

УДК 539.216.2:661.685

Ю.М. Макогон, О.П. Павлова, Т.І. Вербицька, І.А. Владимирський

**ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ВІДПАЛУ НА СТРУКТУРУ І МАГНІТНІ ВЛАСТИВОСТІ  
НАНОРОЗМІРНОЇ ПЛІВКОВОЇ КОМПОЗИЦІЇ  
Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Ag(30 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/SiO<sub>2</sub>(100 нм)/Si(001)**

We study the influence of annealing temperature in range of 300–900 °C and intermediate Ag layer on processes of diffusional phase formation and transition of chemically disordered magnetic-soft  $A1(\text{FePt})_{\text{FCC}}$  phase to chemically ordered magnetic-hard  $L1_0(\text{FePt})_{\text{FCT}}$  phase in nanodimensional  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Ag}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  film composition (NFC) on  $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$  substrate. We investigate its structure, morphology and magnetic properties. We show that after deposition in NFC under study the phase  $A1(\text{FePt})_{\text{FCC}}$  is observed. The formation of  $L1_0(\text{FePt})_{\text{FCT}}$  phase occurs at annealing 600 °C for 30 s that is lower by 100 °C than in NFC without intermediate Ag layer. We also assume that surface energy depending on stressed state of layer interfaces in nanodimensional layered composition influences on diffusional phase formation. Increase of annealing temperature to 900 °C is accompanied with sharp increase of amount of  $L1_0(\text{FePt})_{\text{FCT}}$  grains with (001) texture and surface roughness. Structural and phase transformations in NFC under study during heat treatment are accompanied with change of its magnetic properties. After annealing at 900 °C the ordered parameter  $S$  achieves the largest value of 1,55 which corresponds to maximum value of coercivity of  $H_c \sim 19$  кОе.

### Вступ

Створення приладів з надвисокою щільністю магнітного запису і зберігання інформації – актуальна проблема сучасної науки і техніки. Покращення магнітного запису можливе при застосуванні плівки складу  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  з хімічно впорядкованою магнітнотвердою фазою  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  з гранецентрованою тетрагональною (ГЦТ) ґраткою. Одною з ключових властивостей фази  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  для її використання є її велика енергія одновісної магнітокристалічної анізотропії  $\sim 7 \cdot 10^6$  Дж/м<sup>3</sup>, що забезпечує високу термічну стабільність намагнічування [1, 2]. На основі цього матеріалу будуть створені магнітні носії інформації нового покоління, які дадуть можливість досягти до 2035–2040 рр. максимальної щільності магнітного запису і зберігання інформації  $\sim 7$  Тбіт/см<sup>2</sup>. Проте в плівках  $\text{FePt}$ , отриманих осадженням на підкладку за кімнатної температури, формується хімічно невпорядкована магнітнотверда фаза  $A1(\text{FePt})_{\text{ГЦК}}$  з гранецентрованою кубічною (ГЦК) ґраткою, в структурі якої атоми Fe і Pt довільно розміщуються у вузлах кристалічної ґратки. Для формування в плівці  $\text{FePt}$  хімічно впорядкованої фази  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  необхідно провести відпал, у результаті якого при дифузійних процесах атоми Fe і Pt займуть певні місця, сприяючи тим самим набуттю бажаних магнітнотвердих властивостей плівки. Цей високотемпературний процес може призводити до великих розмірів зе-

рен і поверхневої шорсткості, небажаної для записуючих пристроїв з надвисокою щільністю. Тому однією з ключових вимог є ефективне зменшення температури упорядкування для плівки  $\text{FePt}$ . Для цього досліджується можливість використання багат шарових структур з додатковими шарами легуючих елементів з низькою поверхневою енергією, таких як Au, Cu, Ag [3–5]. Передбачається, що енергія меж розділу й енергія, обумовлена напруженнями завдяки невідповідності між кристалічними ґратками шарів плівки і легуючого елемента, мають забезпечити екстраушійну силу для впорядкування плівки  $\text{FePt}$  через прискорення перебування атомів Fe і Pt за допомогою дифузії легуючих елементів. На ці процеси значно впливають фізико-технологічні параметри отримання і термічної обробки плівки, такі як температура відпалу, тривалість витримки за даної температури, швидкість нагріву [6, 7].

### Постановка задачі

Метою роботи є дослідження впливу проміжного шару Ag товщиною 30 нм і температури відпалу в вакуумі на процеси дифузійного фазоутворення та перехід магнітнотвердої фази  $A1(\text{FePt})_{\text{ГЦК}}$  в магнітнотверду фазу  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  в нанорозмірних плівкових композиціях (НПК)  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Ag}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  на планарних підкладках  $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$ .

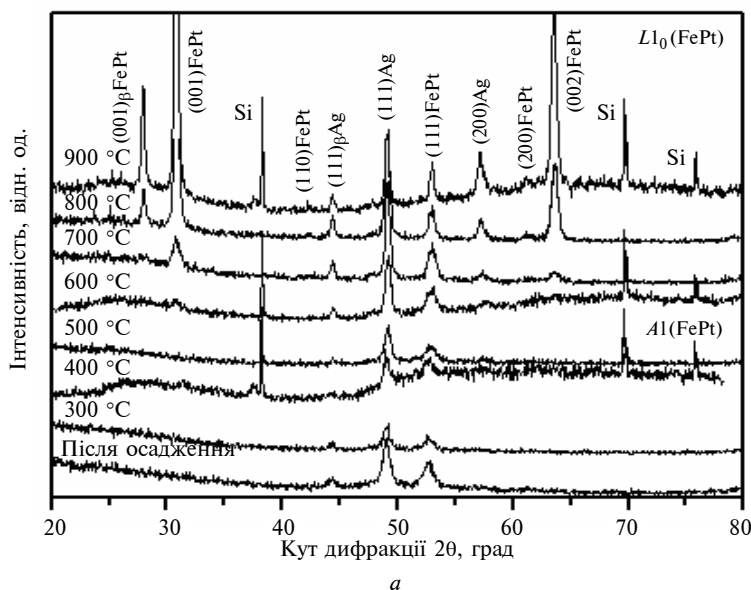
### Методика експерименту

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) отримували методом пошарового магнетронного осадження шарів сплаву  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (99,95 %) товщиною 15 нм і шару Ag (99,9 %) товщиною 30 нм на підкладку термічно окисненого (шар  $\text{SiO}_2$  товщиною 100 нм) монокристалічного Si орієнтації (001), яка перебувала за кімнатної температури. Відпал зразків проводився у вакуумі  $\sim 1,3 \cdot 10^{-3}$  Па в інтервалі температур 300–900 °C з витримкою 30 с за кожної температури зі швидкістю нагріву 5 °C/c і швидкістю охолодження 0,25 °C/c. Вимірювання товщини осадженого шару здійснювалося за допомогою кварцового резонатора, а також за допомогою методу рентгенівської рефлектометрії. Похибка визначення товщини плівки становила  $\pm 0,01$  нм.

Дослідження кристалічної структури НПК після осадження і відпалу, а також визначення ступеня їх хімічного і магнітного впорядкування були проведені за допомогою методу рентгеноструктурного фазового аналізу зйомкою на дифрактометрі “ДРОН-УМ1” з використанням випромінювання залізного анода та фотометодом з використанням випромінювання кобальтового анода.

Оцінювання впорядкування фази  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  проводилося за формулами [8, 9]

$$S^2 = \frac{1 - (c/a)}{1 - (c/a)_{\text{повністю впорядкована}}}; S^* = 0,85 \left[ \frac{\text{In}_{001}}{\text{In}_{002}} \right]^{1/2},$$



де  $S$  – ступінь ближнього хімічного порядку,  $S^*$  – ступінь дальнього хімічного порядку,  $c$  і  $a$  – параметри кристалічної ґратки фази,  $\text{In}$  – інтенсивність структурного рефлексу. Ступінь орієнтації вісі легкого намагнічування [001] відносно нормалі до поверхні визначався за відношенням  $\text{In}(001)/\text{In}(111)$ , ступінь магнітного впорядкування – за відношенням  $\text{In}(001)/\text{In}(002)$  [10]. Зміна ступеня дальнього хімічного порядку фази  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  свідчить про зміну ступеня магнітного порядку і зміну енергії кристалографічної магнітної анізотропії.

Морфологія поверхні плівок досліджувалася за допомогою методу атомно-силової мікроскопії (АСМ). Дослідження магнітних властивостей НПК полягало у визначенні магнітних моментів зразків, анізотропії та орієнтації вісі легкого намагнічування ( $c$ -вісі). Вимірювання проводилися на SQUID (superconducting quantum interference device)-магнітометрі, заснованому на надпровідній квантовій інтерференції, і методом МОКЕ, заснованому на магнітооптичному ефекті Керра.

### Результати і їх обговорення

На рис. 1 зображено дифрактограми 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) після осадження і відпалів у інтервалі температур 300–900 °C. Як видно, після осадження в досліджуваній НПК фіксуються два структурних рефлекси, один із яких (111) від хімічно неупорядкованої фази  $A1(\text{FePt})_{\text{ГЦК}}$ , а другий (111) – від срібла.

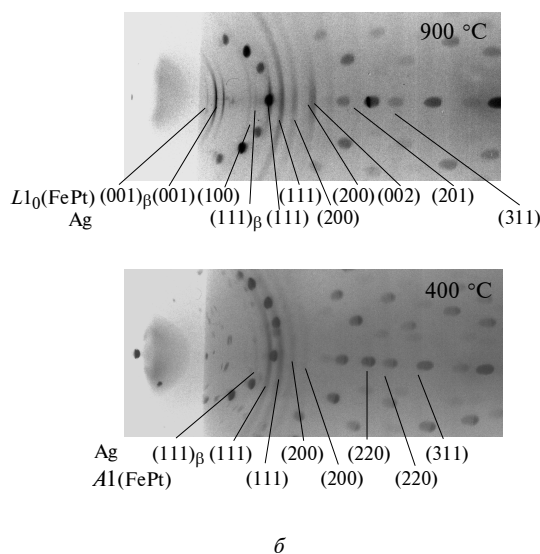


Рис. 1. Зіставлення структурних рефлексів НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/Ag(30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/ $\text{SiO}_2$ (100 нм)/Si(001), отриманих за різних температур відпалу дифрактометричним (а) і рентгеноструктурним фазовим (б) аналізами

Відпали супроводжуються розвитком дифузійних процесів, але температури відпалу в інтервалі 300–500 °С і тривалості 30 с недостатньо для зміни структурно-фазового складу плівкової композиції. Подальша термічна обробка в інтервалі температур 600–700 °С супроводжується початком переходу хімічно неупорядкованої фази  $A1(\text{FePt})_{\text{ГЦК}}$  в хімічно впорядковану фазу  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$ . На це вказує поява надструктурного рефлексу (001) після відпалу за температури 600 °С і структурного рефлексу (002) після відпалу за температури 700 °С. Але мала інтенсивність рефлексу (001) свідчить про те, що даної температури відпалу недостатньо для проходження повного впорядкування в плівці. Як було показано в праці [11], утворення фази  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  у НПК з тонким прошарком Ag товщиною 3 нм або без нього відбувалося за більш високої температури відпалу, яка становила 700 °С. Введення в НПК більш товстого прошарку Ag товщиною 30 нм дало можливість знизити температуру впорядкування плівки на 100 °С. Можна припустити, що на процеси дифузійного фазоутворення істотно впливає поверхнева енергія, яка залежить від напруженого стану меж розділу шарів у нанорозмірних шарових композиціях.

Збільшення температури відпалу до 900 °С приводить до помітного збільшення інтенсивностей як надструктурного рефлексу (001), так і рефлексу (002) (див. рис. 1). Співвідношення між інтенсивностями структурних рефлексів (001) і (111) значно зростає з температурою відпалу в інтервалі 700–900 °С і досягає максимального значення (близько 15) після відпалу за температури 900 °С (рис. 2, а), що вказує на переорієнтацію вісі легкого намагнічування до напрямку, перпендикулярного площині плівки.

Співвідношення інтенсивностей між структурними рефlekсами (001) і (002) після відпалу за температури 700 °С досягає величини 2,6, що свідчить про встановлення дальнього структурного порядку фази  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$ , магнітного впорядкування і зростання енергії кристалографічної магнітної анізотропії (рис. 2, а). Вище температури відпалу 700 °С збільшується величина співвідношення інтенсивностей структурних рефлексів (002) та (111) і, відповідно, збільшується частка зерен із текстурою (001).

Зі збільшенням температури відпалу до 700 °С відношення параметрів кристалічної ґратки  $c/a$  зменшується внаслідок того, що параметр  $c$  зменшується, а параметр  $a$  збільшу-

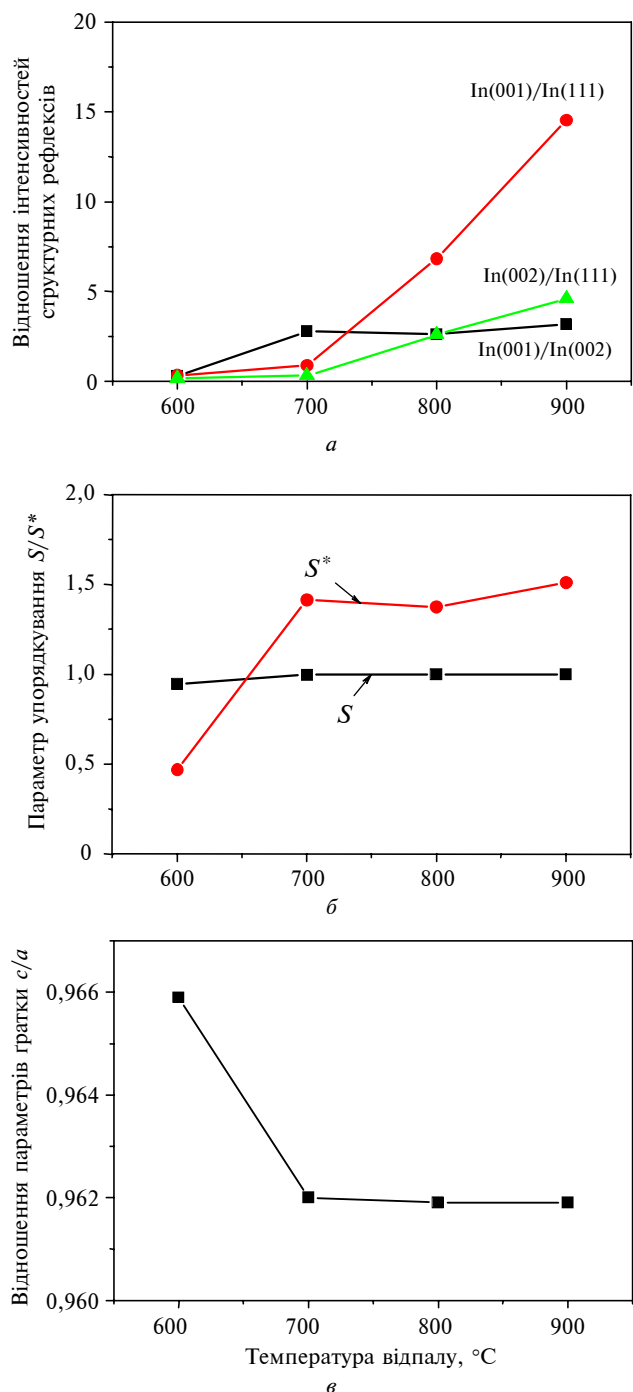


Рис. 2. Співвідношення інтенсивностей структурних рефлексів (а), параметрів упорядкування  $S$  і  $S^*$  (б) і відношення параметрів кристалічної ґратки  $c/a$  (в) залежно від температури відпалу, отриманих для НПК  $\text{Fe}_{30}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Ag}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{30}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$

ється, тобто кубічна структура фази  $A1(\text{FePt})_{\text{ГЦК}}$  трансформується в тетрагональну структуру фази  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$ . Параметр упорядкування  $S^*$  інтенсивно зростає, в той час як зростання па-

раметра  $S$  незначне (рис. 2, б, в). На дифрактограмі НПК це проявляється у зсуві рефлексу (111) в сторону більших кутів завдяки зменшенню міжплощинної відстані для площини (111) (див. рис. 1). Протягом подальших високотемпературних відпалів відношення  $c/a$  і параметри впорядкування  $S$  і  $S^*$  практично не змінюються, тобто формування хімічно впорядкованої фази  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  практично завершилось під час відпалу за температури 700 °С.

Як видно з рис. 1, після відпалу НПК за температури 900 °С спостерігається значне збільшення інтенсивності структурних рефлексів (001) і (002) від хімічно впорядкованої фази  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$ , що вказує на збільшення кількості зерен із текстурою (001) фази  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$ .

Незмінне положення структурного рефлексу (111) від прошарку срібла зі збільшенням температури відпалу вказує на незмінність параметрів його кристалічної ґратки і відсутність розчинності в ньому заліза й платини.

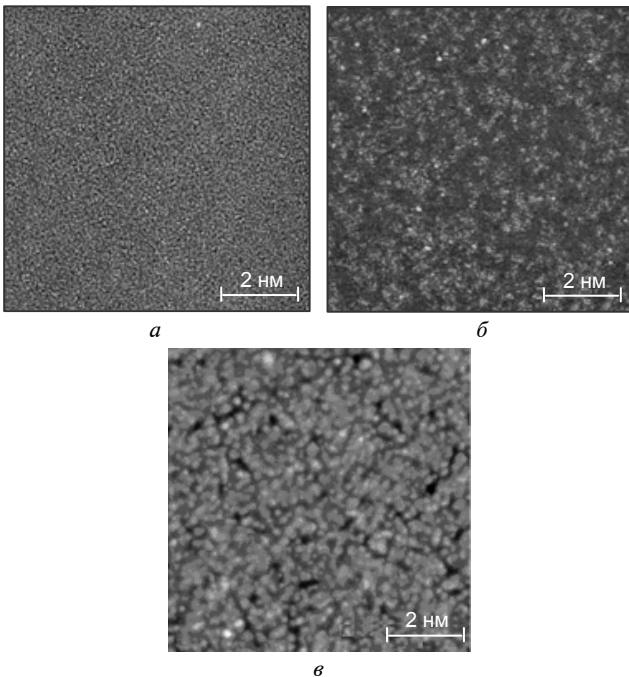


Рис. 3. АСМ-знімки морфології поверхні НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Ag}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$  після термічної обробки за температури 300 (а), 700 (б) і 900 °С (в)

Дослідження впливу температури відпалу на морфологію поверхні НПК показано на рис. 3 і 4. Як можна бачити, підвищення температури відпалу з 500 до 900 °С істотно впливає на морфологію поверхні (рис. 3), зокрема на її шорсткість (рис. 4, а). Це пов'язано з виклика-

ним температурою інтенсивнішим розвитком дифузійних процесів і ростом кристалів.

Різке збільшення електроопору НПК після відпалу за температури 900 °С пов'язане з втраченою плівкою суцільності (рис. 4, б).

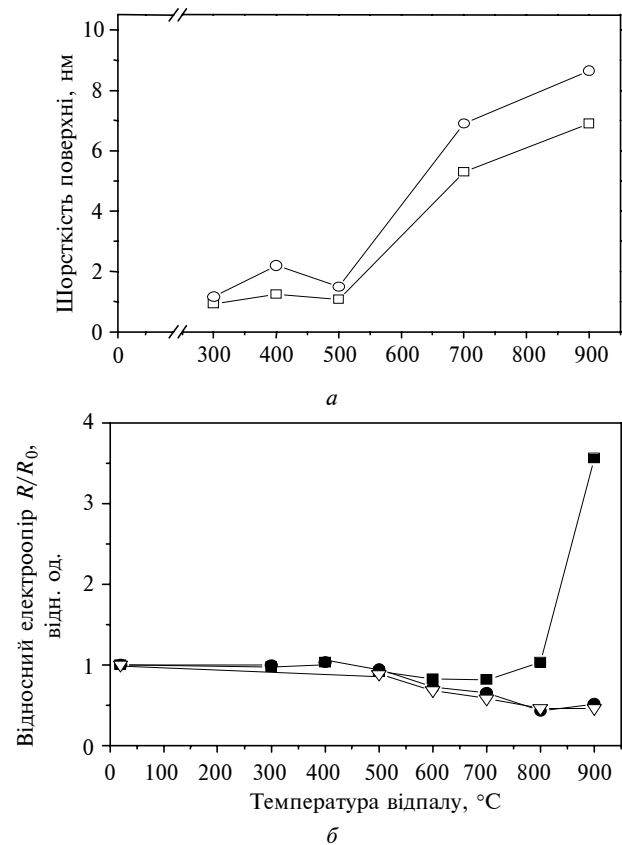


Рис. 4. Залежність шорсткості поверхні (а) й електроопору (б) НПК від температури відпалу:  $\square$  — середня шорсткість поверхні;  $\circ$  — середньоквадратична шорсткість поверхні;  $\nabla$  —  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(30 \text{ нм})/\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$ ;  $\blacksquare$  —  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Ag}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$ ;  $\bullet$  —  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Ag}(3 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$

Процеси структурно-фазових перетворень у досліджуваній НПК при термообробці супроводжуються зміною її магнітних властивостей.

На рис. 5 зображено криві намагнічування, отримані для НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Ag}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$  після відпалів за температур 500, 700 і 900 °С в умовах перпендикулярно і паралельно прикладеного до поверхні зразка магнітного поля величиною 80 кОе. Мала величина коерцитивної сили  $H_c$  на кривій гістерезису після відпалу за температури 500 °С свідчить про те, що впорядкована фаза  $L1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  ще не сформувалась, а пере-

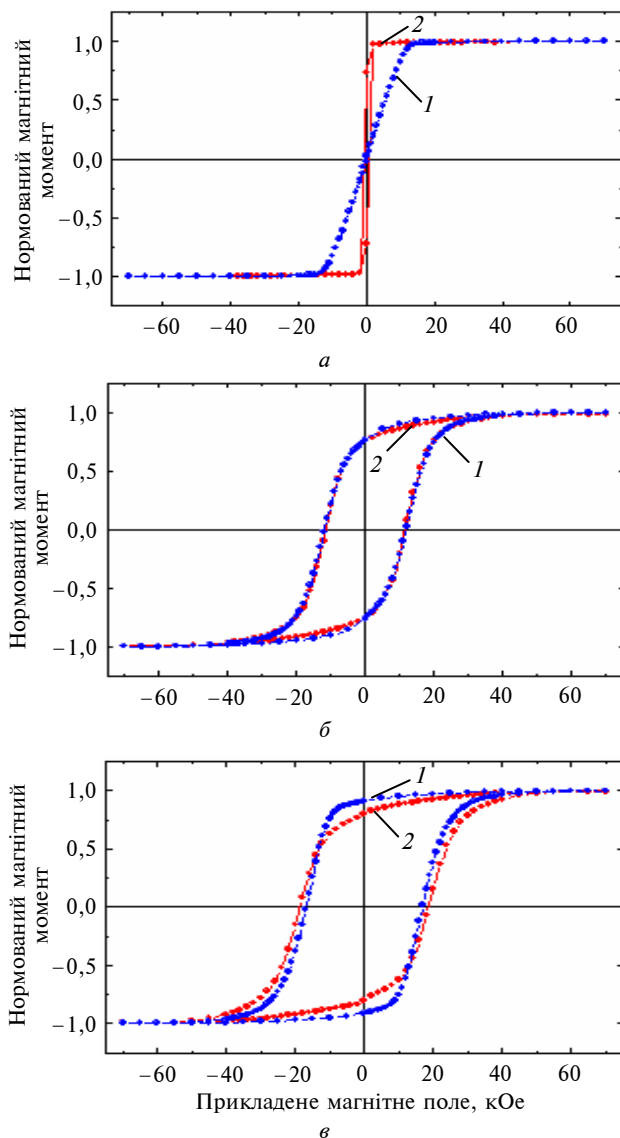


Рис. 5. Криві намагнічування НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Ag}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$  при перпендикулярно (1) і паралельно (2) прикладеному до поверхні півки магнітному полі після термообробки за температур 500 (а), 700 (б) і 900 °С (в)

важна орієнтація намагнічування неупорядкованої фази  $\text{Al}(\text{FePt})_{\text{ГЦК}}$  перебуває в площині півки. Зі збільшенням температури відпалу відбувається фазовий перехід  $\text{Al}(\text{FePt})_{\text{ГЦК}} \rightarrow \text{L}1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$ , що відображається на зростанні величини  $H_c$  упорядкованої фази до  $\sim 12$  кОе після відпалу за температури 700 °С. Однаковий вигляд кривих намагнічування після відпалу за температури 700 °С вказує на те, що півка ізотропна, тобто зерна в півці не мають певної орієнтації.

Велике значення ( $\sim 19$  кОе) коерцитивної сили  $H_c$  отримано в НПК після відпалу за тем-

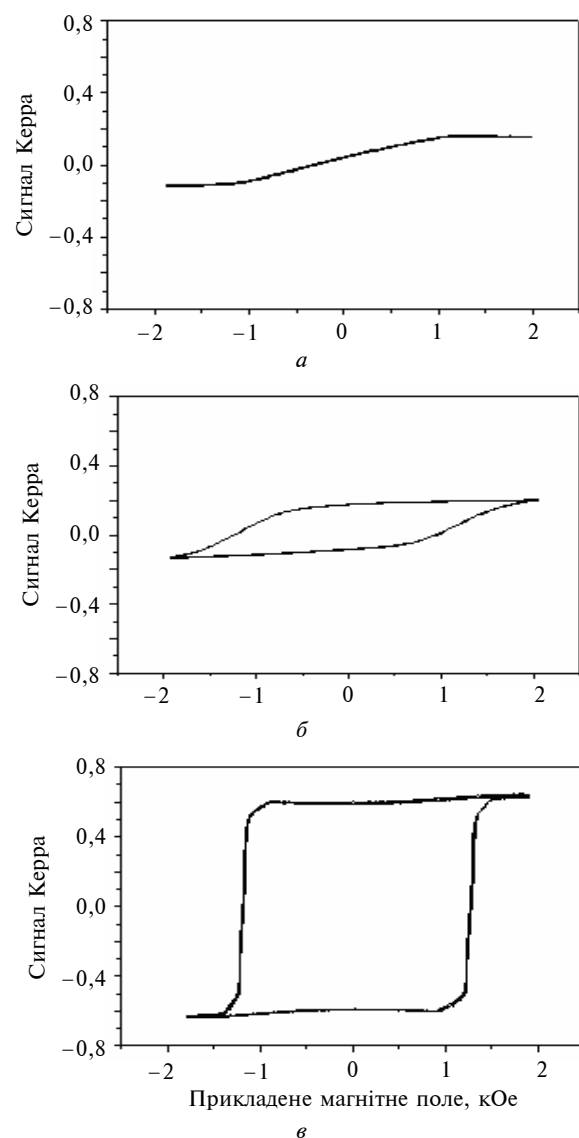


Рис. 6. Петлі Керра, отримані для НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Ag}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$  після відпалу за температур 500 (а), 700 (б) і 900 °С (в)

ператури 900 °С. Співвідношення залишкового намагнічування  $M_r$  і намагнічування насичення  $M_s$  в магнітному полі, прикладеному перпендикулярно, досягає 0,95. Після такого відпалу в півці виникає магнітна анізотропія, тобто зерна з віссю легкого намагнічування, орієнтованою перпендикулярно до поверхні зразка, досягають магнітного насичення, на відміну від зерен, вісь легкого намагнічування яких орієнтована паралельно до поверхні півки. Різке зростання величини співвідношення інтенсивностей структурних рефлексів  $\text{In}(001)/\text{In}(111)$  фази  $\text{L}1_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  з 0,88 після відпалу за температури 700 °С до 15 після відпалу за температури 900 °С також вка-

зує на те, що відбулась переорієнтація вісі легкого намагнічування перпендикулярно до поверхні зразка (див. рис. 2, б).

При цьому вимірювання методом МОКЕ, який характеризує магнітні властивості поверхневих шарів НПК, показали максимально можливе співвідношення, близьке до 1 (рис. 6).

### Висновки

Встановлено, що термічна обробка нанорозмірної плівкової композиції  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/Ag(30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/ $\text{SiO}_2$ (100 нм)/Si(001) за температури 600 °С тривалістю 30 с у вакуумі приводить до формування хімічно впорядкованої фази  $\text{L1}_0(\text{FePt})$  з гранецентрованою тетрагональною ґраткою.

Введення проміжного шару срібла товщиною 30 нм знижує температуру впорядкування плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  і формування хімічно впорядкованої фази  $\text{L1}_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  на 100 °С. Це, можливо, пов'язано з додатковою енергією меж розділу, енергією напруженого стану та дифузиею атомів срібла.

Збільшення температури відпалу до 900 °С супроводжується структурними змінами у фазі

$\text{L1}_0(\text{FePt})_{\text{ГЦТ}}$  і різким збільшенням кількості зерен із текстурою (001).

Процеси впорядкування в НПК супроводжуються збільшенням коерцитивної сили  $H_c$ . Найбільшому значенню ступеня впорядкування ( $S = 1,55$ ), отриманому після відпалу НПК за температури 900 °С, відповідають максимальне значення коерцитивної сили  $H_c$  (~19 кОе) і співвідношення  $M_r/M_s$  (~0,95), яке в поверхневих шарах може досягати значення, близького до 1.

Для закінчення процесу коагуляції в плівці істотним впливовим чинником є тривалість відпалу. Тому потрібні подальші дослідження впливу тривалості відпалу на формування структурно-фазового складу 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) і її магнітні властивості.

\* \* \*

Автори висловлюють подяку співробітникам кафедри фізики поверхні і меж розділу технічного університету м. Хемніц (Німеччина), в т.ч. завідувачу кафедри професору М. Альбрехту і доктору Г. Беддісу за виготовлення зразків, допомогу в проведенні досліджень і обговоренні результатів.

1. *M.H. Kryder*, "Future Storage Technologies: A Look Beyond the Horizon", in Presentation. Computerworld. Storage Networking World, California, San Diego, Manchester Grand Hyatt., 3–6 April 2006, pp. 350–358.
1. *O.A. Ovanov et al.*, "Determination of the anisotropy constant and saturation magnetization and magnetic properties of an iron-platinum alloy", *Phys. Met. Metallogr.*, vol. 35, pp. 81–85, 1973.
2. *Y.S. Yu et al.*, "Low-temperature ordering of  $\text{L1}_0\text{FePt}$  phase in FePt thin film with AgCu underlayer", *J. of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 320, pp. L125–L128, 2008.
3. *Chun Feng et al.*, "Magnetic properties and microstructure of FePt/Au multilayers with high perpendicular magnetocrystalline anisotropy", *Appl. Phys. Lett.*, vol. 93, pp. 152513(1–3), 2008.
4. *Y.S. Yu et al.*, "Structure and magnetic properties of magnetron-sputtered  $[(\text{Fe}/\text{Pt}/\text{Fe})/\text{Au}]_n$  multilayer films", *J. of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 322, pp. 1770–1774, 2010.
5. *T.O. Seki et al.*, "Microstructure and magnetic properties of FePt- $\text{SiO}_2$  granular films with Ag addition", *J. Appl. Phys.*, vol. 103, pp. 023910(1–7), 2008.
6. *D. Makarov et al.*, "Perpendicular FePt-based exchange-coupled composite media", *Appl. Phys. Lett.*, vol. 96, pp. 062501(1–3), 2010.
7. *K. Barmaket et al.*, "On the relationship of magnetocrystalline anisotropy and stoichiometry in epitaxial  $\text{L1}_0\text{CoPt}$  (001) and FePt (001) thin films", *J. Appl. Phys.*, vol. 98, pp. 033904(1–7), 2005.
8. *A.C. Sun et al.*, "Control of growth and ordering process in FePt(001) film at 300 °C", *J. Phys.: Conf. Ser.*, vol. 200, pp. 1020099(1–4), 2010.
9. *Исследования тонких пленок FePt, синтезированных методом последовательного распыления / А.С. Камзин, Е.В. Снеткова, З. Янг и др. // Письма в ЖТФ. – 2008. – 34, вып. 1. – С. 57–64.*
10. *Макогон Ю.М., Павлова О.П., Вербицька Т.І., Владимирський І.А.* Структура і магнітні властивості нанорозмірної плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  на планарній підкладці  $\text{SiO}_2$ (100 нм)/Si(001) // Наукові вісті НТУУ "КПІ". – 2011. – № 5. – С. 79–83.