

## СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНЫХ И МЕЗОСКОПИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

PACSnumbers: 64.70.kd, 68.55.J-, 68.55.Nq, 75.30.Gw, 75.50.Ss, 75.60.Ej, 75.70.Cn, 81.40.Ef

### Влияние Ag на фазовые превращения и магнитные свойства в наноразмерных плёночных композициях $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/ $\text{Ag}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/ $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$ при отжигах в вакууме

Ю. Н. Макогон, Е. П. Павлова, С. И. Сидоренко, Т. И. Вербицкая,  
И. А. Владимирский, Р. А. Шкарбань

*Национальный технический университет Украины  
«Киевский политехнический институт»,  
просп. Победы, 37,  
03056 Киев, Украина*

Методами физического материаловедения (рентгеноструктурным фазовым анализом, атомно-силовой микроскопией, методами измерения магнитных свойств с помощью SQUID-магнитометра и метода МОКЕ, методом резистометрии) исследовано влияние толщины промежуточного слоя Ag в наноразмерной плёночной композиции (НПК)  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Ag ( $x$  нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) (где  $x = 0, 3, 30$  нм) на подложках  $\text{SiO}_2$  (100 нм)/Si(001) на процессы диффузионного фазообразования — переход химически неупорядоченной магнитно-мягкой фазы  $A1(\text{FePt})_{\text{ГЦК}}$  в химически упорядоченную магнитно-твёрдую фазу  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  при отжигах в вакууме. Установлено, что повышение температуры отжига и введение промежуточного слоя серебра способствует процессу химического упорядочения. Интервал наиболее интенсивного развития фазового превращения  $A1(\text{FePt})_{\text{ГЦК}} \rightarrow L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  в НПК с промежуточным слоем серебра смещается в сторону меньших температур отжига. При толщине слоя Ag 30 нм температура начала образования фазы  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  снижается на  $\cong 100^\circ\text{C}$  до  $600^\circ\text{C}$ . После отжига при температуре  $900^\circ\text{C}$  степень химического упорядочения достигает максимального значения для всех исследуемых НПК. При этом ось лёгкого намагничивания с переориентируется в направлении перпендикулярном подложке, а коэрцитивная сила  $H_c$  в НПК с промежуточным слоем Ag толщиной 30 нм достигает 19 кЭ.

Методами фізичного матеріалознавства (рентгеноструктурним фазовим аналізом, атомно-силовою мікроскопією, методами вимірювання магнітних властивостей за допомогою SQUID-магнітометра і методу МОКЕ, методом резистометрії) досліджено вплив товщини проміжного шару Ag в нанорозмірній плівковій композиції (НПК)  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Ag ( $x$  нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) (де  $x = 0, 3, 30$  нм) на підкладках  $\text{SiO}_2$  (100 нм)/Si(001) на процеси

дифузійного фазоутворення — перехід хімічно неупорядкованої магнітом'якої фази  $A1(\text{FePt})_{\text{ГЦК}}$  у хімічно впорядковану магнітотверду фазу  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  при відпалі у вакуумі. Встановлено, що підвищення температури відпалу і введення проміжного шару срібла сприяє процесу хімічного впорядкування. Інтервал найбільш інтенсивного розвитку фазового перетворення  $A1(\text{FePt})_{\text{ГЦК}} \rightarrow L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  в НПК з проміжним шаром срібла зміщується в бік менших температур відпалу. При товщині шару Ag 30 нм температура початку утворення фази  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  знижується на  $\cong 100^\circ\text{C}$  до  $600^\circ\text{C}$ . Після відпалу при температурі  $900^\circ\text{C}$  ступінь хімічного впорядкування досягає максимального значення для всіх досліджуваних НПК. При цьому вісь легкого намагнічення  $c$  переорієнтується в напрямі перпендикулярному підкладці, а коерцитивна сила  $H_c$  в НПК з проміжним шаром Ag завтовшки 30 нм досягає 19 кЕ.

Effect of Ag intermediate layer thickness in nanoscaled  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 nm)/Ag( $x$  nm)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 nm) (where  $x = 0, 3, 30$  nm) film composition (NFC) on  $\text{SiO}_2$  (100 nm)/Si(001) substrates on the diffusion phase formation processes, i. e., transformation of chemically disordered soft-magnetic  $A1(\text{FePt})_{\text{FCC}}$  phase into chemically ordered hard-magnetic  $L1_0(\text{FePt})_{\text{FCT}}$  phase at annealing in vacuum, is investigated by physical materials science methods: X-ray diffraction, atomic-force microscopy, magnetic properties measurements by SQUID-magnetometer and MOKE method, resistometry. As established, the increasing of the annealing temperature and Ag intermediate layer introduction promotes the process of chemical ordering. Interval of the most intensive development of  $A1(\text{FePt})_{\text{FCC}} \rightarrow L1_0(\text{FePt})_{\text{FCT}}$  phase transformation in NFC with Ag intermediate layer shifts to side of lower annealing temperature. In the film with 30 nm thick Ag intermediate layer temperature of  $L1_0(\text{FePt})_{\text{FCT}}$  phase formation beginning decreases by  $\cong 100^\circ\text{C}$  to  $600^\circ\text{C}$ . After annealing at  $900^\circ\text{C}$  the degree of chemical ordering reaches its maximum value for all investigated NFC. In this case easy magnetization axis  $c$  reorientates in direction perpendicular to substrate and coercitivity  $H_c$  in NFC with 30 nm-thick Ag intermediate layer reaches 19 kOe.

**Ключевые слова:** химически упорядоченная фаза, отжиг, структурный рефлекс, текстура, коэрцитивная сила.

(Получено 18 февраля 2013 г.)

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Наноразмерные пленки Fe–Pt вызывают в последнее время у исследователей повышенный интерес в связи с возможностью увеличения плотности магнитной записи и хранения информации до максимально возможных значений  $\cong 7$  Тбит/см<sup>2</sup> [1, 2]. Для этого необходимо решить ряд материаловедческих и технологических задач по формированию химически упорядоченной фазы  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  и ориентации магнитного домена в изолированном, термически стабильном зерне размером  $\cong 2,4$  нм. Маленький размер магнитного зерна, как правило, приводит к термической нестабильности и не-

стабильности намагничивания — переходу в суперпарамагнитное состояние. Вследствие этого записывающая среда может легко потерять сохраненную информацию за счет теплового движения атомов. Во избежание термической нестабильности магнитной записывающей среды и поддержания бита записи на протяжении достаточно длительного времени необходимо существование энергетического барьера и выполнение условия  $K_U V \geq (50-70)k_B T$ , (где  $K_U$  — энергия магнитокристаллической анизотропии,  $V$  — объем частицы,  $k_B$  — постоянная Больцмана и  $T$  — абсолютная температура). Данное условие означает, что материалы должны иметь достаточно высокую энергию кристаллической магнитной анизотропии ( $K_U V$ ) по сравнению с термической флуктуацией ( $k_B T$ ) [3, 4]. Фаза  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  среди магнитных материалов обладает самой большой энергией —  $K_U = 7 \cdot 10^6$  Дж/м<sup>3</sup>, что будет препятствовать переходу зерна в суперпарамагнитное состояние с уменьшением его объема. Данная фаза обладает также высокой намагниченностью насыщения ( $\cong 1200$  эме/см<sup>3</sup>), высокой температурой Кюри ( $\cong 450^\circ\text{C}$ ), химической и коррозионной стойкостью. Однако, химически упорядоченная магнитно-твердая фаза  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  формируется при температурах выше  $400^\circ\text{C}$  из химически неупорядоченной магнитно-мягкой фазы  $A1(\text{FePt})_{\text{ГЦК}}$ , в структуре которой атомы Fe и Pt произвольно размещаются в узлах кристаллической решетки. Для получения фазы  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  в конденсированном состоянии осаждение осуществляют на подложки, нагретые выше  $500^\circ\text{C}$ . При осаждении пленок на ненагретые подложки необходим последующий высокотемпературный отжиг. В результате термически активированных диффузионных процессов атомы Fe и Pt занимают определенные места в кристаллической решетке. Это способствует приобретению желаемых магнитно-твердых свойств пленки. Высокие температуры усложняют технологию производства магнитно-твердых материалов со сверхвысокой плотностью записи информации. Как показано в работах [4–6], существенно понизить температуру упорядочения фазы  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$ , температуру Кюри и в то же время сохранить высокий химический порядок и, соответственно, высокую энергию магнитокристаллической анизотропии, можно используя легирующие элементы, например, Ag, Au, Cu. При этом важной задачей является также управление величиной коэрцитивной силы и ориентацией оси легкого намагничивания перпендикулярно или параллельно плоскости пленки. Несмотря на большое внимание к этим проблемам, в опубликованных статьях имеется много противоречивых результатов, полученных на одних и тех же наноразмерных объектах, что связано со сложностью их исследования и необходимостью учета большого количества факторов, влияющих на формирование их фазового состава и структуры.

Магнитные свойства фазы  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  в наноразмерных пленках зависят от многих факторов: степени упорядочения, кристалличе-

ской структуры — размера зерна и межзеренного взаимодействия, текстуры, которые формируются при диффузионном фазообразовании. На эти процессы значительное влияние оказывают, кроме легирующих элементов, физико-технологические параметры получения и термической обработки пленочных композиций, такие как температура отжига, длительность выдержки при данной температуре, скорость нагрева.

Целью настоящей работы является изучение влияния промежуточного слоя Ag на формирование фазового состава, структуры и магнитные свойства наноразмерных пленочных композиций (НПК)  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Ag ( $x$  нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) (где  $x = 0, 3, 30$  нм), осажденных на подложки  $\text{SiO}_2$  (100 нм)/Si(001) при отжигах в вакууме. Определение влияния легирующего элемента Ag на процессы диффузионного фазообразования, т.е. на переход магнитно-мягкой в магнитно-твердую фазу ( $A1(\text{FePt})_{\text{ГЦК}} \rightarrow L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$ ).

## 2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Наноразмерные пленочные композиции  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Ag ( $x$  нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) (где  $x = 3, 30$  нм) получали методом послойного магнетронного осаждения сплава  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (99,95%) и Ag (99,9%) на ненагретую подложку термически окисленного (слой  $\text{SiO}_2$  толщиной 100 нм) монокристаллического Si(001). Для сравнения была исследована пленка  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (30 нм) без промежуточного слоя серебра. Отжиги образцов проводились в вакууме  $\cong 1,3 \cdot 10^{-3}$  Па в интервале температур  $100^\circ\text{C} - 900^\circ\text{C}$  с выдержкой 30 с при скорости нагрева —  $5^\circ\text{C}/\text{с}$  и скорости охлаждения —  $0,25^\circ\text{C}/\text{с}$ . Определение толщины осажденного слоя осуществлялось с помощью кварцевого резонатора, а также с помощью метода рентгеновской рефлектометрии.

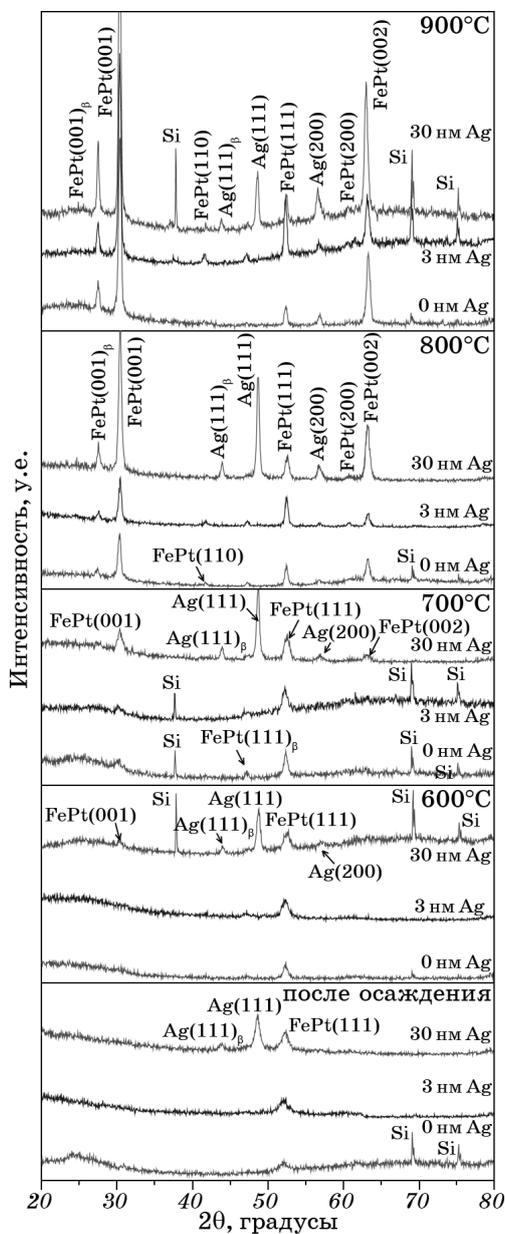
Фазовый состав и структуру НПК исследовали методами рентгеноструктурного фазового анализа (рис. 1) съемкой на дифрактометре «Дрон-УМ-1» в излучении железного анода и фотометодом — получением дебаеграмм в излучении анода кобальта. Резистометрические измерения выполнены четырехзондовым методом при комнатной температуре (рис. 2).

Оценка упорядочения фазы  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  (см. рис. 3–5) проводилась по формулам [7–9]:

$$S^2 = \frac{1 - (c/a)}{1 - (c/a)_{\text{полн.упорядоч.}}},$$

$$S^* = 0,85 \left[ \frac{I_{001}}{I_{002}} \right]^{1/2},$$

где  $S$  — степень ближнего химического порядка,  $S^*$  — степень дальнего химического порядка,  $c$  и  $a$  — параметры кристаллической решетки фазы,  $I$  — интегральная интенсивность структурного рефлекса.



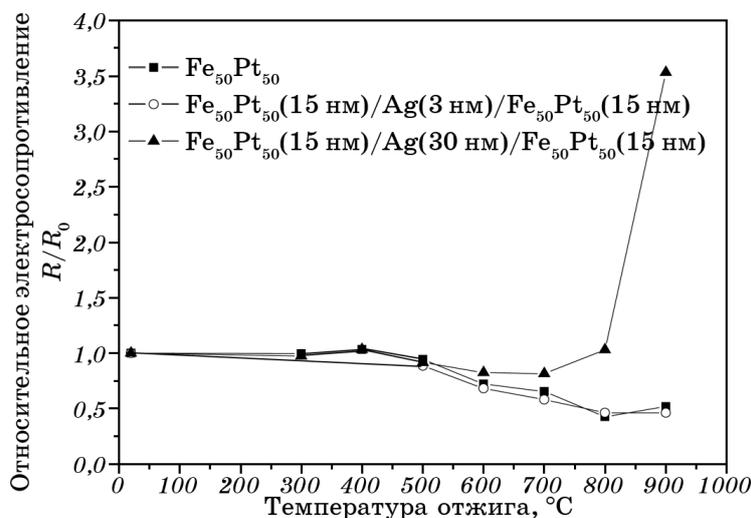
**Рис. 1.** Дифрактограммы НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Ag ( $x$  нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) ( $x = 0, 3, 30$  нм) на подложках  $\text{SiO}_2$  (100 нм)/ $\text{Si}(001)$  после осаждения и отжига.

Средний размер зерен оценивался по формуле Дебая–Шеррера [10]:  $d = k\lambda/(\beta \cos \theta)$ , где  $\lambda$  — длина волны излучения,  $\beta$  — ширина пика на половине высоты,  $\theta$  — угол дифракционного максимума,  $k = 0,9$ . Степень ориентации оси легкого намагничивания [001] относительно нормали к поверхности определялась по отношению  $I(001)/I(111)$ . Изменение степени химического порядка фазы  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  свидетельствует об изменении энергии магнитокристаллической анизотропии.

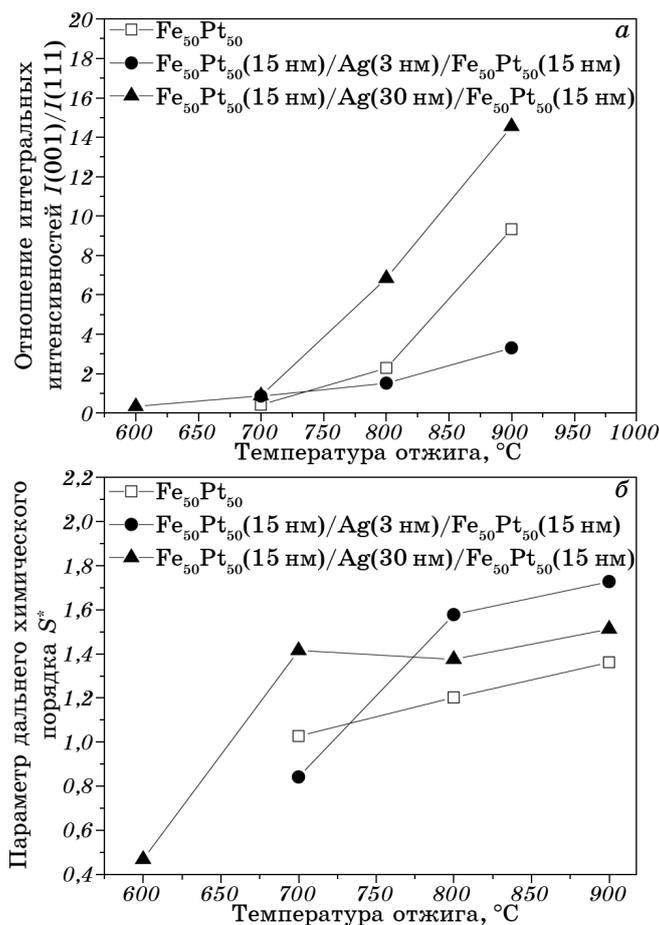
Исследование морфологии поверхности пленок (рис. 6, 7) выполнено методами растровой электронной микроскопии (РЭМ) и атомно-силовой микроскопии (АСМ). Исследование магнитных свойств НПК заключалось в построении петель гистерезиса в координатах «намагниченность–приложенное поле» (см. рис. 8, 9). Измерения проводились на SQUID (superconducting quantum interference device)-магнитометре, основанном на сверхпроводящей квантовой интерференции, и методом МОКЕ, основанном на магнитооптическом эффекте Керра.

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рисунке 1 представлены результаты рентгеноструктурного фазового анализа, из которых следует, что во всех НПК в слоях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  после осаждения при комнатной температуре формируется метастабильная химически неупорядоченная фаза  $A1(\text{FePt})_{\text{ГЦК}}$  с



**Рис. 2.** Изменение относительного электросопротивления НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Ag ( $x$  нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) ( $x = 0, 3, 30$  нм) на подложках  $\text{SiO}_2$  (100 нм)/Si(001) от температуры отжига.

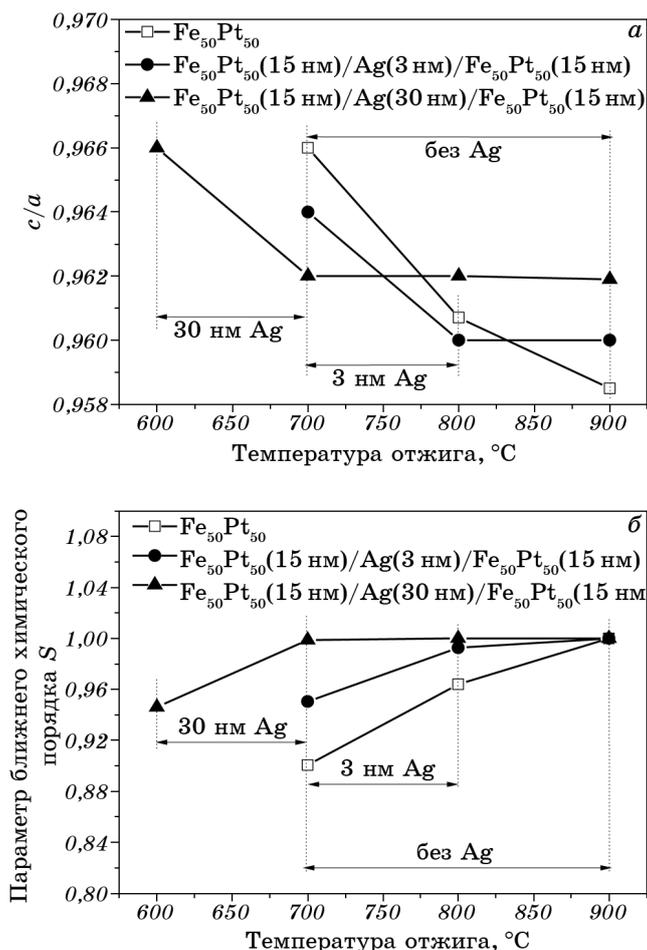


**Рис. 3.** Изменение соотношения интегральных интенсивностей рефлексов (001) и (111) (а) и параметра дальнего химического порядка  $S^*$  (б) с температурой отжига НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})/\text{Ag}(x\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})$  ( $x = 0, 3, 30\text{ нм}$ ) на подложках  $\text{SiO}_2(100\text{ нм})/\text{Si}(001)$ .

гранцентрированной кубической решеткой, о чем свидетельствует присутствие на дифрактограмме рефлекса (111). Для НПК со слоем серебра толщиной 30 нм характерно также присутствие рефлекса (111) от серебра.

Отжиги вызывают развитие диффузионных процессов, но температур в интервале  $300^\circ\text{C}$ – $500^\circ\text{C}$  недостаточно для изменения структурно-фазового состава пленочных композиций. Это косвенно подтверждается незначительными изменениями электросопротивления (рис. 2).

Последующая термическая обработка в интервале температур  $500^\circ\text{C}$ – $700^\circ\text{C}$  сопровождается процессами фазообразования. При этом атомы Pt начинают занимать определенные упорядоченные

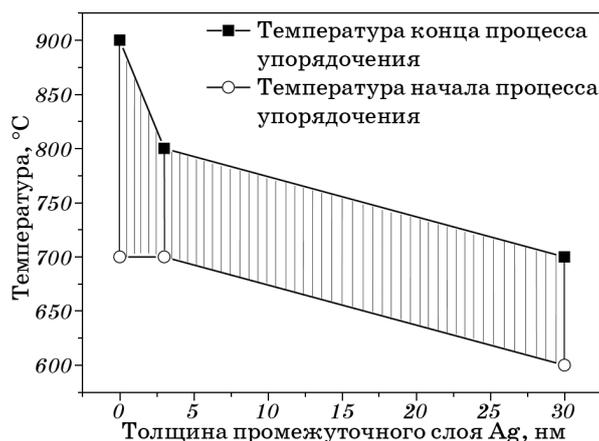


**Рис. 4.** Изменение соотношения параметров кристаллической решетки  $c/a$  (а) и параметра ближнего химического порядка  $S$  (б) с температурой отжига.

позиции и происходит переход химически неупорядоченной фазы  $A1(\text{FePt})_{\text{ГЦК}}$  в химически упорядоченную фазу  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$ , что проявляется в заметных изменениях в дифракционной картине от всех исследуемых НПК (рис. 1).

После отжига при температуре 700°C на дифрактограммах НПК без и с промежуточным слоем серебра толщиной 3 нм фиксируются структурные рефлексы (001) и (002), соответствующие стабильной химически упорядоченной фазе  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$ . В НПК с промежуточным слоем серебра толщиной 30 нм появление небольшого структурного рефлекса (001) фазы  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  на дифрактограмме фиксируется после отжига при температуре 600°C.

Увеличение температуры отжига до 800°C приводит к заметному



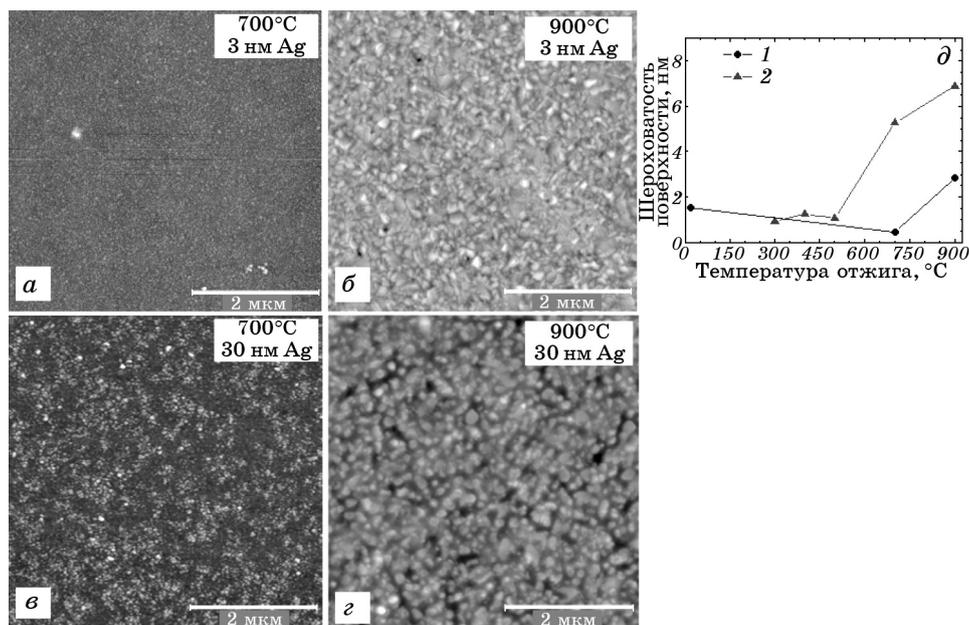
**Рис. 5.** Зависимость температурного интервала упорядочения НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Ag ( $x$  нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/ $\text{SiO}_2$  (100 нм)/Si(001) ( $x = 0, 3, 30$  нм) от толщины промежуточного слоя Ag.

увеличению интенсивностей структурных рефлексов (001) и (002) на дифрактограммах НПК с промежуточным слоем серебра и появлению структурного рефлекса (002) на дифрактограмме НПК без промежуточного слоя серебра (рис. 1). Отжиг всех НПК при температуре  $900^\circ\text{C}$  сопровождается дальнейшими процессами упорядочения, резким увеличением количества зерен с ориентацией (001). Неизменное положение структурного рефлекса (111) от прослойки серебра с увеличением температуры отжига указывает на неизменность параметров его кристаллической решетки и отсутствие твердых растворов на основе Ag. Рост интенсивности данного рефлекса с отжигами для НПК с промежуточным слоем серебра толщиной 30 нм может быть связан с его накоплением в поверхностном слое при диффузионных процессах [11].

Термически активированное фазовое превращение  $A1(\text{FePt})_{\text{ГЦК}} \rightarrow L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  сопровождается уменьшением электросопротивления (рис. 2). Однако, для НПК с промежуточным слоем серебра толщиной 30 нм это уменьшение незначительно, а при отжиге выше  $700^\circ\text{C}$  электросопротивление возрастает.

Как видно из рис. 3 соотношение между интенсивностями структурных рефлексов  $I(001)/I(111)$  (рис. 3, а) и  $I(001)/I(002)$  (параметр дальнего химического порядка  $S^*$ ) (рис. 3, б) для всех НПК растет с температурой отжига в интервале  $700^\circ\text{C}$ – $900^\circ\text{C}$  и достигает максимального значения после отжига при температуре  $900^\circ\text{C}$ , что свидетельствует о переориентации оси легкого намагничивания по направлению, перпендикулярному плоскости пленки, и об установлении дальнего структурного порядка фазы  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$ .

Влияние слоя серебра на кинетику фазового перехода



**Рис. 6.** АСМ-снимки морфологии поверхности пленок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Ag (3 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) (а, б) и  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Ag (30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) (в, з) после термической обработки при температуре 700°C (а, в) и 900°C (б, з). Зависимость шероховатости поверхности НПК от температуры отжига (д).

$\text{A1}(\text{FePt})_{\text{ГЦК}} \rightarrow \text{L1}_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  можно видеть по изменению степени тетрагональности  $c/a$  и параметра ближнего порядка  $S$  (рис. 4). Для НПК без слоя серебра уменьшение  $c/a$  и возрастание  $S$  происходит в интервале температур 700°C–900°C.

На рисунке 5 более наглядно видно, что в НПК с промежуточным слоем серебра температурный интервал фазового превращения  $\text{A1}(\text{FePt})_{\text{ГЦК}} \rightarrow \text{L1}_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  уменьшается и смещается в сторону меньших температур отжига. Для НПК с промежуточным слоем серебра толщиной 3 нм этот интервал составляет 700°C–800°C. Для НПК с промежуточным слоем серебра толщиной 30 нм уменьшение отношения  $c/a$  и рост параметра  $S$  наблюдается в интервале температур 600°C–700°C. Последующие отжики сопровождаются увеличением количества зерен фазы  $\text{L1}_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  с ориентацией (001) и уменьшением количества зерен с ориентацией (111), но не приводят к заметному изменению отношения  $c/a$  и параметра  $S$  (рис. 4).

Таким образом, увеличение толщины промежуточного слоя серебра до 30 нм снижает температуру образования фазы  $\text{L1}_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  на  $\cong 100^\circ\text{C}$ . Данный эффект свидетельствует о том, что на процессы диффузионного фазообразования значительное влияние оказывают как энергия границ раздела между слоями пленочной композиции,

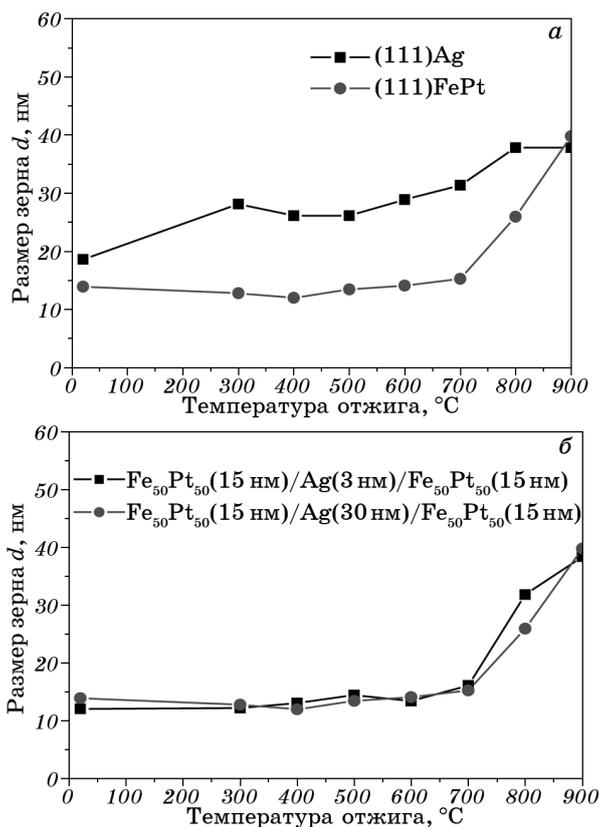


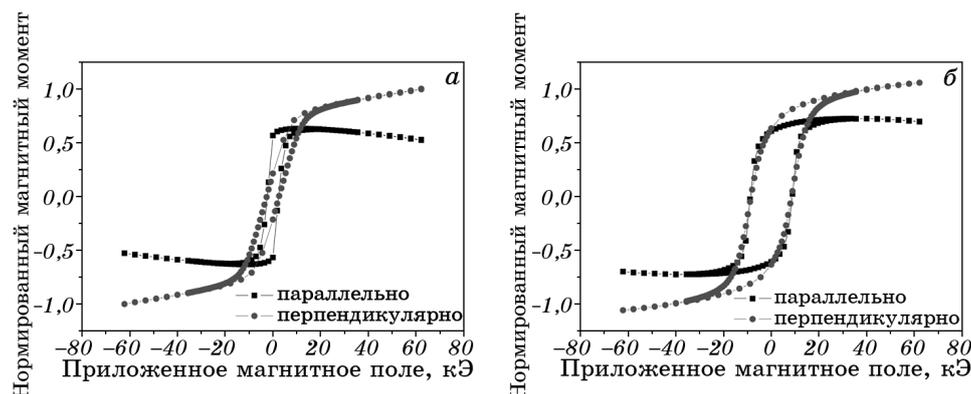
Рис. 7. Зависимость размера зерна пленок FePt/Ag/FePt от температуры отжига в серебре и в слое FePt (а); влияние толщины слоя серебра на размер зерна в слое FePt (б).

так и энергия, обусловленная напряженным состоянием из-за несоответствия между кристаллическими решетками FePt и Ag.

Развитие процессов диффузионного фазообразования отражается в изменении морфологии поверхности пленочных композиций (рис. 6).

Как можно видеть, повышение температуры отжига от 500°C до 900°C оказывает более существенное влияние на морфологию поверхности, в частности на ее шероховатость, в НПК с промежуточным слоем серебра толщиной 30 нм, что связано с более интенсивным развитием диффузионных процессов и большим размером выросших зерен, а также зернограничной диффузией серебра с частичным выходом на поверхность пленочных композиций [11].

Из рисунка 7, а видно, что в слое серебра зерно начинает расти при более низких температурах отжига, чем в слоях сплава FePt, интенсивный рост зерна в которых наблюдается только после отжига при температуре 700°C. Вследствие отсутствия растворимости в



**Рис. 8.** Кривые намагничивания НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Ag (3 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) при перпендикулярно и параллельно приложенном к поверхности пленки магнитном поле после термообработки при температурах 600°C (а) и 700°C (б).

пленке FePt, серебро, расположенное на границах зерен FePt, препятствует росту зерна. При этом толщина слоя серебра не влияет на размер зерна в пленке FePt (рис. 7, б).

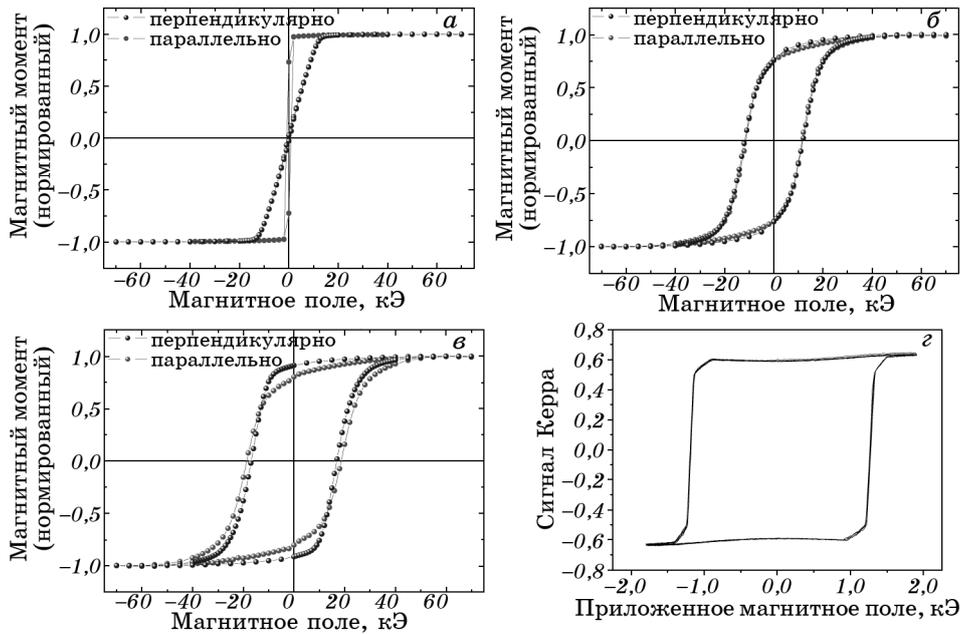
Изменения фазового состава и структуры в процессе термообработки в исследуемых НПК сопровождаются изменением их магнитных свойств. На рис. 8 изображены кривые намагничивания, полученные для НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Ag (3 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм), отожженных при температурах 600°C и 700°C, в условиях перпендикулярно и параллельно приложенного к поверхности образца магнитного поля величиной до 80 кЭ.

Анализ кривых намагничивания показал, что коэрцитивная сила  $H_c$  в данной пленочной композиции после отжига при температуре 600°C, при которой в пленке еще присутствует магнитно-мягкая фаза  $A1(\text{FePt})_{\text{ГПК}}$ , равняется 2 кЭ (рис. 8, а). После отжига при температуре 700°C уже присутствует магнитно-твердая фаза  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  и коэрцитивная сила увеличивается до 10 кЭ как при параллельно, так при перпендикулярно приложенном к поверхности образца магнитном поле. Из оценки отношения остаточной намагниченности  $M_r$  к намагниченности насыщения  $M_s$  при параллельно приложенном к поверхности образца магнитном поле получено значение, близкое к 1.

На рисунке 9 представлены кривые намагничивания НПК с промежуточным слоем серебра толщиной 30 нм, полученные после отжигов при температурах 500°C, 700°C и 900°C в магнитном поле, приложенном параллельно и перпендикулярно поверхности пленки. Малая величина коэрцитивной силы  $H_c$  на кривой гистерезиса после отжига при температуре 500°C свидетельствует о том, что

упорядоченная фаза  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  еще не сформировалась, а преимущественная ориентация намагничивания неупорядоченной фазы  $A1(\text{FePt})_{\text{ГЦК}}$  находится в плоскости пленки. С увеличением температуры отжига происходит фазовый переход  $A1(\text{FePt})_{\text{ГЦК}} \rightarrow L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$ , что отражается на возрастании величины  $H_c$  упорядоченной фазы до  $\approx 12$  кЭ после отжига при температуре  $700^\circ\text{C}$ . Увеличение толщины промежуточного слоя серебра до 30 нм позволило сформировать пленку с фазой  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  с более высоким значением коэрцитивной силы.

Большая величина ( $\approx 19$  кЭ) коэрцитивной силы  $H_c$  получена в НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Ag (30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) после отжига при температуре  $900^\circ\text{C}$ , когда в пленке  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  достигается наибольшая степень упорядочения и происходит переориентация оси легкого намагничивания перпендикулярно к поверхности образца (рис. 3, а, рис. 9, в). Небольшие отличия  $H_c$ , полученные при разных направлениях магнитного поля, свидетельствуют о том, что преимущественная ориентация оси с фазы  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  не достигается. Однако, соотношение остаточной намагниченности  $M_r$  и намагниченности насыщения  $M_s$  в поле, приложенном перпендикулярно, несколько больше, чем в поле, приложенном параллельно, и



**Рис. 9.** Петли гистерезиса, полученные для НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Ag (30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/ $\text{SiO}_2$  (100 нм)/Si(001) методом SQUID (а-в) и методом МОКЕ (z) после отжигов в вакууме при температуре  $500^\circ\text{C}$  (а),  $700^\circ\text{C}$  (б),  $900^\circ\text{C}$  (в, z).

достигает значения 0,95. При этом измерения методом МОКЕ показали, что максимально возможное соотношение, близкое к 1, характерно для поверхностных слоев пленки.

Таким образом, на основании приведенных результатов можно предположить, что поверхностная энергия границ раздела между промежуточным слоем серебра и пленкой FePt и возникающее на них напряженное состояние являются дополнительной движущей силой, ускоряющей процесс диффузионного фазообразования и перестройку химически неупорядоченной магнитно-мягкой фазы  $A1(\text{FePt})_{\text{ГЦК}}$  в химически упорядоченную магнитно-твердую фазу  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$ .

#### 4. ВЫВОДЫ

Установлено, что повышение температуры отжига и введение промежуточного слоя серебра в НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Ag ( $x$  нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) (где  $x = 3, 30$  нм) способствует процессу формирования химически упорядоченной фазы  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  при отжиге в вакууме.

Интервал наиболее интенсивного развития фазового превращения  $A1(\text{FePt})_{\text{ГЦК}} \rightarrow L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  в НПК с промежуточным слоем серебра смещается в сторону меньших температур отжига.

При толщине промежуточного слоя Ag 30 нм температура начала образования фазы  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  снижается на  $\approx 100^\circ\text{C}$  до  $600^\circ\text{C}$ .

После отжига при температуре  $900^\circ\text{C}$  степень химического упорядочения достигает максимального значения для всех исследуемых НПК. При этом ось легкого намагничивания с переориентируется в направлении перпендикулярном подложке, а коэрцитивная сила  $H_c$  в НПК с промежуточным слоем Ag толщиной 30 нм достигает 19 кЭ.

#### БЛАГОДАРНОСТИ

Авторы выражают благодарность сотрудникам кафедры физики поверхности и границ раздела технического университета г. Хемниц (Германия) в том числе заведующему кафедрой, профессору М. Альбрехту и доктору Г. Беддису за изготовление образцов и помощь в проведении исследований и обсуждении результатов.

Работа выполнена при финансовой поддержке немецкой организации по научному обмену (ДААД), грант № 50744282 (2010/2011) в рамках программы им. Леонарда Эйлера.

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Алекс Карабуто, *Новые полупроводниковые технологии Intel: тихая рево-*

- люция <http://www.metodolog.ru/00378/00378.html>
2. Mark H. Kryder, *Proc of Symp. 'Computerworld's Storage Networking World Conference' (April 3-6, 2006)* (California, San Diego: Manchester Grand Hyatt: 2006), p. 350.
  3. T. O. Seki, Y. K. Takahashi, and K. Hono, *J. Appl. Phys.*, **103**: 023910-1 (2008).
  4. Y. S. Yu, Hai-Bo Li, W. L. Li et al., *J. Magn. Magn. Mater.*, **322**: 1770 (2010).
  5. Y. S. Yu, Hai-Bo Li, W. L. Li et al., *J. Magn. Magn. Mater.*, **320**: L125 (2008).
  6. Chun Feng, Qian Zhan, Baone Li et al., *Appl. Phys. Lett.*, **93**: 152513-1 (2008).
  7. K. Barmak, J. Kim, L. H. Lewis et al., *J. Appl. Phys.*, **98**: 033904-1 (2005).
  8. A. C. Sun, F. T. Yuan, and Jen-Hwa Hsu, *J. Phys.: Conference Series*, **200**: 1020099-1 (2010).
  9. А. С. Камзин, Е. В. Снеткова, З. Янг и др., *Письма в ЖТФ*, **34**, вып. 1: 57 (2008).
  10. С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков, *Рентгеноструктурный и электроннооптический анализ* (Москва : Металлургия: 1970).
  11. O. P. Pavlova, T. I. Verbitska, I. A. Vladymyrskiy et al., *Appl. Surf. Sci.*, **266**: 100 (2013).