

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ

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

Формування впорядкованої фази $L1_0$ -FePt у плівках $Fe_{50}Pt_{50}/Au/Fe_{50}Pt_{50}$ при відпалі у водні

М. Ю. Вербицька, М. Н. Шаміс, П. В. Макушко, Я. А. Березняк*,
К. О. Грайворонська*, Т. І. Вербицька, Ю. М. Макогон, Ю. В. Кудрявцев**

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

**Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України,
вул. Академіка Кржижановського, 3,
03142 Київ, Україна*

***Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна*

Вивчено вплив проміжного шару Au при відпалі у водні на формування магнетотвердої, хемічно впорядкованої фази $L1_0$ -FePt у плівкових композиціях $Fe_{50}Pt_{50}$ (15 нм)/Au(7,5 нм; 30 нм)/ $Fe_{50}Pt_{50}$ (15 нм), нанесених методом магнетронного осадження на підкладку SiO_2 (100 нм)/Si(001). Фазовий перехід $A1$ -FePt \rightarrow $L1_0$ -FePt починає відбуватися в обох композиціях у процесі відпалу за температури у 500°C . При підвищенні температури відпалу збільшується ступінь упорядкування фази $L1_0$ -FePt; при цьо-

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., UA-03056 Kyiv, Ukraine*

**I. M. Frantsevich Institute for Problems in Materials Science, N.A.S. of Ukraine,
3 Academician Krzhyzhanovsky Str., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

***G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Citation: M. Yu. Verbytska, M. N. Shamis, P. V. Makushko, Ya. A. Berezniak, K. O. Grayvoronska, T. I. Verbytska, Yu. M. Makogon, and Yu. V. Kudryavtsev, Formation of the Ordered $L1_0$ -FePt Phase in $Fe_{50}Pt_{50}/Au/Fe_{50}Pt_{50}$ Films at Annealing in Hydrogen, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 8: 1069–1079 (2018) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.40.08.1069.

му зростає коерцитивна сила H_c і розмір зерен. При взаємній дифузії шарів Au та FePt золото не бере участь у процесі упорядкування і розташовується в міжзеренному просторі, що обмежує обмінну взаємодію між зернами фази $L1_0$ -FePt та додатково підвищує H_c при збільшенні товщини шару Au. При відпалі за температури вище 600°C втілення атомів Гідрогену в октаедричні порожнини кристалічної ґратниці фази $L1_0$ -FePt приводить до зменшення ступеня тетрагональності за рахунок збільшення параметру c ґратниці. Проникнення водню у кристалічну ґратницю Au приводить до формування гідриду золота. В плівках формується переважна текстура (111) в шарах як Au, так і FePt.

Ключові слова: тонка плівка, хемічно впорядкована фаза $L1_0$ -FePt, відпал, водень, коерцитивна сила.

Influence of the intermediate Au layer during annealing in hydrogen ambience on the hard magnetic, chemically ordered $L1_0$ -FePt phase formation in film $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ nm})/\text{Au}(7.5\text{ nm}; 30\text{ nm})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ nm})$ compositions deposited by the magnetron sputtering on $\text{SiO}_2(100\text{ nm})/\text{Si}(001)$ substrate is investigated. The annealing of films is carried out in hydrogen ambience within the temperature range of $500\text{--}800^\circ\text{C}$ for 30 s. The rates of heating and cooling are of 1°C/s . Before gas inflow, the chamber is pre-pumped out to a pressure of 0.1 Pa. The hydrogen pressure at annealing is of 101.3 kPa. The $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$ phase transition begins during annealing at 500°C in both films. The ordering degree of the $L1_0$ -FePt phase, coercivity H_c , and sizes of FePt grains are increased, when annealing temperature is elevated. During interdiffusion of the Au and FePt layers, gold does not participate in the ordering process of FePt. It is located in the intergranular area that limits the exchange interaction between the $L1_0$ -FePt phase grains and additionally increases H_c . Moreover, coercivity additionally rises with Au layer thickness increasing. Introduction of hydrogen atoms into the octahedral interstices of the $L1_0$ -FePt crystal lattice leads to a decrease in the tetragonality degree by means of the increasing the lattice parameter c during annealing at temperature above 600°C . The penetration of hydrogen into the Au lattice leads to gold-hydride formation. The preferred (111) texture is formed in both Au and FePt layers.

Key words: thin film, chemically ordered $L1_0$ -FePt phase, annealing, hydrogen, coercivity.

Исучено влияние промежуточного слоя Au при отжиге в водороде на формирование магнитно-твёрдой, химически упорядоченной фазы $L1_0$ -FePt в плёночных композициях $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})/\text{Au}(7,5\text{ нм}; 30\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})$, нанесённых методом магнетронного осаждения на подложку $\text{SiO}_2(100\text{ нм})/\text{Si}(001)$. Фазовый переход $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$ начинает происходить в обеих композициях в процессе отжига при температуре 500°C . При повышении температуры отжига увеличивается степень упорядочения фазы $L1_0$ -FePt; при этом растёт коэрцитивная сила H_c и размер зёрен. При взаимодиффузии слоёв Au и FePt золото не принимает участие в процессе упорядочения и располагается в межзёрненном пространстве, ограничивая обменное взаимодействие между зёрнами фазы $L1_0$ -FePt и дополнительно увеличивая H_c при увеличении толщины слоя Au. В процессе отжига при температуре выше 600°C внедрение атомов водорода в октаэдрические

пустоти кристаллической решётки фазы $L1_0$ -FePt приводит к уменьшению степени тетрагональности за счёт увеличения параметра c решётки. Проникновение водорода в кристаллическую решётку Au приводит к формированию гидрида золота. В плёнках формируется преобладающая текстура (111) в слоях как Au, так и FePt.

Ключевые слова: тонкая плёнка, химически упорядоченная фаза $L1_0$ -FePt, отжиг, водород, коэрцитивная сила.

(Отримано 31 січня 2018 р.)

1. ВСТУП

В якості середовища запису і збереження інформації використовуються нанорозмірні матеріали на основі феромагнетних стопів, зокрема різноманітні плівкові композиції, до складу яких входять Fe, Co, Ni, Pt, Pd Au, Ag, Au та ін. [1, 2]. Актуальною проблемою в цій галузі є збільшення місткості накопичувальних пристроїв (жорстких магнетних дисків). Для цього необхідно підвищувати щільність запису та збереження інформації, тобто зменшувати розмір зерен. Але при зменшенні розміру зерна до певного значення матеріал переходить у так званий суперпарамагнетний стан [1]. Це призводить до того, що середовище вже не здатне зберігати інформацію внаслідок розорієнтування магнетних доменів тепловими коливаннями атомів. Для забезпечення термічної стабільності записаної інформації має виконуватись умова: $K_u V \geq 60 k_B T$, де K_u — константа магнетокристалічної анізотропії, V — об'єм кристаліта, k_B — Больцманова стала, T — абсолютна температура [1, 2]. Тобто магнетний матеріал з об'ємом зерен V має мати енергію магнетокристалічної анізотропії (K_u), значно вищу за енергію термічних флюктуацій ($k_B T$).

Одними з перспективних матеріалів для магнетного запису є плівкові композиції на основі FePt з впорядкованою фазою $L1_0$. Ці матеріали мають енергію магнетної анізотропії ($K_u = 7 \cdot 10^6$ Дж/м³), що уможливить використовувати їх в якості середовища запису та збереження інформації з мінімальним розміром зерен $\cong 3$ нм. Стабільність збереження даних може бути забезпечена впродовж 10 років [3].

Після осадження плівок на основі FePt формується неупорядкована фаза $A1$ -FePt, що має магнетом'які властивості. Для формування хемічно впорядкованої фази $L1_0$ -FePt необхідно проводити термічне оброблення, однак проведення високотемпературного відпалу призводить до росту зерен, що є небажаним. Тому актуальною задачею є пониження температури впорядкування в плівках на основі FePt.

Припускається, що введення додаткових шарів третього елемента з низькою поверхневою енергією (Ag, Au, Cu) може зменшити температуру формування впорядкованої фази $L1_0$ -FePt та стабілізувати

розмір зерен [4–9]. Значний вплив на процес упорядкування спричиняє атмосфера відпалу. В роботах [10, 11] було показано, що присутність кисню при відпалах в інертних газах та у вакуумі ускладнює взаємну дифузію між шарами Fe і Pt, а втілення атомів Гідрогену в кристалічну ґратницю, навпаки, понижує температуру формування упорядкованої фази $L1_0$ -FePt. У наностопі AuCu було визначено, що відпал в атмосфері водню пришвидшує процес упорядкування $A1 \rightarrow L1_0$ у 100 разів в порівнянні з відпалом у вакуумі [12].

Однак результати досліджень щодо впливу проміжних шарів Ag, Au, Cu на структуру та фазовий склад пліткових композицій на основі FePt є неповними та іноді суперечать один одному через необхідність врахування великої кількості чинників, що впливають на структуру плівок, а отже, і на їхні магнетні та експлуатаційні характеристики.

Метою даної роботи було дослідження впливу товщини проміжного шару Au при відпалі у водні на формування магнетотвердої фази $L1_0$ -FePt в плівках Fe₅₀Pt₅₀(15 нм)/Au(7,5 нм; 30 нм)/Fe₅₀Pt₅₀(15 нм) на підкладках SiO₂(100 нм)/Si(001).

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Нанорозмірні пліткові композиції Fe₅₀Pt₅₀(15 нм)/Au(7,5 нм; 30 нм)/Fe₅₀Pt₅₀(15 нм) одержували методом магнетронного осадження, пошаровим напорошенням плівок стопу Fe₅₀Pt₅₀ і Au на підкладки монокристалічного Si(001) з шаром SiO₂ товщиною у 100 нм за кімнатної температури. Базовий тиск складав $3 \cdot 10^{-6}$ Па, а робочий тиск Ar при напорошенні був $3,5 \cdot 10^{-1}$ Па. Товщини осаджених шарів контролювалися кварцовим резонатором, а також методами рентгенівської рефлектометрії та Резерфордського зворотнього розсіяння. Похибка визначення товщини плівки складала $\pm 0,5$ нм.

Відпал зразків проводився у водні в інтервалі температур 500–800°C впродовж 30 с. Швидкість нагріву й охолодження складала 1°C/с. Перед напуском газової атмосфери камера попередньо відкачувалася до тиску у 0,1 Па. Тиск водню при відпалі складав 101,3 кПа. Дослідження кристалічної структури плівок після осадження та відпалів проведено методом рентгеноструктурної фазової аналізи на дифрактометрі Bruker D8 Discover. Знімання проводили у випромінненні мідної аноди. Ступінь упорядкування фази $L1_0$ -FePt оцінювалася по відношенню інтенсивностей дифракційних рефлексів $I(001)/I(002)$ [13]. Ступінь орієнтації вісі легкого магнетування у напрямку [001] по відношенню до нормалі до поверхні визначалася по відношенню інтенсивності рефлексів $I(001)/I(111)$ [14]. Розмір зерен FePt був оцінений за формулою Дебая–Шеррера за рефлексом (111)FePt. Магнетні властивості досліджувалися на SQUID магнетометрі Quantum Design MPMS 3.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

На рисунку 1 представлено дифрактограми від плівкових композицій FePt/Au(7,5 нм)/ FePt та FePt/Au(30 нм)/FePt після осадження

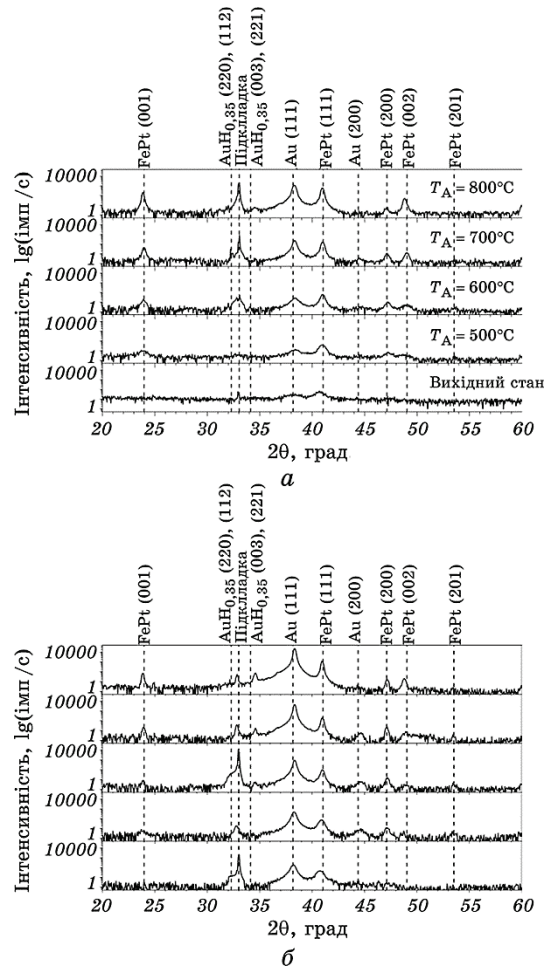


Рис. 1. Спектри рентгенівської дифракції плівкових композицій $Fe_{50}Pt_{50}(15 \text{ нм})/Au(7,5 \text{ нм})/Fe_{50}Pt_{50}(15 \text{ нм})$ (а) та $Fe_{50}Pt_{50}(15 \text{ нм})/Au(30 \text{ нм})/Fe_{50}Pt_{50}(15 \text{ нм})$ (б) після осадження та відпалів в атмосфері водню за температур 500–800°C тривалістю у 30 с. Випромінення — CuK_{α} . Штриховими лініями позначено теоретичні положення рефлексів.

Fig. 1. XRD patterns of $Fe_{50}Pt_{50}(15 \text{ nm})/Au(7.5 \text{ nm})/Fe_{50}Pt_{50}(15 \text{ nm})$ (a) and $Fe_{50}Pt_{50}(15 \text{ nm})/Au(30 \text{ nm})/Fe_{50}Pt_{50}(15 \text{ nm})$ (b) film compositions after deposition and annealing in hydrogen ambience at 500–800°C for 30 s. CuK_{α} radiation. Dashed lines show the theoretical positions of the reflexes.

та відпалів в інтервалі температур 500–800°C. Після осадження спостерігаються рефлекси (111)FePt та (111)Au. Формування упорядкованої фази $L1_0$ -FePt в шарах $Fe_{50}Pt_{50}$ обох композицій починається при відпалі за температури у 500°C, про що свідчить поява надструктурного рефлексу (001)FePt та розщеплення базового рефлексу (200)FePt на (200)FePt та (002)FePt. При цьому положення рефлексу (111) зміщується у бік більших кутів.

При підвищенні температури відпалу до 600°C з'являються додаткові рефлекси на кутах $2\theta = 32^\circ$ та $2\theta = 34,5^\circ$, які можуть належати гідриду золота $AuH_{0,35}$ [15], що пов'язане з проникненням атомів

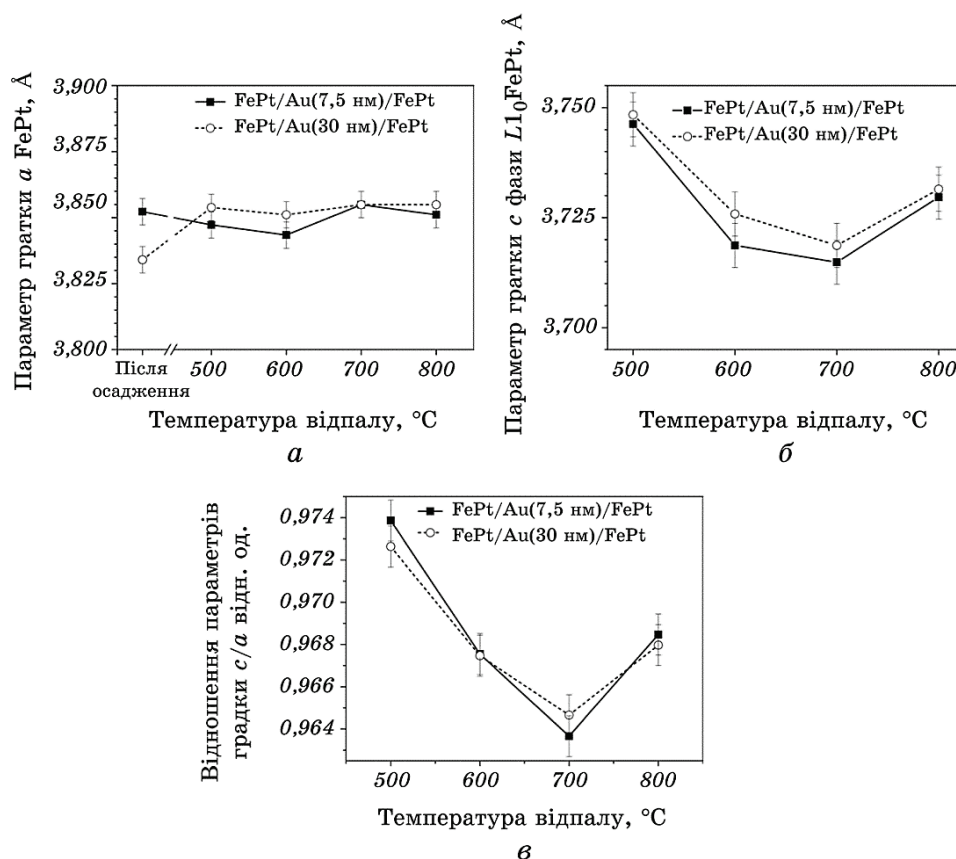


Рис. 2. Залежність параметрів ґратниці a (а) та c (б) FePt та їх відношення c/a (в) від температури відпалу у плівкових композиціях $Fe_{50}Pt_{50}/Au(7,5$ нм; 30 нм)/ $Fe_{50}Pt_{50}$.

Fig. 2. Dependence of FePt lattice parameters a (a) and c (б) and their ratio c/a (в) on the annealing temperature for the film $Fe_{50}Pt_{50}/Au(7.5$ nm)/ $Fe_{50}Pt_{50}$ compositions.

водню у плівку. Інтенсивність цих рефлексів зростає з температурою відпалу як наслідок утворення у плівці додаткової кількості гідриду. За температури у 700°C зростання інтенсивності надструктурного рефлексу $(001)FePt$ та структурного рефлексу $(002)FePt$ вказує на збільшення кількості впорядкованої фази $L1_0$ -FePt. Зростання інтенсивності рефлексу $(111)Au$ при відпалі за температур у 700°C і вище спричинене ростом аксіальної текстури золота і, можливо, частковим виходом його на поверхню плівки за рахунок зерномежової дифузії.

Про процес упорядкування в плівкових композиціях при відпалах в інтервалі температур 500 – 700°C може свідчити зміна параметрів ґратниці фази $L1_0$ FePt — незначна зміна параметру a , зменшення параметру c і відношення c/a , в результаті чого збільшується ступінь тетрагональності (рис. 2). Після відпалу за температури у 800°C параметер c зростає, а ступінь тетрагональності зменшується, що може бути результатом проникненням атомів Гідрогену в октаедричні та тетраедричні пори ґратниці, що приводить до збільшення об'єму елементарної комірки.

На рисунку 3 представлено залежності відношень інтенсивностей $I(001)/I(002)$ та $I(001)/I(111)$ FePt від температури відпалу. В плівковій композиції з проміжним шаром золота у $7,5$ нм ступінь упорядкування вища, ніж у плівці з 30 нм Au (рис. 3, а). Ступінь упорядкування в композиціях зростає зі збільшенням температури відпалу. Відношення інтенсивностей $I(001)/I(111)$ FePt змінюється незначно з температурою відпалу (рис. 3, б). В обох плівкових ком-

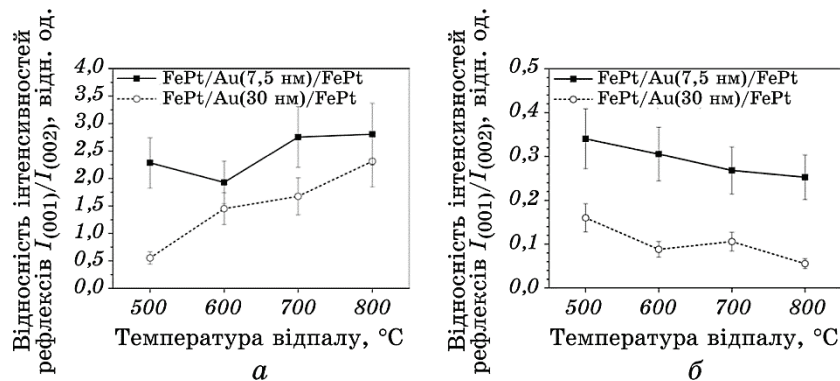


Рис. 3. Залежність відношення інтенсивностей рефлексів $I(001)/I(002)$ (а) та $I(001)/I(111)$ (б) FePt від температури відпалу в плівкових композиціях $Fe_{50}Pt_{50}/Au(7,5$ нм; 30 нм)/ $Fe_{50}Pt_{50}$.

Fig. 3. Intensity ratios $I(001)/I(002)$ (a) and $I(001)/I(111)$ (б) for the FePt reflexes depending on annealing temperature for the $Fe_{50}Pt_{50}/Au(7,5$ nm; 30 nm)/ $Fe_{50}Pt_{50}$ film compositions.

позиціях формується переважна орієнтація зерен фази $L1_0$ -FePt в напрямку [111]. Це може бути спричинено проникненням атомів Гідрогену в октаедричні та тетраедричні пори ґратниці, збільшенням об'єму і створенням напруженого стану.

Раніше в роботі [16] було з'ясовано, що вміст Оксигену/Гідрогену має великий вплив у контролі кристалографічної орієнтації зерен FePt під час відпалу. Проникнення атомів Гідрогену під час відпалу у середовищі формувального газу (Ar + 3% об. H_2) пригнічує ріст зерен з орієнтацією вісі легкого магнетування c перпендикулярно до підкладки.

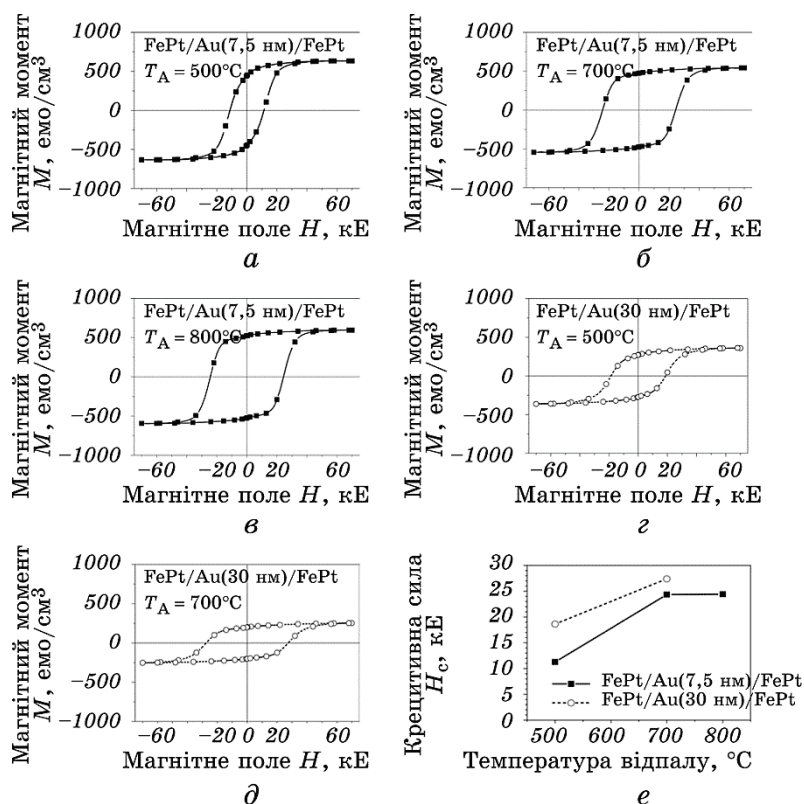


Рис. 4. Криві магнетування $M(H)$ (а–д) та залежність коерцитивної сили від температури відпалу (е) пліткових композицій $Fe_{50}Pt_{50}(15\text{ нм})/Au(7,5\text{ нм}; 30\text{ нм})/Fe_{50}Pt_{50}(15\text{ нм})$ в перпендикулярно прикладеному до підкладки магнетному полі після відпалу у водні.

Fig. 4. Magnetization curves $M(H)$ (a–d) and dependence of coercivity on annealing temperature (e) of the $Fe_{50}Pt_{50}(15\text{ nm})/Au(7.5\text{ nm}, 30\text{ nm})/Fe_{50}Pt_{50}(15\text{ nm})$ film compositions in a magnetic field applied perpendicular to the substrate after annealing in hydrogen.

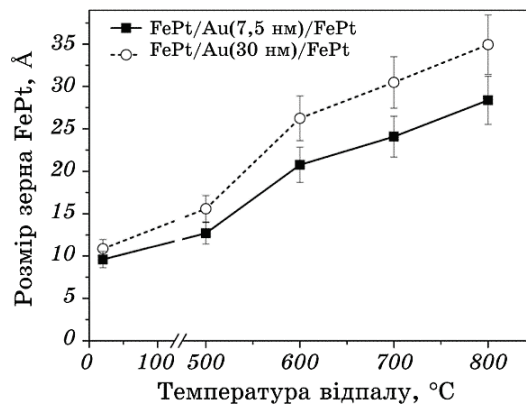


Рис. 5. Залежність розміру зерен FePt від температури відпалу в плівкових композиціях $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}(7,5; 30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$.

Fig. 5. Dependence of size of FePt grains on annealing temperature in $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}(7.5 \text{ nm}; 30 \text{ nm})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ film compositions.

Зміна структурно-фазового складу в плівкових композиціях FePt/Au(7,5 нм; 30 нм)/FePt істотно впливає на його магнетні властивості (рис. 4). Вже після відпалу за температури у 500°C формується магнетотверда фаза L_{1_0} -FePt з коерцитивною силою у 10,3 кЕ і 18,6 кЕ для композицій з товщиною проміжного шару золота у 7,5 нм та 30 нм відповідно. Втілення атомів Гідрогену у порожнечі кристалічної ґратниці L_{1_0} -FePt і додаткові її спотворення, що виникають, сприяють збільшенню коерцитивної сили плівок. Після відпалу у вакуумі за температури у 600°C плівка з проміжним шаром Au (30 нм) мала менше значення коерцитивної сили (9,43 кЕ) [8].

Підвищення температури відпалу в H_2 до 700°C приводить до подальшого збільшення коерцитивної сили до 24,3 кЕ у плівці FePt/Au(7,5 нм)/FePt, а в FePt/Au(30 нм)/FePt — до 27,4 кЕ.

В процесі утворення впорядкованої фази L_{1_0} та при збільшенні її кількості зерна FePt зростають в обох композиціях (рис. 5).

4. ВИСНОВКИ

Встановлено, що збільшення товщини проміжного шару Au в плівкових композиціях FePt/Au(7,5; 30 нм)/FePt при відпалах у водні не впливає на температуру початку формування фази L_{1_0} -FePt, яка становить 500°C. З підвищенням температури відпалу в інтервалі 500–700°C збільшується ступінь впорядкування; при цьому зростає коерцитивна сила H_c та розмір зерен. При взаємній дифузії шарів Au та FePt золото розташовується по межах зерен фази L_{1_0} -FePt, що зменшує обмінну взаємодію між зернами, і додатково підвищує

коерцитивну силу при збільшенні товщини шару Au. Більш інтенсивне проникнення атомів Гідрогену в плівкові композиції спостерігається при відпалах за температур вище 600°C. При цьому відпал за температури у 800°C супроводжується зменшенням тетрагональності FePt за рахунок розташування атомів Гідрогену у октаедричних пустотах кристалічної ґратниці фази $L1_0$ -FePt. Крім того, при відпалах спостерігається утворення гідриду золота. В плівках формується аксіяльна текстура (111)Au і (111)FePt, більш виражена в композиції з прошарком золота у 30 нм.

ПОДЯКИ

Роботу виконано за фінансової підтримки німецької служби академічних обмінів (DAAD) (гранти № 57198300 (2015/2016) та № 57291435 (2016/2017)) у рамках стипендіальної програми Леонарда Ойлера. Автори висловлюють подяку співробітникам кафедри експериментальної фізики-4 Університету м. Авґсбург (Німеччина), завідувачу кафедри професору М. Альбрехту і доктору Г. Беддісу за виготовлення зразків, допомогу у проведенні досліджень і обробці результатів.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. M. H. Kryder, E. C. Gage, T. W. McDaniel, W. A. Challener, R. E. Rottmayer, G. Ju, Y.-T. Hsia, and M. F. Erden, *Proc. IEEE*, **96**, Iss. 11: 1810 (2008).
2. D. Weller, G. Parker, O. Mosendz, A. Lyberatos, D. Mitin, N. Y. Safonova, and M. Albrecht, *J. Vac. Sci. Technol. B*, **34**: 060801 (2016).
3. D. Weller, A. Moser, L. Folks, M. E. Best, Wen Lee, M. F. Toney, M. Schwickert, J.-U. Thiele, and M. F. Doerner, *IEEE Trans. Magn.*, **36**, Iss. 1: 10 (2000).
4. C. L. Platt, K. W. Wierman, E. B. Svedberg, R. van de Veerdonk, J. K. Howard, A. G. Roy, and D. E. Laughlin, *J. Appl. Phys.*, **92**, Iss. 10: 6104 (2002).
5. C. Y. You, Y. K. Takahashi, and K. Hono, *J. Appl. Phys.*, **100**, Iss. 5: 056105 (2006).
6. Yu. M. Makogon, O. P. Pavlova, S. I. Sidorenko, T. I. Verbytska, M. Yu. Verbytska, and O. V. Fihurna, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 4: 487 (2015).
7. Yu. M. Makogon, O. P. Pavlova, S. I. Sidorenko, T. I. Verbyts'ka, M. Yu. Verbyts'ka, and O. V. Figurna, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **36**, No. 11: 1513 (2014) (in Ukrainian).
8. Iu. M. Makogon, E. P. Pavlova, S. I. Sidorenko, T. I. Verbytska, I. A. Vladymyrskiy, and R. A. Shkarban, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **35**, No. 4: 553 (2013) (in Russian).
9. T. Kamiki and S. Nagawa, *J. Magn. Soc. Jpn.*, **28**, Iss. 3: 330 (2004).
10. S. Nakagawa and T. Kamiki, *J. Magn. Magn. Mat.*, **287**: 204 (2005).
11. M. Yamauchi, K. Okubo, T. Tsukuda, K. Kato, M. Takatae, and S. Takedaf, *Nanoscale*, **6**, Iss. 8: 4067 (2014).

12. K. Barmak, J. Kim, L. H. Lewis, K. R. Coffey, M. F. Toney, A. J. Kellock, and J.-U. Thiele, *J. Appl. Phys.*, **98**: 033904 (2005).
13. L. Liu, H. Lv, W. Sheng, Yu. Lou, J. Bai, J. Cao, B. Ma, and F. Wei, *Appl. Surf. Sci.*, **258**, Iss. 15: 5770 (2012).
14. V. E. Antonov, T. E. Antonova, I. T. Belash, A. E. Gorodetskii, and E. G. Ponyatovskii, *Dokl. Phys. Chem.*, **266**, No. 2: 722 (1982).
15. 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).