

СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНЫХ И МЕЗОСКОПИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

PACS numbers: 66.30.Pa, 64.70.Nd, 68.55.jm, 75.50.Vv, 75.70.Ak, 81.40.Ef, 81.40.Rs

Дифузійне фазоутворення в нанорозмірних шаруватих плівкових композиціях Pt(15 нм)/Fe(15 нм) і [Pt(7,5 нм)/Fe(7,5 нм)]₂ на підкладках SiO₂(100 нм)/Si(001)

Ю. М. Макогон, О. П. Павлова, С. І. Сидоренко, Т. І. Вербицька,
І. А. Владимирський, О. В. Фігурна, І. О. Круглов

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»,
просп. Перемоги, 37,
03056 Київ, Україна

Методами фізичного матеріалознавства (рентгеноструктурною фазовою аналізою, атомно-силовою і магнетно-силовою мікроскопіями, Резерфордівим зворотнім розсіянням, методом мірювання магнетних властивостей за допомогою SQUID-магнетометра, резистометрії) досліджено вплив додаткових меж поділу у нанорозмірній шаруватій плівці Pt/Fe на підложжі SiO₂(100 нм)/Si(001), при збереженні початкової товщини плівки (30 нм), на процеси дифузійного фазоутворення — перехід хімічно неупорядкованої магнетом'якої фази A1(FePt) у хімічно впорядковану магнетотверду фазу L1₀(FePt) при відпалі у вакуумі. Встановлено, що після осадження плівки Pt(15 нм)/Fe(15 нм) і [Pt(7,5 нм)/Fe(7,5 нм)]₂ демонструють дво- і чотиришарову структури відповідно. Відпал у вакуумі в інтервалі температур 600°C–900°C з витримкою у 30 с супроводжується фазовим переходом. Введення додаткових меж поділу покращує кінетику впорядкування, що проявляється в зниженні на 100°C температури початку формування фази L1₀(FePt) з текстурою (111) в багат шаровій плівці [Pt(7,5 нм)/Fe(7,5 нм)]₂ в порівнянні з плівкою Pt(15 нм)/Fe(15 нм), в якій фазове перетворення A1(FePt) → L1₀(FePt) відбувається в процесі відпалу за температури 700°C. Коерцитивна сила досліджуваних плівок росте з температурою відпалу.

Методами фізического матеріалознавства (рентгеноструктурним фазовим аналізом, атомно-силовою і магнетно-силовою мікроскопіями, резерфордівским обратным рассеянием, методом измерения магнетних свойств с помощью SQUID-магнетометра, резистометрии) исследовано влияние дополнительных границ раздела в слоистой наноразмерной плёнке Pt/Fe на подложке SiO₂(100 нм)/Si(001), при сохранении первоначальной толщины

плёнки (30 нм), на процессы диффузионного фазообразования — переход химически неупорядоченной магнитомягкой фазы $A1(\text{FePt})$ в химически упорядоченную магнитотвёрдую фазу $L1_0(\text{FePt})$ при отжигах в вакууме. Установлено, что после осаждения плёнки $\text{Pt}(15 \text{ нм})/\text{Fe}(15 \text{ нм})$ и $[\text{Pt}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}(7,5 \text{ нм})]_2$ демонстрируют двух- и четырёхслойную структуры соответственно. Отжиги в вакууме в интервале температур 600°C – 900°C с выдержкой в 30 с сопровождаются фазовым переходом. Введение дополнительных границ раздела улучшает кинетику упорядочения, что проявляется в снижении на 100°C температуры начала формирования фазы $L1_0(\text{FePt})$ с текстурой (111) в многослойной плёнке $[\text{Pt}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}(7,5 \text{ нм})]_2$ по сравнению с плёнкой $\text{Pt}(15 \text{ нм})/\text{Fe}(15 \text{ нм})$, в которой фазовое превращение $A1(\text{FePt}) \rightarrow L1_0(\text{FePt})$ происходит в процессе отжига при температуре 700°C . Коэрцитивная сила исследуемых плёнок растёт с температурой отжига.

Influence of the additional interfaces in nanoscale layered Pt/Fe film on the $\text{SiO}_2(100 \text{ nm})/\text{Si}$ substrate, with the retention of initial film thickness (of 30 nm), on the diffusive phase-formation processes—transformation of soft-magnetic chemically disordered $A1(\text{FePt})$ phase into hard-magnetic chemically ordered $L1_0(\text{FePt})$ phase at annealing in vacuum is investigated by methods of physical materials science: X-ray diffraction, atomic force microscopy and magnetic force microscopy, Rutherford backscattering, SQUID magnetometry, and electrical resistance measurements. As revealed after deposition, these films have bi- and four-layer structures, respectively. Annealing in vacuum in the temperature range of 600 – 900°C with annealing time of 30 s is accompanied by phase transformation. Introduction of additional interfaces improves the ordering kinetics. These facts are illustrated with decrease of formation onset temperature for the ordered $L1_0(\text{FePt})$ phase with (111) texture in $[\text{Pt}(7.5 \text{ nm})/\text{Fe}(7.5 \text{ nm})]_2$ multi-layered films by 100°C as compared with $\text{Pt}(15 \text{ nm})/\text{Fe}(15 \text{ nm})$ films, in which the $A1(\text{FePt}) \rightarrow L1_0(\text{FePt})$ phase transformation occurs during annealing at 700°C . Coercive force of films increases with increasing the annealing temperature.

Ключові слова: хімічно впорядкована фаза $L1_0(\text{FePt})$, коерцитивна сила, межа поділу, нанорозмірна плівка.

(Отримано 25 лютого 2014 р.)

1. ВСТУП

Нанорозмірні плівки FePt стехіометричного складу $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ з хімічно впорядкованою магнетотвердою фазою $L1_0(\text{FePt})$, що має гранецентровану тетрагональну ґратницю, привертають увагу дослідників як матеріал для виготовлення носіїв інформації з надвисокою щільністю запису та збереження завдяки її високій енергії магнетокристалічної анізотропії ($K_u = 7 \cdot 10^6 \text{ Дж/м}^3$), високій температурі Кюрі ($\cong 480^\circ\text{C}$) і великій намагнетованості насичення ($\mu_0 M_s \cong 1,43 \text{ Тл}$) [1–11]. Фаза $L1_0(\text{FePt})$ формується внаслідок фазового перетворення з хімічно неупорядкованої фази $A1(\text{FePt})$ при температурах, вищих за

500°C, що є обмежувальним фактором застосування нанорозмірних плівок $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ як середовища запису і збереження інформації. Передбачається, що додатковою рушійною силою процесу впорядкування, внаслідок якого атоми Fe і Pt займають визначені місця з утворенням надструктури, можуть бути механічні напруження, що вводяться в плівку додатковими межами поділу [12–18]. Це, в свою чергу, допоможе знизити температуру формування фази $L1_0(\text{FePt})$. При цьому фаза $L1_0(\text{FePt})$ може бути сформована у багатошарових композиціях з плівок як стопу $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}]_n$, так і чистих металів $[\text{Pt}/\text{Fe}]_n$. В обох випадках необхідна термообробка для активізації дифузійних процесів і формування фази $L1_0(\text{FePt})$.

Крім того, багатошарові нанорозмірні плівки $[\text{Pt}/\text{Fe}]_n$ привертають увагу як модельні системи для дослідження процесів впорядкування в матеріалах з об'ємноцентрованою ґратницею [19–22]. В даній роботі досліджено процеси впорядкування при відпалах у вакуумі, структура і властивості бішарової плівки $\text{Pt}(15 \text{ нм})/\text{Fe}(15 \text{ нм})$, а також багатошарової плівки $[\text{Pt}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}(7,5 \text{ нм})]_2$, в якій додатковий напружений стан створюється шляхом введення в бішарову плівку $\text{Pt}(15 \text{ нм})/\text{Fe}(15 \text{ нм})$ додаткових меж поділу за рахунок зменшення товщини шарів Pt і Fe до 7,5 нм при збереженні початкової товщини плівки 30 нм.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Нанорозмірні плівки $\text{Pt}(15 \text{ нм})/\text{Fe}(15 \text{ нм})$ і $[\text{Pt}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}(7,5 \text{ нм})]_2$ одержано методом пошарового магнетронного осадження шарів чистих металів Fe і Pt товщиною 7,5 і 15 нм на підложжя термічно окисненого монокристалічного Si орієнтації (001), що перебувала при кімнатній температурі. Шар SiO_2 товщиною 100 нм слугував бар'єром для запобігання дифузії кремнію підложжя з утворенням у плівках силіцидів. Збільшення кількості шарів не призводило до збільшення загальної товщини плівки, яка складала 30 нм. Відпал зразків виконувався у високому вакуумі $\cong 1,3 \cdot 10^{-3}$ Па в інтервалі температур 300–900°C з витримкою 30 с при кожній температурі зі швидкістю нагріву 5°C/с. Визначення товщини осадженого шару здійснювалося за допомогою кварцового резонатора, а також за допомогою методи Рентгенової рефлектометрії і Резерфордського зворотнього розсіяння. Похибка визначення товщини плівки складала ± 1 нм.

Дослідження кристалічної структури плівок після осадження і відпалів, а також визначення ступеня їх хімічного упорядкування виконано за допомогою методи рентгеноструктурної фазової аналізи на дифрактометрі ДРОН УМ-1 з використанням випромінювання FeK_α . Зміну хімічного складу за товщиною плівки внаслідок дифузійних процесів досліджено методом Резерфордського зворотнього

розсіяння (РЗР).

Ступінь хімічного впорядкування фази $L1_0(\text{FePt})$ і об'ємна частка впорядкованої фази оцінювались по відношенню інтенсивності дифракційних рефлексів $I(001)/I(002)$ [14, 15]. Ступінь орієнтації осі c легкого магнетування по відношенню до нормалі до поверхні визначалася за відношенням $I(001)/I(111)$. Оцінку розміру зерна після відпалів виконано за формулою Дебая–Шеррера [23]: $d = \frac{k\lambda}{\beta \cos \theta}$,

де λ — довжина хвилі випромінювання, β — ширина піка на половині висоти, θ — кут дифракційного максимуму, $k = 0,9$.

Морфологія поверхні плівок досліджувалася методами атомно-силової мікроскопії (АСМ) і магнетно-силової мікроскопії (МСМ). Магнетні властивості плівок оцінено за допомогою методи SQUID-магнетометрії. Резистометричні мірювання виконано чотирозондовою методою за кімнатної температури.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Дослідження методом рентгеноструктурної фазової аналізи засвідчили, що в плівках $\text{Pt}(15 \text{ нм})/\text{Fe}(15 \text{ нм})$ і $[\text{Pt}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}(7,5 \text{ нм})]_2$ після осадження спостерігаються рефлекси від шарів окремих металів

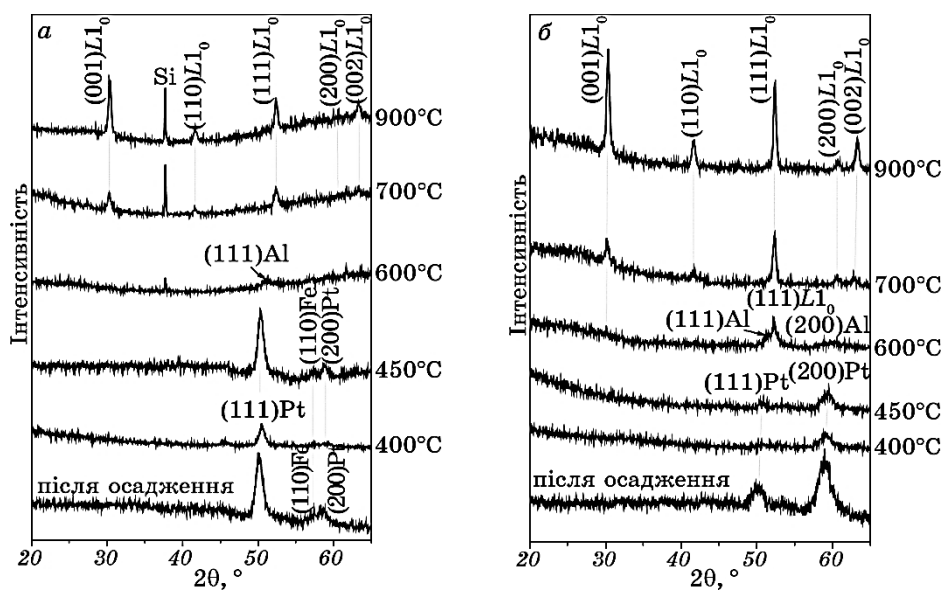


Рис. 1. Дифрактограми плівок $\text{Pt}(15 \text{ нм})/\text{Fe}(15 \text{ нм})$ (а) і $[\text{Pt}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}(7,5 \text{ нм})]_2$ (б) після відпалів за різних температур. Випромінювання $\text{FeK}\alpha$.

Fe та Pt (рис. 1). Після відпалів в інтервалі температур 350–450°C додаткових рефлексів не виникає. За результатами РЗР безпосередньо після осадження та низькотемпературних відпалів досліджувані плівки представляли собою дво- та чотиришарову структуру, відповідно (рис. 2). Електроопір плівок після відпалів у вказаному інтервалі температур залишається практично незмінним (рис. 3). Ці результати свідчать про відсутність фазових перетворень.

Але на початок процесів дифузійного фазоутворення може вказувати невеликий поступовий зсув положення рефлексу (111) від Pt у бік більших кутів (рис. 1).

Після відпалу за температури 600°C на дифрактограмах досліджуваних плівок зникають рефлекси від шарів чистих металів та з'являються рефлекси від метастабільної хімічно неупорядкованої фази $A1(FePt)$. Вказаний дифузійний перехід супроводжується різ-

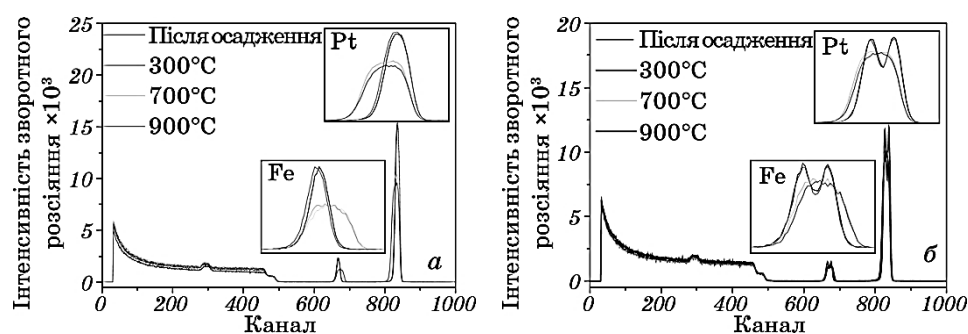


Рис. 2. Експериментальні спектри РЗР плівок Pt(15 нм)/Fe(15 нм) (а) та $[Pt(7,5 \text{ нм})/Fe(7,5 \text{ нм})]_2$ (б) після осадження і відпалу за різних температур.

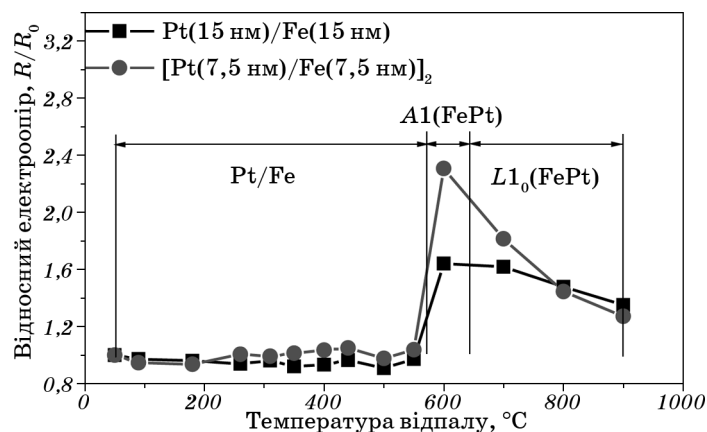


Рис. 3. Залежність електроопору плівок Pt(15 нм)/Fe(15 нм) та $[Pt(7,5 \text{ нм})/Fe(7,5 \text{ нм})]_2$ від температури відпалу.

ким підвищенням електроопору плівок (рис. 3). Але на дифрактограмі подвоєної плівки $[\text{Pt}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}(7,5 \text{ нм})]_2$ можна побачити, що рефлекс (111) від фази $\text{Al}(\text{FePt})$ має зліва плече, наявність якого вказує на початок формування під час відпалу за температури 600°C фази $L1_0(\text{FePt})$ з текстурою (111). Присутність одночасно двох фаз в багатошаровій плівці $[\text{Pt}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}(7,5 \text{ нм})]_2$ призводить до більш значного зростання електроопору зразка в порівнянні з плівкою $\text{Pt}(15 \text{ нм})/\text{Fe}(15 \text{ нм})$, що пов'язано з її більш нерівноважним станом (рис. 3).

Як можна бачити з рис. 4 формування фази $\text{Al}(\text{FePt})$ в плівці $\text{Pt}(15 \text{ нм})/\text{Fe}(15 \text{ нм})$ під час відпалів в інтервалі $500\text{--}650^\circ\text{C}$ не супроводжується значним ростом розміру зерна в порівнянні з багатошаровою плівкою $[\text{Pt}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}(7,5 \text{ нм})]_2$, в якій одночасне формування фаз $\text{Al}(\text{FePt})$ і $L1_0(\text{FePt})$ супроводжується суттєвим ростом розміру зерна за менших температур відпалу.

Після відпалу за температури 700°C фаза $\text{Al}(\text{FePt})$ в обох плівкових композиціях перетворюється на хімічно впорядковану фазу $L1_0(\text{FePt})$, що супроводжується зсувом структурного рефлексу (111) FePt в бік більших кутів і появою надструктурних рефлексів (001) і (002) (рис. 1). За результатами РЗР після відпалу за цієї температури, внаслідок взаємної дифузії елементів, плівки стають ізотропними і представляють собою стоп, близький за складом до $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$, який зберігається і після відпалу за температури 900°C (рис. 2).

Підвищення температури відпалу до 900°C призводить до значного збільшення інтенсивності надструктурних рефлексів (001) і (002) фази $L1_0(\text{FePt})$. Але незначне зростання відношення інтенсивності дифракційних максимумів $I(001)/I(002)$ як у бішаровій, так і в багатошаровій плівках вказує на незначне збільшення ступеня хімічного впорядкування в фазі $L1_0(\text{FePt})$, тому що основний про-

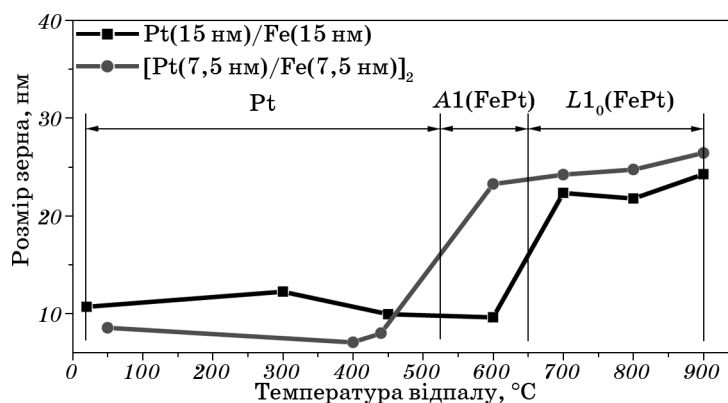


Рис. 4. Залежність розміру зерна плівок $\text{Pt}(15 \text{ нм})/\text{Fe}(15 \text{ нм})$ і $[\text{Pt}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}(7,5 \text{ нм})]_2$ від температури відпалу.

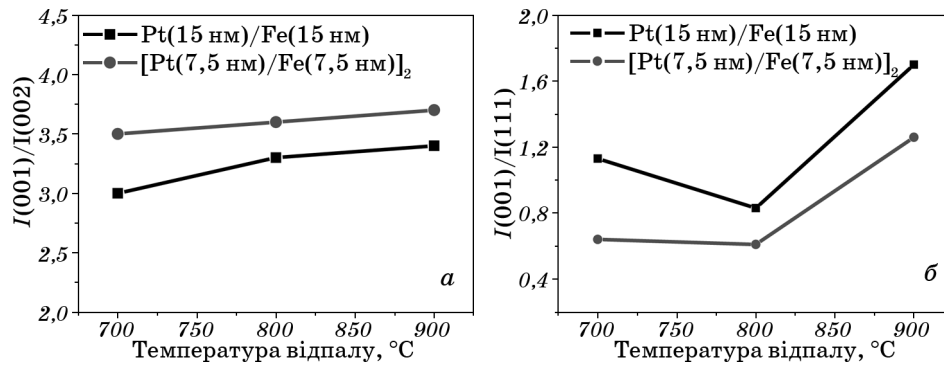


Рис. 5. Залежність значень відношення $I(001)/I(002)$ (а) і $I(001)/I(111)$ (б) плівок Pt(15 нм)/Fe(15 нм) і [Pt(7,5 нм)/Fe(7,5 нм)]₂ від температури відпалу.

цес упорядкування пройшов при менших температурах відпалу.

Слід зазначити, що цей показник у багатошаровій плівці більший, ніж в бішаровій у всьому температурному інтервалі відпалів (рис. 5, а). Зменшення електроопору плівок після відпалів вище температури 600°C підтверджує розвиток процесів впорядкування і формування фази $L1_0(\text{FePt})$. Після відпалу за температури 900°C електроопір багатошарової плівки менший, ніж бішарової, що також підтверджує досягнення в них більшого ступеню хімічного впорядкування завдяки фазі $L1_0(\text{FePt})$ (рис. 3). Тобто, можна стверджувати, що введення додаткових меж поділу в плівку при збереженні її загальної товщини прискорює дифузійні процеси.

Збільшення відношення $I(001)/I(111)$ з підвищенням температури відпалу в досліджуваних плівках свідчить про формування зерен фази $L1_0(\text{FePt})$ з орієнтацією, перпендикулярною до підкладки, при збереженні зерен з орієнтацією (111) (рис. 5, б). З одного боку, це означає, що результуюча вісь легкого магнетування c кристала з ГЦТ-ґратницею, яка збігається з напрямком [001] у монокристалі, орієнтується під деяким кутом до поверхні полікристалічної плівки. З іншого боку, утворення також текстури (111) дає системі можливість досягти рівноваги.

Відпали плівок до температури 700°C не супроводжуються значною зміною морфології поверхні та її шерсткості (рис. 6). Подальше підвищення температури відпалу по різному впливає на морфологію поверхні плівок. Для плівки Pt(15 нм)/Fe(15 нм) спостерігається значне зростання середньої шерсткості поверхні, в той час як для багатошарової плівки [Pt(7,5 нм)/Fe(7,5 нм)]₂ середня шерсткість поверхні майже не змінюється.

Твердотільні реакції $A1(\text{FePt}) \rightarrow L1_0(\text{FePt})$ приводять до зміни магнетних властивостей плівок, зокрема, росту коерцитивної сили

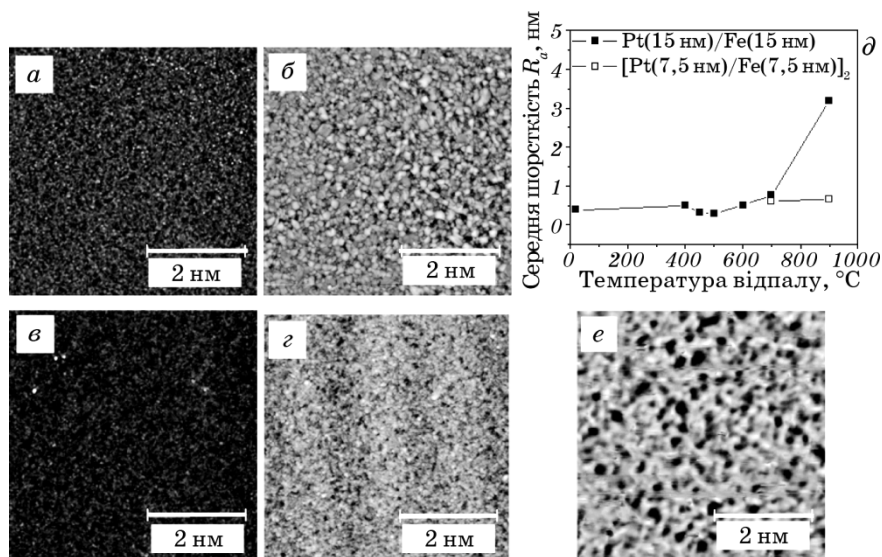


Рис. 6. АСМ-зображення поверхні плівки Pt(15 нм)/Fe(15 нм) (а, б) і плівки [Pt(7,5 нм)/Fe(7,5 нм)]₂ (в, г) після відпалу за температури 700°C (а, в) і 900°C (б, г) і залежність середньої шерсткості поверхні плівок від температури відпалу (д). МСМ-знімок плівки [Pt(7,5 нм)/Fe(7,5 нм)]₂ після відпалу за температури 900°C (е).

(рис. 7). Зазначимо, що плівка Pt(15 нм)/Fe(15 нм) після відпалу за температури 600°C має майже вдвічі меншу коерцитивну силу як у паралельно, так і у перпендикулярно прикладеному магнетному полі порівняно з багатошаровою плівкою [Pt(7,5 нм)/Fe(7,5 нм)]₂. Цей результат добре узгоджується з результатами рентгеноструктурної фазової аналізи, згідно з якими в багатошаровій плівці [Pt(7,5 нм)/Fe(7,5 нм)]₂ магнетотверда фаза $L1_0(\text{FePt})$ починає формуватись раніше, за менших температур відпалу. Але після відпалу за температури 700°C, коли в плівці Pt(15 нм)/Fe(15 нм) формується хімічно впорядкована фаза $L1_0(\text{FePt})$, коерцитивна сила значно збільшується, що може бути пов'язано також з меншим розміром зерна (рис. 4 та рис. 7). Слід відмітити, що обидві плівкові композиції після високотемпературних відпалів залишаються практично магнетоізотропними.

МСМ-знімок багатошарової плівки [Pt(7,5 нм)/Fe(7,5 нм)]₂, наведений на рис. 6, е, демонструє доменну структуру зразка після відпалу за температури 900°C, яка має лабіринтоподібну нерегулярну конфігурацію і є підтвердженням магнетотвердих властивостей досліджуваної плівки.

Таким чином, порівняння процесів дифузійного фазоутворення в шаруватих нанорозмірних плівках Fe/Pt показує, що формування

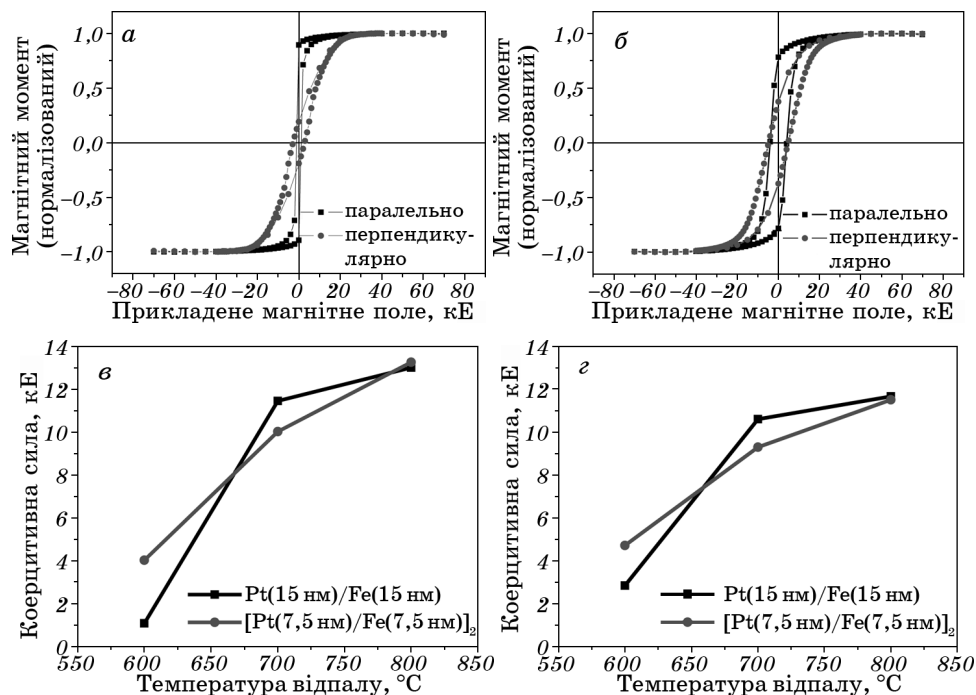


Рис. 7. Петлі гістерези плівок Pt(15 нм)/Fe(15 нм) (а) і [Pt(7,5 нм)/Fe(7,5 нм)]₂ (б) після відпалу за температури 600°C (а) і залежність від температури відпалу коерцитивної сили плівок, виміряної в паралельно (в) і перпендикулярно (г) прикладеному магнетному полі.

невпорядкованої фази $A1(\text{FePt})$, а потім впорядкованої фази $L1_0(\text{FePt})$ в багат шаровій композиції Pt(7,5 нм)/Fe(7,5 нм)]₂ відбувається за нижчих температур відпалу, ніж в бішаровій композиції Pt(15 нм)/Fe(15 нм). Даний ефект виявляється в більшому розмірі зерна фази $A1(\text{FePt})$, більшій коерцитивній силі за рахунок появи вже після відпалу за температури 600°C деякої кількості впорядкованої магнетотвердої фази $L1_0(\text{FePt})$.

Наведені результати свідчать, що введення додаткових меж поділу в плівку Fe/Pt при збереженні її загальної товщини, прискорює процеси дифузійного формування фази $L1_0(\text{FePt})$ на початкових стадіях фазового переходу $\text{Fe} + \text{Pt} \rightarrow A1(\text{FePt}) \rightarrow L1_0(\text{FePt})$.

4. ВИСНОВКИ

Показано, що введення в бішарову плівкову композицію Pt(15 нм)/Fe(15 нм) завтовшки 30 нм додаткових меж поділу, при збереженні її загальної товщини, покращує кінетику процесу хімічного впоряд-

дкування в багатошаровій плівковій композиції [Pt(7,5 нм)/Fe(7,5 нм)]₂ при відпалах у вакуумі. Активізація дифузійних процесів супроводжується зниженням температури початку формування хімічно впорядкованої фази L1₀(FePt) до 600°C. В досліджуваних плівках відсутня переважна орієнтація зерен фази L1₀(FePt) і зберігається ізотропія магнетних властивостей незалежно від напрямку магнетного поля.

Автори висловлюють подяку співробітникам кафедри фізики поверхні та меж поділу технічного університету м. Хемніц (Німеччина), в тому числі завідувачу кафедри професору М. Альбрехту та доктору Г. Беддісу за виготовлення зразків і допомогу у виконанні досліджень й обговоренні результатів.

Роботу виконано при фінансовій підтримці німецької організації по науковому обміну (DAAD) (грант № 54300147 (2011/2012)) в межах програми ім. Леонарда Ойлера.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. J. Lyubina, B. Rellinghaus, O. Gutfleisch, and M. Albrecht, *Handbook of Magnetic Materials* (Ed. K. H. J. Buschow), vol. 19, p. 291 (2011).
2. D. Weller and M. F. Doerner, *An. Rev. Mater. Sci.*, **30**: 611 (2000).
3. S. N. Piramanayagam, *J. Appl. Phys.*, **102**: 011301-1 (2007).
4. Bo Yao and K. R. Coffey, *J. Appl. Phys.*, **105**: 07A726-1 (2009).
5. L. Zhang, Y. K. Takahashi, A. Perumal, and K. Hono, *J. Magn. Magn. Mater.*, **322**: 2658 (2010).
6. T. Bublath and D. Goll, *Nanotechnology*, **22**: 315301 (2011).
7. E. Yang, D. E. Laughlin, and J.-G. Zhu, *IEEE Trans. Magn.*, **48**, No. 1: 7 (2012).
8. O. P. Pavlova, T. I. Verbitska, I. A. Vladymyrskyi, S. I. Sidorenko, G. L. Katona, D. L. Beke, G. Beddies, M. Albrecht, and I. M. Makogon, *Appl. Surf. Sci.*, **266**: 100 (2013).
9. Y. N. Han, F. T. Yuan, Y. H. Lin, Jen-Hwa Hsu, and J. K. Mei, *IEEE Trans. Magn.*, **48**, No. 11: 3158 (2012).
10. W. Dinga, S. Ishiguroa, R. Ogatsua, and D. Jua, *Appl. Surf. Sci.*, **258**: 7976 (2012).
11. T. O. Seki, Y. K. Takahashi, and K. Hono, *J. Appl. Phys.*, **103**: 023910-1 (2008).
12. S. N. Hsiao, F. T. Yuan, H. W. Chang, H. W. Huang, S. K. Chen, and H. Y. Lee, *Appl. Phys. Lett.*, **94**, 232505-1 (2009).
13. J.-S. Kim and Y.-M. Koo, *J. Appl. Phys.*, **100**: 093909-1 (2006).
14. S. N. Hsiao, S. K. Chen, S. H. Liu, C. J. Liao, F. T. Yuan, and H. Y. Lee, *IEEE Trans. Magn.*, **47**, No. 10: 3637 (2011).
15. S. N. Hsiao, S. H. Liu, S. K. Chen, F. T. Yuan, and H. Y. Lee, *J. Appl. Phys.*, **111**: 07A702-3 (2012).
16. T. Smima, T. Moriguchi, S. Mitani, and K. Takahashi, *Appl. Phys. Lett.*, **80**: 288 (2002).
17. Y. Endo, N. Kikuchi, O. Kitakami, and Y. Shimada, *J. Appl. Phys.*, **89**: 7065 (2001).
18. C. Feng, B. H. Li, Y. Liu, J. Teng, M. H. Li, Y. Jiang, and G. H. Yu, *J. Appl.*

- Phys.*, **103**: 023916-1 (2008).
19. S. C. Chou, C. C. Yu, Y. Liou, Y. D. Yao, D. H. Wei, T. S. Chin, and M. F. Tai, *J. Appl. Phys.*, **95**: 7276 (2004).
 20. S. K. Chen, F. T. Yuan, and T. S. Chin, *J. Appl. Phys.*, **97**: 073902 (2005).
 21. Y. Endo, K. Oikawa, T. Miyazaki, O. Kitakami, and Y. Shimada, *J. Appl. Phys.*, **94**: 7222 (2003).
 22. M. L. Yan, N. Powers, D. J. Sellmyer, *J. Appl. Phys.*, **93**, No. 10: 8292 (2003).
 23. S. S. Gorelik, L. N. Rastorguev, and Yu. A. Skakov, *Rentgenostrukturnyy i Electronnoopticheskiy Analiz (X-Ray Structural and Electron-Optical Analysis* (Moscow: Metallurgiya: 1970) (in Russian).