

PACS numbers: 64.60.Cn, 68.35.Ct, 68.37.Ps, 68.55.J-, 75.50.Vv, 75.70.Ak, 81.30.Hd

Фазове перетворення $A1$ в $L1_0$ у нанорозмірних плівках FePd/Ag під час відпалу у вакуумі та H_2

Л. С. Левчук¹, Р. А. Шкарбань¹, Д. С. Леонов², Т. І. Вербицька¹,
М. Ю. Барабаш^{1,2}, Ю. М. Макогон¹

¹Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»,
просп. Берестейський, 37,
03056 Київ, Україна

²Технічний центр НАН України
вул. Покровська, 13,
04070 Київ, Україна

У роботі досліджено вплив середовища термічного оброблення (вакуум, водень) на процеси упорядкування у нанорозмірних плівках FePd з додатковим шаром Ag. Плівки FePd/Ag одержано методом послідовного магнетронного осадження шарів стопу FePd еквіатомового складу й Ag на підкладку $SiO_2/Si(001)$ за кімнатної температури. Загальна товщина плівок складала 5 нм, а товщина шару Ag змінювалася від 0,3 до 0,9 нм. Після осадження плівки було відпалено у вакуумі або у водневій атмосфері за температур у 600–700°C. Тривалість відпалу у вакуумі складала 0,5–20 годин, а у водні — 0,5–1 годину. Встановлено, що термічне оброблення у водні, порівняно з відпалом у вакуумі, пришвидшує процес упорядкування та формування фази $L1_0$, що змінює магнетні стани в плівках FePd(4,7 нм)/Ag(0,3 нм) і сприяє формуванню плівок з анізотропними магнетними властивостями та гладкою поверхнею. Збільшення товщини додаткового шару Ag супроводжується зменшенням коерцитивної сили у плівках.

In this work, the influence of the heat-treatment environment (vacuum, hydrogen) on the processes of ordering in the nanoscale FePd films with an additional layer of Ag is investigated. FePd/Ag films are obtained by combined magnetron deposition of FePd-alloy layers of equiatomic composition and Ag on the $SiO_2/Si(001)$ substrate at room temperature. The total thickness of the films is of 5 nm, and the thickness of the Ag layer varies from 0.3 nm to 0.9 nm. After deposition, the film is annealed in a vacuum or in a hydrogen atmosphere at a temperature of 600–700°C. The duration of annealing in a vacuum is of 0.5–20 hours, and in H_2 , it is of 0.5–1 hours. As established, heat treatment in a hydrogen, compared to

annealing in a vacuum, accelerates the ordering process and $L1_0$ -phase formation that changes magnetic states in the FePd(4.7 nm)/Ag(0.3 nm) films and promotes the formation of films with both anisotropic magnetic properties and a smooth surface. An increase in the thickness of the additional Ag layer in the films is accompanied by a decrease in the coercivity.

Ключові слова: тонкі плівки, FePd/Ag, водень, відпал, упорядкована фаза $L1_0$, коерцитивна сила.

Key words: thin films, FePd/Ag, hydrogen, annealing, $L1_0$ -ordered phase, coercive force.

(Отримано 21 вересня 2023 р.; після доопрацювання — 23 жовтня 2023 р.)

1. ВСТУП

Нині велику увагу приділяють дослідженню плівок на основі FePt і FePd, у яких упорядкована фаза $L1_0$ має високі значення енергії магнетокристалічної анізотропії K_u та намагнетованости насити M_s . Такі магнетні характеристики можуть бути використані для створення матеріалів для магнетного зберігання даних з підвищеною щільністю та стабільністю, елементів наноелектроніки та спінтроніки [1–5]. Збільшується кількість робіт, присвячених вивченню формування фазового складу та структури плівок на основі FePd [4–13].

У роботі [4] за дослідження еволюції кристалічної структури та магнетних властивостей було виявлено, що полікристалічні плівки Fe_xPd_{1-x} ($x = 37–64$ ат. %), відпалені за 550°C протягом 3 годин, з високим вмістом Pd (концентрація Fe менше 37 ат. %) мають невпорядковану структуру та магнетом'які властивості. У той же час, упорядковані плівки $Fe_{51}Pd_{49}$ з більш високим вмістом Fe за тих же умов відпалу мають оптимальні магнетні властивості.

Автори роботи [6] показали істотний вплив товщини плівок стопу FePd на процес упорядкування. Збільшення товщини плівки сприяє переходу з невпорядкованої фази A1 із ГЦК-структурою у впорядковану фазу $L1_0$ з ГЦТ-структурою. Спочатку, зі збільшенням товщини плівки від 22,5 до 67,5 нм коерцитивна сила збільшується, а далі її значення зменшується з подальшим збільшенням товщини плівки. Однак у роботі [7] кількість невпорядкованої фази у плівках FePd/MgO(001), відпалених за 500°C протягом 2 годин, зменшувалася зі зменшенням товщини плівки. Одержані плівки товщиною у 3 та 5 нм переважно склалися з фази $L1_0$ з вираженою текстурою (001). Плівки були суцільними, а шерсткість поверхні становила близько 0,5 нм. Плівки FePd на скляній підкладинці після наступного відпалу мали переважну орієнтацію зерен (111) [8].

Додавання Ag та Au в якості легувальних елементів зазвичай сприяє пониженню температури упорядкування фази $L1_0$ та поліпшує магнетні властивості плівок [9–13]. Наявність нижнього шару Ag в тонких плівках FePd приводить до пониження температури упорядкування на 100°C [9]. Введення додаткового нижнього шару Ag збільшує коерцитивну силу та пригнічує обмінну взаємодію між зернами FePd. Аналіза мікроструктури показала, що атоми Ag дифундують до поверхні плівки, що сприяє перегрупуванню атомів Fe і Pd та формуванню фази $L1_0$ -FePd.

Зміни періодів ґратниць і температури Кюрі з додаванням Ag значно відрізнялися у плівках FePt–Ag(5 нм) та FePd–Ag(5 нм), яких було вирощено на підкладинці MgO(001) [10]. Для плівки FePd–Ag параметри ґратниці a , c і температура Кюрі поступово змінювалися зі збільшенням вмісту Ag, тоді як для FePt–Ag вони не змінювалися. Ці результати свідчать про можливість утворення стопу FePdAg у плівці FePd–Ag, порівняно з сегрегацією Ag у плівках FePt–Ag.

В роботах [11–13] показано вплив початкового напруженого стану у плівці FePt на формування впорядкованої фази $L1_0$ під час термооброблення.

Середовище відпалу також істотно впливає на фазові перетворення в тонких плівках та їхні магнетні властивості [13–16]. Втілення атомів Гідрогену у плівку FePd змінює її кристалічну й електронну структури [14, 17–20]. У роботі [15] досліджено вплив середовища термічного оброблення на процеси фазоутворення у нанорозмірних плівках FePd загальною товщиною у 5 нм з додатковим шаром Au товщиною у 0,3, 0,6 і 0,9 нм. Встановлено, що термічне оброблення у водні пришвидшує перебіг процесів фазоутворення в плівках FePd(4,7 нм)/Au(0,3 нм) у порівнянні з відпалом у вакуумі. Збільшення товщини додаткового шару Au не сприяє формуванню магнетотвердої фази $L1_0$ -FePd.

Метою цієї роботи було дослідити вплив додаткового нижнього шару Ag(x нм), де $x = 0,3, 0,6$ та $0,9$ нм, на формування фазового складу, структури та магнетні властивості плівок FePd(($5-x$) нм)/Ag(x нм) на підкладинках SiO₂(100 нм)/Si(001).

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА МЕТОДИКА

Нанорозмірні плівки FePd(($5-x$) нм)/Ag(x нм), де $x = 0,3, 0,6$ і $0,9$ нм, одержано методом магнетронного розпорошення мішеней Fe, Pd і Ag на підкладинку монокристалічного кремнію Si(001) з шаром оксиду SiO₂(100 нм) на поверхні. Осадження відбувалося у атмосфері Ar за тиску у $3,5 \cdot 10^{-1}$ Па; попередній базовий вакуум перед напуском Ar складав $3 \cdot 10^{-5}$ Па. Стоп FePd еквіатомового складу одержано одночасним розпорошенням мішеней Fe та Pd

технічної чистоти. Швидкість осадження Pd складала $0,45 \text{ \AA}/\text{с}$, а Fe і Ag — $0,3 \text{ \AA}/\text{с}$. Контроль товщини осаджених шарів здійснювався за допомогою кварцового резонатора. Товщина та хемічний склад плівок після осадження контролювали методом Резерфордського зворотнього розсіяння. Загальна товщина плівок була у 5 нм. Товщина додаткового шару Ag складала 0,3, 0,6 та 0,9 нм.

Після осадження плівки було відпалено у вакуумі та в середовищі водню (99,99%). Відпал у вакуумі (10^{-3} Па) проводився за температур у $600\text{--}700^\circ\text{C}$. Тривалість накопичувального відпалу за температури у 650°C змінювалася від 0,5 до 20 годин. Відпал у водні (тиск $\cong 1 \text{ атм}$) проводився в температурному інтервалі $600\text{--}700^\circ\text{C}$ впродовж 0,5 і 1 годин. Швидкості нагріву у вакуумі та водні складали $5^\circ\text{C}/\text{с}$ та $1^\circ\text{C}/\text{с}$ відповідно.

Фазовий склад і структуру плівок після осадження та відпалів було досліджено методом рентгеноструктурної фазової аналізи з використанням CuK_α -випромінення. Магнетні властивості оцінено методом SQUID-магнетометрії на вібраційному магнетометрі SQUID-VSM за кімнатної температури. Морфологію поверхні плівок було досліджено методом атомно-силової мікроскопії (АСМ).

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

3.1. Фазові перетворення у плівках FePd/Ag за відпалу у вакуумі

На рисунку 1 представлено дифрактограми плівок FePd(4,7

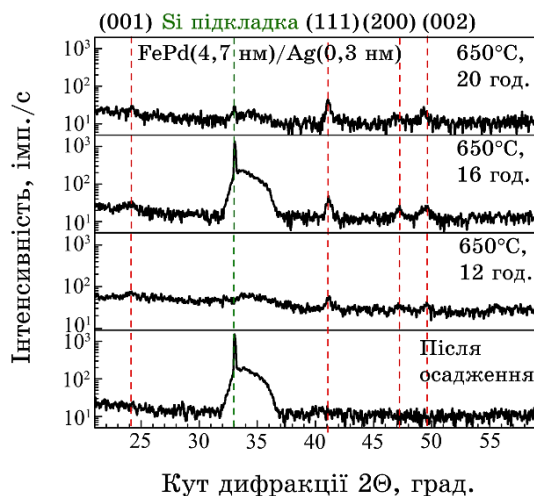


Рис. 1. Дифрактограми плівок FePd(4,7 нм)/Ag(0,3 нм) після осадження та відпалу у вакуумі за температури у 650°C протягом 12–20 год.¹

нм)/Ag(0,3 нм) після осадження та відпалів у вакуумі. Після осадження на дифрактограмі присутній рефлекс від монокристалічної підкладки, проте відсутні рефлекси як від FePd, так і від Ag, що може бути зумовлено нерівноважним станом плівки та малою товщиною її шарів (рис. 1). За результатами магнетних досліджень плівка FePd(4,7 нм)/Ag(0,3 нм) — магнетом'яка (рис. 2, а).

Після відпалу у вакуумі за температури у 600°C тривалістю у 1 годину на дифрактограмі також відсутні рефлекси від плівки (не показано). Збільшення температури відпалу до 650°C та часу відпалу до 12 годин приводить до появи на дифрактограмі надструктурного рефлексу (001) і базового (111) FePd, що свідчить про початок формування впорядкованої фази $L1_0$ -FePd (рис. 1). Всі рефлекси на дифрактограмі мають дуже малу інтенсивність. Подальше збільшення тривалості відпалу до 16 годин і 20 годин супроводжується збільшенням інтенсивності рефлексів (001), (111) і розщепленням базового рефлексу (200) на (200) і (002). Це пов'язано зі збільшенням кількості магнетотвердої впорядкованої фази $L1_0$ -FePd, що формується. Магнетні властивості після відпалу у вакуумі за 650°C протягом 20 годин підтверджують утворення магнетотвердої фази $L1_0$ -FePd з невеликою анізотропією магнетних властивостей (рис. 2, б). Коерцитивна сила плівки має значення 2,1 кЕ і 2,9 кЕ перпендикулярно та паралельно площині плівки прикладеного магнетного поля відповідно. Після відпалу за 700°C протягом 2 годин також формується магнетотверда впорядкована фаза $L1_0$ -FePd з більшою коерцитивною силою (у 3 кЕ і 3,9 кЕ відповідно), проте плівка стає магнетоізотропною (рис. 2, в).

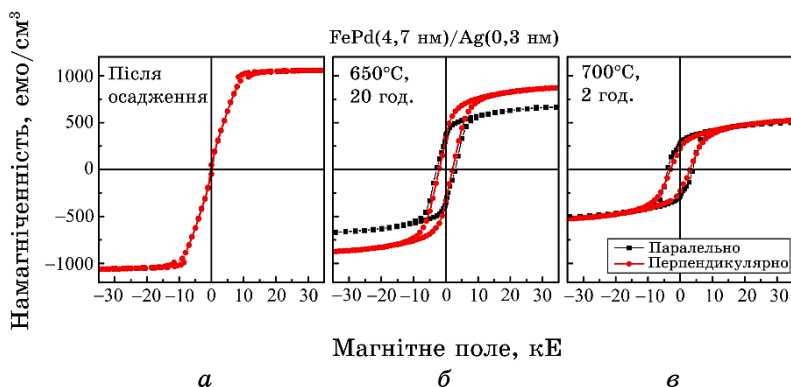


Рис. 2. Криві магнетування $M(H)$ плівок FePd(4,7 нм)/Ag(0,3 нм) після осадження та відпалу у вакуумі.²

3.2. Фазові перетворення у плівках FePd/Ag за термічного оброблення у середовищі H_2

Після термічного оброблення плівок FePd(4,7 нм)/Ag(0,3 нм) у середовищі водню за температури у 600°C упродовж 1 години рефлекси фази FePd на дифрактограмі відсутні (рис. 3). Це може бути пов'язане зі структурою плівки або нанорозмірним чинником, оскільки товщина плівки становить лише 5 нм. За цих умов термооброблення магнетотверда фаза $L1_0$ ще не почала формуватися. Воднораз намагнетованість наситу зменшується до 193

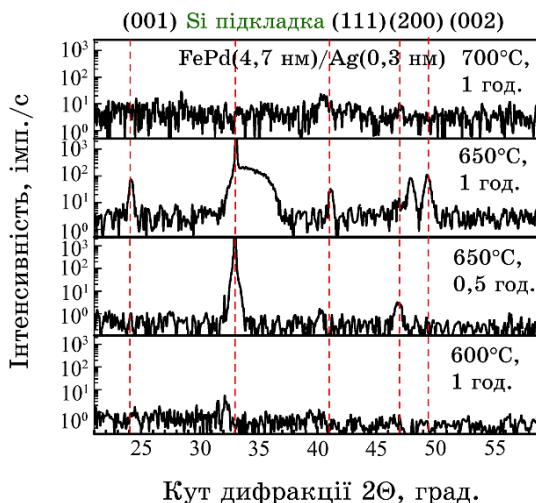


Рис. 3. Дифрактограми плівок FePd(4,7 нм)/Ag(0,3 нм) після відпалу у водні за температур у $600\text{--}700^\circ\text{C}$.³

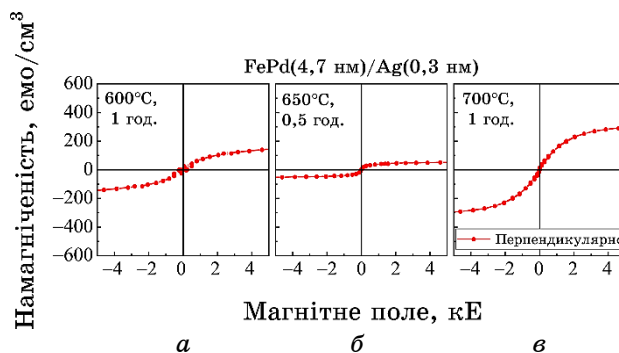


Рис. 4. Криві магнетування $M(H)$ плівок FePd(4,7 нм)/Ag(0,3 нм) після відпалу у водні за 600°C протягом 1 години (а), за 650°C протягом 0,5 години (б), за 700°C протягом 1 години (в).⁴

е.м.о./см³ порівняно зі станом плівки після осадження (рис. 2, а, рис. 4, а).

За відпалу у водні процес упорядкування значно пришвидшується. Після відпалу за температури у 650°C протягом 0,5 години на дифрактограмі з'являються рефлекси (111) і (200) від неупорядкованої фази A1. Рефлекс (111) зміщено у бік малих кутів внаслідок втілення Гідрогену у кристалічну ґратницю FePd. Плівка стає парамагнетною (рис. 4, б), про що свідчить подальше зменшення намагнетованості насити до 60 е.м.о./см³. Зміна магнетного стану, ймовірно, пов'язана з втіленням атомів Гідрогену у ґратницю неупорядкованої фази A1, що приводить до подрібнення зерен FePd.

Збільшення часу відпалу за температури у 650°C до 1 години супроводжується появою надструктурного рефлексу (001) FePd і розщепленням базового рефлексу (200) на (200) і (002), що вказує на утворення впорядкованої фази L1₀-FePd у плівці (рис. 3). Рефлекс (200) зміщується в бік великих кутів, що вказує на зменшення періоду ґратниці *a* порівняно з попереднім відпалом (рис. 3). Магнетні властивості підтверджують утворення магнетотвердої фази L1₀ (рис. 5, а). Коерцитивна сила плівки FePd(4,7 нм)/Ag(0,3 нм) після відпалу у водні за температури у 650°C протягом 1 години в перпендикулярно до площини прикладеному магнетному полі становить 2,9 кЕ (рис. 5, а). У магнетному полі, прикладеному паралельно площині плівки, коерцитивна сила плівки має менше значення (0,8 кЕ) (рис. 4, а).

Плівка FePd(4,7 нм)/Ag(0,3 нм) після відпалу за 650°C 1 годину має виражену анізотропію магнетних властивостей (рис. 5, а). За виглядом петлі гістерези можна відмітити, що після відпалу у водні за 650°C 1 годину у плівці присутня як магнетотверда впо-

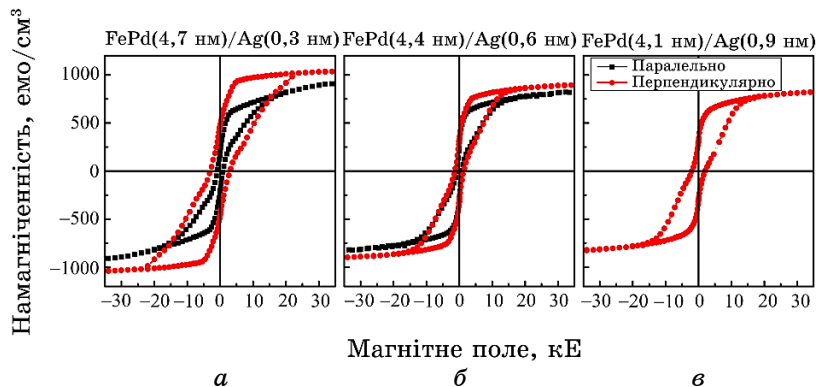


Рис. 5. Криві магнетування $M(H)$ плівок FePd/Ag після відпалу у водні за 650°C 1 годину.⁵

рядкована фаза $L1_0$ -FePd, так і залишок магнетом'якої фази A1.

З підвищенням температури відпалу 1 годину у водні до 700°C на дифрактограмі зникає надструктурний рефлекс (001) $L1_0$, а базовий (111) малої інтенсивності знову зміщується у бік малих кутів (рис. 3), що приводить до зміни магнетних властивостей плівки. Плівка стає магнетом'якою з намагнетованістю насату у 340 е.м.о./см^3 (рис. 4, в).

На рисунку 6 представлено дифрактограми плівок FePd(4,4 нм)/Ag(0,6 нм) і FePd(4,1 нм)/Ag(0,9 нм) після відпалу у водні за

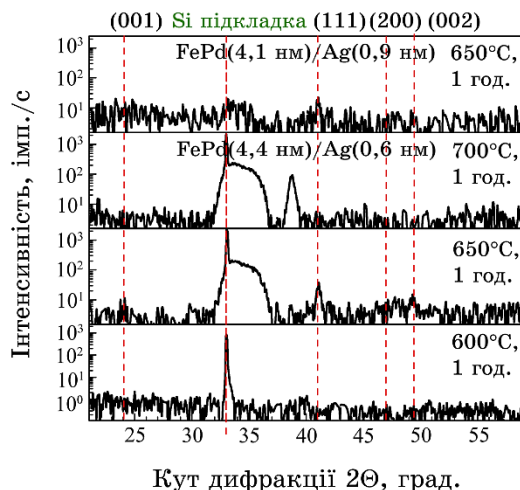


Рис. 6. Дифрактограми плівок FePd(4,4 нм)/Ag(0,6 нм) і FePd(4,1 нм)/Ag(0,9 нм) після відпалу у водні за температур у $600\text{--}700^\circ\text{C}$.⁶

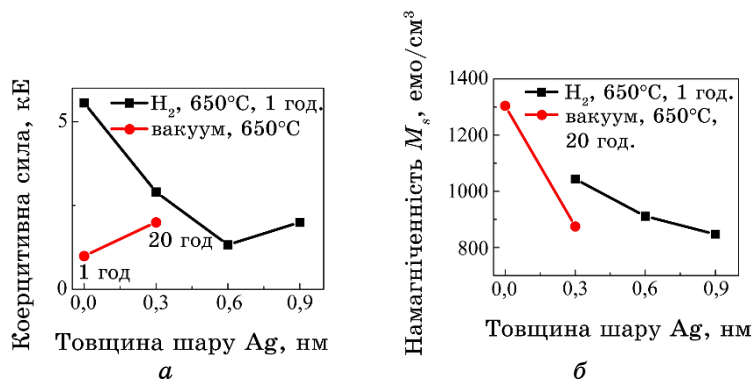


Рис. 7. Зміна керцитивної сили та намагнетованости насату M_s плівок FePd/Ag в перпендикулярно прикладеному магнетному полі з товщиною додаткового шару Ag.⁷

температур у 600–700°C. На дифрактограмі після відпалу плівки FePd(4,4 нм)/Ag(0,6 нм) за 600°C присутній рефлекс тільки від підкладки. Після відпалу за температури у 650°C 0,5 години на дифрактограмі можна виявити рефлекс (111) FePd, який може належати як неупорядкованій структурі A1, так і впорядкованій структурі L1₀. Підвищення температури відпалу до 700°C супроводжується зникненням рефлексу (111) FePd та появою рефлексу на куті $2\theta = 38,8^\circ$ більшої інтенсивності, який може належати потрібному стопу FePd(Ag) і частково Ag(111) з кубічною ґратницею, що може свідчити про дифузю Аргентуму до поверхні плівки з утворенням аксіальної текстури (рис. 6).

Зі збільшенням товщини нижнього шару Ag до 0,9 нм інтенсивність рефлексу (111) FePd після відпалу за 650°C значно зменшується (рис. 6).

Дослідження магнетних властивостей показало, що, незалежно від кількості срібла у плівках FePd/Ag, після відпалу у водні за температури у 650°C протягом 1 години утворюється впорядкована фаза L1₀-FePd (рис. 5). За формою петель гістерези можна зробити висновок, що окрім магнетотвердої фази L1₀-FePd у плівках FePd(4,4 нм)/Ag(0,6 нм) і FePd(4,1 нм)/Ag(0,9 нм) після відпалу у водні за температури у 650°C все ще є магнетом'яка неупорядкована фаза A1-FePd (рис. 5). Коерцитивна сила плівок FePd/Ag зменшується зі збільшенням товщини додаткового шару Ag (рис. 7, а). Водночас плівки стають магнетоізотропними. Із збільшенням кількості леґувального елемента Ag у плівці також зменшується намагнетованість наситу. Це пов'язане з тим, що срібло є діамагнетиком (рис. 7, б).

На рисунках 8 і 9 представлено зображення морфології поверхні плівок FePd/Ag. Після відпалу у вакуумі плівки FePd(4,7 нм)/Ag(0,3 нм) протягом 20 годин поверхня плівки є шерсткою (рис. 8, а). На зображеннях морфології поверхонь плівок FePd(4,7 нм)/Ag(0,3 нм) і FePd(4,1 нм)/Ag(0,9 нм) після відпалу в середовищі H₂ за температур у 600°C та 650°C впродовж 1 години відповідно присутні нанорозмірні тріщини, що є характерними дефектами плівок після насичення їх Гідрогеном (рис. 8, б, рис. 9, в).

Після відпалу у водні за температури у 650°C шерсткість поверхні плівок більша, ніж за 600°C та 700°C (рис. 10, а). Це може бути пов'язане з процесом упорядкування FePd. Різке співвідношення товщини шарів FePd та Ag майже не впливає на шерсткість плівки після відпалу за 650°C. Для всіх плівок FePd/Ag за цієї температури термічного оброблення у середовищі водню шерсткість поверхні становить $\cong 9$ нм (рис. 10, б). Це значно менше порівняно з відпалом у вакуумі за температури 650°C протягом 20 годин (рис. 10, в).

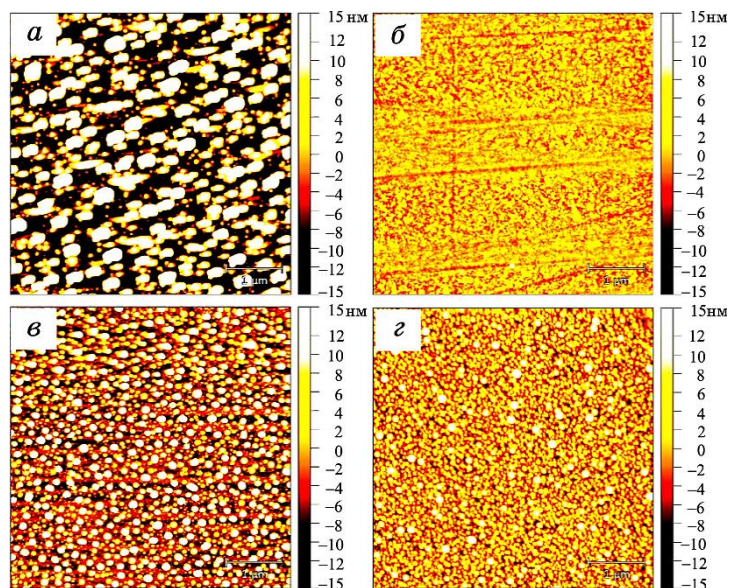


Рис. 8. Зображення морфології поверхні плівок FePd(4,7 нм)/Ag(0,3 нм): після відпалу у вакуумі за 650°C протягом 20 годин (*a*); після відпалу у водні протягом 1 години за температур у 600°C (*б*), 650°C (*в*) та 700 °C (*г*).⁸

Таким чином, плівка FePd(4,7 нм)/Ag(0,3 нм) після відпалу в середовищі водню за температури у 650°C тривалістю в 1 годину має більшу коерцитивну силу в перпендикулярно прикладеному магнетному полі, ніж після відпалу у вакуумі за аналогічної температури з тривалістю відпалу у 20 годин (рис. 7, *a*). Pd сприяє дисоціації молекули H₂ на атоми. Атоми Гідрогену проникають у ґратницю FePd та розташовуються в октаедричних і тетраедричних порожнинах. Водночас збільшується об'єм елементарної комірки FePd та послаблюються міжатомові зв'язки Fe ↔ Pd. Це сприяє процесам упорядкування та формуванню впорядкованої фази L1₀-FePd з анізотропією магнетних властивостей. Збільшення концентрації Аргентуму у плівці та формування стопу FePdAg зменшує коерцитивну силу.

4. ВИСНОВКИ

Встановлено, що для формування упорядкованої фази L1₀-FePd у плівці FePd(4,7 нм)/Ag(0,3 нм) потрібно проводити довготривалий відпал у вакуумі за температури у 650°C (до 12 годин). Відпал у водні протягом 1 години за такої температури приводить до пришвидшення процесів упорядкування у плівках FePd(4,7

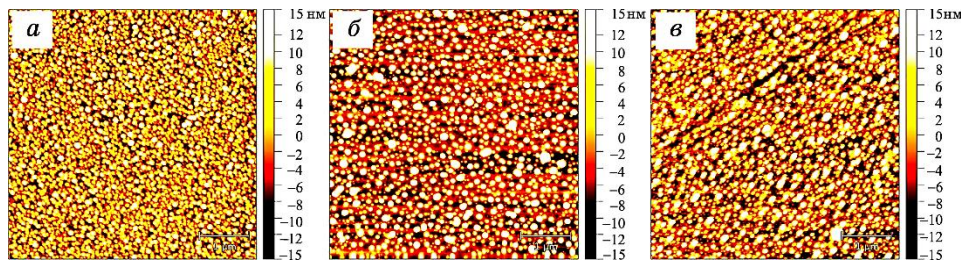


Рис. 9. Зображення морфології поверхні плівок FePd(4,4 нм)/Ag(0,6 нм) після відпалу у середовищі водню за 600°C (а), 650°C (б), а також плівок FePd(4,1 нм)/Ag(0,9 нм) за 650°C (в).⁹

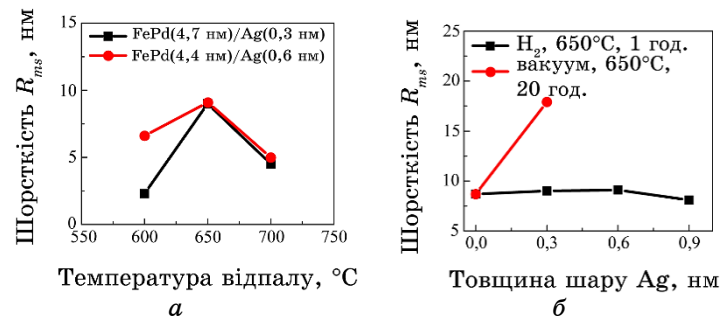


Рис. 10. Зміна шерсткості поверхні плівок FePd/Ag з температурою відпалу у водні (а) та з товщиною додаткового шару Ag (б).¹⁰

нм)/Ag(0,3 нм) та утворення впорядкованої фази $L1_0$ -FePd з більшою коерцитивною силою в перпендикулярно прикладеному магнетному полі, вираженою анізотропією магнетних властивостей та острівцевою структурою. Зміна магнетних станів пов'язана з втіленням атомів Гідрогену у кристалічні ґратниці фаз $A1$ і $L1_0$ -FePd. Зі збільшенням товщини нижнього шару Ag від 0,3 нм до 0,9 нм коерцитивна сила й анізотропія магнетних властивостей зменшуються. Важливим чинником для практичного застосування плівок на основі FePd є менша шерсткість поверхні після відпалу у водні.

ПОДЯКИ

Автори висловлюють подяку всім співробітникам кафедри експериментальної фізики-4 Університету м. Авґсбург (ФРН), завідувачу кафедри професору М. Альбрехту, доктору Г. Беддісу та Н. Шмідт за виготовлення зразків, допомогу у проведенні досліджень і обробці результатів.

Роботу виконано за фінансової підтримки німецької служби академічних обмінів (DAAD) (гранти ID No. 57198300 (2015/2016), No. 57291435 (2016/2017) і No. 57630758 (2022/2023)) у рамках стипендіальної програми Леонарда Ойлера.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. D. Weller, A. Moser, L. Folks, M. Best, M.F. Toney, M. Schwickert, J.-U. Thiele, and M. F. Doerner, *IEEE Trans. Magn.*, **36**: 10 (2000); <https://doi.org/10.1109/20.824418>
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); <https://doi.org/10.1116/1.4965980>
3. O. V. Shamis, I. A. Vladymyrskyi, Yu. M. Makogon, and S. I. Sidorenko, *Usp. Fiz. Met.*, **19**, No. 3: 337 (2018); <https://doi.org/10.15407/ufm.19.03.337>
4. T. Liu, L. Ma, S. Q. Zhao, D. D. Ma, L. Li, G. Cheng, and G. H. Rao, *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.*, **28**: 3616 (2017); <https://doi.org/10.1007/s10854-016-5963-6>
5. P.-Ch. Chang, T.-H. Chuang, D.-H. Wei, and W.-Ch. Lin, *Appl. Phys. Lett.*, **116**: 102407 (2020); <https://doi.org/10.1063/1.5142625>
6. Z. Yanli, C. Gang, X. Xiaozong, P. Kuang, L. Lin, D. Yusong, Z. Xin, M. Lei, and G. Zhengfei, *Rare Met. Mater. Eng.*, **46**: 1788 (2017); [https://doi.org/10.1016/s1875-5372\(17\)30167-4](https://doi.org/10.1016/s1875-5372(17)30167-4)
7. J. Ko, T. Bae, and J. Hong, *J. Appl. Phys.*, **112**: 113919 (2012); <https://doi.org/10.1063/1.4769737>
8. Y. J. Chiu, C. Y. Shen, H. W. Chang, and S. R. Jian, *Results Phys.*, **9**: 17 (2018); <https://doi.org/10.1016/j.rinp.2018.02.024>
9. 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); <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2013.02.102>
10. Y. Tokuoka, Y. Seto, T. Kato, and S. Iwata, *J. Appl. Phys.*, **115**: 17B716 (2014); <https://doi.org/10.1063/1.4864251>
11. P. V. Makushko, M. N. Shamis, N. Y. Schmidt, I. E. Kotenko, S. Gulyas, G. L. Katona, T. I. Verbytska, D. L. Beke, M. Albrecht, and Iu. M. Makogon, *Applied Nanoscience*, **10**, No. 12: 4809 (2020); <https://link.springer.com/article/10.1007/s13204-020-01552-2>
12. P. V. Makushko, M. Yu. Verbytska, M. N. Shamis, T. I. Verbytska, G. Beddies, N. Y. Safonova, M. Albrecht, and Iu. M. Makogon, *Applied Nanoscience*, **10**, No. 8: 2775 (2020). <https://link.springer.com/article/10.1007/s13204-019-01066-6>
13. P. V. Makushko, M. Yu. Verbytska, M. N. Shamis, A. P. Burmak, Ya. A. Berezniak, K. A. Graivoronska, T. I. Verbytska, and Yu. N. Makogon, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **58**, Iss. 3–4: 197 (2019); <https://doi.org/10.1007/s11106-019-00064-1>
14. M. N. Shamis, N. Y. Schmidt, T. I. Verbytska, P. V. Makushko, G. Beddies, M. Albrecht, and Yu. N. Makogon, *Applied Nanoscience*, **12**, No. 4: 1227 (2022); <https://doi.org/10.1007/s13204-021-01809-4>
15. M. N. Shamis, P. V. Makushko, I. D. Biesiedin, Ya. O. Berezniak,

- K. O. Hraivoronska, T. I. Verbytska, and Yu. M. Makohon, *Metalofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 4: 505 (2021); <https://mfint.imp.kiev.ua/article/v43/i04/MFiNT.43.0505.pdf>
16. 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 I. M. Makogon, *J. Appl. Phys.*, **114**, Iss. 16: 164314 (2013); <https://doi.org/10.1063/1.4827202>
 17. E. A. Gonzalez, P. V. Jasen, N. J. Castellani, and A. Juan, *J. Phys. Chem. Solids*, **65**: 1799 (2004); <https://doi.org/10.1016/j.jpcs.2004.05.008>
 18. E. A. Gonzalez, P. V. Jasen, N. J. Castellani, and A. Juan, *Solid State Commun.*, **131**: 81 (2004); <https://doi.org/10.1016/j.ssc.2004.04.046>
 19. P. V. Jasen, E. A. Gonzalez, N. J. Castellani, and A. Juan, *Phys. Rev. B: Condens. Matter Mater. Phys.*, **71**: 1 (2005); <https://doi.org/10.1103/physrevb.71.235422>
 20. P.-Ch. Chang, Y.-Ch. Chen, C.-Ch. Hsu et al., *Journal of Alloys and Compounds*, **710**: 37 (2017); <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.03.221>

¹National Technical University of Ukraine 'Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute', 37, Beresteiskiy Prosp., UA-03056 Kyiv, Ukraine

²Technical Centre, N.A.S. of Ukraine, 13, Pokrovs'ka Str., UA-04070 Kyiv, Ukraine

¹ Fig. 1. XRD patterns of FePd(4.7 nm)/Ag(0.3 nm) films after deposition and annealing in vacuum at a temperature of 650°C for 12–20 h.

² Fig. 2. $M(H)$ magnetization curves of FePd(4.7 nm)/Ag(0.3 nm) films after deposition and annealing in vacuum.

³ Fig. 3. XRD patterns of the FePd(4.7 nm)/Ag(0.3 nm) films after annealing in hydrogen at 600–700°C.

⁴ Fig. 4. $M(H)$ magnetization curves of FePd(4.7 nm)/Ag(0.3 nm) films after annealing in hydrogen at 600°C for 1 h (a), 650°C for 0.5 h (b), 700°C for 1 h (c).

⁵ Fig. 5. $M(H)$ magnetization curves of FePd/Ag films after annealing in hydrogen at 650°C for 1 h.

⁶ Fig. 6. XRD patterns of the FePd(4.4 nm)/Ag(0.6 nm) and FePd(4.1 nm)/Ag(0.9 nm) films after annealing in hydrogen at 600–700°C.

⁷ Fig. 7. Change in the coercivity and saturation magnetization M_s of FePd/Ag films in out-of-plane applied field with the additional Ag-layer thickness.

⁸ Fig. 8. Image of surface morphology of FePd(4.7 nm)/Ag(0.3 nm) films: after annealing in vacuum at 650°C for 20 h (a); after annealing in hydrogen for 1 h at temperatures of 600°C (b), 650°C (c) and 700°C (d).

⁹ Fig. 9. Image of surface morphology of FePd(4.4 nm)/Ag(0.6 nm) films after annealing in a hydrogen environment at 600°C (a), 650°C (b) and FePd(4.1 nm)/Ag(0.9 nm) films at 650°C (c).

¹⁰ Fig. 10. Change in the surface roughness of FePd/Ag films with the annealing temperature in hydrogen (a) and the thickness of the additional Ag layer (b).