

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

**Формування хемічно впорядкованої фази  $L1_0(\text{FePt})$   
в нанорозмірній плівковій композиції  
 $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Au (30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) при відпалі у вакуумі**

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

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

Методами фізичного матеріалознавства (рентгеноструктурною фазовою аналізою і мірянням магнетних властивостей на SQUID (superconducting quantum interference device)-магнетометрі) досліджено вплив додаткового проміжного шару Au завтовшки у 30 нм у нанорозмірній плівковій композиції (НПК)  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Au (30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) на підложжях  $\text{SiO}_2$  (100 нм)/Si(001) на процеси дифузійного фазоутворення — перехід хемічно неупорядкованої магнетом'якої фази  $A1(\text{FePt})$  у хемічно впорядковану магнетотверду фазу  $L1_0(\text{FePt})$  при відпалі у вакуумі за температури  $600^\circ\text{C}$  з різною тривалістю. Встановлено, що в НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Au (30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) фазовий перехід  $A1(\text{FePt}) \rightarrow L1_0(\text{FePt})$  починається під час відпалу за температури  $600^\circ\text{C}$  тривалістю 30 с, що на  $100^\circ\text{C}$  нижче в порівнянні з плівкою стопу  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ . Атоми Au при термічному обробленні дифундують по межах зерен фази  $L1_0(\text{FePt})$ , обмежують їх зростання і магнетну взаємодію. Це супроводжується збільшенням коерцитивної сили, але зберігається ізотропія магнетних властивостей незалежно від напрямку магнетного поля.

Методами физического материаловедения (рентгеноструктурным фазовым анализом и измерением магнитных свойств на SQUID (superconducting quantum interference device)-магнитометре) исследовано влияние дополнительного промежуточного слоя Au толщиной 30 нм в наноразмерной плёночной композиции (НПК)  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Au (30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) на подложках  $\text{SiO}_2$  (100 нм)/Si(001) на процессы диффузионного фазообразования — переход химически неупорядоченной магнитомягкой фазы  $A1(\text{FePt})$  в химически неупорядоченную магнитотвёрдую фазу  $L1_0(\text{FePt})$  при отжиге в вакууме при температуре  $600^\circ\text{C}$  с разной длительностью. Установлено, что в НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Au (30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15

нм) фазовий перехід  $A1(\text{FePt}) \rightarrow L1_0(\text{FePt})$  починається во время отжига при температурі  $600^\circ\text{C}$  довільністю 30 с, що на  $100^\circ\text{C}$  нижче по сравнению с плёнкою сплава  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ . Атоми Au при термічеськой обробке дифундируют по границам зёрен фазы  $L1_0(\text{FePt})$ , ограничивают их рост и магнитное взаимодействие. Это сопровождается увеличением коэрцитивной силы, но сохраняется изотропия магнитных свойств независимо от направления магнитного поля.

Effect of addition of intermediate Au layer with thickness of 30 nm in nanoscale film composition (NFC)  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 nm)/Au (30 nm)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 nm) on  $\text{SiO}_2$  (100 nm)/Si(001) substrates on the diffusion-controlled phase-formation processes—transformation of chemically-disordered soft magnetic  $A1(\text{FePt})$  phase into chemically-ordered hard magnetic  $L1_0(\text{FePt})$  phase under annealing in a vacuum at temperature of  $600^\circ\text{C}$  during various time intervals is investigated by the methods of physical materials science: X-ray phase analysis and magnetic-properties' measuring on SQUID (superconducting quantum interference device). As revealed, the  $A1(\text{FePt}) \rightarrow L1_0(\text{FePt})$  phase transformation in  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 nm)/Au (30 nm)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 nm) NFC begins at temperature of  $600^\circ\text{C}$  for annealing duration of 30 s, which is lower by  $100^\circ\text{C}$  in comparison with  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  alloy film. During thermal treatment, Au atoms diffuse along grain boundaries of  $L1_0(\text{FePt})$  phase restricting their growth and magnetic interaction. This is accompanied by increasing of coercive force, but isotropy of magnetic properties is saved independently on magnetic-field direction.

**Ключові слова:** магнетні властивості, хемічно впорядкована фаза  $L1_0(\text{FePt})$ , проміжний шар Au, відпал.

(Отримано 25 лютого 2014 р.)

## 1. ВСТУП

Плівки складу  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  зі стабільною хемічно впорядкованою магнетотвердою фазою  $L1_0(\text{FePt})$  є перспективним матеріалом для створення приладів з надвисокою щільністю магнетного запису і зберігання інформації завдяки її великій енергії кристалічної магнетної анізотропії  $\cong 7 \cdot 10^6$  Дж/м<sup>3</sup>, що забезпечує високу термічну стабільність намагнетування [1, 2]. Формування фази  $L1_0(\text{FePt})$  відбувається в плівці FePt під час її високотемпературного відпалу після осадження на підкладку за кімнатної температури, що може супроводжуватися значним ростом зерен і виникненням поверхневої шерсткості, небажаної для записувальних пристроїв з надвисокою щільністю. Для ефективного зменшення температури впорядкування плівки FePt застосовується легування її третім елементом з низькою поверхневою енергією, який може вводитися в плівкову композицію як прошарок [3–5]. При цьому додаткові межі поділу в багатошаровій структурі створюють певну поверхневу енергію, яка

сприяє дифузії в напрямку вільної поверхні. Крім того, завдяки невідповідності параметрів кристалічних ґратниць шарів плівки і легувального елемента, а також різниці в коефіцієнтах термічного розширення плівки і підложжя виникають напруження, що створюють енергію, яка забезпечує додаткову рушійну силу для упорядкування плівки  $\text{FePt}$  [6]. Для проходження повного впорядкування плівки за даної температури відпалу впливовим чинником може стати тривалість відпалу [7].

Метою даної роботи було дослідження впливу проміжного шару  $\text{Au}$  товщиною 30 нм на процеси дифузійного фазоутворення — перехід магнетом'якої фази  $A1(\text{FePt})$  в магнетотверду фазу  $L1_0(\text{FePt})$  і зміну магнетних властивостей в НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/ $\text{Au}$  (30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/ $\text{SiO}_2$  (100 нм)/ $\text{Si}(001)$  під час відпалу у вакуумі за температури  $600^\circ\text{C}$  з різною тривалістю.

## 2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/ $\text{Au}$  (30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/ $\text{SiO}_2$  (100 нм)/ $\text{Si}(001)$  одержували методом пошарового магнетронного осадження шарів стопу  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (99,95%) товщиною 15 нм і шару  $\text{Au}$  (99,9%) товщиною 30 нм на підкладку термічно окисненого монокристалічного  $\text{Si}$  орієнтації (001), яка знаходилась за кімнатної температури. Шар  $\text{SiO}_2$  товщиною 100 нм слугував бар'єром для запобігання дифузії кремнію підкладки з утворенням в плівках силіцидів. Відпал зразків виконувався у вакуумі  $\cong 1,3 \cdot 10^{-3}$  Па за температури  $600^\circ\text{C}$  з різним часом витримки: 30 с, 10 хв., 30 хв., 60 хв. Швидкість нагріву складала  $5^\circ\text{C}/\text{с}$ , а охолодження —  $0,25^\circ\text{C}/\text{с}$ .

Визначення товщини осадженого шару здійснювалося за допомогою кварцового резонатора, а також методів Рентгенової рефлектометрії і Резерфордського зворотнього розсіяння з точністю до 1 нм.

Дослідження кристалічної структури плівок, а також визначення ступеня хемічного впорядкування було виконано методом рентгеноструктурної фазової аналізи зйомкою на дифрактометрі ULTIMA IV Rigaku з використанням випромінювання  $\text{CuK}\alpha$ . Дослідження магнетних властивостей НПК полягало в побудові петель гістерезису в координатах «намагнетованість–прикладене поле». Мірювання виконувалися на SQUID (superconducting quantum interference device)-магнетометрі, заснованому на надпровідній квантовій інтерференції. Оцінка впорядкування фази  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  виконувалася за формулою [8–10]:

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

де  $S^*$  — ступінь далекого хемічного порядку,  $I$  — інтенсивність структурного рефлексу. Середній розмір зерен оцінювався за фор-

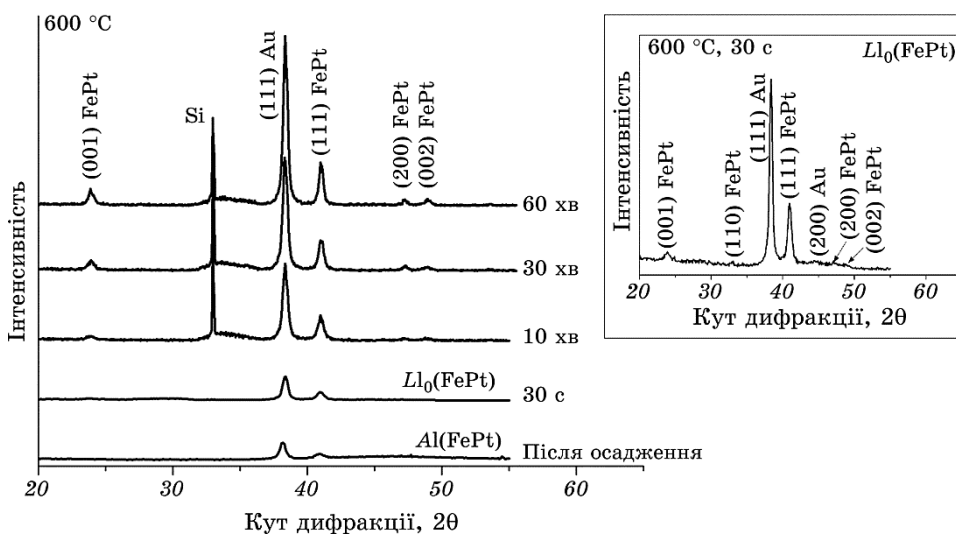
мулою Дебая–Шеррера [11]:  $d = k\lambda/(\beta \cos \theta)$ , де  $\lambda$  — довжина хвилі випромінювання,  $\beta$  — ширина піка на половині висоти,  $\theta$  — кут дифракційного максимуму, коефіцієнт  $k = 0,9$ .

Ступінь орієнтації осі легкого намагнетування [001] відносно нормалі до поверхні визначалася за відношенням  $I(001)/I(111)$ , об'ємна частка впорядкованої фази — за відношенням  $I(001)/I(002)$  [10]. Зміна ступеня далекого хемічного порядку фази  $L1_0(\text{FePt})$  свідчить про зміну енергії магнетокристалічної анізотропії.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

На рисунку 1 представлено результати рентгеноструктурної фазової аналізи. Як можна бачити, після осадження НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Au (30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) за кімнатної температури в шарах стопу  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  формується метастабільна хемічно неупорядкована фаза  $A1(\text{FePt})$  з гранецентрованою кубічною ґратницею, про що свідчить присутність на дифрактограмі рефлексу (111) від цієї фази. Крім того на дифрактограмі наявний чіткий структурний рефлекс (111) від золота.

Відпал НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Au(30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) за температури  $600^\circ\text{C}$  з найменшою тривалістю 30 с призводить до початку процесів перетворення фази  $A1(\text{FePt})$  в хемічно впорядковану фазу  $L1_0(\text{FePt})$  з гранецентрованою тетрагональною ґратницею. На це

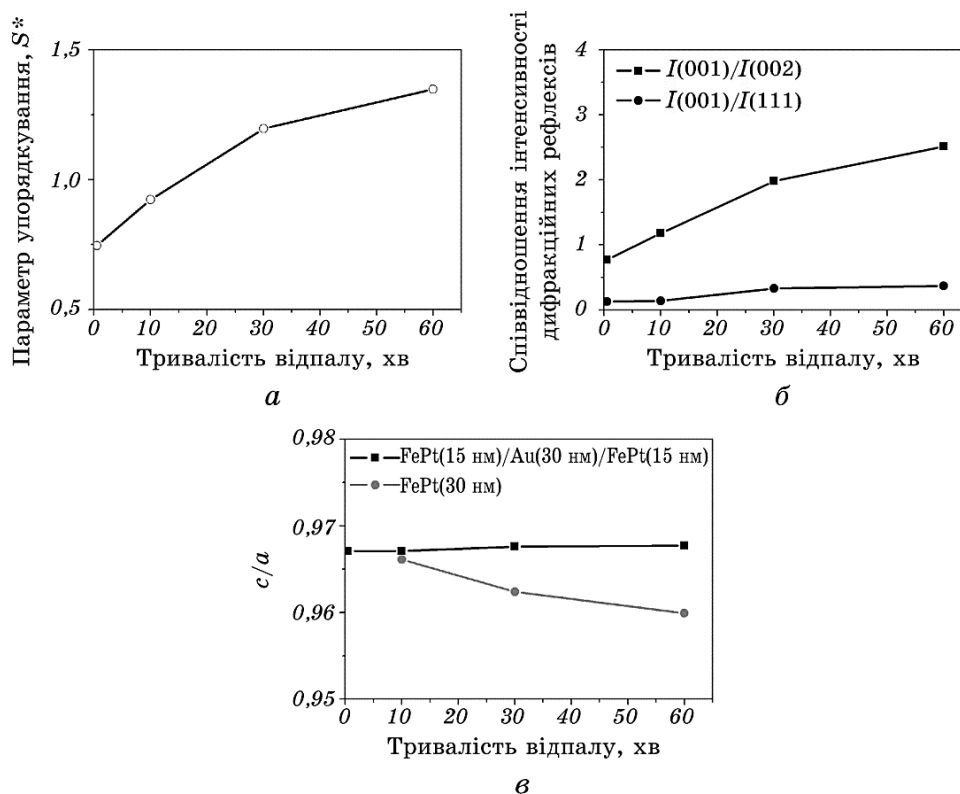


**Рис. 1.** Дифрактограми НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Au (30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) після осадження і відпалу за температури  $600^\circ\text{C}$  тривалістю 30 с, 10 хв., 30 хв., 60 хв. Випромінювання  $\text{CuK}\alpha$ .

вказує поява на дифрактограмі зразка надструктурного рефлексу (001) і дублета з дифракційних рефлексів (200) і (002) низької інтенсивності, які є ознакою присутності гранецентрованої тетрагональної ґратниці, притаманних фазі  $L1_0(\text{FePt})$  (рис. 1). Для більшої наочності дифрактограма НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Au (30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) після відпалу тривалістю 30 с показана у вставці на рис. 1 у правому верхньому куті в збільшеному масштабі.

Невелика асиметричність рефлексу (111) означає одночасне існування фази  $A1(\text{FePt})$  в невеликій кількості і фази  $L1_0(\text{FePt})$ . Крім того, добре ідентифікується рефлекс (111) значної інтенсивності від прошарку Au. Як показано в роботі [12], утворення хемічно впорядкованої фази  $L1_0(\text{FePt})$  в плівці стопу  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  товщиною 30 нм відбувалось під час відпалу за температури  $700^\circ\text{C}$ . В даному дослідженні введення додаткового проміжного шару золота в плівку  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  при збереженні її загальної товщини дозволило знизити температуру впорядкування на  $100^\circ\text{C}$ . Слід відмітити, що при подальшому збільшенні тривалості відпалу кутове положення дифракційного рефлексу (111) фази  $L1_0(\text{FePt})$  не змінюється. Це вказує на те, що стиснення елементарної комірки  $\text{FePt}$  і трансформація гранецентрованої кубічної ґратниці в гранецентровану тетрагональну ґратницю (фазове перетворення  $A1(\text{FePt}) \rightarrow L1_0(\text{FePt})$ ) значною мірою відбулося вже під час відпалу тривалістю 30 с, але зерна орієнтовані в напрямку [111] до поверхні підложжя. Збільшення тривалості відпалу до 10 хв. супроводжується подальшим розвитком дифузійних процесів. Спостерігається більш чітке розділення рефлексів (200) і (002) фази  $L1_0(\text{FePt})$  і зсув їх положення в бік малих і великих кутів, відповідно, що пов'язано з подальшим упорядкуванням фази  $L1_0(\text{FePt})$  (рис. 1). Цей результат підтверджується зростанням параметра далекого порядку  $S^*$  із збільшенням тривалості відпалу (рис. 2, а).

Подальше збільшення тривалості відпалу до 30 хв. супроводжується збільшенням інтенсивності структурних рефлексів (001) і (111), (200) і (002) фази  $L1_0(\text{FePt})$ , що свідчить про проходження процесів упорядкування з формуванням зерен з орієнтацією (001) фази  $L1_0(\text{FePt})$  при збереженні зерен з орієнтацією (111). З одного боку, це означає, що вислідна вісь легкого намагнетування  $c$  кристала з ГЦТ-ґратницею, яка збігається з напрямком [001] у монокристалі, орієнтована під деяким кутом до поверхні полікристалічної плівки. З іншого боку, збільшення тривалості відпалу дає системі можливість досягти рівноваги, що веде до утворення також текстур (111). Одночасно, збільшується інтенсивність дифракційного рефлексу (111) від золота, що може означати дифузіїю золота в напрямку поверхні під час відпалу і накопичення його в поверхневому шарі плівки. Як указано в роботі [13], для золота енергетично сприятливо майже з однаковою вірогідністю заміщати як атоми за-



**Рис. 2.** Одержані для НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Au (30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) значення параметра впорядкування  $S^*$  (а), відношення інтенсивностей структурних рефлексів (б) і відношення параметрів кристалічної ґратниці  $c/a$  (в) залежно від тривалості відпалу за температури  $600^\circ\text{C}$ .

ліза, так і атоми платини в ґратниці FePt. Додаткові поверхневі вакансії, що генеруються перебудовою розташування атомів, на поверхні при сегрегації золота в процесі відпалу можуть збільшувати рухомість атомів Fe та Pt і досягати впорядкування при формуванні фази  $L1_0(\text{FePt})$ . Підтвердженням цього є те, що ми спостерігаємо зниження температури формування фази  $L1_0(\text{FePt})$  на  $100^\circ\text{C}$ . Істотної зміни параметрів  $a$  і  $c$  фази  $L1_0(\text{FePt})$  в НПК з прошарком золота в порівнянні з плівками  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  не відбувається, що свідчить про нерозчинність золота в цій фазі.

З іншого боку, як випливає з роботи [14, 15], додаткові межі поділу FePt/Au и Au/FePt, введені в плівку FePt, і невідповідність кристалічних ґратниць FePt і Au (5,8%), створюють підвищений напружений стан, який виступає як додаткова рушійна сила для перебудови атомів Fe і Pt, що також прискорює процеси впорядкування FePt і сприяє зниженню температури впорядкування в бага-

тошарових плівкових композиціях.

Найбільш тривалий відпал 60 хв. призводить до збільшення інтенсивності як надструктурного рефлексу (001) від фази  $L1_0(\text{FePt})$ , що вказує на подальше проходження процесів упорядкування, так і структурного рефлексу (111) від золота, що пов'язано з накопиченням його в поверхневому шарі плівки. Незмінне положення структурного рефлексу (111) від прошарку золота зі збільшенням тривалості відпалу свідчить про незмінність параметрів його кристалічної ґратниці і відсутність розчинності в ньому заліза й платини.

Із зміни відношення інтенсивностей структурних рефлексів (001) і (111) від фази  $L1_0(\text{FePt})$  можна бачити, що збільшення тривалості відпалу супроводжується незначним збільшенням кількості зерен з орієнтацією (001) щодо кількості зерен з орієнтацією (111) (рис. 2, б). Зростання значень відношення інтенсивностей структурних рефлексів (001) і (002) вказує на збільшення об'ємної частки хемічно впорядкованої фази  $L1_0(\text{FePt})$  (рис. 2, б).

Проте, незмінність ступеня тетрагональності кристалічної ґратниці фази  $L1_0(\text{FePt})$  в НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Au (30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) зі збільшенням тривалості відпалу в порівнянні з плівкою  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (30 нм) може свідчити про часткову заміну атомами золота як атомів заліза, так і платини, але без утворення фаз потрійного стопу  $\text{FePtAu}$  (рис. 2, в).

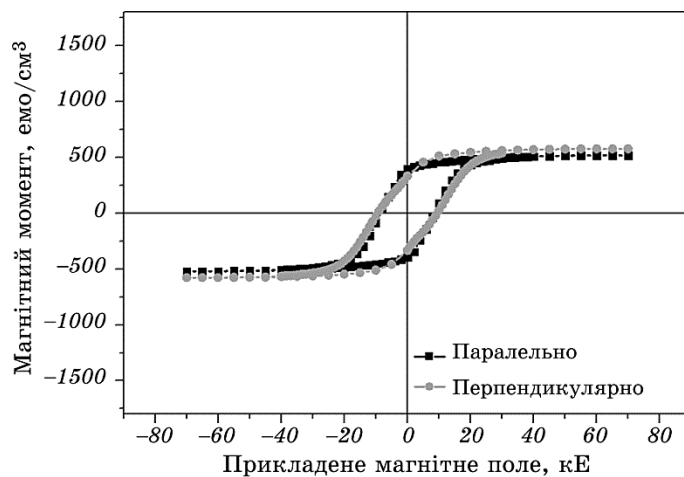
Середній розмір зерна фази  $\text{FePt}$ , оцінений за формулою Дебая–Шеррера, для НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Au (30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) становив 12 нм. Для порівняння було оцінено розмір зерна фази  $\text{FePt}$  для плівки стопу  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (30 нм) після відпалу за температури  $600^\circ\text{C}$  тривалістю 30 с, який становив 15 нм. Тобто можна помітити, що додавання золота в якійсь мірі сприяє пригніченню росту зерен. Це пов'язано з тим, що дифузія Au під час відпалів здійснюється за зерномежовим механізмом внаслідок відсутності розчинності в  $\text{FePt}$  і з розташуванням його на межах зерен. Ці результати свідчать також, що золото не бере участі в утворенні фаз потрійного стопу.

Зміна фазового складу і структури досліджуваних плівок при збільшенні тривалості відпалів відбивається на їх магнетних властивостях. Для порівняння на рис. 3 представлено криві намагнетювання НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Au (30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) і плівки стопу  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (30 нм), що відпалені за температури  $600^\circ\text{C}$  з витримкою 30 с, одержані при паралельно і перпендикулярно прикладеному до поверхні зразка магнетному полі.

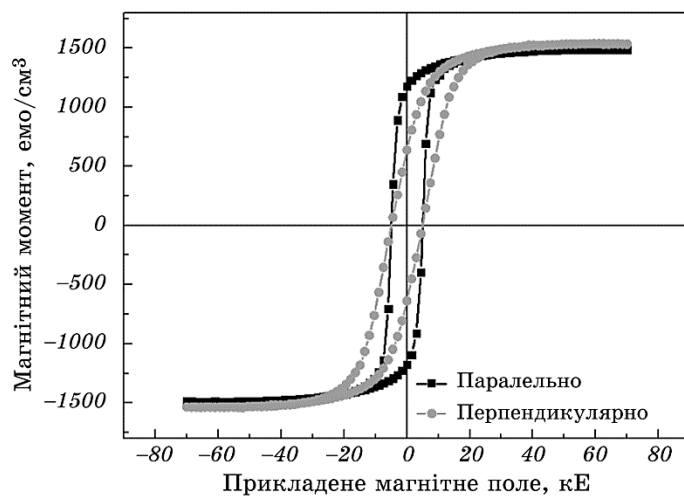
Можна відзначити, що петлі гістерези, одержані для обох плівок в умовах як паралельно, так і перпендикулярно прикладеного магнетного поля, практично не відрізняються, показуючи те, що плівки магнетоізотропні. Коерцитивна сила НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Au (30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) складає 9 кЕ, що більше ніж коерцитивна сила

плівки стопу  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (30 нм), яка складає 5 кЕ.

Це означає, що легування золотом шарів плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  при його зерномежовій дифузії є ефективним для поліпшення їх магнетотвердих властивостей завдяки розташуванню Au по межах зерен фази  $L1_0(\text{FePt})$  і обмеженню їх магнетної взаємодії. Ізотропія магнетних властивостей зберігається незалежно від напрямку магнетного поля.



*a*



*б*

**Рис. 3.** Криві намагнетування НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Au (30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм) (*a*) і плівки стопу  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (30 нм) при паралельно і перпендикулярно прикладеному до поверхні зразка магнетному полі після відпалу у вакуумі за температури  $600^\circ\text{C}$  тривалістю 30 с.



#### 4. ВИСНОВКИ

Встановлено, що в НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Au (30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) фазовий перехід  $A1(\text{FePt}) \rightarrow L1_0(\text{FePt})$  починається під час відпалу за температури  $600^\circ\text{C}$  тривалістю 30 с, що на  $100^\circ\text{C}$  нижче в порівнянні з плівкою стопу  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ . Подальше збільшення тривалості відпалу до 60 хв. супроводжується збільшенням кількості магнетотвердої фази  $L1_0(\text{FePt})$ .

Введення прошарку золота є ефективним для поліпшення магнетотвердих властивостей хемічно впорядкованих шарів  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  завдяки розташуванню Au по межах зерен фази  $L1_0(\text{FePt})$ , що призводить до обмеження їх зростання і магнетної взаємодії. Це супроводжується збільшенням коерцитивної сили, але зберігається ізотропія магнетних властивостей незалежно від напрямку магнетного поля.

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 і допомогу у виконанні досліджень і обговоренні результатів.

Роботу виконано при фінансовій підтримці німецької організації по науковому обміну (ДААД) (грант № 55576194 (2012/2013) в межах програми ім. Леонарда Ойлера).

#### 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. O. A. Ovanov, L. V. Solina, V. A. Demshina et al., *Phys. Met. Metallogr.*, **35**: 81 (1973).
3. B. Wang, K. Barmak, and T. J. Klemmer, *IEEE Trans. Magn.*, **46**, No. 6: 1773 (2010).
4. C. Feng, Q. Zhan, B. Li et al., *Appl. Phys. Lett.*, **93**: 152513 (2008)
5. K. Barmak, J. Kim, L. H. Lewis et al., *J. Appl. Phys.*, **98**: 033904 (2005)
6. P. Rasmussen, X. Rui, and J. E. Shield, *Appl. Phys. Lett.*, **86**: 191915 (2005).
7. Ю. М. Макогон, О. П. Павлова, Т. І. Вербицька, І. А. Владимирський, *Наукові вісти*, № 6: (2011).
8. K. Barmak, J. Kim, L. H. Lewis et al., *J. Appl. Phys.*, **98**: 033904 (2005).
9. A. C. Sun, F. T. Yuan, J.-H. Hsu, *J. Physics: Conference Series*, **200**: 1020099 (2010).
10. А. С. Камзин, Е. В. Снеткова, З. Янг, Ф. Вей, В. Хянг, *Письма в ЖТФ*, **34**, вып. 1: 57 (2008).
11. С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков, *Рентгеноструктурный и электроннооптический анализ* (Москва: Металлургия: 1970).
12. 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).
13. R. V. Chepulskii and S. Curtarolo, *Appl. Phys. Lett.*, **97**: 221908 (2010).
  14. C. Feng, Q. Zhan, B. Li et al., *Appl. Phys. Lett.*, **93**: 152513 (2008).
  15. C. Feng, B.-H. Li, Y. Liu et al., *Appl. Phys.*, **103**: 023916 (2008).

## REFERENCES

1. M. H. Kryder, *Computerworld. Storage Networking World (April 3–6, 2006, San Diego)* (San Diego, California: Manchester Grand Hyatt: 2006), p. 350.
2. O. A. Ovanov, L. V. Solina, V. A. Demshina et al., *Phys. Met. Metallogr.*, **35**: 81 (1973).
3. B. Wang, K. Barmak, and T. J. Klemmer, *IEEE Trans. Magn.*, **46**, No. 6: 1773 (2010).
4. C. Feng, Q. Zhan, B. Li et al., *Appl. Phys. Lett.*, **93**: 152513 (2008)
5. K. Barmak, J. Kim, L. H. Lewis et al., *J. Appl. Phys.*, **98**: 033904 (2005)
6. P. Rasmussen, X. Rui, and J. E. Shield, *Appl. Phys. Lett.*, **86**: 191915 (2005).
7. Yu. M. Makogon, O. P. Pavlova, T. I. Verbytska, and I. A. Vladymyrskyy, *Naukovi Visti*, No. 6: (2011) (in Ukrainian).
8. K. Barmak, J. Kim, L. H. Lewis et al., *J. Appl. Phys.*, **98**: 033904 (2005).
9. A. C. Sun, F. T. Yuan, and J.-H. Hsu, *J. Physics: Conference Series*, **200**: 1020099 (2010).
10. A. S. Kamzin, E. V. Snetkova, Z. Yang, F. Vey, and V. Khiang, *Pis'ma v ZhTF*, **34**, Iss. 1: 57 (2008) (in Russian).
11. S. S. Gorelik, L. N. Rastorguev, and Yu. A. Skakov, *Rentgenostrukturnyy i Elektronnoopticheskiy Analiz* (Moscow: Metallurgiya: 1970) (in Russian).
12. O. P. Pavlova, T. I. Verbitska, I. A. Vladymyrskyy, S. I. Sidorenko, G. L. Katona, D. L. Beke, G. Beddies, M. Albrecht, and I. M. Makogon, *Appl. Surf. Sci.*, **266**: 100 (2013).
13. R. V. Chepulskii and S. Curtarolo, *Appl. Phys. Lett.*, **97**: 221908 (2010).
14. C. Feng, Q. Zhan, B. Li et al., *Appl. Phys. Lett.*, **93**: 152513 (2008).
15. C. Feng, B.-H. Li, Y. Liu et al., *Appl. Phys.*, **103**: 023916 (2008).