

PACS numbers: 66.30.Pa, 68.55.-a, 75.50.Ss, 75.50.Vv, 75.70.Ak, 81.40.Ef, 81.40.Rs

## Вплив Cu на формування хімічно впорядкованої фази $L1_0(\text{FePt})$ в нанорозмірних плівках $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Cu}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ на підкладці $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$

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

Національний технічний університет України «КПІ»,  
просп. Перемоги, 37,  
03056 Київ, Україна

Методами фізичного матеріалознавства, а саме, рентгеноструктурним фазовим аналізом, атомно-силовою і магнітно-силовою мікроскопіями, Резерфордним зворотним розсіянням, методом мірювання магнітних властивостей за допомогою магнітооптичного Керрового ефекту та методом резистометрії досліджено вплив товщини проміжного шару Cu в нанорозмірних плівкових композиціях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})/\text{Cu}(x\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})$  (де  $x = 0, 7, 5, 15$  і  $30$  нм) на підложжях  $\text{SiO}_2(100\text{ нм})/\text{Si}(001)$  на процеси дифузійного фазоутворення — перехід хімічно неупорядкованої магнітом'якої фази  $A1(\text{FePt})$  у хімічно впорядковану магнітотверду фазу  $L1_0(\text{FePt})$  під час відпалів у вакуумі. Встановлено, що в процесі осадження в усіх плівках формується фаза  $A1(\text{FePt})$ . Відпали у вакуумі в інтервалі температур  $300\text{--}900^\circ\text{C}$  з витримкою  $30$  с супроводжуються перебігом термічно активованих дифузійних процесів між шарами Cu та FePt. Товщина проміжного шару міді впливає на температуру початку фазового  $A1(\text{FePt}) \rightarrow L1_0(\text{FePt})$  перетворення в досліджуваних плівкових композиціях. Формування фази  $L1_0(\text{FePt})$  в плівці  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})/\text{Cu}(7,5\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})$  з найменшою товщиною прошарку міді ( $7,5$  нм) відбувається в процесі термічного оброблення за температури  $700^\circ\text{C}$ . Збільшення товщини шару міді до  $15$  нм підвищує температуру впорядкування на  $100^\circ\text{C}$  до  $800^\circ\text{C}$  внаслідок виникнення великих стискальних напружень і деформацій. Коерцитивна сила плівки збільшується з  $0,05$  до  $6,7$  кЕ. У плівці з прошарком міді найбільшої товщини ( $30$  нм) після відпалу за температури  $800^\circ\text{C}$  зафіксовано формування потрібної сполуки  $\text{FeCuPt}$ , але впорядкування з утворенням фази  $L1_0(\text{FePt})$  не виявлено.

Методами физического материаловедения, а именно, рентгеноструктурным фазовым анализом, атомно-силовой и магнитно-силовой микроскопией, резерфордским обратным рассеянием, методом измерения магнит-

ных свойств с помощью магнитооптического эффекта Керра и методом резистометрии исследовано влияние толщины промежуточного слоя Cu в наноразмерных плёночных  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})/\text{Cu}(x\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})$ -композициях (где  $x = 0, 7,5, 15$  и  $30\text{ нм}$ ) на подложках  $\text{SiO}_2(100\text{ нм})/\text{Si}(001)$  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 в процессе осаждения во всех плёнках формируется фаза  $A1(\text{FePt})$ . Отжиги в вакууме в интервале температур  $300\text{--}900^\circ\text{C}$  с выдержкой 30 с сопровождаются термически активированными диффузионными процессами между слоями Cu и FePt. Толщина промежуточного слоя меди влияет на температуру начала фазового превращения  $A1(\text{FePt}) \rightarrow L1_0(\text{FePt})$  в исследуемых плёночных композициях. Формирование фазы  $L1_0(\text{FePt})$  в плёнке  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})/\text{Cu}(7,5\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})$  с наименьшей толщиной прослойки меди (7,5 нм) происходит в процессе термической обработки при температуре  $700^\circ\text{C}$ . Увеличение толщины слоя меди до 15 нм повышает температуру упорядочения на  $100^\circ\text{C}$  до  $800^\circ\text{C}$  в результате возникновения больших сжимающих напряжений и деформаций. Коэрцитивная сила плёнки увеличивается с 0,05 до 6,7 кЭ. В плёнке с прослойкой меди наибольшей толщины (30 нм) после отжига при температуре  $800^\circ\text{C}$  зафиксировано формирование тройного соединения FeCuPt, но упорядочение с образованием фазы  $L1_0(\text{FePt})$  не выявлено.

Within the nanoscale  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ nm})/\text{Cu}(x\text{ nm})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ nm})$  (where  $x = 0, 7.5, 15, 30\text{ nm}$ ) film composition on  $\text{SiO}_2(100\text{ nm})/\text{Si}(001)$  substrates, the influence of Cu intermediate layer thickness on the diffusion phase-formation processes, i.e. on transformation of chemically disordered magnetic-soft  $A1(\text{FePt})$ -phase into chemically ordered magnetic-hard  $L1_0(\text{FePt})$ -phase at annealing in vacuum is investigated by physical materials science methods: X-ray diffraction, atomic-force and magnetic-force microscopies, Rutherford backscattering, and resistometry. Magnetic properties are measured with magneto-optical Kerr effect method. As determined, during deposition, the  $A1(\text{FePt})$  phase is formed in all films. Annealing in vacuum within the temperature range  $300\text{--}900^\circ\text{C}$  for 30 s is accompanied with thermally activated diffusion processes between Cu and FePt layers. The thickness of Cu intermediate layer influences on temperature of  $A1(\text{FePt}) \rightarrow L1_0(\text{FePt})$  phase transformation onset in film compositions under investigation. The formation of  $L1_0(\text{FePt})$  phase in  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ nm})/\text{Cu}(7.5\text{ nm})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ nm})$  film with smallest Cu interlayer thickness (7.5 nm) occurs during thermal treatment at  $700^\circ\text{C}$ . Increase in thickness of Cu interlayer to 15 nm raises the ordering temperature by  $100^\circ\text{C}$  to  $800^\circ\text{C}$  due to appearance of large compression stresses and deformations. Coercive force of film increases from 0.05 to 6.7 kOe. Formation of FeCuPt ternary compound is fixed in film with largest thickness of Cu interlayer (30 nm) after annealing at  $800^\circ\text{C}$ , but ordering process with formation of  $L1_0(\text{FePt})$  phase is not observed.

**Ключові слова:** хімічне впорядкування, фаза  $L1_0(\text{FePt})$ , коерцитивна сила, проміжний шар, відпал.

(Отримано 9 липня 2013 р.)

## 1. ВСТУП

Стоп  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  з хімічно впорядкованою фазою  $L1_0(\text{FePt})$  викликає останнім часом у дослідників підвищений інтерес у зв'язку з можливістю збільшення щільності магнітного запису і зберігання інформації [1–5]. Експерти припускають, що на основі нового матеріалу будуть створені магнітні носії інформації нового покоління, які дозволять досягти максимальної щільності магнітного запису і зберігання інформації  $\sim 10$  Тбіт/дюйм<sup>2</sup> у 2035–2040 роках [6].

Завдяки високій енергії магнітно-кристалічної анізотропії  $K_u = 7 \cdot 10^6$  Дж/м<sup>3</sup> фази  $L1_0(\text{FePt})$ , можливо сформувати термічно стабільну зернисту структуру з мінімальним розміром ізольованого термостабільного зерна, на який буде записаний магнітний домен  $\cong 2,4$  нм [7, 8]. Для цього необхідно вирішити низку матеріалознавчих і технологічних завдань. Наприклад, для одержання впорядкування плівки  $\text{FePt}$  небажане застосування високотемпературного термічного оброблення, оскільки це призводить до зростання зерен і шерсткості поверхні, що небажано для надвисокої щільності запису. Тому важливим є пониження температури впорядкування для плівки  $\text{FePt}$ . Одним із способів добитися цього може бути легування плівки  $\text{FePt}$  третім елементом, який вводиться у вигляді додаткового проміжного шару [9–13]. Можна припустити, що в шаруватих плівкових композиціях дифузія атомів легувального елемента і напружений стан, що створюється на межі поділу плівки  $\text{FePt}$  і проміжного шару легувального елемента, сприятимуть перебудові атомів  $\text{Fe}$  і  $\text{Pt}$  і формуванню хімічно впорядкованої фази  $L1_0(\text{FePt})$  з необхідними магнітотвердими властивостями.

Метою даної роботи було дослідження впливу проміжного шару  $\text{Cu}$  і температури відпалу у вакуумі на процеси дифузійного фазоутворення та перехід магнітом'якої фази  $A1(\text{FePt})$  в магнітотверду фазу  $L1_0(\text{FePt})$  в нанорозмірних плівках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Cu}(x \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  (де  $x = 0, 7,5, 15$  і  $30$  нм) на підкладках  $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$ .

## 2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Нанорозмірні плівкові композиції (НПК)  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Cu}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$  одержували методом пошарового магнетронного осадження шарів стопу  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (99,95%) товщиною 15 нм і шарів  $\text{Cu}$  (99,9%) товщинами 7,5, 15 і 30 нм на підкладку термічно окисненого (шар  $\text{SiO}_2$  товщиною 100 нм) монокристалічного  $\text{Si}$  орієнтації (001), що перебувала при кімнатній температурі. 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 здійсню-

валосся за допомогою кварцового резонатора, а також за допомогою методу рентгенівської рефлектометрії. Похибка визначення товщини плівки складала  $\pm 0,01$  нм.

Дослідження кристалічної структури НПК після осадження і відпалів, а також визначення ступеня їх хімічного упорядкування виконано за допомогою методу рентгеноструктурного фазового аналізу (РСФА) на дифрактометрі ULTIMA IV Rigaku з використанням випромінювання  $\text{CuK}\alpha$ . Зміну хімічного складу за товщиною плівки внаслідок дифузійних процесів досліджено методом Резерфордського зворотного розсіяння (РЗР).

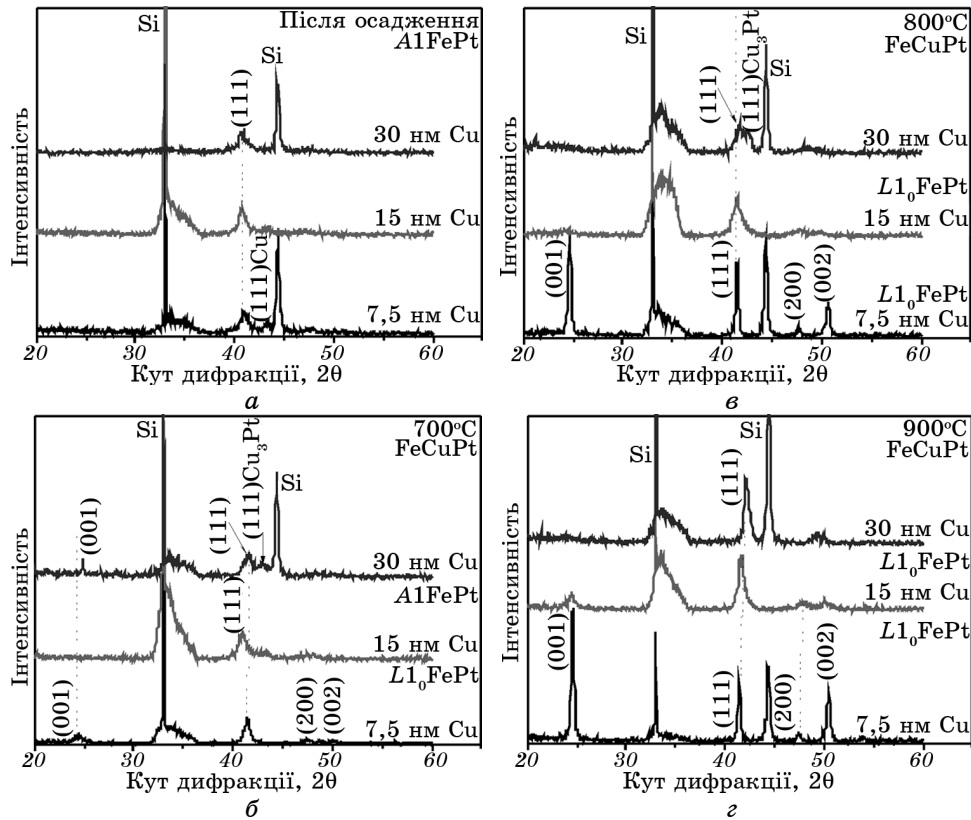
Ступінь хімічного упорядкування фази  $L1_0(\text{FePt})$  оцінювався за відношенням інтенсивностей структурних рефлексів  $I(001)/I(002)$  [14, 15]. Ступінь орієнтації осі легкого намагнічування  $[001]$  щодо нормалі до поверхні визначалася за відношенням  $I(001)/I(111)$ .

Морфологія поверхні плівок досліджувалась методом атомно-силової мікроскопії (АСМ). Магнітні властивості плівок оцінено за допомогою методів магнітооптичного ефекту Керра та магнітно-силової мікроскопії (МСМ) при кімнатній температурі після розмагнічування зразків у перпендикулярно прикладеному полі. Резистометричні вимірювання виконано чотиризондовим методом за кімнатної температури.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

На рисунку 1 наведено дифрактограми плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Cu}(x \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ , де  $x = 7,5, 15$  та  $30$  нм, після осадження і відпалів в інтервалі температур  $700\text{--}900^\circ\text{C}$ . Як видно з рис. 1, після осадження в плівках фіксуються структурні рефлекси  $(111)$  від хімічно неупорядкованої фази  $A1(\text{FePt})$ , від міді та від підкладки. Після осадження значення коерцитивної сили плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Cu}(15 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  складає  $0,05$  кЕ, тобто плівка має магнітом'які властивості (рис. 2).

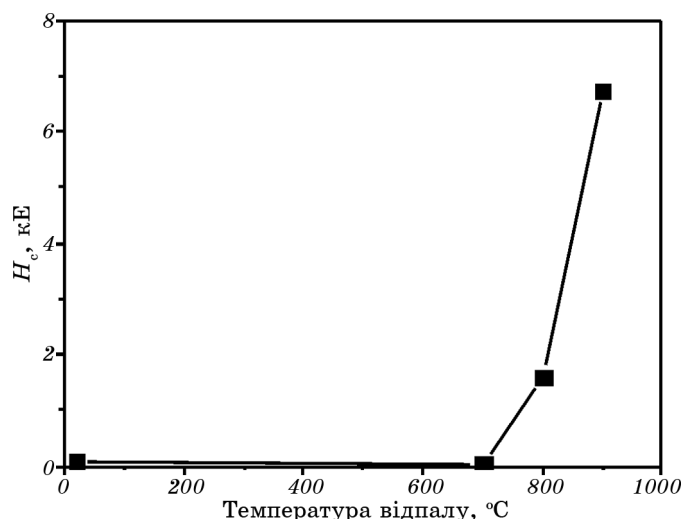
Відпали всіх плівок в інтервалі температур  $300\text{--}600^\circ\text{C}$  за результатами РСФА не супроводжуються помітною зміною їх структурно-фазового складу. Однак дослідження плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Cu}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  методом РЗР виявило, що перебіг термічно активованих дифузійних процесів між шарами  $\text{Cu}$  та  $\text{FePt}$  відбувається вже під час відпалу за температури  $300^\circ\text{C}$  (рис. 3). На це вказують помітні зміни в енергетичному спектрі плівки порівняно з РЗР-спектром після осадження (рис. 3, а). Зокрема, майже втричі зменшилась інтенсивність піка  $\text{Cu}$  (рис. 3, б). Піки  $\text{Fe}$  і  $\text{Cu}$  зміщуються в бік більш високих енергій. Збільшення перемички між піками  $\text{Cu}$  і  $\text{Fe}$  вказує на інтенсивну взаємну дифузю цих елементів. Пік  $\text{Pt}$ , що був подвоєний, починає перекриватись і стає більш вузьким. Підвищення температури відпалу до  $600^\circ\text{C}$  призводить до подальших змін у РЗР-спектрі плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Cu}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15$



**Рис. 1.** Дифрактограми плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Cu}(x \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  (де  $x = 7,5, 15$  та  $30 \text{ нм}$ ) після осадження (а) та відпалів за температур  $700^\circ\text{C}$  (б),  $800^\circ\text{C}$  (в),  $900^\circ\text{C}$  (г); випромінення  $\text{CuK}\alpha$ .

нм). Спостерігається лише незначне подвоєння піків Fe і Pt, що вказує на ще не завершений процес перемішування в плівці за даної температури відпалу (рис. 3, в). Ще більшою стає перемичка між піками Cu і Fe.

За результатами РСФА подальший відпал у вакуумі за температури  $700^\circ\text{C}$  плівки з прошарком міді товщиною  $7,5 \text{ нм}$  супроводжується початком переходу хімічно неупорядкованої фази  $A1(\text{FePt})$  в хімічно впорядковану фазу  $L1_0(\text{FePt})$  (рис. 1, б). На це вказує поява надструктурного рефлексу (001) і структурного рефлексу (002). Але мала інтенсивність рефлексу (001) свідчить про те, що даної температури відпалу недостатньо для проходження повного впорядкування в плівці. У РЗР-спектрі повністю зникає подвоєність піків Fe і Pt. Це свідчить про те, що під час відпалу за температури  $700^\circ\text{C}$  дифузійні процеси відбулися за всією товщиною плівки, та шари FePt перемішалися між собою (рис. 3, г). Збільшення температури відпалу

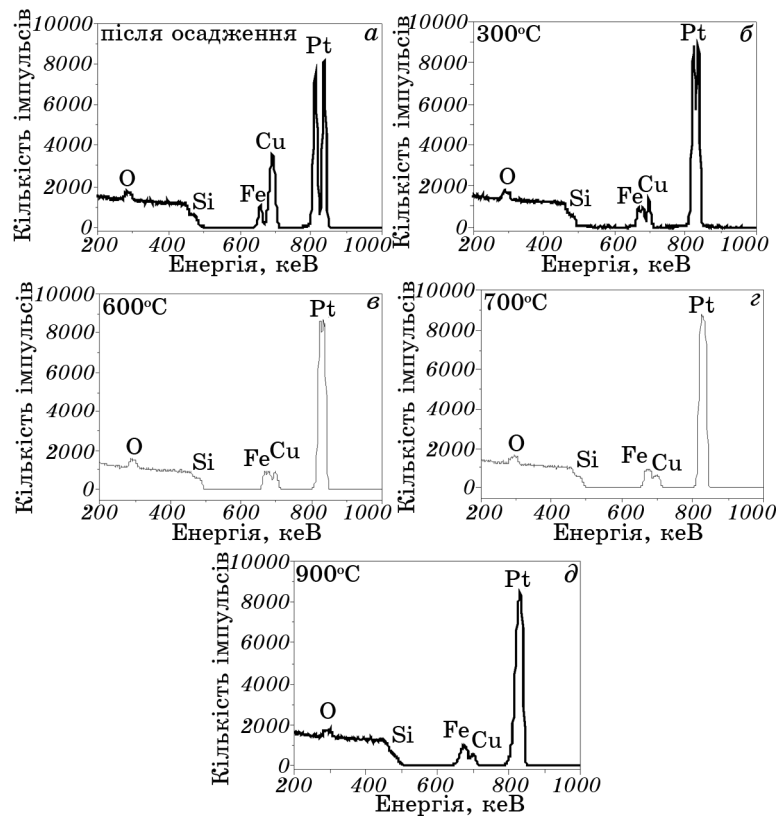


**Рис. 2.** Залежність коерцитивної сили плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Cu}(15 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  від температури відпалу.

плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Cu}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  до  $900^\circ\text{C}$  призводить до помітного збільшення інтенсивностей як надструктурного рефлексу (001), так і рефлексу (002) (рис. 1, з). Тобто відпали плівки за більш високих температур супроводжуються процесами впорядкування.

У плівці з більшою товщиною прошарку міді (15 нм) відпали до температури  $700^\circ\text{C}$  включно не призводять до зміни структурно-фазового стану. Початок процесу впорядкування плівки спостерігався після відпалу за температури  $800^\circ\text{C}$ , що на  $100^\circ\text{C}$  більше, ніж для плівки з прошарком міді товщиною 7,5 нм (рис. 1, е). За такої температури відпалу в плівці з прошарком міді товщиною 30 нм формується потрібна сполука, але проходження процесу впорядкування не зафіксовано (рис. 1, б).

Співвідношення інтенсивностей структурних рефлексів (001) і (002) у плівках з прошарком міді товщиною 7,5 нм після відпалу за температури  $700^\circ\text{C}$  і з прошарком міді товщиною 15 нм після відпалу за температури  $800^\circ\text{C}$  досягають значень 2,6 і 1,8 відповідно, що свідчить про встановлення далекого структурного порядку фази  $L1_0(\text{FePt})$ , магнітного впорядкування і зростання енергії магнітно-кристалічної анізотропії (рис. 4, а). Збільшення величини співвідношення інтенсивностей структурних рефлексів (002) і (111) вказує на збільшення частки зерен з орієнтацією [001], коли вісь легкого намагнічування перпендикулярна поверхні (рис. 4, б). Відношення інтенсивностей структурних рефлексів (001) і (002) мало змінюється з температурою відпалу, що вказує на незначне збільшення впорядкування та кількості зерен з орієнтацією [001] фази  $L1_0(\text{FePt})$ .



**Рис. 3.** Експериментальні спектри Резерфордського зворотного розсіяння плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Cu}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  після осадження (а) і відпалів за температур 300°C (б), 600°C (в), 700°C (г) і 900°C (д).

Це означає, що формування хімічно впорядкованої фази  $L1_0(\text{FePt})$  в цих плівках практично завершилось під час відпалу за температур 700°C і 800°C відповідно. В той же час збільшення відношення інтенсивностей структурних рефлексів  $I(002)/I(111)$  з температурою відпалу свідчить про те, що зі збільшенням товщини прошарку міді зерна  $\text{FePt}$  дещо розгортаються в напрямку, перпендикулярному площині плівки (рис. 3, а).

Структурний рефлекс (111) зміщується в бік більших кутів, завдяки зменшенню міжплощинної відстані для площини (111) $\text{FePt}$  (рис. 1).

На рисунку 5, а для плівки  $\text{FePt}$  з проміжними шарами  $\text{Cu}$  та чистої плівки  $\text{FePt}$  наведено залежність параметрів кристалічної ґратниці  $a$  і  $c$ , які визначено з рентгенівських даних, від температури відпалу. Можна бачити, що після відпалу за температури 600°C параметри ґратниці  $a$  і  $c$  плівки  $\text{FePt}$  з шарами  $\text{Cu}$  менші, ніж для чистої плівки  $\text{FePt}$ . Цей результат добре узгоджується з результатами ро-

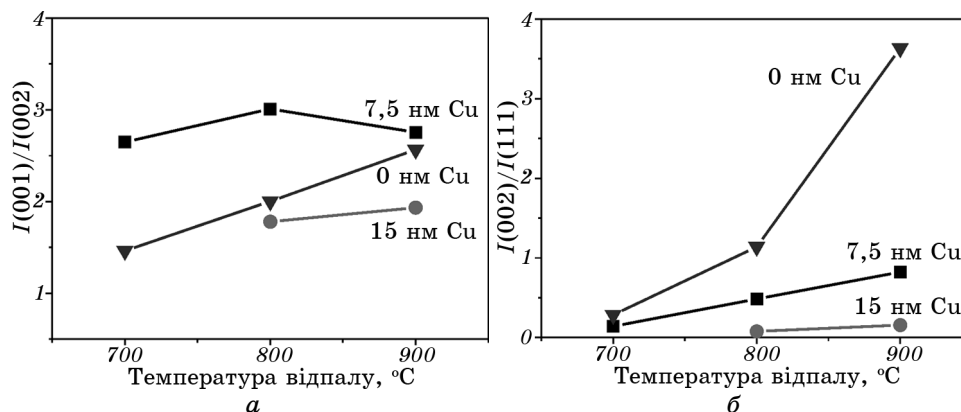


Рис. 4. Відношення інтенсивностей структурних рефлексів  $I(001)/I(002)$  (а) та  $I(002)/I(111)$  (б) плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Cu}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  в залежності від температури відпалу.

боти [16], в якій менше значення параметра ґратниці  $c$  плівки FePt, леґованої Cu, порівняно з чистою плівкою FePt після відпалу вказує на формування термічно стабільного потрійного стопу Fe(Cu)Pt і відсутність сегрегації Cu на межах зерен. Із збільшенням температури відпалу до 900 °C ступінь тетрагональності  $c/a$  зменшується більшою мірою в плівці з проміжними шарами, ніж у плівці без прошарку міді, внаслідок того, що параметр  $c$  у плівках з прошарком міді товщиною 7,5 нм та 15 нм менший, ніж у плівці без цього прошарку.

Для плівок з проміжним шаром міді (незалежно від його товщини) збільшення електроопору після відпалів за температур вище 400 °C можна пов'язати з дифузією міді в ґратницю Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>, в якій вона займає місця заліза [12], і утворенням потрійної сполуки Fe(Cu)Pt [16]

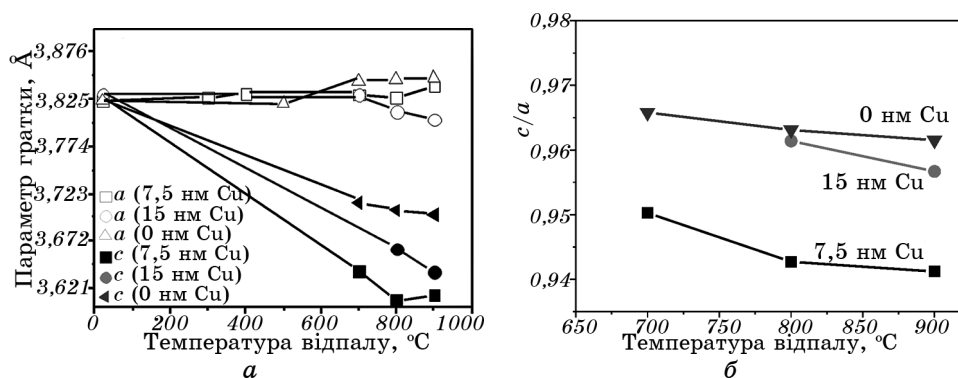
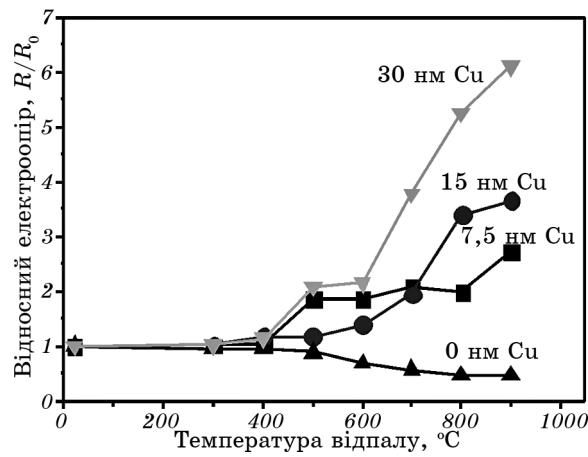


Рис. 5. Залежність параметрів кристалічної ґратниці  $a$  і  $c$  (а) та їх відношення  $c/a$  (б) для фази FePt від температури відпалу.

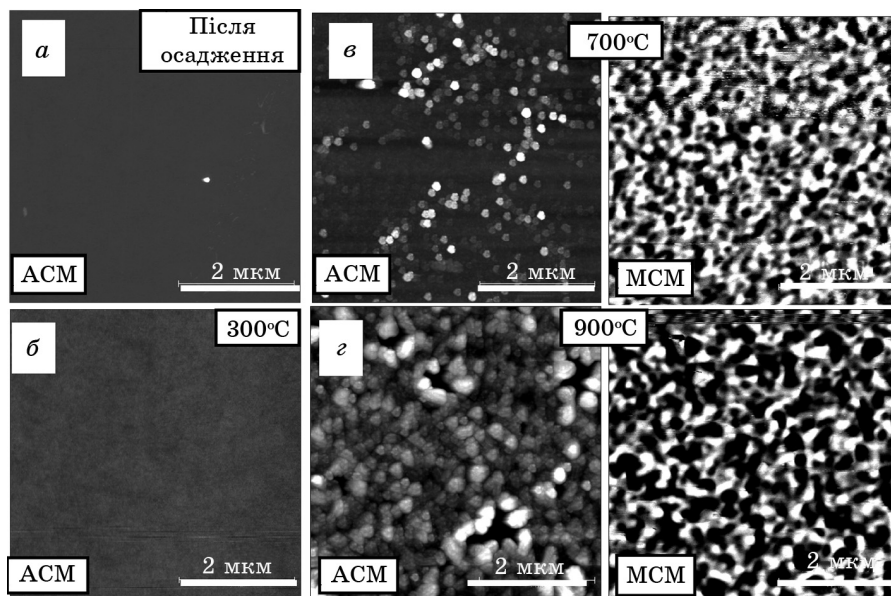




**Рис. 6.** Залежність електроопору плівок  $Fe_{50}Pt_{50}(15\text{ нм})/Cu(x\text{ нм})/Fe_{50}Pt_{50}(15\text{ нм})$  від температури відпалу.

(рис. 6).

Підвищення температури відпалу з  $300^{\circ}C$  до  $900^{\circ}C$  має істотний вплив на морфологію поверхні всіх досліджуваних плівок. На рисунках 7 і 8 проілюстровано зміни морфології поверхні плівки



**Рис. 7.** АСМ- та відповідні МСМ-зображення поверхні плівки  $Fe_{50}Pt_{50}(15\text{ нм})/Cu(7,5\text{ нм})/Fe_{50}Pt_{50}(15\text{ нм})$  після осадження (а) і термічного оброблення за температур  $300^{\circ}C$  (б),  $700^{\circ}C$  (в) і  $900^{\circ}C$  (г).

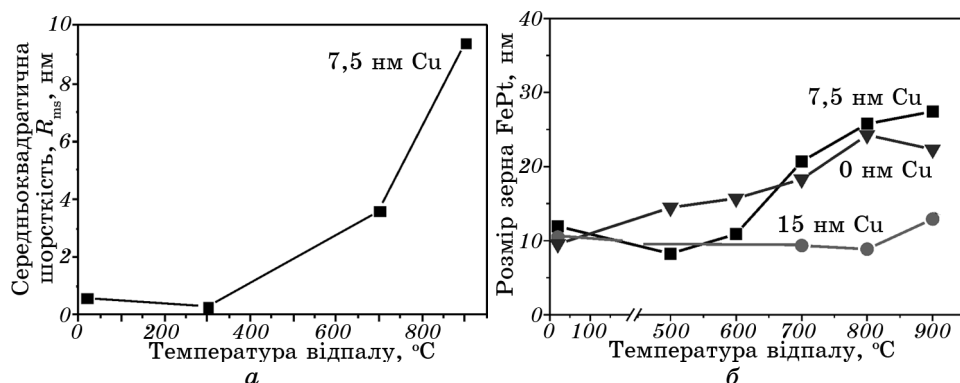


Рис. 8. Залежність шерсткості поверхні (а) і розміру зерна фази FePt (б) в плівці  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Cu}(x \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  (де  $x = 0, 7,5, 15 \text{ нм}$ ) від температури відпалу.

$\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Cu}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  при зміні температури відпалу від гладкої після осадження до шерсткої після відпалу за температури  $900^\circ\text{C}$ . Цей результат корелює з ростом зерна від 12 до  $27,4 \text{ нм}$  відповідно (рис. 8). Це пов'язано з обумовленим температурою інтенсивнішим розвитком дифузійних процесів. Проте в плівці з прошарком Cu(15 нм) розмір зерна змінюється незначно. Можна припустити, що збільшення кількості міді в плівці призводить до її накопичення на межах зерен, що, в свою чергу, блокує ріст зерен.

МСМ-зображення плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Cu}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ , наведені на рис. 7, в, г. Вони демонструють перпендикулярну доменну структуру зразка після відпалів за температур  $700^\circ\text{C}$  і  $900^\circ\text{C}$ , яка має лабіринтоподібну нерегулярну конфігурацію і є підтвер-

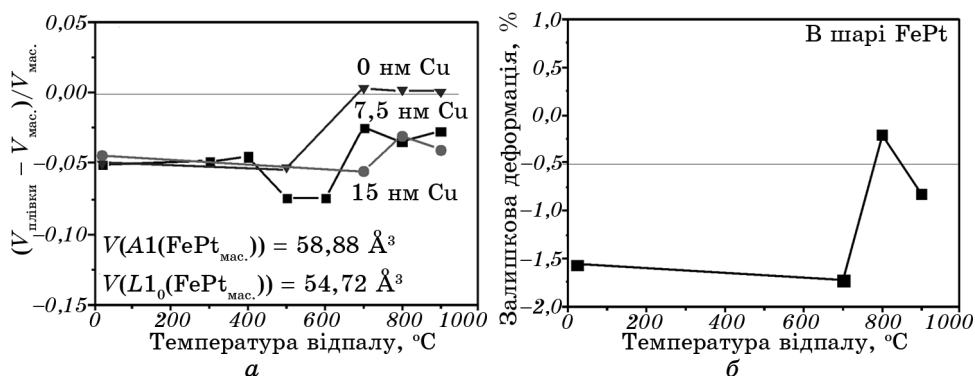


Рис. 9. Відносна зміна об'єму плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Cu}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  та залишкова деформація після осадження та відпалів в інтервалі температур  $300\text{--}900^\circ\text{C}$ .

дженням магнітотвердих властивостей досліджуваної плівки. Зі збільшенням температури відпалу в плівках як з прошарком  $\text{Cu}(7,5 \text{ нм})$ , так і з прошарком  $\text{Cu}(15 \text{ нм})$  спостерігається збільшення розміру доменів. Крім того, плівка з прошарком  $\text{Cu}(15 \text{ нм})$  після відпалу за температури  $900^\circ\text{C}$  демонструє значне збільшення коерцитивної сили до  $6,7 \text{ кЕ}$  (рис. 2).

Визначено відносну зміну об'єму елементарних комірок плівок порівняно з ненапруженими об'ємами комірок фаз  $A1(\text{FePt})$  та  $L1_0(\text{FePt})$  у масивному стані (рис. 9). В осаджених плівках об'єм елементарної комірки менший, ніж в масивній ненапруженій фазі  $A1(\text{FePt})$ , що свідчить про наявність стискальних деформацій. При утворенні хімічно впорядкованої фази об'єм елементарної комірки також залишається меншим за об'єм масивної ненапруженої фази  $L1_0(\text{FePt})$  (рис. 9, а). Об'єм плівки  $\text{FePt}$  навіть після відпалу за температури  $900^\circ\text{C}$  менше об'єму елементарної комірки  $\text{FePt}$  в масивному стані (ненапруженому), що свідчить про стискальні деформації в плівці з прошарком міді порівняно з плівкою, в якій цей прошарок відсутній.

Можна припустити, що на процеси дифузійного фазоутворення значно впливає поверхнева енергія, яка залежить від напруженого стану меж поділу між шарами в нанорозмірних плівкових композиціях. З підвищенням температури відпалу спостерігається релаксація напружень у бік розтяжних, але після відпалу за температури  $700^\circ\text{C}$  для плівок з проміжним шаром міді товщиною  $15 \text{ нм}$  напруження і деформації залишаються стискальними, що перешкоджає хімічному впорядкуванню (рис. 9, б).

Таким чином, змінюючи товщину проміжного шару міді, можна змінювати виникаючі напруження. Великі стискальні деформації і напруження, що виникають в плівці  $\text{FePt}$  при товщині прошарку міді  $15 \text{ нм}$ , не сприяють упорядкуванню, що призводить до підвищення температури початку твердотільної реакції  $A1(\text{FePt}) \rightarrow L1_0(\text{FePt})$  до  $800^\circ\text{C}$  порівняно з плівкою  $\text{FePt}$  з прошарком міді товщиною  $7,5 \text{ нм}$ , в якій початок процесу впорядкування фіксується за температури  $700^\circ\text{C}$ .

#### 4. ВИСНОВКИ

Встановлено, що товщина проміжного шару міді в плівці  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Cu}(x \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ , де  $x = 0, 7,5, 15$  та  $30 \text{ нм}$ , впливає на температуру початку процесу впорядкування.

Формування хімічно впорядкованої фази  $L1_0(\text{FePt})$  в плівці  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Cu}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  з найменшою товщиною прошарку міді ( $7,5 \text{ нм}$ ) відбувається в процесі термічного оброблення у вакуумі за температури  $700^\circ\text{C}$ .

Збільшення товщини проміжного шару міді до  $15 \text{ нм}$  призводить до підвищення температури впорядкування на  $100^\circ\text{C}$ , внаслідок виникнення великих стискальних напружень та деформацій.

Введення проміжного шару міді товщиною 30 нм блокує процеси впорядкування в плівці.

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

Цю роботу було фінансово підтримано Німецькою службою академічних обмінів (DAAD) в межах програми ім. Л. Ейлера (грант № 50744282).

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. M. H. Kryder, *Computerworld. Storage Networking World (April 3–6, 2006, San Diego)* (San Diego, California: Manchester Grand Hyatt: 2006), p. 350.
2. M. Albrecht and C. Brombacher, *physica status solidi (a)*, **210**, Iss. 7: 1272 (2013).
3. 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).
4. Liwang Liu, Wei Sheng, Jianmin Bai, Jiangwei Cao, Yuanfu Lou, Ying Wang, Fulin Wei, and Jia Lu, *Appl. Surf. Sci.*, **258**: 8124 (2012).
5. K. Utsumiya, T. Seki, and K. Takanashi, *J. Appl. Phys.*, **110**: 103911 (2011).
6. <http://www.xakep.ru/magazine/xs/062/008/1.asp>
7. Kürşat Şendur and William Challener, *Appl. Phys. Lett.*, **94**: 032503 (2009).
8. <http://www.idema.org/wp-content/downloads/1857.pdf>
9. Y. S. Yu, Hai-Bo Li, W. L. Li et al., *J. Magn. Magn. Mater.*, **320**: L125 (2008).
10. Chun Feng, Qian Zhan, Baone Li et al., *Appl. Phys. Lett.*, **93**: 152513 (2008).
11. B. Wang, K. Barmak, and T. J. Klemmer, *IEEE Trans. Magn.*, **46**, No. 6: 1773 (2010).
12. W. Y. Zhang, H. Shima, F. Takano, H. Akinaga, X. Z. Yu, T. Hara, W. Z. Zhang, K. Kimoto, Y. Matsui, and S. Nimori, *J. Appl. Phys.*, **106**: 033907 (2009).
13. Ю. Н. Макогон, Е. П. Павлова, С. И. Сидоренко, Т. И. Вербицкая, И. А. Владимирский, *Металлофиз. новейшие технол.*, **35**, № 4: 553 (2013).
14. K. Barmak, J. Kim, L. H. Lewis et al., *J. Appl. Phys.*, **98**: 033904 (2005).
15. A. C. Sun, F. T. Yuan, and Jen-Hwa Hsu, *J. Physics: Conference Series*, **200**: 1020099 (2010).
16. Tomoyuki Maeda, Tadashi Kai, Akira Kikitsu, Toshihiko Nagase, and Jun-Ichi Akiyama, *Appl. Phys. Lett.*, **80**, No. 12: 2147 (2002).