

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

## Вплив додаткового шару Ag на формування впорядкованої фази $L1_0$ -FePt у плівках Ag (0; 7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 нм)/SiO<sub>2</sub> (100 нм)/Si(001)

М. Н. Шаміс, О. В. Фігурна, Т. І. Вербицька, Ю. М. Макогон

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

Методами фізичного матеріалознавства вивчено вплив додаткового (верхнього) шару Ag з низькою поверхневою енергією ( $\cong 1,83$  Дж/м<sup>2</sup>) в плівках Ag (0; 7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 нм) на підкладках SiO<sub>2</sub> (100 нм)/Si(001) на процеси дифузійного формування фази  $L1_0$ , її структурні та магнетні властивості при відпалах у вакуумі у  $1,3 \cdot 10^{-3}$  Па в температурному інтервалі 300–900°C тривалістю 30 с. Плівкові композиції одержано методом магнетронного осаджування на термічно окиснену підкладку монокристалічного Si(001). Встановлено, що у плівках після осадження формується невпорядкована фаза  $A1$ -FePt. Формування впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt у плівці Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 нм) відбувається в процесі відпалу за температури у 700°C і супроводжується різким збільшенням коерцитивної сили, яка продовжує зростати й після наступних високотемпературних відпалів. У плівці з верхнім шаром Ag температура формування фази  $L1_0$ -FePt підвищується до 800°C, але зростає текстура за напрямком [001], перпендикулярним до підкладки, у порівнянні з плівкою Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>.

**Ключові слова:** нанорозмірна плівка, додатковий шар Ag, впорядкована фаза  $L1_0$ -FePt, коерцитивна сила, відпал.

---

Corresponding author: Mark Natanovych Shamis  
E-mail: m.n.shamis@gmail.com

*National Technical University of Ukraine 'Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute',  
37 Peremohy Ave., 03056 Kyiv, Ukraine*

Please cite this article as: M. N. Shamis, O. V. Fihurna, T. I. Verbytska, and Yu. M. Makogon, Effect of an Additional Ag Layer on Formation of the Ordered  $L1_0$ -FePt Phase in Ag (0; 7.5 nm)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 nm)/SiO<sub>2</sub> (100 nm)/Si(001) Films, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 39, No. 7: 893–903 (2017) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.39.07.0893.

The influence of an additional Ag top layer with low surface energy ( $\cong 1.83 \text{ J/m}^2$ ) in films Ag (0; 7.5 nm)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 nm) on SiO<sub>2</sub> (100 nm)/Si(001) substrates on diffusion processes of the L1<sub>0</sub>-phase formation, its structural and magnetic properties after annealing in vacuum  $1.3 \cdot 10^{-3} \text{ Pa}$  at 300–900°C for 30 s is studied by physical materials science methods. Film compositions are obtained by magnetron deposition on substrate of monocrystalline Si(001) with thermally oxidized layer. As determined, the disordered A1-FePt phase is formed in as-deposited films. The ordered L1<sub>0</sub>-FePt phase formation in Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 nm) film occurs during annealing at 700°C and is accompanied by a sharp increase of coercivity, which continues to rise after further high-temperature annealing. In film with Ag top layer, temperature of the L1<sub>0</sub>-FePt phase formation increases to 800°C, but, compared to the Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> film, the (001) texture increases with direction perpendicularly to substrate.

**Key words:** nanoscale film, additional Ag layer, ordered L1<sub>0</sub>-FePt phase, coercivity, annealing.

Методами фізического матеріалознавства вивчено вплив додаткового (верхнього) шару Ag з низькою поверхневою енергією ( $\cong 1,83 \text{ Дж/м}^2$ ) в плівках Ag (0; 7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 нм) на підложках SiO<sub>2</sub> (100 нм)/Si(001) на процеси дифузійного формування фази L1<sub>0</sub>, її структурні та магнітні властивості при відпалі в вакуумі  $1,3 \cdot 10^{-3} \text{ Па}$  в температурному інтервалі 300–900°C тривалістю 30 с. Плівочні композиції отримані методом магнетронного осадження на термічно окислену підложку монокристалічного Si(001). Встановлено, що в плівках після осадження формується неупорядкована фаза A1-FePt. Формування упорядкованої фази L1<sub>0</sub>-FePt в плівці Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 нм) відбувається в процесі відпалу при температурі 700°C і супроводжується різким збільшенням коерцитивної сили, яка зростає і після наступних високотемпературних відпалів. В плівці з верхнім шаром Ag температура формування фази L1<sub>0</sub>-FePt підвищується до 800°C, але зростає текстура (001) в напрямленні, перпендикулярному к підложці, порівняно з плівкою Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>.

**Ключевые слова:** наноразмерная плёнка, дополнительный слой Ag, упорядоченная фаза L1<sub>0</sub>-FePt, коэрцитивная сила, отжиг.

*(Отримано 30 червня 2017 р.)*

## 1. ВСТУП

На сьогоднішній день актуальною проблемою є створення пристроїв зберігання інформації з надвеликою щільністю запису. Вже досягнуто щільність запису  $1200 \text{ Гбіт/дюйм}^2$  [1] і подальше її підвищення вимагає використання нових методів запису інформації. Перспективною технологією, яка може значно збільшити щільність запису є технологія термічно активованого магнетного запису Heat Assisted Magnetic Recording (HAMR). Теоретична межа щільності запису інформації даним методом, за оцінками фахівців, складає

50 ТБіт/дюйм<sup>2</sup> [1], що відповідає 80 Тбайт на одну пластину жорсткого диска у формфакторі 3,5 дюйми. Передові розробники таких пристроїв ставлять за мету до 2020 року створити жорсткий диск ємністю 20 ТБ [2], але для цього необхідно використовувати нові матеріали для забезпечення великої щільності запису та термічної стабільності інформації. Вони повинні мати велике значення магнетокристалічної анізотропії, малий розмір зерна. Такими матеріалами є стопи із впорядкованою структурою  $L1_0$ , наприклад, FePt. Ці стопи мають високі магнетні властивості, зокрема високу енергію магнетокристалічної анізотропії впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt ( $K_U = 7 \cdot 10^6$  Дж/м<sup>3</sup>), що забезпечує стабільність зберігання інформації, при малому розмірі зерна [1].

Впорядкована фаза  $L1_0$ -FePt утворюється з неупорядкованої фази  $A1$ -FePt після осаджування на нагріту підкладку або після проведення відпалу [3–10].

Для уможливлення використання плівок на основі FePt необхідно вирішити певні технологічні задачі, такі як зниження температури впорядкування та контролю орієнтації зерен фази  $L1_0$ -FePt [1]. Зниження температури впорядкування може бути досягнуто впливом багатьох чинників, у тому числі фізико-технологічних параметрів одержання [3, 4], за рахунок впливу підкладки [5], додавання легувальних елементів [4, 6–8], використання багат шарових структур [9].

У даній роботі досліджено вплив додаткового верхнього шару срібла з низькою поверхневою енергією ( $\cong 1,83$  Дж/м<sup>2</sup>) на формування фазового складу, структури та магнетних властивостей в нанорозмірних плівках на основі стопу FePt еківатомового складу при відпалах у вакуумі.

## 2. МЕТОД ДОСЛІДЖЕННЯ

Плівки Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 нм) та Ag (7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 нм) одержували пошаровим осаджуванням шарів Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> та Ag магнетронним методом на підкладку термічно окисненого (шар SiO<sub>2</sub> товщиною 100 нм) монокристалічного Si орієнтації (001) за кімнатної температури. Контроль за товщиною осаджених шарів здійснювали за допомогою Резерфордського зворотнього розсіяння, а також за допомогою кварцового резонатора. Статистична величина похибки при вимірюванні товщини плівки складала  $\pm 0,5$  нм.

Відпал проводився у вакуумі  $10^{-3}$  Па в інтервалі температур 500–900°C з ізотермічною витримкою впродовж 30 с. Швидкість нагрівання складала  $\cong 5^\circ\text{C}/\text{с}$ , а швидкість охолодження  $\cong 0,25^\circ\text{C}/\text{с}$ .

Дослідження кристалічної структури плівок після осадження і відпалів проводили методом рентгеноструктурного фазового аналізу шляхом зйомки спектрів на дифрактометрі RIGAKU ULTIMA IV

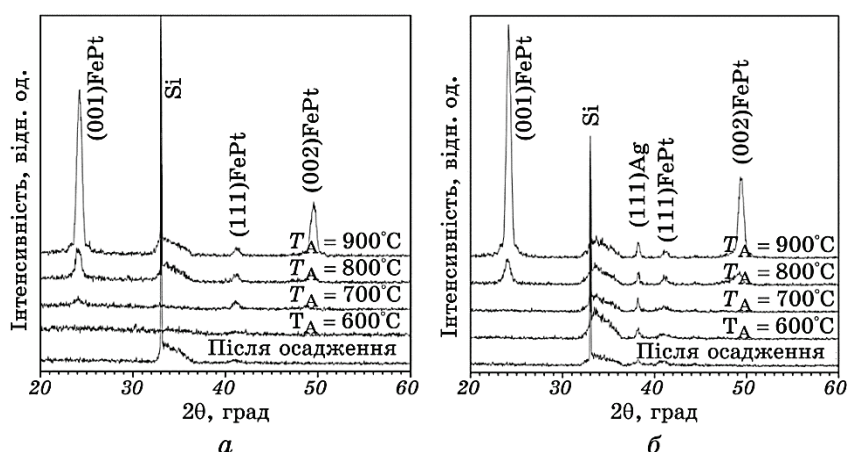
з використанням монохроматизованого випромінення  $\text{CuK}\alpha$ . Ступінь орієнтації вісі легкого намагнетування в напрямку  $[001]$  відносно нормалі до поверхні визначався за відношенням інтегральних інтенсивностей рефлексів  $I(001)/I(111)$ , ступінь упорядкування — за відношенням  $I(001)/I(002)$  [4]. Розмір зерен фази FePt було оцінено за формулою Дебая–Шеррера за рефлексом  $(111)$  FePt. Напружений стан визначено методом  $\sin^2\psi$ , а магнетні властивості плівок — методом SQUID.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Після осадження в плівках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) та  $\text{Ag}$  (7,5 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) формується неупорядкована фаза A1-FePt (рис. 1, а, б). В плівці з верхнім шаром срібла на дифрактограмі зафіксовано рефлекс  $(111)$  Ag (рис. 1, б).

За результатами рентгеноструктурного фазового аналізу відпали в інтервалі температур 500–600°C не супроводжуються помітною зміною структурно-фазового складу.

Після відпалу за температури 700°C на дифрактограмі від плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/ $\text{SiO}_2/\text{Si}$  (001) спостерігається поява надструктурного рефлексу  $(001)$  FePt та зміщення рефлексу  $(111)$  FePt у бік більших кутів, що свідчить про початок формування упорядкованої фа-



**Рис. 1.** Спектри рентгенівської дифракції для плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/ $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$  (а) і  $\text{Ag}$  (7,5 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/ $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$  (б) після осадження та відпалів у вакуумі за температур 600–900°C тривалістю 30 с. Випромінення  $\text{CuK}\alpha$ .

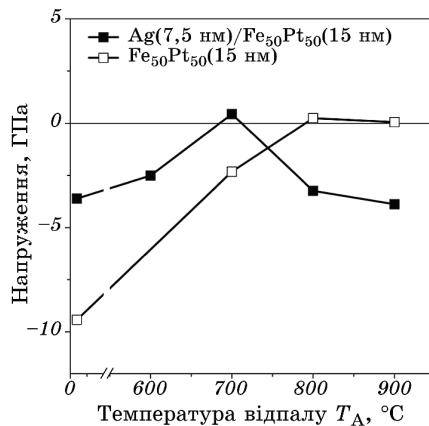
**Fig. 1.** XRD patterns for the  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 nm)/ $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$  (a) and  $\text{Ag}$  (7.5 nm)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 nm)/ $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$  (b) films after deposition and annealing in vacuum at 600–900°C during 30 s.  $\text{CuK}\alpha$  radiation.

зи  $L1_0$ -FePt з гранецентрованою тетрагональною ґратницею.

Для плівки з верхнім шаром срібла Ag (7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 нм)/SiO<sub>2</sub>/Si(001) після відпалу за температури 700°C також спостерігається зміщення рефлексу (111) FePt у бік більших кутів, що пов'язано з процесами впорядкування і появою тетрагональних спотворень ґратниці. Надструктурний рефлекс (001) FePt спостерігається після відпалу за температури у 800°C.

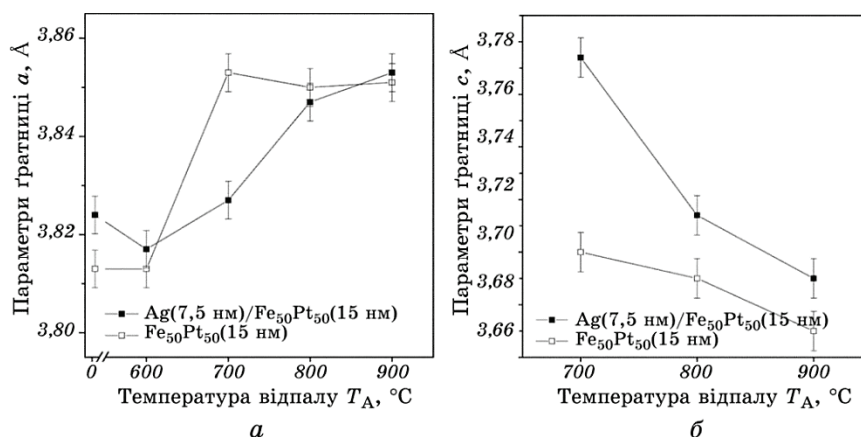
Відомо, що на процеси формування впорядкованої фази впливає рівень напруженості стану [11–14]. Згідно з принципом Ле Шательє–Брауна, стискальні напруження сприяють фазовому перетворенню  $A1$ -FePt →  $L1_0$ -FePt. Після осадження у шарі FePt в плівках Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 нм) рівень стискаючих напружень (–9,4 ГПа) більший, ніж у плівці Ag (7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 нм) (–3,6 ГПа). Цим можна пояснити зменшення на 100°C температури формування упорядкованої фази  $L1_0$ -FePt, яка має менший об'єм ґратниці (рис. 2). З підвищенням температури відпалу до 700°C за рахунок дифузійних процесів упорядкування рівень стискаючих напружень зменшується, причому, у плівці з верхнім шаром срібла відбувається повна релаксація напружень, а в плівці стопу починає формуватися упорядкована фаза  $L1_0$ -FePt. Формування упорядкованої фази  $L1_0$ -FePt у плівці з верхнім шаром срібла відбувається при 800°C і супроводжується знову появою стискальних напружень. Таку зміну напруженого стану можна пояснити дифузією Ag по межах зерен фази  $L1_0$ -FePt і більшим коефіцієнтом термічного розширення (к.т.р.) Ag, порівняно з к.т.р. FePt.

Зміну параметрів ґратниці  $a$  та  $c$ , їх відношення  $c/a$  фази  $L1_0$ -



**Рис. 2.** Залежність від температури відпалу напруженого стану у плівках Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 нм)/SiO<sub>2</sub>/Si(001) та Ag (7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 нм)/SiO<sub>2</sub>/Si(001).

**Fig. 2.** Dependence of stress level in Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 nm)/SiO<sub>2</sub>/Si(001) and Ag (7.5 nm)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 nm)/SiO<sub>2</sub>/Si(001) films on annealing temperature.



**Рис. 3.** Залежність параметрів ґратниці  $a$  (а),  $c$  (б) та їх відношення  $c/a$  (в) у фазі  $L1_0$ -FePt для плівок Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 нм)/SiO<sub>2</sub>/Si(001) і Ag (7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 нм)/SiO<sub>2</sub>/Si(001) від температури відпалу.

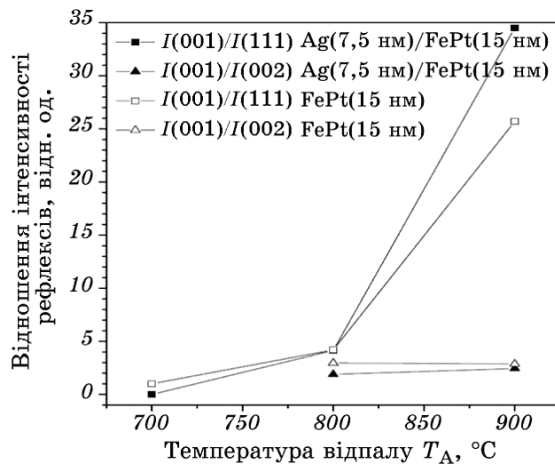
**Fig. 3.** Dependence of lattice parameters  $a$  (а),  $c$  (б) and their ratio  $c/a$  (в) in the  $L1_0$ -FePt phase for Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 nm)/SiO<sub>2</sub>/Si(001) and Ag (7.5 nm)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 nm)/SiO<sub>2</sub>/Si(001) films on annealing temperature.

FePt зображено на рис. 3. Зі збільшенням температури відпалу  $c/a$  зменшується для обох плівок внаслідок того, що параметр  $c$  зменшується (рис. 3, б), а параметр  $a$  збільшується (рис. 3, а), що вказує на збільшення ступеню впорядкування при перетворенні фази A1-FePt з гранецентрованою кубічною ґратницею у фазу  $L1_0$ -FePt з гранецентрованою тетрагональною ґратницею.

Підвищення температури відпалу з 800 до 900°C не призводить до збільшення кількості впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt, оскільки відношення інтенсивностей надструктурного (001) і (002) рефлексів в обох плівках практично не змінюється (рис. 4).

Відношення інтенсивностей рефлексів  $I(001)/I(111)$  фази  $L1_0$ -FePt значно зростає з температурою відпалу в інтервалі температур 700–900°C для плівок з верхнім шаром срібла та без нього. Це свідчить про збільшення кількості зерен фази  $L1_0$ -FePt з орієнтацією вісі легкого намагнетування  $c$  в напрямку [001], перпендикулярно до підкладки. Більш виражену текстуру (001) у плівці з верхнім шаром срібла можна пояснити меншим рівнем початкових стискаючих напружень. Відомо, що еволюція орієнтації вісі  $c$  фази  $L1_0$  залежить від зміни величини розтягувальних або стискаючих напружень [10–14].

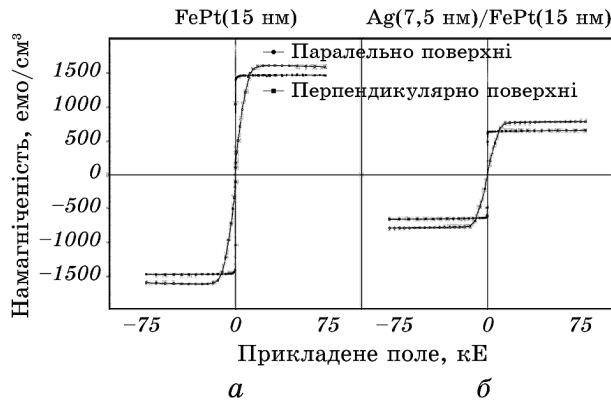
Процеси структурно-фазових перетворень у плівках при осадженні (рис. 5) і відпалах (рис. 6) супроводжуються зміною їх магнетних властивостей. Після осадження в обох плівках формується магнетном'яка фаза A1-FePt.



**Рис. 4.** Відношення інтенсивностей структурних рефлексів  $I(001)/I(111)$  і  $I(001)/I(002)$  фази  $L1_0$ -FePt у плівках  $Fe_{50}Pt_{50}$  (15 нм)/ $SiO_2/Si(001)$  та Ag (7,5 нм)/ $Fe_{50}Pt_{50}$  (15 нм)/ $SiO_2/Si(001)$ , залежно від температури відпалу.

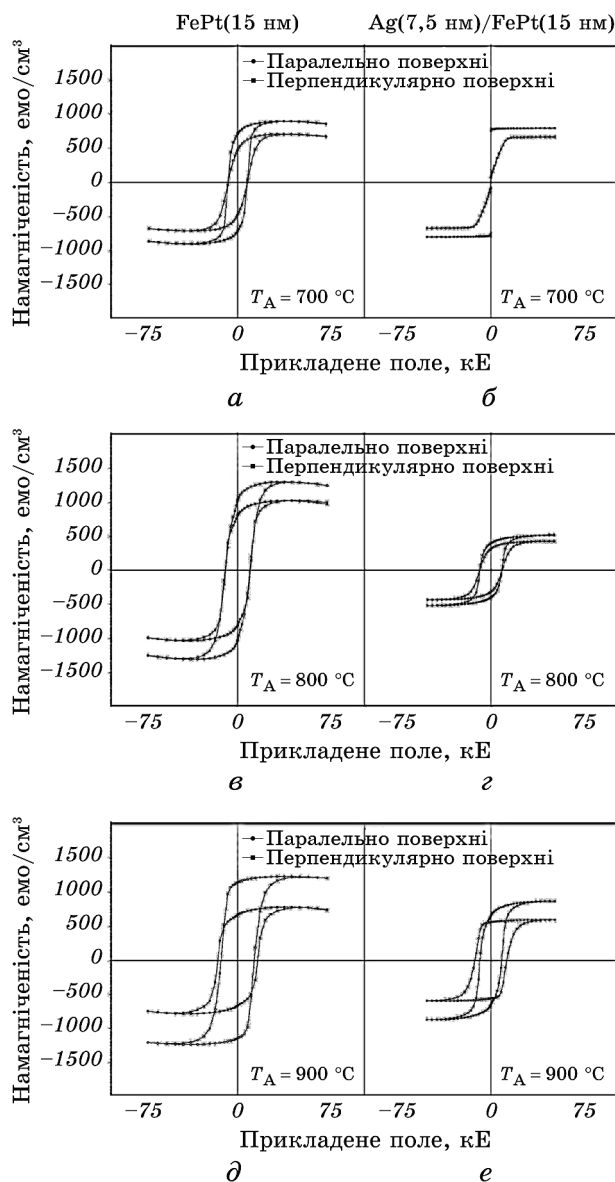
**Fig. 4.** Intensities' ratios,  $I(001)/I(111)$  and  $I(001)/I(002)$ , of the ordered  $L1_0$ -FePt-phase in  $Fe_{50}Pt_{50}$  (15 nm)/ $SiO_2/Si(001)$  and Ag (7.5 nm)/ $Fe_{50}Pt_{50}$  (15 nm)/ $SiO_2/Si(001)$  films depending on annealing temperature.

На рисунку 7 показано зміну коерцитивної сили у плівках  $Fe_{50}Pt_{50}$  (15 нм) та Ag (7,5 нм)/ $Fe_{50}Pt_{50}$  (15 нм)/ $SiO_2/Si(001)$ , залежно від температури відпалу при перпендикулярно прикладеному до поверхні зразка магнетному полі.



**Рис. 5.** Криві намагнетування плівок  $Fe_{50}Pt_{50}$  (15 нм)/ $SiO_2/Si(001)$  (а) та Ag (7,5 нм)/ $Fe_{50}Pt_{50}$  (15 нм)/ $SiO_2/Si(001)$  (б) після осадження.

**Fig. 5.** Hysteresis loops of  $Fe_{50}Pt_{50}$  (15 nm)/ $SiO_2/Si(001)$  (а) and Ag (7.5 nm)/ $Fe_{50}Pt_{50}$  (15 nm)/ $SiO_2/Si(001)$  (б) films after deposition.

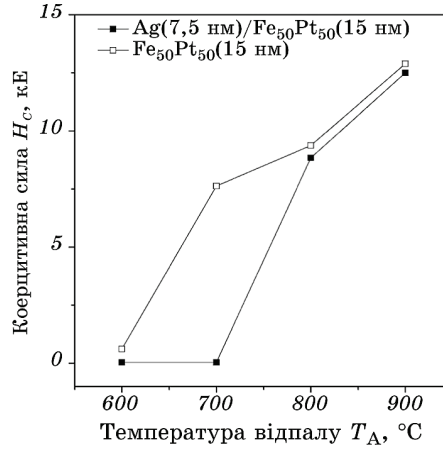


**Рис. 6.** Криві намагнетування плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/ $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$  (а, в, д) та  $\text{Ag}$  (7,5 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/ $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$  (б, г, е) після відпалу за температур: 700°C (а, б), 800°C (в, г) і 900°C (д, е).

**Fig. 6.** Hysteresis loops of  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 nm)/ $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$  (a, в, д) and  $\text{Ag}$  (7.5 nm)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 nm)/ $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$  (б, г, е) films after annealing at 700°C (а, б), 800°C (в, г) and 900°C (д, е).

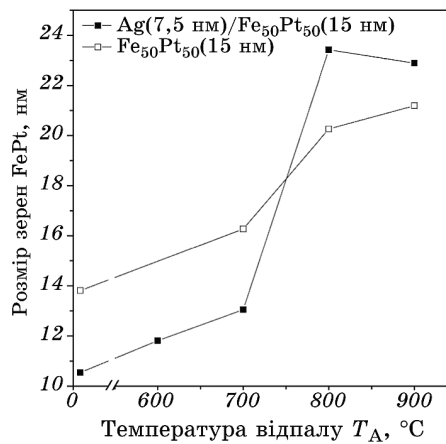


Після відпалу за температури  $600^{\circ}\text{C}$  в обох плівках спостерігається мале значення коерцитивної сили (0,61 кЕ та 0,04 кЕ), так як магнетнотверда фаза  $L_{1_0}$ -FePt ще не сформувалася. Зі збільшенням



**Рис. 7.** Залежність коерцитивної сили в перпендикулярно прикладеному полі у плівках Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 нм)/SiO<sub>2</sub>/Si(001) та Ag (7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 нм)/SiO<sub>2</sub>/Si(001) від температури відпалу.

**Fig. 7.** Dependence of coercivity in plane field on annealing temperature in Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 нм)/SiO<sub>2</sub>/Si(001) and Ag (7.5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 нм)/SiO<sub>2</sub>/Si(001) films.



**Рис. 8.** Зміна розміру зерен FePt у плівках Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 нм)/SiO<sub>2</sub>/Si(001) та Ag (7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 нм)/SiO<sub>2</sub>/Si(001) з температурою відпалу.

**Fig. 8.** Change of FePt-grains' size on annealing temperature for Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 нм)/SiO<sub>2</sub>/ Si(001) and Ag (7.5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> (15 нм)/SiO<sub>2</sub>/Si(001) films.

температури відпалу відбувається фазовий перехід  $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$ , що супроводжується зміною магнетних властивостей — збільшується коерцитивна сила і досягає своїх максимальних значень (12,9 кЕ і 12,5 кЕ) після відпалу при  $900^\circ\text{C}$  для обох плівок, що можна пояснити збільшенням кількості магнетнотвердої фази.

Залежність розміру зерна від температури відпалу представлено на рис. 8. Після осадження розмір зерен  $\text{FePt}$  становить 14 нм у плівці без додаткового шару срібла та 11 нм з ним. Зі збільшенням температури відпалу розмір зерен  $\text{FePt}$  у плівках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/ $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$  і  $\text{Ag}$  (7,5 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/ $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$  збільшується і сягає значень 21 нм і 24 нм відповідно.

#### 4. ВИСНОВКИ

Встановлено, що початковий рівень стискаючих напружень в плівці  $\text{FePt}$  впливає на процеси формування магнетнотвердої упорядкованої фази  $L1_0$ . Зниження рівня стискальних напружень за рахунок додавання верхнього шару  $\text{Ag}$  підвищує температуру фазового перетворення  $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$  до  $800^\circ\text{C}$ , що на  $100^\circ\text{C}$  вище, ніж в плівці стопу  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ . При цьому в плівці стопу при формуванні фази  $L1_0\text{-FePt}$  спостерігається повна релаксація стискальних напружень. У композиції з верхнім шаром срібла з підвищенням температури відпалу знову виникають стискальні напруження при подальшій дифузії  $\text{Ag}$  по межах зерен  $\text{FePt}$ .

#### ПОДЯКИ

Роботу виконано за фінансової підтримки німецької служби академічних обмінів (DAAD) за грантами № 57094397 (2014/2015), № 57198300 (2015/2016) у рамках стипендіальної програми Леонарда Ойлера. Автори висловлюють подяку співробітникам кафедри експериментальної фізики-4 Університету м. Аугсбург (Німеччина), завідувачу кафедри проф. М. Албрехту та д-ру Г. Беддісу за виготовлення зразків, допомогу у проведенні досліджень і обробці результатів.

#### ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. D. Weller, G. Parker, O. Mosendz, A. Lyberatos, D. Mitin, N. Y. Safonova, and M. Albrecht, *J. Vac. Sci. Technol.*, **34**, Iss. 13: 060801 (2016).
2. T. Coughlin, *100 TB HDDs and A New Spin on Storage*, Forbes. Link: <http://www.forbes.com/sites/tomcoughlin/2014/11/22/100-tb-hdds-and-a-new-spin-on-storage/#573a08504c82>
3. I. A. Vladymyrskiy, M. V. Karpets, F. Ganss, G. L. Katona, D. L. Beke,

- S. I. Sidorenko, T. Nagata, T. Nabatame, T. Chikyow, G. Beddies, M. Albrecht, and Iu. M. Makogon, *J. Appl. Phys.*, **114**, Iss. 16: 164314 (2013).
4. I. A. Vladymyrskyi, A. E. Gafarov, A. P. Burmak, S. I. Sidorenko, G. L. Katona, N. Y. Safonova, F. Ganss, G. Beddies, M. Albrecht, Yu. N. Makogon, and D. L. Beke, *J. Phys. D*, **49**, No. 3: 035003 (2016).
  5. I. A. Vladymyrskyi, M. V. Karpets, G. L. Katona, D. L. Beke, S. I. Sidorenko, T. Nagata, T. Nabatame, T. Chikyow, F. Ganss, G. Beddies, M. Albrecht, and I. M. Makogon, *J. Appl. Phys.*, **116**, Iss. 4: 044310 (2014).
  6. I. A. Vladymyrskyi, O. P. Pavlova, T. I. Verbitska, S. I. Sidorenko, G. L. Katona, D. L. Beke, and Iu. M. Makogon, *Vacuum*, **101**: 33 (2014).
  7. Yu. M. Makogon, O. P. Pavlova, S. I. Sidorenko, T. I. Verbitska, M. Yu. Verbitska, and O. V. Fihurna, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 4: 487 (2015).
  8. T. I. Verbitskaya, E. V. Figurnaya, M. Yu. Verbitskaya, I. A. Vladymyrskyi, S. I. Sidorenko, E. P. Pavlova, and Yu. N. Makogon, *Powder Metall. Met. Ceram.*, **55**, Nos. 1–2: 109 (2016).
  9. M. Lee, R. Takechi, and N. Hosoi, *J. Phys. Soc. Jpn.*, **86**: 024706 (2017).
  10. P. Rasmussen, X. Rui, and J. E. Shield, *Appl. Phys. Lett.*, **86**, Iss. 19: 191915 (2005).
  11. S. N. Hsiao, F. T. Yuan, H. W. Chang, H. W. Huang, S. K. Chen, and H. Y. Lee, *Appl. Phys. Lett.*, **94**, Iss. 23: 232505 (2009).
  12. F. T. Yuan, S. H. Liu, W. M. Liao, S. N. Hsiao, S. K. Chen, and H. Y. Lee, *IEEE Trans. Magn.*, **48**, Iss. 3: 1139 (2012).
  13. S. N. Hsiao, S. H. Liu, S. K. Chen, F. T. Yuan, and H. Y. Lee, *J. Appl. Phys.*, **111**, Iss. 7: 07A702 (2012).
  14. Ch.-H. Lai, Ch.-H. Yang, C. C. Chiang, T. Balaji, and T. K. Tseng, *Appl. Phys. Lett.*, **85**, Iss. 19: 4430 (2004).