина теплового возмущения сравнима со значением обменной энергии намагниченности, поэтому внешнее магнитное поле напряженностью ~ 3500 Oe, приложенное по нормали к поверхности пленки, эффективно способствует формированию структуры $L1_0$. Отжиг структур FePt во внешнем магнитном поле позволяет формировать в этих материалах текстуру $L1_0$ (001) и ориентировать магнитные моменты в направлении поля.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант № 14-02-91151). Один из авторов (А.А. Валиуллин) благодарит за частичную поддержку работы Программой повышения конкурентоспособности Казанского федерального университета, финансируемой Министерством Образования и Науки РФ.

1. Введение

Принципы создания магнитных пленок FePt структуры $L1_0$, обладающих намагниченностью, ориентированной перпендикулярно плоскости пленки, и большой энергией магнитокристаллической анизотропии ($K_u \sim 7 \cdot 10^7$ erg/cm³) [1], интенсивно изучаются с целью получения новых материалов, носителей информации со сверхвысокой плотностью перпендикулярной магнитной записи (ПМЗ) [2]. Известно, в случае ПМЗ информации кристаллографическая ось *C* в пленках FePt должна быть направлена перпендикулярно поверхности пленок, обладающих текстурой (001). Однако пленки FePt, осажденные на аморфные подложки, как правило, имеют текстуру (111), потому что плоскость (111) пленки является плотноупакованной плоскостью пленок FePt фазы $L1_0$ и ось *C* ориентирована не вдоль нормали к плоскости пленки, а отклонена примерно на 36° от нее (см., например, работу [3] и ссылки в ней). Такие пленки

FePt не обладают перпендикулярной анизотропией и не могут быть использованы для ПМЗ.

Таким образом, одной из основных проблем при создании носителей информации для ПМЗ является разработка методов получения пленок FePt, в которых магнитная легкая ось *C* была бы ориентирована по нормали к поверхности. Как правило, для получения пленок FePt с такой ориентацией используется ряд подходов, а именно осаждение после лазерного распыления [4]; эпитаксиальный рост на монокристаллических подложках [5,6]; эпитаксиальный рост на различных подложках или промежуточном между подложкой и пленкой слое [7,8]. Широко используется метод магнетронного осаждения (см. работу [9] и ссылки в ней), а также альтернативное осаждение слоев Fe и Pt [3,10].

Однако, несмотря на множество публикаций, посвященных получению пленок FePt для ПМЗ, остается актуальной задача создания пленок FePt с требуемыми для ПМЗ свойствами, а именно с высокой коэци- тивностью H_c , большой перпендикулярной магнитной

анизотропией, малыми размерами зерен и отсутствием взаимодействия между частицами. Необходимы новые технологии получения для ПМЗ (001)-ориентированных пленок FePt фазы $L1_0$.

В случае ферромагнитных материалов при температуре ниже температуры Кюри T_c магнитные моменты спонтанно ориентируются в магнитном домене в одном направлении, тогда как при температурах выше T_c моменты ориентируются случайным образом. При отжиге сплавов FePt структуры $L1_0$ в области T_c в магнитном поле происходит перестройка атомов Fe и Pt за счет внешнего магнитного поля. При этом легкая ось намагничивания должна ориентироваться в преимущественном направлении. Предыдущие исследования авторов [10] показали возможность формирования необходимой магнитной структуры с помощью отжига пленок во внешнем магнитном поле (ВМП).

В настоящей работе изучены возможности управления свойствами и ориентацией легкой оси намагничивания магнитной многослойной структуры (ММС) с помощью отжига в ВМП. Исследования проведены на полученных методом радиочастотного магнетронного распыления ММС на основе пленок $Fe_{50}Pt_{50}$ фазы $L1_0$. Можно ожидать, что при отжиге в области температуры Кюри ВМП будет действовать как возмущение, ориентирующее легкую ось в пленках FePt в заданном направлении. Исходя из изложенного выше отжиг ММС на основе пленок FePt и последующий процесс охлаждения были проведены во внешнем магнитном поле, приложенном по нормали к плоскости поверхности пленок.

2. Методика эксперимента

ММС Si(подложка)/Fe(2 nm)/FePt(20 nm)/Pt(2 nm) были получены с помощью высокочастотного магнетронного распыления. Базовое давление в камере поддерживалось равным $2 \cdot 10^{-6}$ Па. Номинальный состав слоев в FePt составлял $Fe_{50}Pt_{50}$. После осаждения пленки температура подложки в течение 30 min была повышена до 550°C . Затем пленки FePt нагревались до 700°C (температура T_1) и выдерживались при этой температуре в течение 30 min с целью эффективного образования в пленке фазы $L1_0$. После этого ММС отжигались при разных температурах в области от 400 до 600°C в течение 60 min либо в постоянном магнитном поле ~ 3500 Oe, приложенном по нормали к поверхности пленки (режим A на рис. 1), либо без магнитного поля (режим B на рис. 1). Морфология пленок изучалась с использованием атомного силового микроскопа (АСМ). Кристаллическая структура пленок исследовалась с помощью рентгеновской дифракции с использованием $\text{Cu } K_\alpha$ -излучения. Магнитные свойства были измерены при комнатной температуре с помощью магнитометра Quantum Design MPMS XL SQUID с приложением магнитного поля до 7 Т.

Информативным методом изучения свойств магнитных материалов является мессбауэровская спектроскопия. Для исследований магнитной структуры и фазового

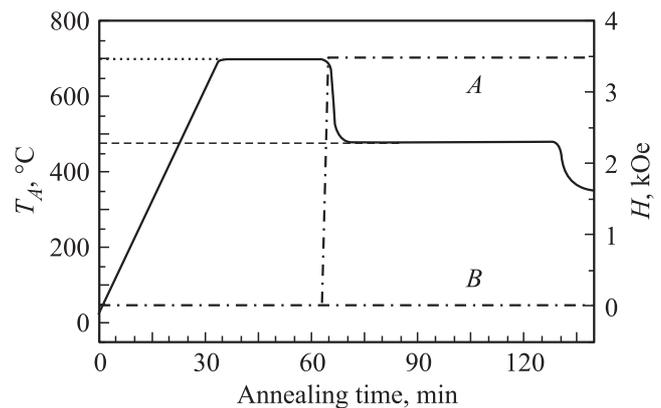


Рис. 1. Принципиальная схема двухэтапного режима отжига ММС Fe(2 nm)/ $Fe_{50}Pt_{50}$ (20 nm)/Pt(2 nm). Сплошной линией показан процесс отжига ММС. А — режим отжига во внешнем магнитном поле напряженностью 3500 Oe, приложенном по нормали к поверхности пленки, В — режим отжига в отсутствие внешнего магнитного поля ($H = 0$). Штрихпунктирной линией обозначена величина внешнего магнитного поля, при котором проводится отжиг ($H = 0$ или 3500 Oe), пунктирной линией отмечена температура отжига $T_1 = 700^\circ\text{C}$ в отсутствие внешнего магнитного поля, штриховой — температура отжига $T_2 = 478^\circ\text{C}$ во внешнем магнитном поле напряженностью 3500 Oe, приложенном по нормали к поверхности пленки.

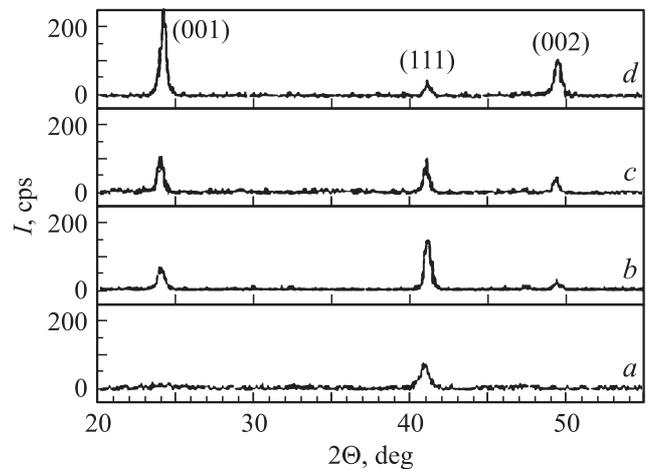


Рис. 2. Рентгенограммы ММС Fe(2 nm)/ $Fe_{50}Pt_{50}$ (20 nm)/Pt(2 nm). *a* — непосредственно после осаждения, *b* — после отжига при 700°C в течение 30 min, *c* — после отжига при 700°C в течение 30 min и затем при 480°C в течение 60 min в отсутствие внешнего магнитного поля (режим В), *d* — после отжига при 700°C в течение 30 min в отсутствие внешнего магнитного поля и затем при 480°C в течение 60 min во внешнем магнитном поле ~ 3500 Oe, приложенном вдоль нормали к поверхности пленки (режим А). Отмечены рефлексы, соответствующие текстуре (001), (111) и (002).

состояния полученных ММС была использована мессбауэровская спектроскопия на изотопе ^{57}Fe с регистрацией конверсионных и Оже-электронов (КЭМ-спектроскопия) в геометрии обратного рассеяния, поскольку традиционная мессбауэровская спектроскопия неприме-

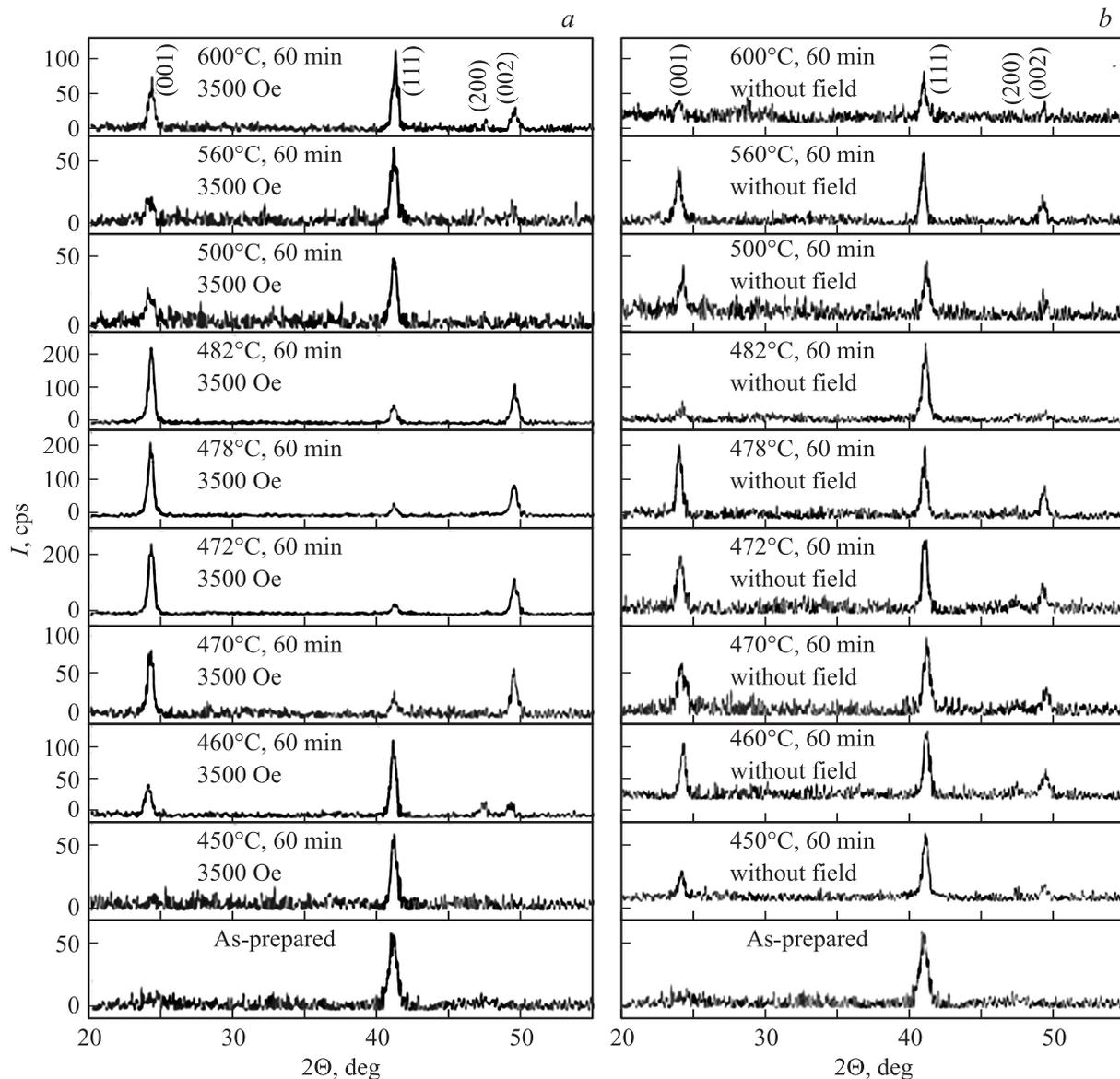


Рис. 3. Рентгенограммы, полученные на ММС Fe(2 nm)/Fe₅₀Pt₅₀(20 nm)/Pt(2 nm) непосредственно после осаждения без отжига, а также после отжига при различных температурах. *a* — во внешнем магнитном поле ~ 3500 Oe, приложенном вдоль нормали к поверхности пленки (режим А), *b* — в отсутствие внешнего магнитного поля (режим В).

нима для изучения тонких пленок из-за малости величины сигнал/шум. Опорный сигнал в системе движения доплеровского модулятора в спектрометре имел форму треугольника для задания скорости с постоянным ускорением. При измерениях эффекта Мессбауэра волновой вектор γ -излучения мессбауэровского источника ⁵⁷Со активностью 20 мСi в матрице родия был направлен по нормали к поверхности исследуемой пленки. Скоростная шкала спектрометра калибровалась с использованием фольги α -железа при комнатной температуре, а для более высокой точности калибровка проводилась с помощью лазерного интерферометра. Математическая обработка мессбауэровских спектров проводилась по специальной программе [11]. Эта программа позволяет определить с помощью мессбауэровских спектров по-

ложения, амплитуды и ширины спектральных линий, с использованием которых рассчитываются величины сверхтонких взаимодействий: эффективные магнитные поля на ядрах ионов железа, квадрупольные расщепления и химические сдвиги. Мессбауэровские спектры исследуемых ММС были получены при комнатной температуре.

3. Результаты экспериментов

На рис. 2 приведены рентгенограммы пленок FePt в составе ММС, полученные как непосредственно после их осаждения, так и после отжига в ВМП напряженностью 3500 Oe, приложенном перпендикулярно плоскости

Параметры сверхтонких взаимодействий для магнитных структур на основе FePt толщиной 20 nm, отожженных во внешнем магнитном поле напряженностью 3500 Oe, приложенном перпендикулярно плоскости пленки (для каждого параметра указана величина ошибки)

T_a , °C	M_{\perp} , % (в поле)	M_{\parallel} , % (в поле)	θ , deg (в поле)	θ , deg (без поля)	G , mm/s	IS, mm/s	QS, mm/s	$H_{\text{эф}}$, kOe
± 2	± 1	± 1	± 2	± 2	± 0.03	± 0.03	± 0.04	± 2
As-prepared	18	82	12	12	0.45	0.33	0.12	279
400	12	88	8	10	0.46	0.30	0.28	281
430	11	89	7	9	0.48	0.32	0.27	277
450	12	88	8	7	0.51	0.31	0.30	278
460	15	85	10	7	0.54	0.30	0.31	276
470	50	50	45	10	0.56	0.30	0.27	278
472	78	32	65	7	0.50	0.32	0.29	281
478	86	14	81	8	0.49	0.30	0.28	283
480	52	48	47	7	0.37	0.32	0.30	279
490	15	85	10	10	0.37	0.30	0.30	280
500	12	88	8	10	0.35	0.31	0.31	277
520	12	88	8	7	0.37	0.32	0.29	278
530	11	89	7	8	0.36	0.30	0.30	276
600	14	86	9	7	0.37	0.30	0.31	279

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

пленки, в соответствии с режимом *A* или без ВМП в соответствии с режимом *B* (рис. 1). На рентгенограммах, полученных для пленок FePt непосредственно после осаждения (рис. 2, *a*), наблюдается только одна линия (111). После отжига при 700°C (температура T_1) в течение 30 min кроме линии (001) на рентгенограммах появляются линии (002) фазы $L1_0$. Из рентгенограмм ММС $L1_0$ FePt (рис. 2, *b*) видно, что однократный отжиг при 700°C приводит к появлению линии (001) и увеличению интенсивности линии (111). Рентгенограммы пленок FePt, отожженных без внешнего магнитного поля (рис. 2, *c*) и при наложении ВМП при 478°C (температура T_2) в течение 60 min (рис. 2, *d*), существенно различаются. Отжиг в ВМП, приложенном перпендикулярно плоскости пленки, приводит к значительному увеличению интенсивности линий (001) и (002).

На рис. 3 представлены рентгенограммы ММС, отожженных как в магнитном поле, так и в его отсутствие. Как видно из рис. 3, интегральная интенсивность линии $I_{(001)}$, указывающей на состояние (001), меняется с повышением температуры отжига и становится максимальной при температурах отжига около 480°C. Отношение интенсивностей линий (001) и (111), обозначаемое как $I_{(001)}/I_{(111)}$, определяет степень ориентации оси [001] относительно нормали к поверхности пленки. Из экспериментально полученных рентгенограмм исследуемых ММС (рис. 3) были рассчитаны отношения $I_{(001)}/I_{(111)}$, приведенные на рис. 4 в зависимости от температуры отжига в течение 60 min как в ВМП напряженностью 3500 Oe, так и без поля. Из рис. 4 видно, что отжиг в области $\sim 480^\circ\text{C}$ в течение 60 min

в ВМП, приложенном перпендикулярно поверхности пленок, приводит к резкому увеличению отношения $I_{(001)}/I_{(111)}$. При достижении температуры отжига 478°C наблюдается максимальное значение величины отношения $I_{(001)}/I_{(111)}$; следовательно, в этих пленках отжиг при 478°C приводит к образованию текстуры (001). Дальнейшее повышение температуры отжига до 490°C приводит к понижению отношения интенсивностей линий $I_{(001)}/I_{(111)}$, и далее оно остается неизменным до

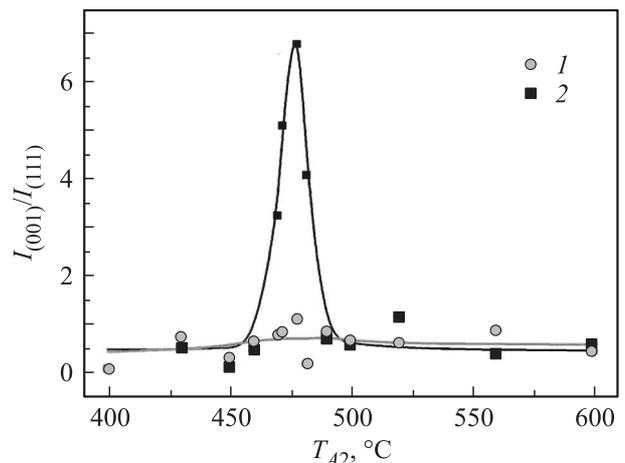


Рис. 4. Зависимость от температуры отжига соотношения интенсивностей линий $I_{(001)}/I_{(111)}$, полученных из рентгенограмм ММС (рис. 3) Fe(2 nm)/Fe₅₀Pt₅₀(20 nm)/Pt(2 nm), отожженных в режиме *B* в отсутствие внешнего магнитного поля (1) и в режиме *A* во внешнем магнитном поле ~ 3500 Oe, приложенном вдоль нормали к поверхности пленки (2).

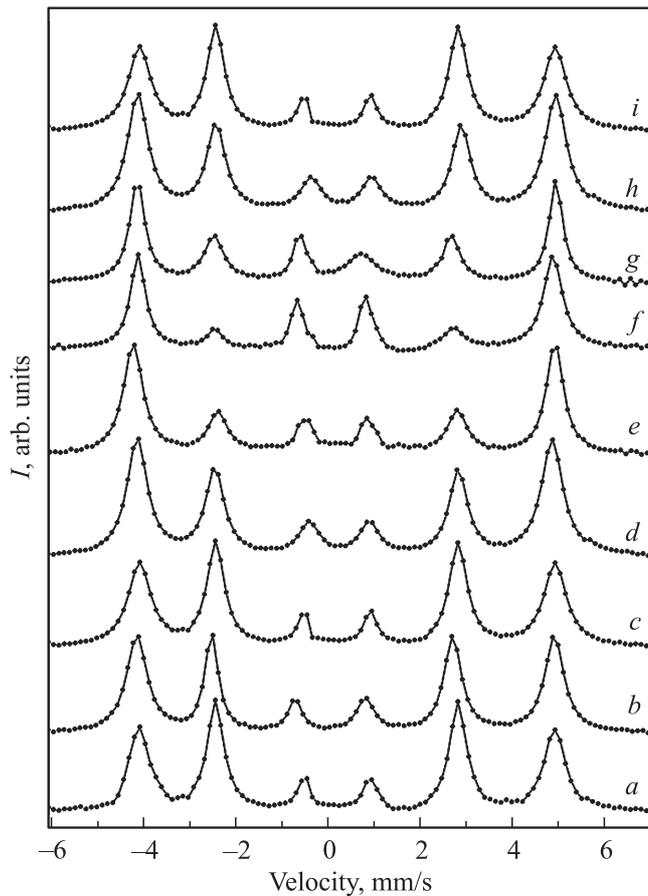


Рис. 5. Мессбауэровские спектры ММС Fe(2 nm)/Fe₅₀Pt₅₀(20 nm)/Pt(2 nm), полученные непосредственно после осаждения (a) и после отжига в режиме А при различных температурах (b–i). T , °C: b — 430, c — 460, d — 470, e — 480, f — 490, g — 500, h — 520, i — 560.

температуры отжига 600°C. Следовательно, отжиг в магнитном поле при температуре 478°C создает условия для преимущественного формирования структуры $L1_0$. В случае отжига в режиме В при температурах T_2 не наблюдается влияния температурной обработки. При отжиге в режиме А на температурной зависимости отношения интенсивностей линий $I_{(001)}/I_{(111)}$ наблюдается максимум при температуре 478°C, соответствующей T_c для пленок FePt [1].

На рис. 5 представлены КЭМ-спектры ММС на основе FePt, отожженных при разных температурах во внешнем магнитном поле напряженностью 3500 Oe, полученные при комнатной температуре. Из экспериментальных мессбауэровских спектров (рис. 5) с использованием программы [11] были рассчитаны полуширины и интенсивности линий, а также параметры сверхтонких взаимодействий, приведенные в таблице.

Методом вычитания и удаления линий зеемановского расщепления из спектров пленок FePt было установлено, что в области „нуля“ скоростей линии отсутствуют. Это означает, что ионы Fe в пленках FePt полностью

находятся в магнитоупорядоченном состоянии. Асимметрии зеемановских линий спектра не наблюдается, что также указывает на однофазность пленки. Величины квадрупольных расщеплений (QS), рассчитанные из мессбауэровских спектров (рис. 5) с использованием математической обработки, близки к 0.3 mm/s. Такие значения QS соответствуют пленкам FePt, находящимся в гранцентрированной тетрагональной (ГЦТ) фазе, тогда как величины QS для гранцентрированного кубического (ГЦК) состояния в FePt близки к нулю [12]. Это означает, что после отжига в магнитном поле в пленках FePt наблюдается только ГЦТ-фаза, а ГЦК-фаза отсутствует. Значения полуширин спектральных линий и эффективных магнитных полей на ядрах ионов железа, полученные с помощью математического анализа экспериментальных спектров, приведены в таблице. Полуширины линий спектров пленки ($\sim 0.4\text{--}0.5$ mm/s) 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, что обычно наблюдается в тонких пленках. Величины эффективных магнитных полей на ядрах ионов железа в пленках FePt, отожженных в магнитном поле, составляют приблизительно 280 kOe, что меньше значения 330 kOe для чистого железа. Такое понижение эффективных полей связано с замещением ионов железа в структуре FePt ионами Pt.

Направление магнитных моментов определяется в мессбауэровской спектроскопии с помощью соотношения интенсивностей вторых (пятых) и первых (шестых) линий ($A_{2,5}/A_{1,6}$) зеемановского секстиплета по формуле

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

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, θ — это угол отклонения магнитных моментов от нормали к поверхности пленки.

С использованием данных математической обработки спектров ММС, показанных на рис. 5, были рассчитаны углы отклонения. Значению угла θ может соответствовать один из трех вариантов ориентации магнитных моментов: 1) это средний угол $\langle \theta \rangle$, 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

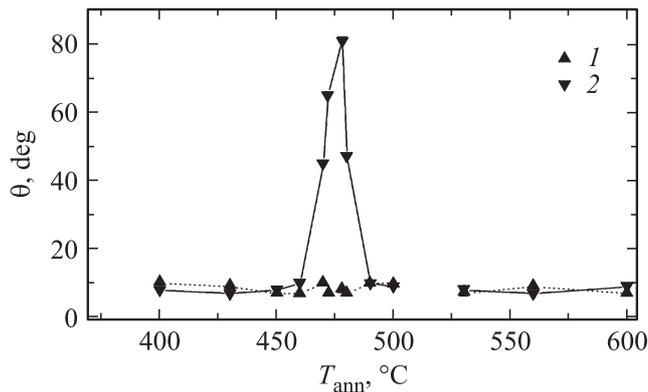


Рис. 6. Рассчитанные с помощью мессбаэуровских спектров ММС Fe(2 nm)/Fe₅₀Pt₅₀(20 nm)/Pt(2 nm) углы отклонения θ от нормали к плоскости пленки в зависимости от температуры отжига. 1 — в отсутствие внешнего магнитного поля (режим B), 2 — во внешнем магнитном поле величиной 3500 Oe, приложенном перпендикулярно плоскости пленки (режим A).

моментов в пленке направлена перпендикулярно, а другая часть — параллельно поверхности пленки. Величины угла θ , полученные для последнего варианта, приведены в таблице.

На рис. 6 представлена зависимость угла θ от температуры для ММС, отожженных в течение 60 min во внешнем магнитном поле напряженностью 3500 Oe. Из рис. 6 видно, что отжиг в области $\sim 480^\circ\text{C}$ в течение 60 min во внешнем магнитном поле, приложенном перпендикулярно поверхности пленок, приводит к резкому увеличению угла отклонения θ магнитных моментов ионов железа от плоскости пленки. При достижении температуры отжига 478°C наблюдается максимальное значение как угла θ , так и величины отношения $I_{(001)}/I_{(111)}$; следовательно, в этих пленках отжиг при 478°C приводит к преобладанию текстуры (001). Дальнейшее повышение температуры отжига до 490°C приводит к уменьшению угла отклонения магнитных моментов ионов железа от плоскости пленки и понижению отношения $I_{(001)}/I_{(111)}$. Следует

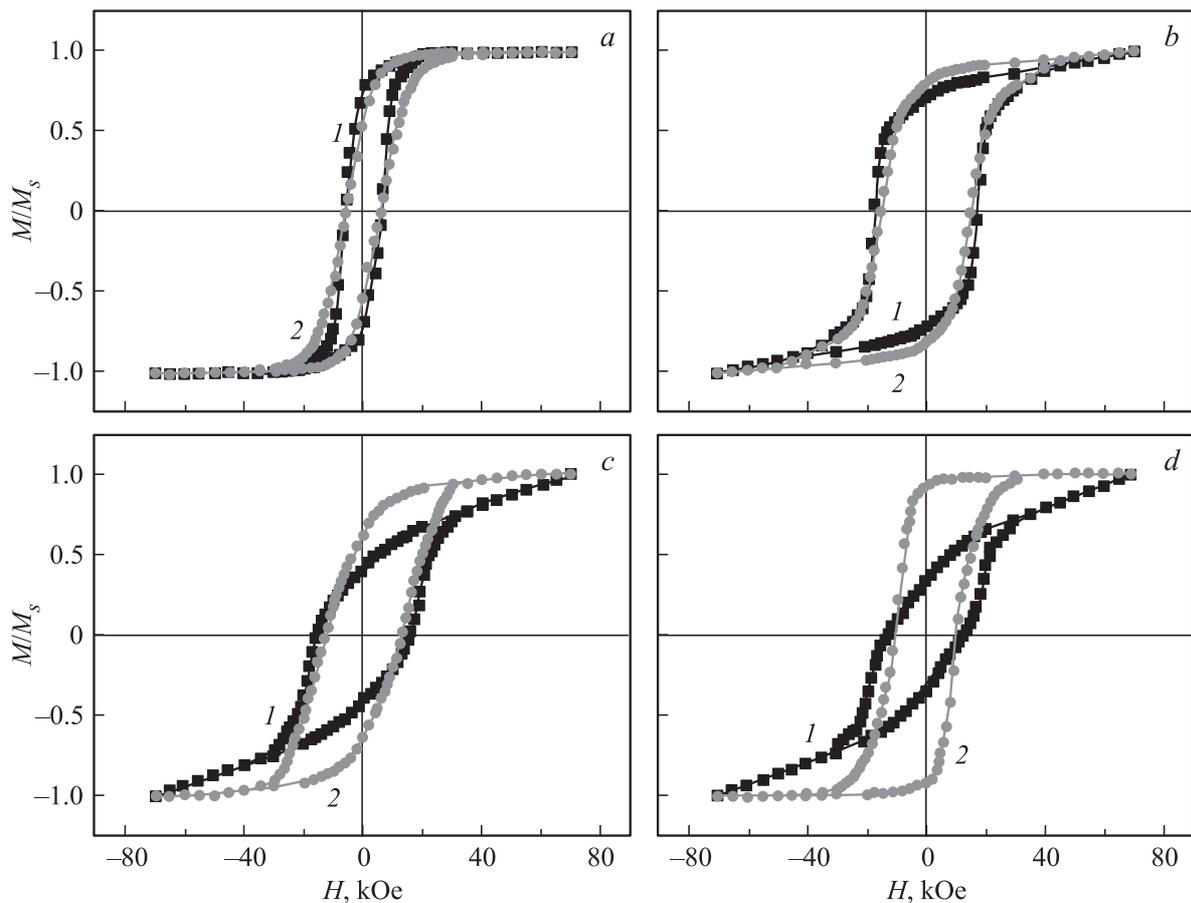


Рис. 7. Петли гистерезиса ММС Fe(2 nm)/Fe₅₀Pt₅₀(20 nm)/Pt(2 nm). a — непосредственно после осаждения, b — после отжига при 700°C в течение 30 min, c — после отжига в отсутствие внешнего магнитного поля (режим B), d — после отжига во внешнем магнитном поле ~ 3500 Oe, приложенном вдоль нормали к поверхности пленки (режим A). Показаны петли гистерезиса, измеренные параллельно (1) и перпендикулярно (2) плоскости пленки.

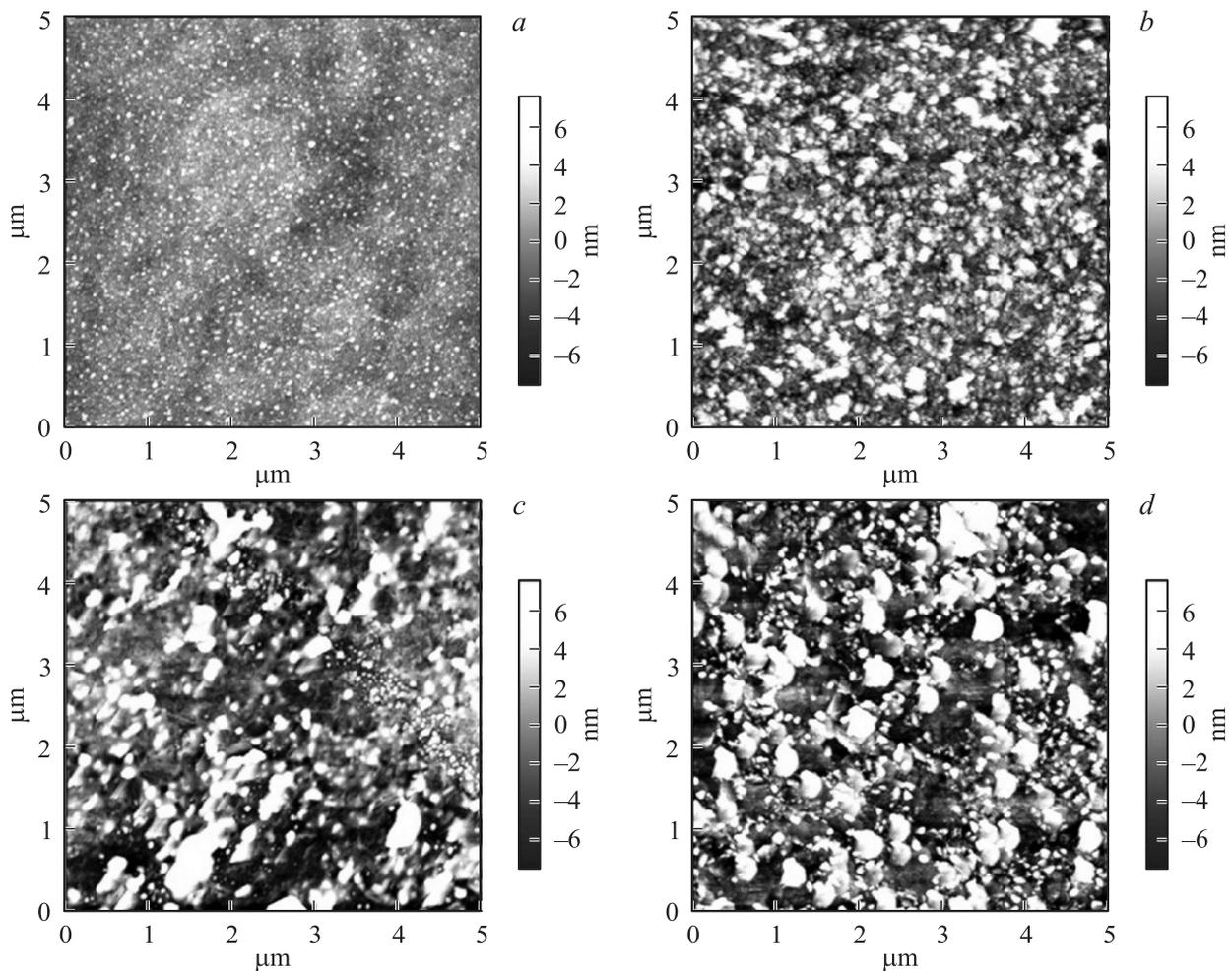


Рис. 8. АСМ-изображения MMC Fe(2 nm)/Fe₅₀Pt₅₀(20 nm)/Pt(2 nm), полученные непосредственно после осаждения (а), после отжига при 700°С в течение 30 min (b), после отжига в режиме *B* в отсутствие внешнего магнитного поля (с) и после отжига в режиме *A* во внешнем магнитном поле ~ 3500 Ое, приложенном вдоль нормали к поверхности пленки (d).

отметить хорошее согласие данных рентгеновской дифракции и мессбауэровских измерений, указывающих на то, что для получения MMC на основе Fe₅₀Pt₅₀ фазы *L1*₀ с ориентацией оси легкого намагничивания, близкой к нормали к поверхности, оптимальной температурой отжига во внешнем магнитном поле напряженностью ~ 3500 Ое, ориентированном по нормали к поверхности, является 478°С. Это означает, что эволюция текстуры отожженных пленок FePt тесно связана с процессом отжига. Более того, увеличение времени отжига во внешнем магнитном поле приводит к практически полной ориентации магнитных моментов ионов железа в MMC вдоль нормали к поверхности пленки.

На рис. 7 показаны типичные петли гистерезиса MMC FePt, из которых были получены величины коэрцитивности. По сравнению с величинами коэрцитивности пленок, не подвергнутых отжигу, коэрцитивность MMC FePt существенно усиливается после термической обработки, что можно объяснить формированием совершенной фазы *L1*₀. Следует отметить, что для MMC FePt

без термической обработки остаточная намагниченность в плоскости пленки и степень прямоугольности соответствующей петли гистерезиса больше, чем в случае петли гистерезиса, измеренной перпендикулярно плоскости пленки. При отжиге MMC FePt как в режиме *A*, так и в режиме *B* картина меняется на обратную. Более того, как видно из рис. 7, *d*, степень прямоугольности петли гистерезиса, измеренной перпендикулярно плоскости пленки, резко возрастает при отжиге MMC FePt в области 478°С (температура *T*₂) в магнитном поле, приложенном по нормали к поверхности пленки FePt. Это означает, что в таких пленках FePt большее количество магнитных моментов ориентировано вдоль направления [001] и эти пленки обладают перпендикулярной анизотропией, что согласуется с данными, полученными на основе рентгеновских и мессбауэровских исследований, показанными на рис. 4 и 6 соответственно.

На рис. 8 представлены полученные с помощью АСМ снимки исследуемых MMC на основе FePt, подвергнутых различным термическим обработкам. Следует

отметить, что ММС, не подвергнутые термической обработке (рис. 8, *a*), имеют гладкую поверхность с малой шероховатостью (около 1.1 nm). Отжиг пленок при 700°C (рис. 8, *b*) приводит к увеличению шероховатости до 3.0 nm. При дальнейшем отжиге при 478°C в отсутствие ВМП (рис. 8, *c*) или при наложении ВМП в течение часа (рис. 8, *d*) шероховатость пленок увеличивается до 4.4 и 4.7 nm соответственно. Эти результаты свидетельствуют о том, что процесс формирования пленки происходит во время повторного отжига при 478°C даже в том случае, если пленка уже была отожжена при высокой температуре. На снимке, полученном с помощью АСМ (рис. 8, *d*) для ММС, отожженных в ВМП, видно, что размеры зерен крупнее и их распределение однороднее по сравнению со случаем отжига без поля, показанным на рис. 8, *c*. Одним из объяснений этого может быть повышение степени ориентации оси C в пленке FePt к направлению по нормали к поверхности пленки.

Рассмотрим причины влияния ВМП напряженностью ~ 3500 Oe на магнитные свойства пленки FePt в структуре ММС в том случае, когда пленки отжигаются в области T_c в приложенном магнитном поле. Когда температура выше T_c , энергия магнитного поля напряженностью ~ 3500 Oe ($\mu_J H \sim 7 \cdot 10^{-24}$ J, $\mu_J = 2.2 \mu_B$ — намагниченность атома Fe, μ_B — магнетон Бора) гораздо меньше, чем тепловое возмущение (при режиме B , $T_2 = 400$ – 600 °C, $k_B T \approx 10^{-20}$ J). При приближении к области T_c энергия теплового возмущения понижается и становится сравнимой с обменной энергией намагниченности (вблизи T_c , $E_{ex} \approx k_B T \approx 10^{-20}$ J) и, следовательно, магнитное поле напряженностью ~ 3500 Oe создает условия для преимущественного формирования ориентированной структуры $L1_0$. При дальнейшем понижении температуры отжига (ниже T_c) обменная энергия становится доминирующей, и на формирование структуры основное влияние оказывает спонтанная намагниченность. При этом из-за большого коэффициента размагничивания по нормали к поверхности пленки магнитное поле величиной ~ 3500 Oe практически не способствует преимущественному формированию структуры $L1_0$.

4. Заключение

Методом магнетронного распыления получены пленки Fe₅₀Pt₅₀ фазы $L1_0$ толщиной 20 nm в составе магнитной многослойной структуры Fe(2 nm)/Fe₅₀Pt₅₀(20 nm)/Pt(2 nm). С использованием разнообразных экспериментальных методик исследованы структурные и магнитные свойства полученной ММС в зависимости от условий отжига во внешнем магнитном поле, ориентированном перпендикулярно плоскости пленки, и последующего охлаждения в поле. Экспериментальные данные ясно указывают на то, что при отжиге во внешнем магнитном поле в области температуры Кюри и охлаждении в поле пленка FePt в ММС переходит в ГЦТ-фазу и

характеризуется высокой коэрцитивностью, магнитной анизотропией, ориентированной перпендикулярно плоскости пленки, малыми размерами гранул и отсутствием взаимодействий между частицами.

Таким образом, впервые показано, что ориентацией легкой оси намагничивания наночастиц в пленке фазы $L1_0$ в ММС можно манипулировать с помощью внешнего магнитного поля *in situ*. Внешние магнитные поля умеренных величин вполне достаточны для того, чтобы ориентировать легкую ось намагничивания наночастиц фазы $L1_0$ в ММС FePt как перпендикулярно, так и параллельно плоскости пленки, причем с одновременным контролем текстуры пленки. Методика конденсации плазмы в газовой фазе с использованием внешних магнитных полей позволяет легко получить ММС на основе FePt фазы $L1_0$ с необходимой магнитной структурой, требуемой для сверхвысокоплотной магнитной записи информации следующего поколения.

Список литературы

- [1] O. A. Ivanov, L. V. Solina, V. A. Demshina. Phys. Met. Metallogr. **35**, 81 (1973).
- [2] 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).
- [3] А.С. Камзин, F.L. Wei, В.Р. Гансеев, А.А. Валиуллин, Л.Д. Зарипова. ФТТ **55**, 1743 (2013).
- [4] Y. Wang, R. Medwal, N. Sehdev, B. Yadian, T.L. Tan, P. Lee, A. Talebitaher, U. Ilyas, R.V. Ramanujan, Y. Huang, R.S. Rawat. Appl. Surf. Sci. **288**, 381 (2014).
- [5] L.W. Wang, W.C. Shih, Y.C. Wu, C.-H. Lai. Appl. Phys. Lett. **101**, 252403 (2012).
- [6] B. Laenens, F.M. Almeida, N. Planckaert, K. Temst, J. Meerschaert, A. Vantomme, C. Rentenberger, M. Rennhofer, B. Sepiol. J. Appl. Phys. **105**, 073913 (2009).
- [7] A. Hotta, T. Ono, M. Hatayama, K. Tsumura, N. Kikuchi, S. Okamoto, O. Kitakami, T. Shimatsu. J. Appl. Phys. **115**, 17B712 (2014).
- [8] J.S. Chen, B.C. Lim, J.F. Hu, Y.K. Lim, B. Liu, G.M. Chow. Appl. Phys. Lett. **90**, 042508 (2007).
- [9] S.D. Granz, M.H. Kryder. J. Magn. Mater. **324**, 287 (2012).
- [10] А.С. Камзин, F.L. Wei, В. Гансеев, Л.Д. Зарипова. ФТТ **54**, 1096 (2012).
- [11] M.E. Matsnev, V.S. Rusakov. AIP Conf. Proc. **1489**, 178 (2012).
- [12] V. Karanasos, I. Panagiotopoulos, D. Niarchos, H. Okumura, G.C. Hadjipanayis. Appl. Phys. Lett. **79**, 1255 (2001).