

METALLIC SURFACES AND FILMS

PACS numbers: 64.60.Cn, 68.55.-a, 75.50.Ss, 75.50.Vv, 75.70.Ak, 81.30.Hd

Формування фазового складу і магнетні властивості у надтонких плівках FePd–Au під час відпалів у вакуумі та водні

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

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

У роботі досліджено вплив середовища термічної обробки на перебіг процесів фазоутворення у нанорозмірних плівках FePd з додатковим шаром Au. Плівки FePd/Au одержано методом магнетронного осадження на підкладку SiO₂/Si(001) за кімнатної температури. Загальна товщина плівок складала 5 нм, а товщина шару Au була 0,3, 0,6 та 0,9 нм. Після осадження плівки піддано подальшій термічній обробці у вакуумі або середовищі водню у температурному інтервалі 600–700°C з ізотермічною витримкою 0,5–20 годин. Встановлено, що термічна обробка у водні пришвидшує перебіг процесів фазоутворення у плівках FePd (4,7 нм)/Au (0,3 нм) порівняно з відпалом у вакуумі. Збільшення товщини додаткового шару Au не сприяє формуванню магнетотвердої фази L1₀ FePd.

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

Citation: M. N. Shamis, P. V. Makushko, I. D. Biesiedin, Ya. O. Berezniak, K. O. Graivoronska, T. I. Verbytska, and Yu. M. Makogon, Phase Composition Formation and Magnetic Properties in FePd–Au Ultrathin Films at Annealing in Vacuum and Hydrogen, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 4: 505–517 (2021) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.43.04.0505](https://doi.org/10.15407/mfint.43.04.0505).

Ключові слова: тонкі плівки FePd, відпал у вакуумі та водні, коерцитивна сила, упорядкована фаза, структура $L1_0$.

In this work, the influence of the heat treatment ambient on the course of phase formation processes in nanosized FePd films with an additional Au layer is investigated. The FePd/Au films are obtained by magnetron deposition on a $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$ substrate at room temperature. The total thickness of the films is 5 nm with Au sublayer thicknesses of 0.3, 0.6, and 0.9 nm. After deposition, the films are annealed in vacuum or hydrogen in the temperature range of 600–700°C with isothermal holding for 0.5–20 hours. As found, the thermal treatment in hydrogen accelerates the processes of phase formation in FePd (4.7 nm)/Au (0.3 nm) films compared to annealing in vacuum. An increase in the thickness of the additional Au layer does not contribute to the formation of the hard magnetic $L1_0$ FePd phase.

Key words: FePd thin films, annealing in vacuum and hydrogen, coercivity, ordered phase, $L1_0$ structure.

(Отримано 26 листопада 2020 р.)

1. ВСТУП

Нині велику увагу приділяють дослідженню нанорозмірних плівок на основі стопів FePt та FePd з упорядкованою структурою $L1_0$, що характеризуються високими значеннями магнетокристалічної анізотропії (K_u) та коерцитивної сили (H_C) [1–4]. Однак, під час одержання плівок методом магнетронного осадження за кімнатної температури формується неупорядкована магнетом'яка фаза A1, що не володіє бажаними магнетними властивостями [5]. Для формування упорядкованої фази $L1_0$ необхідно одержувати плівки FePd за спеціальних умов [6], або проводити їх додаткову обробку — наприклад, відпал [5, 7, 8].

Більшість досліджень присвячено вивченню впливу хемічного складу плівок та умов термічної обробки на перебіг процесів фазоутворення, зокрема зниженню температури фазового перетворення $A1 \rightarrow L1_0$. Наприклад, Іссро та ін. [5] досліджували процес упорядкування як у полікристалічних фольгах, так і в тонких плівках FePd. Вони показали, що плівки осаджені за кімнатної температури повністю неупорядковані, а упорядкування відбувається під час відпалу за температури, яка нижча характерної температури упорядкування за діаграмою стану системи Fe–Pd. Також плівки з високим ступенем упорядкування вдалося одержати методом молекулярно-променевої епітаксії. У роботах [6, 7, 9] показано вплив товщини плівок на процеси формування фази $L1_0$ FePd та її магнетні властивості. У результаті досліджень епітаксійних плівок FePd встановлено, що оптимальна температура підкладки MgO для формування упорядкованої фази $L1_0$ FePd під час осадження складає

450°C [6]. Показано, що зі збільшенням товщини плівки FePd збільшується ступінь упорядковування, однак значення енергії магнетнокристалічної анізотропії зменшується. Проте Ко та ін. [7] стверджують, що для магнетного запису інформації найкраще використовувати плівки FePd з мінімальною товщиною (3–5 нм). Вплив товщини плівок FePd на структуру магнетних доменів досліджено у роботі [9]. Авторами роботи [8] вивчено вплив хемічного складу на фазоутворення, структуру і магнетні властивості плівок FePd. Встановлено, що якщо склад плівок FePd близький до еквіатомного, то досягаються найкращі магнетні властивості — максимальне значення коерцитивної сили (H_C) і магнетної енергії $((HB)_{\max})$.

Також для одержання магнетотвердих плівок на основі $L1_0$ FePd з бажаними властивостями використовують додавання до складу плівок легуючих елементів: додаткових шарів тяжкотопких металів [10] та срібла [11]. В обох випадках вдалося покращити магнетні властивості — збільшити H_C і $(HB)_{\max}$.

Існує ціла низка наукових праць, які розглядають вплив Au на перебіг фазового перетворення $A1 \rightarrow L1_0$ у тонких плівках FePt [12–14]. Так, у роботі [12] Платт та ін. вивчали вплив додавання легуючих елементів з низькою поверхневою енергією до складу плівок FePt. А у роботах [13, 14] проведено дослідження впливу проміжного шару Au на властивості і формування упорядкованої фази $L1_0$ FePt під час відпалу у вакуумі та в середовищі водню. Показано, що Au не розчиняється в FePt, а розміщується по границях зерен, що сприяє покращенню магнетних властивостей.

Окрему увагу приділяють вивченню впливу середовища термічної обробки на перебіг процесів фазоутворення і упорядкування. Наприклад, у роботах [15, 16] показано, що відпал у середовищі водню сприяє зниженню температури упорядкування у тонких плівках FePt. А Ямаучі та ін. [17] на прикладі нанорозмірної плівки стопу AuCu показали, що під час відпалу у середовищі водню процес фазового перетворення $A1 \rightarrow L1_0$ відбувається у 100 разів швидше порівняно з відпалом у вакуумі.

Наразі роботи із дослідження впливу Au на процеси упорядкування у нанорозмірних плівках FePd, що відпалені у водні, практично відсутні і у науковій літературі. Метою роботи було дослідження формування фазового складу, структури і властивостей у плівкових композиціях FePd (5 – x нм)/Au(x нм)/SiO₂(100 нм)/Si(001), де $x = 0,3, 0,6$ та $0,9$ нм за водневої обробки.

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА МЕТОДИКА

Тонкі плівки одержано методом магнетронного розпорошення мішених Fe, Pd і Au на підкладку монокристалічного кремнію Si(001)

з шаром оксиду SiO_2 товщиною 100 нм на поверхні. Осадження відбувалося у атмосфері Ar за тиску $3,5 \cdot 10^{-1}$ Па, попередній базовий вакуум перед напуском Ar складав $3 \cdot 10^{-5}$ Па.

Швидкість осадження та товщина осаджених шарів контролювали за допомогою кварцового резонатора. Додатково хемічний склад осаджених плівок оцінено методом резерфордівського зворотного розсіяння. Швидкості розпорошення мішеней Fe і Pd підібрано таким чином, щоб одержати в осадженій плівці стоп $\text{Fe}_{50}\text{Pd}_{50}$ еквіатомного складу. Загальна товщина плівок була 5 нм. Товщина x шару Au у плівках $\text{FePd}(5-x \text{ нм})/\text{Au}(x \text{ нм})$ / підкладка складала 0,3, 0,6 та 0,9 нм.

Після осадження плівки було відпалено у вакуумі та в середовищі чистого водню (99,99%). Відпал у вакуумі (10^{-3} Па) проводили за температур 600 та 650°C. Тривалість накопичувального відпалу складала від 0,5 до 20 годин. Відпал у водні проводили у температурному інтервалі 600–700°C впродовж 0,5, 1 і 2 годин.

Структурно-фазовий склад плівок у вихідному стані та після термічної обробки досліджували методом рентгеноструктурного фазового аналізу з використанням CuK_α випромінювання. Дослідження магнетних властивостей проведено методом SQUID-магнетометрії на вібраційному магнетометрі SQUID-VSM за кімнатної температури. Морфологію поверхні плівок досліджували методом атомно-силової мікроскопії (АСМ).

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Дифрактограми від нанорозмірних плівок FePd (4,7 нм)/Au (0,3 нм) після осадження та відпалів у вакуумі представлені на рис. 1. Після осадження спостерігається тільки дифракційний максимум від кремнієвої підкладки $\text{Si}(001)$. Відсутність рефлексів від плівки на дифрактограмі у вихідному стані, ймовірно, зумовлена малою товщиною плівки, яка знаходиться у рентгено-аморфному стані (рис. 1, *a*). За результатами магнетних вимірів у плівці FePd (4,7 нм)/Au (0,3 нм) формується магнетом'яка фаза $A1 \text{ FePd}$ (рис. 2, *a*).

Після відпалу впродовж 8 годин за температури 600°C на дифрактограмі з'являється рефлекс (111) FePd з кутовим положенням $2\theta = 40,96^\circ$, який є базовим як для магнетом'якої $A1 \text{ FePd}$, так і для магнетотвердої $L1_0 \text{ FePd}$ фаз. (рис. 1, *a*). Відсутність інших рефлексів пояснюється текстурою (111), що характерно для плівок з кубічною симетрією. Подальше збільшення часу відпалу до 20 годин призводить до уширення рефлексу (111), що свідчить про збільшення дисперсності кристалічної структури плівки FePd (4,7 нм)/Au (0,3 нм) (рис. 1, *a*). Зміна магнетних властивостей свідчить, що у плівці формується фаза $L1_0 \text{ FePd}$ з магнетнокристалічною анізотропією — коерцитивною силою $H_c = 0,67 \text{ кЕ}$ у перпенди-

кулярно прикладеному та $H_c = 1,24$ кЕ у паралельно прикладеному магнетному полі (рис. 2, а).

Після відпалу за більш високої температури 650°C впродовж 4 годин на дифрактограмі крім рефлексу (111) з'явився рефлекс (200) FePd низької інтенсивності, який може належати як фазі A1, так і

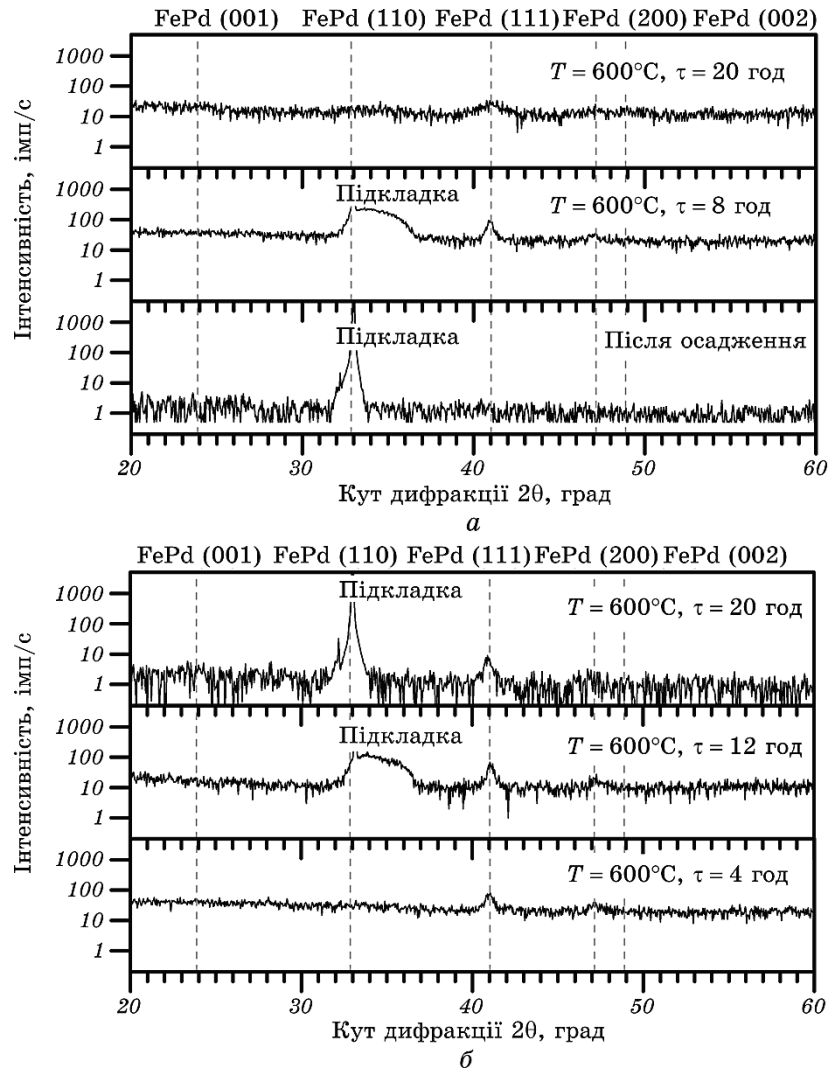


Рис. 1. Дифрактограми від плівок FePd (4,7 нм)/Au (0,3 нм) після осадження та відпалу у вакуумі за температур 600°C (а) та 650°C (б) з різною тривалістю ізотермічної витримки.

Fig. 1. XRD patterns of FePd (4.7 nm)/Au (0.3 nm) after deposition and annealing in vacuum at 600°C (a) and 650°C (b) with different duration of annealing.

фазі $L1_0$ (рис. 1, б). У разі збільшення часу відпалу до 12 годин інтенсивність рефлексу (111) зростає, що свідчить про ріст зерен фази FePd з переважною текстурою (111). Після збільшення тривалості відпалу до 20 годин зміни дифракційної картини не відбувається (рис. 1, б). Не зважаючи на те, що за результатами рентгеноструктурних досліджень тетрагональність відсутня, (рефлекс (200) не розщеплюється на (200) і (002)), у структурі плівки формується впорядкована фаза $L1_0$ FePd, яка має магнетнокристалічну анізотропію коерцитивною силою $H_C = 0,45$ кЕ у перпендикулярно прикладеному полі та $H_C = 1,67$ кЕ у паралельно прикладеному полі (рис. 2, б). Підвищення інтенсивності рефлексу (111) FePd також може бути результатом збільшення кількості фази $L1_0$ FePd.

З наведених дифрактограм видно, що формування надструктурного рефлексу (001), наявність якого б однозначно вказувала на форму-

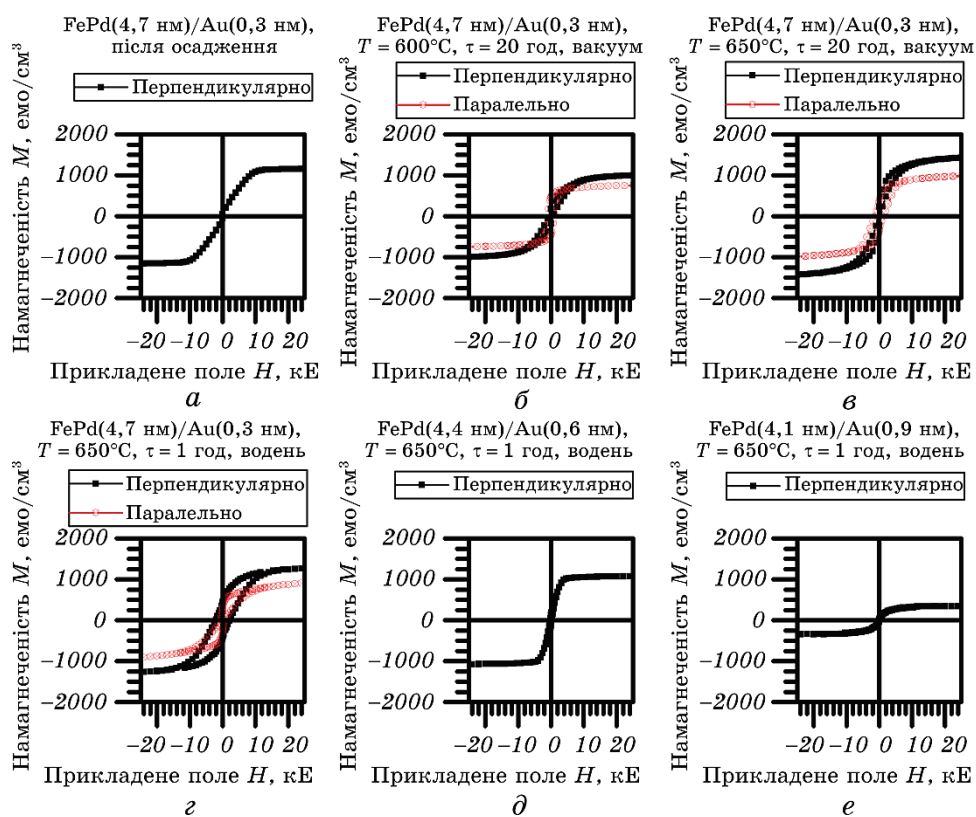


Рис. 2. Криві намагнечування $M(H)$ плівок FePd–Au після відпалу у вакуумі та водні.

Fig. 2. Magnetization $M(H)$ loops of FePd–Au films after annealing in vacuum and hydrogen.

вання упорядкованої фази $L1_0$ FePd, не відбувається. Варто зазначити, що дифракційний максимум (111) FePd може належати як упорядкованій фазі $L1_0$ FePd, так і неупорядкованій фазі A1 FePd. Однак, результати магнетометрії свідчать, що після ізотермічної витримки впродовж 20 годин як за температури 600°C , так і за 650°C формується магнетотверда фаза $L1_0$ FePd. Дифракційні рефлексії Au на дифрактограмах відсутні внаслідок його малої кількості.

На рисунку 3 представлені дифрактограми від плівок FePd/Au з

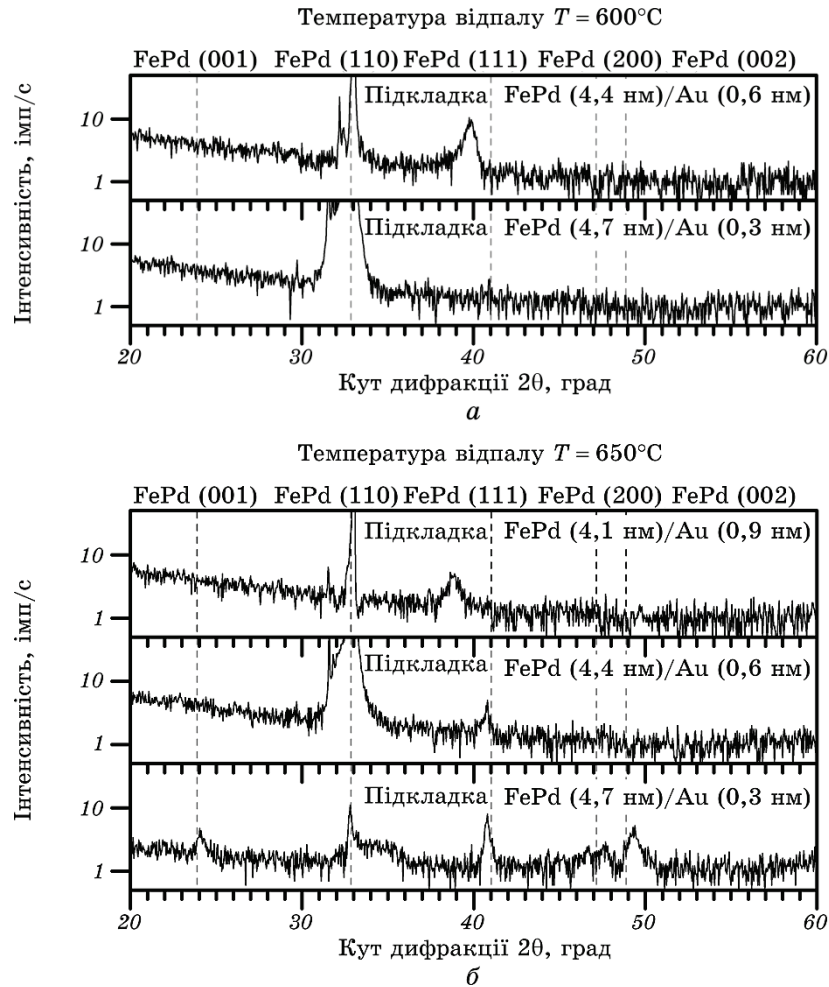
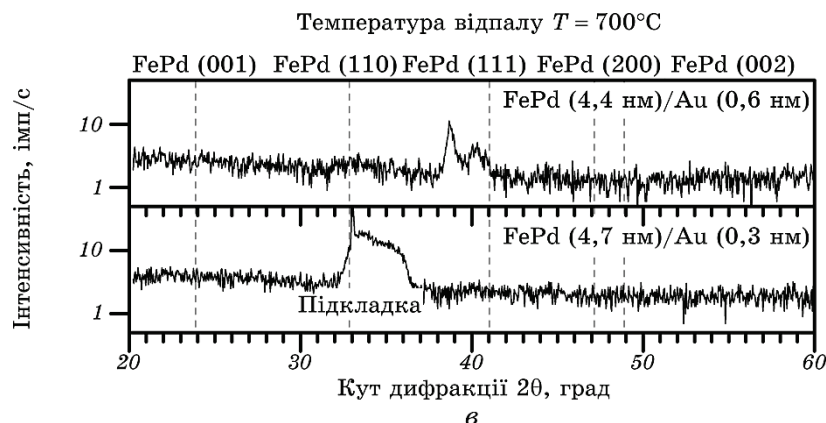


Рис. 3. Дифрактограми від плівок FePd–Au після відпалу у водні за температур 600°C (а), 650°C (б) та 700°C (в) впродовж 1 години.

Fig. 3. XRD patterns of FePd–Au films annealed in hydrogen at 600°C (а), 650°C (б) and 700°C (в) for 1 hours.



Продовження рис. 3. / Continuation of Fig. 3.

шаром Au товщиною 0,3, 0,6 та 0,9 нм після відпалу в середовищі водню впродовж 1 години у температурному інтервалі $600\text{--}700^{\circ}\text{C}$. Після термічної обробки у водні за температури 600°C на дифрактограмі плівки FePd (4,7 нм)/Au (0,3 нм) не фіксується дифракційних рефлексів (рис. 3, а). Водночас, після відпалу за аналогічних умов на дифрактограмі з Au товщиною 0,6 нм спостерігається наявність максимуму, який відповідає зміщеному у сторону менших кутів рефлексу (111) FePd (рис. 3, б).

Таке зміщення можна пояснити підвищенням концентрації Au у плівці та насиченням плівки воднем, який розміщується у порожнинах ґратниці FePd, спотворює її, збільшуючи період ґратниці.

Під час термічної обробки у водні за вищої температури 650°C у плівці FePd (4,7 нм)/Au (0,3 нм) відбувається активний перебіг процесів упорядкування, про що свідчать наявність надструктурного рефлексу (001) та дифракційних максимумів (111) та (002) від впорядкованої фази $L1_0$ FePd (рис. 3, б).

Дослідження магнетних властивостей підтверджує формування у структурі плівки магнетотвердої фази $L1_0$ FePd з магнетнокристалічною анізотропією (коерцитивною силою $H_c = 1,89$ кЕ у перпендикулярно прикладеному та $H_c = 0,91$ кЕ у паралельно прикладеному магнетному полі) (рис. 2, в).

Таким чином, при використанні водневої обробки для формування фази $L1_0$ FePd достатньо відпалу 650°C впродовж 1 години.

У плівках з більшою товщиною підшару Au (0,6 нм) після відпалу за аналогічних умов (650°C , 1 година) формування впорядкованої фази $L1_0$ FePd не відбувається. Про це свідчить відсутність на дифрактограмі надструктурного рефлексу (001), наявність лише рефлексу (111) (рис. 3, б) та магнетні властивості, що притаманні неупорядкованій магнетом'якій фазі A1 FePd (рис. 2, г). Зі збільшен-

ням товщини золота до 0,9 нм на дифрактограмі після відпалу 650°C впродовж 1 години з'являється лише рефлекс з кутовим положенням $2\theta = 38,82^\circ$, який може належати потрійній сполуці FePdAu (рис. 3, б).

За результатами досліджень плівка FePd (4,1 нм)/Au (0,9 нм) не володіє феромагнетними властивостями та намагненість насичення дуже низька (рис. 2, д, рис. 4). Це свідчить про те, що плівка знаходиться у суперпарамагнетному стані.

У разі підвищення температури відпалу до 700°C на дифрактограмі плівки FePd (4,7 нм)/Au (0,3 нм) жодних рефлексів не зафіксовано (рис. 3, в). На дифрактограмі плівки FePd (4,4 нм)/Au (0,6 нм), відпаленої за аналогічних умов, присутні рефлекси, один з

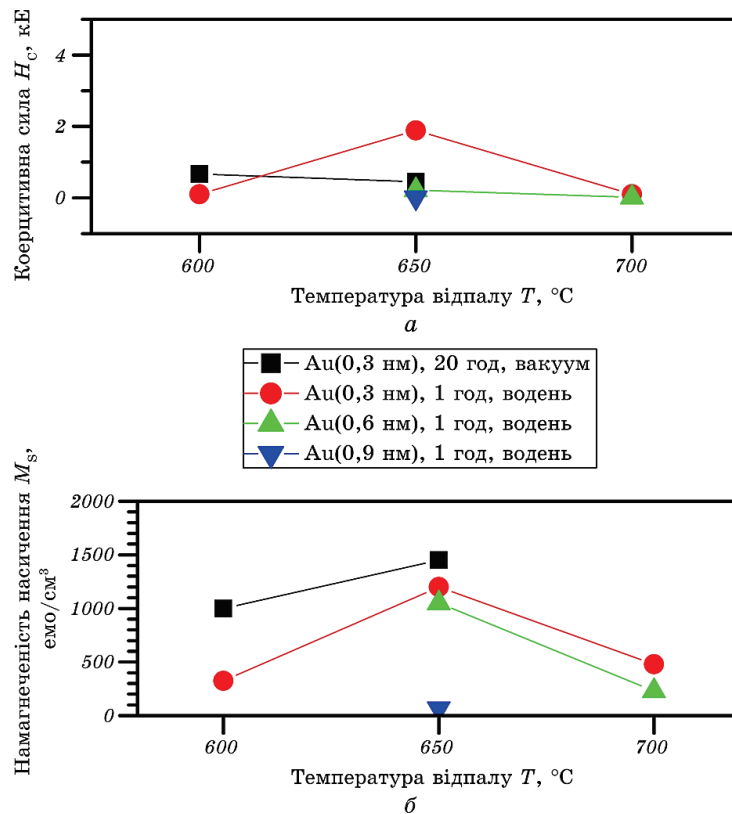


Рис. 4. Зміна коерцитивної сили та намагненості насичення у перпендикулярно прикладеному полі у плівках FePd–Au з температурою відпалу у вакуумі та у водні.

Fig. 4. Coercivity and saturation magnetization dependences in the out-of-plane applied field of FePd–Au films on annealing temperature in vacuum and hydrogen.

яких може відповідати дифракційному максимуму (111) потрібної сполуки FePdAu ($2\theta = 38,75^\circ$), а інший — рефлексу (111) FePd ($2\theta = 40,19^\circ$).

Однак, положення дифракційного максимуму (111) FePd у даному випадку відрізняється від теоретичного. Це може бути викликано присутністю втілених атомів Гідрогену у кристалічну ґратницю FePd, яке призводить до її спотворення та збільшення міжплощинної відстані, а отже зміщенню рефлексів у бік менших кутів.

Коерцитивна сила та намагненість насичення плівок з додатковим шаром Au товщинами 0,3 та 0,6 нм стрімко спадають, що може пояснюватись збільшенням концентрації золота і водню у плівці і, відповідно переходом плівки у суперпарамагнетний стан (рис. 4).

Зображення морфології та змінення шорсткості поверхні плівок FePd/Au(0,3, 0,6, 0,9 нм) після відпалу в атмосфері водню за температури 650°C тривалістю 1 годину представлено на рис. 5. Шорсткість зменшується зі збільшенням товщини підшару золота.

4. ВИСНОВКИ

Встановлено, що середовище відпалу значно впливає на процес

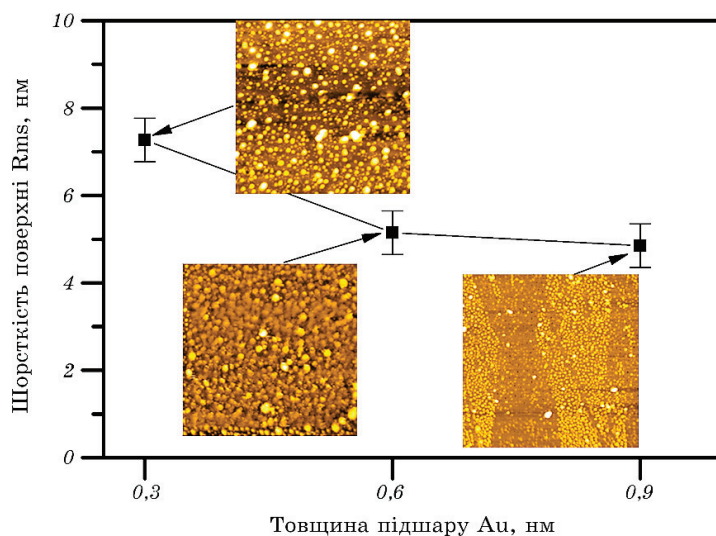


Рис. 5. Зміна морфології та шорсткості поверхні плівок FePd–Au з товщиною додаткового шару золота після відпалу у водні за температури 650°C , 1 година.

Fig. 5. Surface morphology and roughness dependences of FePd–Au films annealed in hydrogen at 650°C for 1 hour on additional gold layer thickness.

упорядкування у плівках FePd (5 нм) з додатковим шаром Au 0,3, 0,6 та 0,9 нм. Відпал плівки FePd (4,7 нм)/Au (0,3 нм) у вакуумі за температур 600 та 650°C впродовж 20 годин призводить до формування упорядкованої магнетотвердої фази $L1_0$ FePd з магнетнокристалічною анізотропією.

Відпал у водні прискорює процеси упорядкування у плівці FePd/Au (0,3 нм) порівняно з відпалом у вакуумі. Упорядкована магнетотверда фаза $L1_0$ FePd з магнетнокристалічною анізотропією формується під час відпалу за температури 650°C впродовж 1 години та має більшу магнетотвердість (коерцитивну силу $H_C = 1,89$ кЕ у перпендикулярно прикладеному магнетному полі), ніж у вакуумі ($H_C = 0,45$ кЕ).

Збільшення концентрації золота у випадку відпалу у водні плівки FePd/Au (0,6, 0,9 нм) не сприяє процесам упорядкування. До того ж у плівці FePd/Au (0,6 нм) формується магнетом'яка фаза $A1$ FePd, а плівка FePd/Au (0,9 нм) переходить до суперпарамагнетного стану.

Робота виконана за фінансової підтримки німецької служби академічних обмінів (DAAD) гранти № 57198300 (2015/2016), № 57291435 (2016/2017), № 57376579 (2017/2018) у рамках стипендіальної програми Леонарда Ейлера. Автори висловлюють подяку всім співробітникам кафедри експериментальної фізики-4 Університету м. Аугсбург (Німеччина), завідувачу кафедри професору М. Альбрехту, доктору Г. Беддісу та Н. Шмідт за виготовлення зразків, допомогу у проведенні досліджень і обробці результатів.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. M. T. Kief and R. H. Victora, *MRS Bull.*, **43**, No. 2: 87 (2018).
2. D. Weller, G. Parker, O. Mosendz, A. Lyberatos, D. Mitin, N. Y. Safonova, and M. Albrecht, *J. Vac. Sci. Technol. B, Nanotechnol. Microelectron. Mater. Process. Meas. Phenom.*, **34**, No. 6: 060801 (2016).
3. O. V. Shamis, I. A. Vladymyrskyi, Y. M. Makogon, and S. I. Sidorenko, *Progress in Physics of Metals*, **19**, No. 3: 337 (2018).
4. D. E. Laughlin, K. Srinivasan, M. Tanase, and L. Wang, *Scr. Mater.*, **53**, No. 4: 383 (2005).
5. C. Issro, M. Abes, W. Püschl, B. Sepiol, W. Pfeiler, P. F. Rogl, G. Schmerber, W. A. Soffa, R. Kozubski, and V. Pierron-Bohnes, *Metall. Mater. Trans. A*, **37**, No. 12: 3415 (2006).
6. J. R. Skuza, C. Clavero, K. Yang, B. Wincheski, and R. A. Lukaszew, *IEEE Trans. Magn.*, **46**, No. 6: 1886 (2010).
7. J. Ko, T. Bae, and J. Hong, *J. Appl. Phys.*, **112**, No. 11: 113919 (2012).
8. T. Liu, L. Ma, S. Q. Zhao, D. D. Ma, L. Li, G. Cheng, and G. H. Rao, *J. Mater. Sci. Mater. Electron.*, **28**, No. 4: 3616 (2017).
9. J. Kim, J. W. Choi, H.-J. Kim, S.-G. Cho, J. Kim, and H. S. Kim, *J. Korean Phys. Soc.*, **60**, No. 1: 10 (2012).

10. H. W. Chang, F. T. Yuan, W. C. Chen, D. H. Wei, M. C. Lin, C. C. Su, C. R. Wang, C. W. Shih, W. C. Chang, and Y. D. Yao, *IEEE Trans. Magn.*, **51**, No. 11: 1 (2015).
11. B. Li, W. Liu, X. G. Zhao, S. Ma, W. J. Gong, J. N. Feng, F. Wang, and Z. D. Zhang, *Mater. Lett.*, **100**: 58 (2013).
12. 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**, No. 10: 6104 (2002).
13. М. Ю. Вербицкая, М. Н. Шамис, К. А. Грайворонская, Т. И. Вербицкая, Ю. Н. Макогон, Ю. В. Кудрявцев, *Металлофиз. новейшие технол.*, **40**, № 3: 381 (2018).
14. М. Ю. Вербицкая, М. Н. Шамис, П. В. Макушко, Я. А. Березняк, К. О. Грайворонська, Т. І. Вербицка, Ю. М. Макогон, Ю. В. Кудрявцев, *Металлофиз. новейшие технол.*, **40**, № 8: 1069 (2018).
15. T. Kamiki and S. Nakagawa, *J. Magn. Soc. Japan*, **28**, No. 3: 330 (2004).
16. I. A. Vladymyrskyi, 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**, No. 16: 164314 (2013).
17. M. Yamauchi, K. Okubo, T. Tsukuda, K. Kato, M. Takata, and S. Takeda, *Nanoscale*, **6**, No. 8: 4067 (2014).

REFERENCES

1. M. T. Kief and R. H. Victora, *MRS Bull.*, **43**, No. 2: 87 (2018).
2. D. Weller, G. Parker, O. Mosendz, A. Lyberatos, D. Mitin, N. Y. Safonova, and M. Albrecht, *J. Vac. Sci. Technol. B, Nanotechnol. Microelectron. Mater. Process. Meas. Phenom.*, **34**, No. 6: 060801 (2016).
3. O. V. Shamis, I. A. Vladymyrskyi, Y. M. Makogon, and S. I. Sidorenko, *Progress in Physics of Metals*, **19**, No. 3: 337 (2018).
4. D. E. Laughlin, K. Srinivasan, M. Tanase, and L. Wang, *Scr. Mater.*, **53**, No. 4: 383 (2005).
5. C. Issro, M. Abes, W. Püschl, B. Sepiol, W. Pfeiler, P. F. Rogl, G. Schmerber, W. A. Soffa, R. Kozubski, and V. Pierron-Bohnes, *Metall. Mater. Trans. A*, **37**, No. 12: 3415 (2006).
6. J. R. Skuza, C. Clavero, K. Yang, B. Wincheski, and R. A. Lukaszew, *IEEE Trans. Magn.*, **46**, No. 6: 1886 (2010).
7. J. Ko, T. Bae, and J. Hong, *J. Appl. Phys.*, **112**, No. 11: 113919 (2012).
8. T. Liu, L. Ma, S. Q. Zhao, D. D. Ma, L. Li, G. Cheng, and G. H. Rao, *J. Mater. Sci. Mater. Electron.*, **28**, No. 4: 3616 (2017).
9. J. Kim, J. W. Choi, H.-J. Kim, S.-G. Cho, J. Kim, and H. S. Kim, *J. Korean Phys. Soc.*, **60**, No. 1: 10 (2012).
10. H. W. Chang, F. T. Yuan, W. C. Chen, D. H. Wei, M. C. Lin, C. C. Su, C. R. Wang, C. W. Shih, W. C. Chang, and Y. D. Yao, *IEEE Trans. Magn.*, **51**, No. 11: 1 (2015).
11. B. Li, W. Liu, X. G. Zhao, S. Ma, W. J. Gong, J. N. Feng, F. Wang, and Z. D. Zhang, *Mater. Lett.*, **100**: 58 (2013).
12. 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**, No. 10: 6104 (2002).
13. М. Ю. Вербицкая, М. Н. Шамис, К. А. Грайворонская, Т. И. Вербицкая, Ю. Н. Макогон, Ю. В. Кудрявцев, *Металлофиз. новейшие технол.*, **40**, № 3: 381 (2018).

- Iu. M. Makogon, and Yu. V. Kudryavtsev, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 3: 381 (2018) (in Russian).
14. M. Yu. Verbytska, M. N. Shamis, P. V. Makushko, Ya. A. Bereznyak, K. O. Hrayvorons'ka, T. I. Verbytska, Iu. M. Makohon, and Yu. V. Kudryavtsev, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 8: 1069 (2018) (in Ukrainian).
 15. T. Kamiki and S. Nakagawa, *J. Magn. Soc. Japan*, **28**, No. 3: 330 (2004).
 16. I. A. Vladymyrskyi, 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**, No. 16: 164314 (2013).
 17. M. Yamauchi, K. Okubo, T. Tsukuda, K. Kato, M. Takata, and S. Takeda, *Nanoscale*, **6**, No. 8: 4067 (2014).