

МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ПОВЕРХНОСТИ И ПЛЁНКИ

PACSnumbers: 64.70.Nd, 66.30.Pa, 68.55.-a, 75.50.Ss, 75.50.Vv, 75.70.Cn, 81.40.Ef, 81.40.Rs

Влияние толщин отдельных слоёв и границ раздела на фазовый состав и магнитные свойства многослойных плёночных композиций Pt/Fe

М. Ю. Вербицкая, Е. А. Холина, Т. И. Вербицкая, Ю. Н. Макогон

*Национальный технический университет Украины «КПИ»,
просп. Победы, 37,
03056 Киев, Украина*

В работе исследовано влияние толщин отдельных слоёв и границ раздела в слоистых плёночных композициях $[\text{Pt}/\text{Fe}]_n$ ($n = 1, 2, 4, 8$) толщиной 30 нм, осаждённых на подложки $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$ магнетронным методом, на формирование их структуры и фазового состава при отжиге в вакууме в интервале температур 400–900°C. Показано, что увеличение количества границ при уменьшении толщины слоя способствует активации диффузионных процессов на границах раздела и формированию неупорядоченной фазы $A1\text{-FePt}$ в композиции $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$ и частично упорядоченных областей с тетрагональными искажениями в композиции $[\text{Pt}(2,1 \text{ нм})/\text{Fe}(1,6 \text{ нм})]_8$ уже при осаждении. Фазовое превращение $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$ в плёночных композициях проходит во время отжига при температуре 700°C. В плёночной композиции $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$ образуется большее количество зёрен, ориентированных в направлении $[001]$, перпендикулярном к подложке. Для плёночной композиции $[\text{Pt}(2,1 \text{ нм})/\text{Fe}(1,6 \text{ нм})]_8$ характерна меньшая степень упорядочения. Дополнительное количество границ раздела сдерживает рост зёрен упорядоченной фазы $L1_0\text{-FePt}$ при термической обработке в температурном интервале 700–800°C.

Corresponding author: Iurii Mykolayovych Makogon
E-mail: u.makogon@kpi.ua

*National Technical University of Ukraine 'KPI',
37 Peremohy Ave., 03056 Kyiv, Ukraine*

Please cite this article as: M. Yu. Verbytska, Ye. A. Kholina, T. I. Verbytska, and Yu. M. Makogon, Influence of Separate-Layers' Thicknesses and Interfaces on the Phase Composition and Magnetic Properties of Multilayer Pt/Fe Film Compositions, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **38**, No. 12: 1587–1598 (2016) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.38.12.1587.

Ключевые слова: наноразмерная плёнка, упорядоченная фаза $L1_0$ -FePt, граница раздела, коэрцитивная сила.

В роботі досліджено вплив товщин окремих шарів і роздільних меж у шаруватих плівкових композиціях $[Pt/Fe]_n$ ($n = 1, 2, 4, 8$) товщиною у 30 нм, осаджених на підложжя $SiO_2(100 \text{ нм})/Si(001)$ магнетронною методою, на формування їхніх структури та фазового складу при відпалах у вакуумі в інтервалі температур 400–900°C. Показано що, збільшення кількості меж при зменшенні товщини шару сприяє активації дифузійних процесів на роздільних межах і формуванню неупорядкованої фази A1-FePt у композиції $[Pt(4,2 \text{ нм})/Fe(3,2 \text{ нм})]_4$ та початку формування частково упорядкованих областей із тетрагональними спотвореннями у композиції $[Pt(2,1 \text{ нм})/Fe(1,6 \text{ нм})]_8$ вже при осадженні. Фазове перетворення A1-FePt \rightarrow $L1_0$ -FePt у плівкових композиціях починається під час відпалення за температури у 700°C. У плівковій композиції $[Pt(4,2 \text{ нм})/Fe(3,2 \text{ нм})]_4$ утворюється більша кількість зерен, орієнтованих у напрямку [001], перпендикулярному до підложжя. Менший ступінь впорядкування є характерним для плівкової композиції $[Pt(2,1 \text{ нм})/Fe(1,6 \text{ нм})]_8$. Додаткова кількість роздільних меж стримує ріст зерен впорядкованої фази $L1_0$ -FePt при термічному обробленні в температурному інтервалі 700–800°C.

Ключові слова: нанорозмірна плівка, впорядкована фаза $L1_0$ -FePt, роздільна межа, коерцитивна сила.

Influence of separate-layers' thicknesses and interfaces in layer $[Pt/Fe]_n$ film compositions with thickness of 30 nm ($n = 1, 2, 4, 8$) deposited by magnetron sputtering on $SiO_2(100 \text{ nm})/Si(001)$ substrate on the formation of their structure and phase composition at annealing in a vacuum in the temperature range of 400–900°C is investigated. As shown, the increase in amount of interfaces at reducing layer thickness promotes in activation of diffusion processes on the interfaces and the formation of disordered A1-FePt phase in $[Pt(4.2 \text{ nm})/Fe(3.2 \text{ nm})]_4$ composition and partly ordered regions with tetragonal distortions in $[Pt(2.1 \text{ nm})/Fe(1.6 \text{ nm})]_8$ composition already at deposition. The A1-FePt \rightarrow $L1_0$ -FePt phase transformation in film compositions take place during annealing at 700°C. The greater amount of grains oriented in [001] direction perpendicular to substrate is formed in $[Pt(4.2 \text{ nm})/Fe(3.2 \text{ nm})]_4$ film compositions. The less degree of ordering is typical for $[Pt(2.1 \text{ nm})/Fe(1.6 \text{ nm})]_8$ film composition. Additional amount of interfaces restrains grain growth of ordered $L1_0$ -FePt phase at heat treatment in temperature range of 700–800°C.

Key words: nanosize film, ordered $L1_0$ -FePt phase, interface, coercivity.

(Получено 27 сентября 2016 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Актуальной задачей современной науки и техники является создание термически стабильных магнитных накопителей информации

со сверхвысокой плотностью записи [1–6]. Одними из наиболее перспективных материалов являются наноразмерные плёночные композиции на основе FePt с упорядоченной фазой $L1_0$ -FePt, которой присущи высокие значения коэрцитивной силы ($H_c > 1600$ кА/м) и энергии магнитокристаллической анизотропии ($K_u = 7 \cdot 10^6$ Дж/м³) [3–10]. Они способны обеспечить термическую стабильность носителя записи даже при малых размерах его зёрен ($\cong 3$ нм), что увеличивает максимально возможную плотность магнитной записи до $\cong 7$ Тбит/см² [11–18]. Для формирования магнитотвёрдой фазы $L1_0$ -FePt необходимо проведение высокотемпературной термической обработки, что приводит к увеличению размера зёрен и шероховатости поверхности, что, в свою очередь, оказывает негативное влияние на повышение плотности записи.

При осаждении многослойных плёнок в соседних слоях на границе их раздела происходит взаимная диффузия атомов Fe и Pt. Дополнительное количество границ раздела в многослойных структурах $[\text{Fe}/\text{Pt}]_n$ способствует увеличению количества мест для образования зародышей фазы $L1_0$ и этим обеспечивает экстра-движущую силу для упорядочения, что позволяет снизить температуру формирования фазы $L1_0$ и управлять магнитной анизотропией [7–17].

Температура упорядочения может быть значительно понижена, а коэрцитивная сила H_c может быть повышена изменением напряжённого состояния между плёнкой FePt и соответствующей подложкой или за счёт диффузии примесей с более низкой поверхностной энергией [10, 15].

Несмотря на большое количество экспериментальных и теоретических работ, посвящённых изучению диффузионного формирования магнитотвёрдых плёнок FePt, в опубликованных статьях содержится много противоречивых результатов, что связано со сложностью экспериментального исследования и необходимостью учёта большого количества факторов при получении и отжиге, влияющих на формирование фазового состава и структуры плёнок.

В связи с этим актуальным является исследование в данной работе влияния границ раздела в слоистых плёночных композициях $[\text{Pt}/\text{Fe}]_n$ при $n = 1, 2, 4, 8$ и сохранении постоянной общей толщины слоёв на формирование структуры, фазового состава и магнитных свойств при отжиге.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Наноразмерные многослойные плёночные композиции Pt(15 нм)/Fe(15 нм), $[\text{Pt}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}(7,5 \text{ нм})]_2$, $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$ и $[\text{Pt}(2,1 \text{ нм})/\text{Fe}(1,6 \text{ нм})]_8$ с общей толщиной $\cong 30$ нм были осаждены магнетронным методом на подложки SiO₂(100 нм)/Si(001) при ком-

натной температуре. Определение толщины осаждённого слоя осуществлялось с помощью кварцевого резонатора, а также методами рентгеновской рефлектометрии и резерфордовского обратного рассеивания. Погрешность определения толщины плёнки составляла $\cong 1$ нм. Концентрационный состав плёнок сплава после отжига менялся от 55,4 до 50 ат. % Fe, и от 44,6 до 50 ат. % Pt. Отжиг образцов проводился в высоком вакууме $\cong 1,3 \cdot 10^{-3}$ Па в интервале температур 300–900°C со скоростью нагрева 5°C/с и с выдержкой 30 с при каждой температуре. Структуру и фазовый состав плёночных композиций после осаждения и термической обработки изучено методом рентгеноструктурного фазового анализа с помощью дифрактометра Ultima IV Rigaku в излучении $\text{CuK}\alpha$. Резистометрические измерения выполнены четырёхзондовым методом при комнатной температуре. Морфологию поверхности исследовано методом атомно-силовой микроскопии с использованием прибора DI Dimension 3000. Магнитные свойства плёнок определены методом SQUID магнитометрии. Степень упорядочения фазы $L1_0$ -FePt и объёмная доля упорядоченной фазы оценивались по отношению параметров решётки c/a и интенсивностей дифракционных рефлексов $I(001)/I(002)$ [15, 16]. Степень ориентации оси c лёгкого намагничивания по отношению к нормали к поверхности плёнки определялась по отношению $I(001)/I(111)$. Оценку размера зерна после отжигов проведено по формуле Дебая–Шеррера: $d = k\lambda/(\beta \cos\theta)$, где λ — длина волны излучения, β — ширина пика на половине высоты, θ — угол дифракционного максимума, $k = 0,9$.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

После осаждения в плёнках Pt(15 нм)/Fe(15 нм) и [Pt(7,5 нм)/Fe(7,5 нм)]₂ наблюдаются рефлексы от слоёв отдельных металлов Fe и Pt (рис. 1, а). При уменьшении толщины отдельных слоёв Pt и Fe при сохранении общей толщины плёночной композиции увеличивается количество границ раздела Pt/Fe и в процессе осаждения активизируются диффузионные процессы между слоями Pt и Fe. Это выражено в изменении вида спектров резерфордовского обратного рассеяния и говорит о том, что на границах раздела присутствуют зоны, где произошла взаимная диффузия между слоями (рис. 1, б). Результаты рентгеновской рефлектометрии показывают, что непосредственно после осаждения плёнки представляли собой слоистую структуру (рис. 1, в).

На дифрактограмме плёночной композиции [Pt(4,2 нм)/Fe(3,2 нм)]₄ после осаждения наблюдаются два рефлекса: на углах $2\theta = 39^\circ$ и $2\theta = 40,44^\circ$ (рис. 1, а). Структурный рефлекс $2\theta = 39^\circ$, который не соответствует положению рефлекса (111) Pt, является сателлитом [11, 13, 14], что указывает на многослойную структуру плёночной

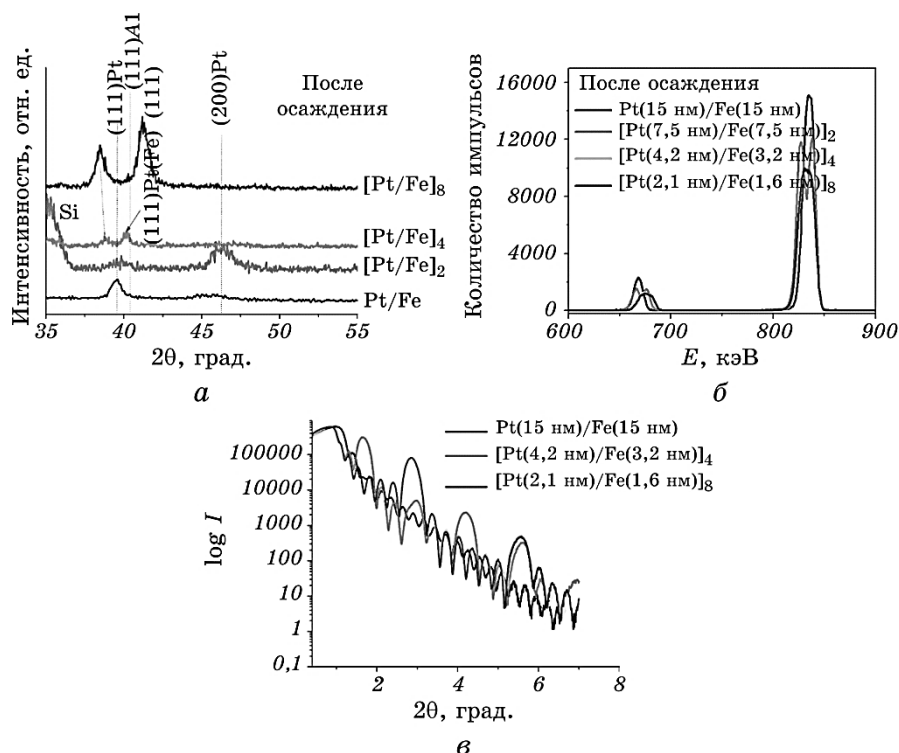


Рис. 1. Дифрактограммы (а), спектры резерфордского обратного рассеяния (б) и результаты рентгеновской рефлектометрии (в) плёночных композиций $[\text{Pt}/\text{Fe}]_n$ ($n = 1, 2, 4, 8$) после осаждения. Излучение $\text{CuK}\alpha$.

Fig. 1. XRD patterns (a), RBS spectrums (б), and X-ray reflectivity results (в) of as-deposited $[\text{Pt}/\text{Fe}]_n$ film compositions ($n = 1, 2, 4, 8$); $\text{CuK}\alpha$ radiation.

композиции. В то же время, второй рефлекс $2\theta = 40,44^\circ$ соответствует положению структурного рефлекса (111) фазы Al-FePt и означает, что на границах раздела слоёв Pt/Fe, во время осаждения уже сформировались зоны с неупорядоченной ГЦК-структурой (рис. 1, а).

При увеличении количества границ раздела возрастает доля перемешанных областей во время осаждения плёночных композиций: в плёнке $[\text{Pt}(2,1 \text{ нм})/\text{Fe}(1,6 \text{ нм})]_8$ положение сателлита на дифрактограмме смещается в сторону меньших углов к $2\theta = 38,48^\circ$, а положение второго рефлекса сдвигается в сторону больших углов до $2\theta = 41,2^\circ$ и совпадает с положением рефлекса (111) от $L1_0\text{-FePt}$. Это означает образование тетрагональных искажений кристаллической решётки и формирование областей ближнего порядка с ГЦТ-структурой $\text{Fe}_x\text{Pt}_{1-x}$. Авторы работы [17] также наблюдали аналогичную активизацию диффузных процессов в многослойных струк-

турах $[\text{Pt}/\text{Co}]_n$ при осаждении.

После отжига при температурах 400 и 500°C в течение 30 с фазовых и структурных изменений в плёночных композициях не происходит.

О начале процессов диффузионного фазообразования при повышении температуры отжига может свидетельствовать постепенное смещение положения рефлекса (111) от Pt в сторону больших углов, что указывает на взаимную диффузию атомов Fe в Pt. При этом более активным диффузантом является Fe [18].

После отжига при температуре 600°C на дифрактограммах плёнок Pt(15 нм)/Fe(15 нм) и $[\text{Pt}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}(7,5 \text{ нм})]_2$ исчезают рефлексы от слоёв металлов, и появляется рефлекс (111) от неупорядоченной фазы A1-FePt (рис. 2, а, б). Кроме того, в композиции $[\text{Pt}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}(7,5 \text{ нм})]_2$ начинает формироваться фаза $L1_0$ -FePt (рис. 2, б) [16]. Аналогичное, но более выраженное изменение фазового состава наблюдается в плёнке $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$ (рис. 2, в). В то же время, отжиг при 600°C плёночной композиции $[\text{Pt}(2,1 \text{ нм})/\text{Fe}(1,6 \text{ нм})]_8$ не приводит к изменению дифракционной картины по сравнению с дифрактограммой этой композиции после осаждения, поскольку рефлекс $2\theta = 41,2^\circ$, который соответствует положению структурного рефлекса (111) фазы $L1_0$ -FePt, и спутник на угле $2\theta = 38,48^\circ$ остаются на тех же местах (рис. 2, г). Это означает, что образование дополнительных областей ближнего порядка с ГЦТ-структурой FePt не произошло, и плёнка остаётся многослойной. Таким образом, можно утверждать, что количество границ раздела влияет на температуру начала процесса упорядочения в многослойных плёночных композициях уже при осаждении.

После осаждения плёночным композициям присущи магнитомягкие свойства. После отжига при 600°C коэрцитивная сила в плёнке $[\text{Pt}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}(7,5 \text{ нм})]_2$ почти вдвое выше коэрцитивной силы в плёнке Pt(15 нм)/Fe(15 нм) (рис. 3).

При увеличении количества границ раздела в плёнке $[\text{Pt}(2,1 \text{ нм})/\text{Fe}(1,6 \text{ нм})]_8$ происходит уменьшение коэрцитивной силы, что связано с меньшей степенью упорядочения плёнок (рис. 3, а). При дальнейшем увеличении температуры отжига до 700°C активизируется фазовое превращение A1 \rightarrow $L1_0$ с образованием магнитотвёрдой упорядоченной фазы $L1_0$ -FePt, о чём свидетельствует появление на дифрактограммах плёночных композиций сверхструктурного рефлекса (001) и расщепление структурного рефлекса (200) на (200) и (002). Отношение интенсивностей дифракционных максимумов $I(001)/I(002)$ в плёнках с $n = 1, 2$ практически не меняется, так как основной процесс упорядочения прошёл при температуре отжига 700°C (рис. 3, а).

Многослойная структура плёночных композиций влияет на их магнитные свойства при отжиге до температуры 700°C (рис. 3, б).

Как видно из рисунка 4, на котором приведены кривые намагничивания $M(H)$, после отжига при 700°C коэрцитивная сила плёнки $[\text{Pt}(2,1 \text{ нм})/\text{Fe}(1,6 \text{ нм})]_8$ больше, чем в композиции $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$ (рис. 4, *в, з*).

При повышении температуры отжига до 900°C интенсивности рефлексов (001) и (002) фазы $L1_0$ -FePt растут, что связано с даль-

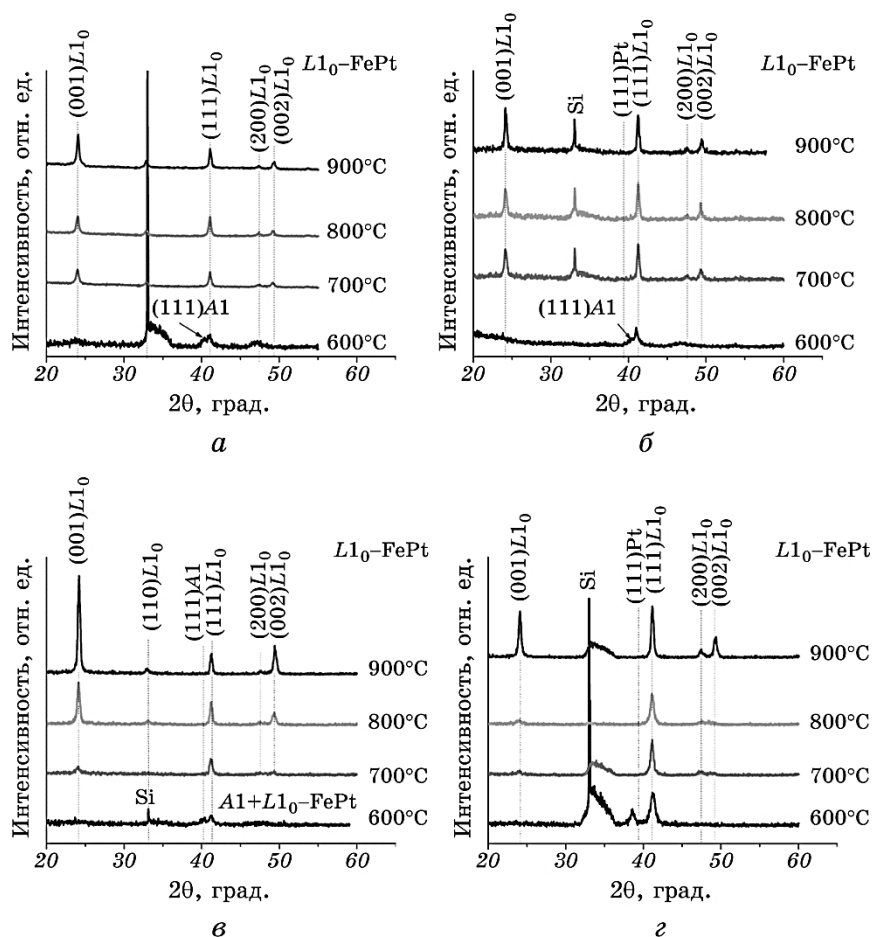


Рис. 2. Дифрактограммы плёночных композиций Pt(15 нм)/Fe(15 нм) (*а*), $[\text{Pt}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}(7,5 \text{ нм})]_2$ (*б*), $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$ (*в*) и $[\text{Pt}(2,1 \text{ нм})/\text{Fe}(1,6 \text{ нм})]_8$ (*з*) после термической обработки в интервале температур $600\text{--}900^\circ\text{C}$. Излучение $\text{CuK}\alpha$.

Fig. 2. XRD patterns of Pt(15 nm)/Fe(15 nm) (*a*), $[\text{Pt}(7.5 \text{ nm})/\text{Fe}(7.5 \text{ nm})]_2$ (*б*), $[\text{Pt}(4.2 \text{ nm})/\text{Fe}(3.2 \text{ nm})]_4$ (*в*), and $[\text{Pt}(2.1 \text{ nm})/\text{Fe}(1.6 \text{ nm})]_8$ (*з*) film compositions after heat treatment in temperature range of $600\text{--}900^\circ\text{C}$; $\text{CuK}\alpha$ radiation.

нейшим ходом фазового превращения $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$. Интенсивность сверхструктурного рефлекса (001) в плёночных композициях $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$ при отжиге в интервале температур $800\text{--}900^\circ\text{C}$ выше, чем в композиции $[\text{Pt}(2,1 \text{ нм})/\text{Fe}(1,6 \text{ нм})]_8$, что соответствует большей степени упорядочения композиций с четырёхкратным повторением слоёв.

После отжига плёнок $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$ и $[\text{Pt}(2,1 \text{ нм})/\text{Fe}(1,6 \text{ нм})]_8$ в интервале температур $700\text{--}900^\circ\text{C}$ отношение $I(001)/I(002)$ возрастает, что указывает на увеличение количества магнитотвёрдой фазы $L1_0\text{-FePt}$ в многослойных плёнках (рис. 5, а).

При повышении температуры отжига в результате формирования магнитотвёрдой фазы $L1_0\text{-FePt}$ наблюдается резкий рост коэрцитивной силы. После отжига при 800°C плёнки $\text{Pt}(15 \text{ нм})/\text{Fe}(15 \text{ нм})$ имеют наибольшую, по сравнению с другими, коэрцитивную силу (рис. 3, б).

С повышением температуры отжига в интервале $700\text{--}900^\circ\text{C}$ отношение интенсивностей дифракционных рефлексов (001) и (111) возрастает, причём в плёнках $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$ количество зёрен, ориентированных перпендикулярно плоскости подложки, больше, чем в плёночных композициях с восьмикратным повторением слоёв (рис. 5, б), т.е. введение дополнительных границ раздела в плёночные композиции $[\text{Pt}/\text{Fe}]_n$ сдерживает процесс формирования текстуры в материале при термической обработке.

После отжига при температуре 800°C степень тетрагональности

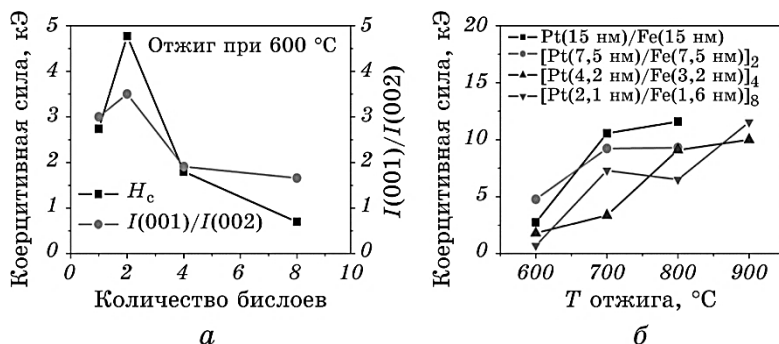


Рис. 3. Зависимости коэрцитивной силы плёночных композиций $[\text{Pt}/\text{Fe}]_n$ ($n = 1, 2, 4, 8$) в перпендикулярно приложенном к плоскости плёнки магнитном поле, и отношения интенсивностей рефлексов (001) и (002) фазы $L1_0\text{-FePt}$ после отжига при 600°C от количества бислоев (а) и коэрцитивной силы плёночных композиций $[\text{Pt}/\text{Fe}]_n$ от температуры отжига (б).

Fig. 3. Dependences of coercivity of $[\text{Pt}/\text{Fe}]_n$ film compositions ($n = 1, 2, 4, 8$) in out-of-plane applied magnetic field and the (001) and (002) intensity reflections ratio of $L1_0\text{-FePt}$ phase on quantity of bilayers (а) and coercivity of $[\text{Pt}/\text{Fe}]_n$ film compositions on annealing temperature (б).

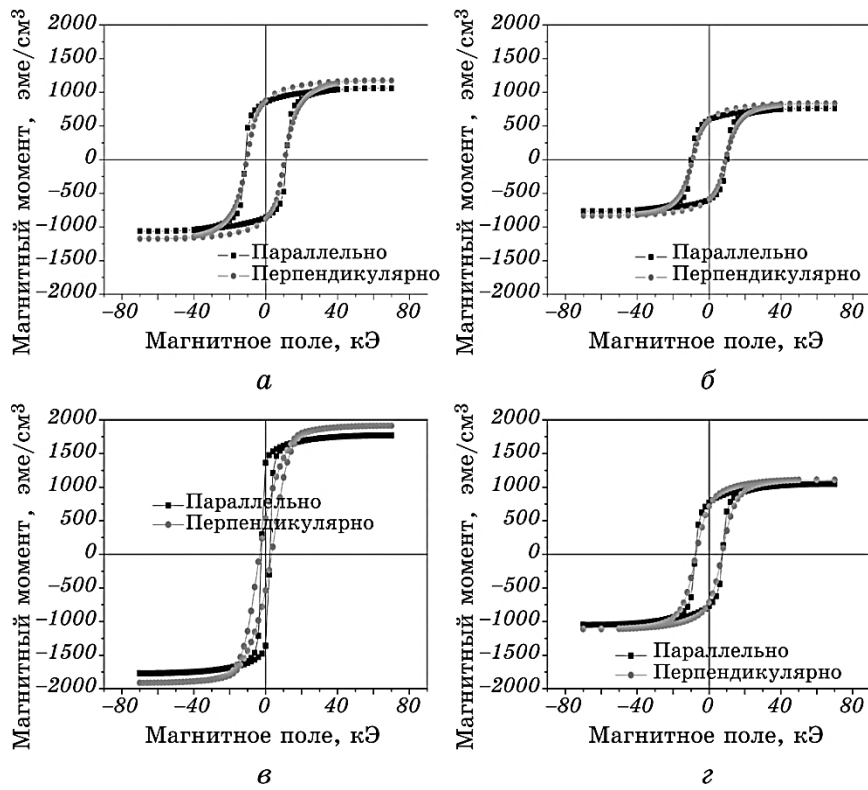


Рис. 4. Кривые намагничивания $M(H)$ плёночных композиций $[Pt/Fe]_n$, где $n = 1$ (а), 2 (б), 4 (в), 8 (г), после отжига при температуре 700°C .

Fig. 4. Magnetization curves $M(H)$ of $[Pt/Fe]_n$ film compositions, where $n = 1$ (a), 2 (б), 4 (в), 8 (г), after annealing at 700°C in in-plane and out-of-plane applied magnetic field.

фазы $L1_0$ -FePt в композиции $[Pt(2,1 \text{ нм})/Fe(1,6 \text{ нм})]_8$ наибольшая, однако, при 900°C она практически одинакова во всех плёночных композициях (рис. 6, а).

Протекание диффузионных процессов в плёнках сопровождается изменением электросопротивления (рис. 6, б). Присутствие одновременно двух фаз в плёнке $[Pt(7,5 \text{ нм})/Fe(7,5 \text{ нм})]_2$ приводит к более значительному увеличению электросопротивления образца по сравнению с плёнкой $Pt(15 \text{ нм})/Fe(15 \text{ нм})$, что связано с более неравновесным состоянием. Процесс упорядочения и формирования магнитотвёрдой фазы во всех композициях подтверждается уменьшением электросопротивления после отжига выше 700°C (рис. 6, б).

Размер зёрен (областей когерентного рассеяния) фазы $L1_0$ -FePt плёночной композиции $[Pt(4,2 \text{ нм})/Fe(3,2 \text{ нм})]_4$ увеличивается с

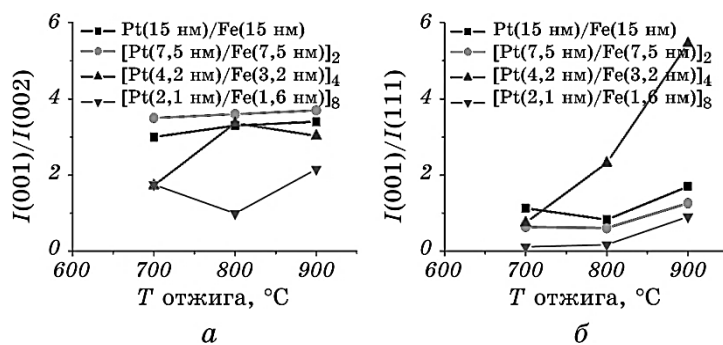


Рис. 5. Зависимости отношений интенсивностей рефлексов $I(001)/I(002)$ (а) и $I(001)/I(111)$ (б) фазы $L1_0$ -FePt в плёночных композициях $[Pt/Fe]_n$ ($n = 1, 2, 4, 8$) от температуры отжига.

Fig. 5. Dependences of $I(001)/I(002)$ (a) and $I(001)/I(111)$ (б) intensity reflexes' ratios of $L1_0$ -FePt phase in $[Pt/Fe]_n$ film compositions ($n = 1, 2, 4, 8$) on annealing temperature.

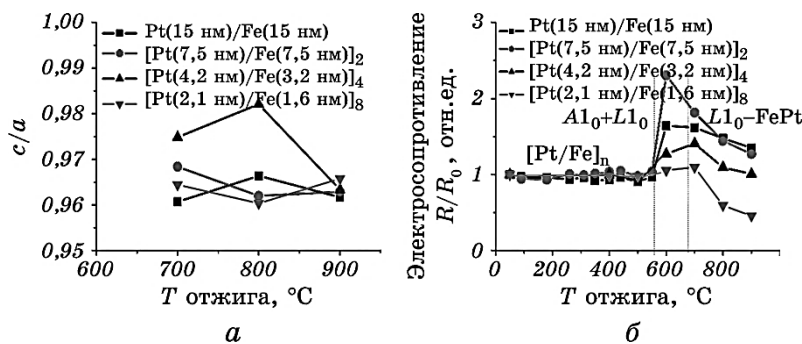


Рис. 6. Зависимости степени тетрагональности кристаллической решётки фазы $L1_0$ -FePt (а) и относительного электросопротивления (б) плёночных композиций $[Pt/Fe]_n$ ($n = 1, 2, 4, 8$) от температуры отжига.

Fig. 6. Dependences of degree of tetragonality of crystal lattice of $L1_0$ -FePt phase (а) and relative electrical resistance (б) of $[Pt/Fe]_n$ film compositions ($n = 1, 2, 4, 8$) on annealing temperature.

температурой отжига в большей степени, чем в плёночной композиции $[Pt(2,1 \text{ нм})/Fe(1,6 \text{ нм})]_8$. Это свидетельствует, что введение дополнительных границ раздела способствует подавлению роста зёрен при отжиге (рис. 7, а).

Зависимость средней шероховатости поверхности плёночных композиций $[Pt/Fe]_n$ ($n = 1, 2, 4$) от температуры отжига представлена на рис. 7, б. После осаждения и термической обработки при температуре 700°C шероховатость практически не меняется. По-

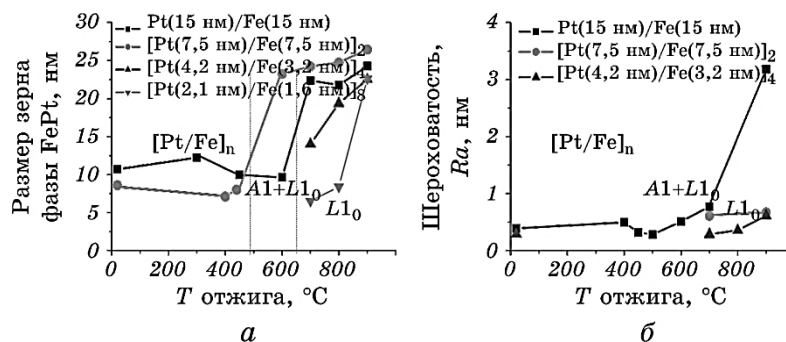


Рис. 7. Зависимости размера зёрен фазы $L1_0$ -FePt (а) и средней шероховатости поверхности (б) плёночных композиций $[Pt/Fe]_n$ от температуры отжига.

Fig. 7. Dependences of grain size of $L1_0$ -FePt phase (a) and average surface roughness (б) of $[Pt/Fe]_n$ film compositions on annealing temperature.

вышение температуры отжига приводит к росту шероховатости только в композиции Pt(15 нм)/Fe(15 нм), что коррелирует с ростом зёрен фазы $L1_0$ -FePt (рис. 7, а).

4. ВЫВОДЫ

При уменьшении толщины слоёв Fe и Pt в плёночных композициях $[Pt/Fe]_n$ ($n = 1, 2, 4, 8$) при условии сохранения общей толщины плёнки постоянной (30 нм) возрастает доля перемешанных областей во время осаждения, что приводит к формированию неупорядоченной фазы A1-FePt в композиции $[Pt(4,2 \text{ нм})/Fe(3,2 \text{ нм})]_4$ и частично упорядоченных областей с тетрагональными искажениями в композиции $[Pt(2,1 \text{ нм})/Fe(1,6 \text{ нм})]_8$ уже при осаждении. Термическая обработка плёночных композиций при температуре 700°C приводит к формированию магнитотвёрдой упорядоченной фазы $L1_0$ -FePt. Границы раздела в плёночных композициях влияют на степень упорядочения и магнитные свойства формирующейся фазы $L1_0$ -FePt. Увеличение количества границ раздела в композиции $[Fe/Pt]_8$ приводит к уменьшению степени упорядочения, степени ориентации зёрен в направлении [001], перпендикулярном к подложке, а также сдерживанию их роста при отжиге в интервале температур 700–800°C.

Работа выполнена при финансовой поддержке немецкой организации по научному обмену (DAAD) грантами № 57094397 (2014/2015), № 57198300 (2015/2016) в рамках программы им. Леонарда Эйлера. Авторы выражают благодарность сотрудникам кафедры экспериментальной физики-4 университета г. Аугсбург

(Германия), заведующему кафедрой профессору М. Альбрехту и доктору Г. Беддису за изготовление образцов, помощь в проведении исследований и обсуждение результатов.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА—REFERENCES

1. M. H. Kryder, *Proc of Symp. 'Computerworld's Storage Networking World Conference' (April 3–6, 2006)* (San Diego, California: 2006), p. 350.
2. M. Albrecht and C. Brombacher, *phys. status solidi (a)*, **210**: 1272 (2013).
3. C. S. Esener, M. H. Kryder, D. D. William, M. Keshner, M. Mansuripur, and D. A. Thompson, *WTEC Panel on the Future of Data Storage Technologies* (Baltimore, Maryland: Loyola College: 1999); ISBN 1-883712-53-x.
4. O. P. Pavlova, T. I. Verbitska, I. A. Vladymyrskyi et al., *Applied Surface Science*, **266**: 100 (2013).
5. I. A. Vladymyrskyi, M. V. Karpets, G. L. Katona et al., *J. Appl. Phys.*, **116**: 4 (2014).
6. G. L. Katona, I. A. Vladymyrskyi, I. M. Makogon et al., *Appl. Physics A: Materials Science and Processing*, **115**, No. 1: 203 (2013).
7. Y. Ding, D. H. Wei, and Y. D. Yao, *J. Appl. Phys.*, **103**, Iss. 7: 07E145 (2008).
8. B. Yao and R. Coffey, *J. Appl. Phys.*, **103**: 118 (2007).
9. K. Dong, X. I. Yang, J. Yan et al., *Acta Metallurgica Sinica*, No. 1: 22 (2009).
10. Y. Endo, K. Oikawa, T. Miyazaky et al., *J. Appl. Phys.*, **94**: 7222 (2003).
11. N. Zotov, J. Feydt, and A. Ludwig, *Thin Solid Films*, **517**: 531 (2008).
12. Dan Phuong Nguyen, Se-Young O, Chan-Woo Park, Keesam Shin, Chan-Gyu Lee, Toshitada Shimozaki, and Takahisa Okino, *J. Magnetism and Magnetic Materials*, **320**, Iss. 14: e264 (2008).
13. A. Ludwig, N. Zotov, A. Savan, and S. Groudeva-Zotova, *Appl. Surf. Sci.*, **252**: 2518 (2006).
14. N. Zotov, J. Feydt, A. Savan, and A. Ludwig, *J. Appl. Phys.*, **100**: 073517 (2006).
15. Chun Feng, Bao-He Li, Yang Liu, Jiao Teng et al., *J. Appl. Phys.*, **103**: 023916 (2008).
16. Iu. M. Makogon, O. P. Pavlova, S. I. Sidorenko, T. I. Verbitska, I. A. Vladymyrskyi, O. V. Figurna, and I. O. Kruglov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **36**, No. 10: 1359 (2014) (in Russian).
17. V. W. Guo, B. Lu, X. Wu, G. Ju, B. Valcu, and D. Weller, *J. Appl. Phys.*, **99**, Iss. 8: 08E918 (2006).
18. I. A. Vladymyrskyi, A. E. Gafarov, A. P. Burmak et al., *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **49**: 035003 (2016).