

І.А. Владимирський

Національний технічний університет України “КПІ”, Київ, Україна

НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНЕ ДИФУЗІЙНЕ ФАЗОУТВОРЕННЯ В ПЛІВКОВИХ КОМПОЗИЦІЯХ Pt/Fe I Pt/Au/Fe

Background. Pt/Fe bilayers with $L1_0$ -FePt phase are prospective candidates for applications in ultra-high density magnetic storage due to their strong magneto-crystalline anisotropy. Typically, the $L1_0$ -FePt phase can be formed from the disordered $A1$ FePt phase after post-annealing or after epitaxial growth on suitable substrates at elevated temperatures. However, industrial application of these films requires low-temperature ordering as well as control of grain size and crystal orientation.

Objective. Investigation of the intermediate Au layer influence on the low-temperature diffusion phase formation processes in nanoscale film compositions Pt/Au/Fe.

Methods. The film compositions were deposited by magnetron sputtering; the structural properties of the as-deposited and annealed films were analysed by x-ray diffraction method and secondary neutral mas-spectroscopy.

Results. It was shown by SNMS depth profiles and XRD measurements that the provision of additional Au layer leads to diffusion intermixing of Pt and Fe layers acceleration and to the formation of partially ordered $L1_0$ -FePt phase.

Conclusions. The introduction of the additional intermediate Au layer leads to the enhancement of the low-temperature intermixing of nanocrystalline Fe and Pt thin films. The intermixing at relatively low temperatures is caused by the grain boundary diffusion induced reaction layer formation mechanism. At the same time the ordering is also enhanced, leading to the appearance of the chemically ordered $L1_0$ FePt phase, which results in a strongly increased coercive field. The enhanced chemical $L1_0$ ordering is interpreted by stresses developed during the formation of the disordered $A1$ FePt phase along the GBs: in some of the new grains formed, where there is compressive stress along the $\{001\}$ direction, chemical ordering can take place.

Keywords: magnetic recording; film composition; FePt; low-temperature homogenization; chemical ordering.

Вступ

Відомо, що навіть в умовах відносно низьких температур термічної обробки, за яких дифузійні процеси за об'ємом зерна практично відсутні, може відбуватись повне перемішування компонентів у тонкоплівкових гетероструктурах за рахунок індукованого зернограничною дифузією руху границь зерен [1–4]. Нещодавно було виявлено, що низькотемпературна гомогенізація в нанорозмірних плівкових композиціях Pt/Fe і Pt/Ag/Fe відбувається шляхом формування кінцевої фази через рух границь зерен у напрямку, перпендикулярному до їх вихідного положення, під дією зернограничної дифузії. При цьому позаду границі, що рухається, залишається збагачена кінцевою фазою область [2–4].

Тонкі плівки Pt/Fe з упорядкованою фазою $L1_0$ -FePt є перспективним матеріалом для застосування у сфері надщільного магнітного запису через високе значення магнітної анізотропії, характерне для цієї фази [5–7]. Крім того, ці плівкові композиції мають високі намагніченість насичення, температуру Кюрі та підвищену корозійну стійкість [7].

Зазвичай стабільна фаза $L1_0$ -FePt формується з неупорядкованої метастабільної фази $A1$ -FePt під час термічної обробки [8] або при

епітаксійному рості плівки на нагрітих монокристалічних підкладках [9–13]. Проте для промислового використання цих плівкових матеріалів необхідно досягти низькотемпературного впорядкування, а також контролювати розміри зерен та їх орієнтацію [5]. Відомо, що температура початку впорядкування має виражену залежність від кристалографічної структури підкладки. Так, наприклад, для двошарових плівкових композицій Pt/Fe, отриманих осадженням за кімнатної температури на підкладки монокристалічного $Al_2O_3(0001)$ і підданих термічній обробці в атмосфері N_2 , характерне низькотемпературне впорядкування та формування вираженої текстури $[001]$ [14]. Також ефективним методом зниження температури впорядкування є впровадження в плівкові композиції на основі FePt додаткових шарів Ag, Au або Cu [15–23]. Рушійною силою прискорення процесу впорядкування є напруження, які виникають унаслідок незбігу параметрів кристалічних ґраток матеріалів шарів. Напруження, які діють у напрямку $\{100\}$ неупорядкованої фази, приводять до її стиснення і, оскільки параметр ґратки c упорядкованої фази менший за параметри a і b , до можливого утворення фази $L1_0$ -FePt [24–27]. Також значний вплив на процеси дифузійного фазоутворення мають напруження, які виникли

під час термічної обробки внаслідок незбігу температурних коефіцієнтів лінійного розширення плівки та підкладки [8].

У дійсній роботі за допомогою пошарового хімічного аналізу методом мас-спектрометрії вторинних нейтралей і рентгеноструктурного фазового аналізу досліджено вплив проміжного шару Au на процеси низькотемпературного дифузійного фазоутворення в нанорозмірних плівкових композиціях Pt/Au/Fe.

Постановка задачі

Метою роботи є дослідження впливу проміжного шару Au на процеси низькотемпературного дифузійного фазоутворення в нанорозмірних плівкових композиціях Pt/Au/Fe.

Методика експерименту

Шаруваті нанорозмірні плівкові композиції Pt(15 нм)/Au(0;10 нм)/Fe(15 нм) отримано методом магнетронного осадження на підкладку монокристалічного $\text{Al}_2\text{O}_3(0001)$ за кімнатної температури. Номінальна товщина плівок визначалась за тривалістю розпорощення, яка розраховувалась, виходячи з каліброваної швидкості розпорощення кожної мішені. Зразки піддавались відпалу у вакуумі (10^{-4} Па) за температури 330°C з різною тривалістю (до 62 год). При цьому нагрів і охолодження предметного столика у вакуумній печі здійснювалися без зразка, що давало змогу враховувати лише витримку при заданій температурі.

Розподіл хімічних елементів за товщиною плівкових композицій після осадження і різних режимів термічної обробки визначався за допо-

могою методу мас-спектрометрії вторинних нейтралей. У цьому методі використано плазму Ar як джерело первинних іонів і як середовище для постіонізації розпорощених нейтральних частинок [28]. Концентрацію елементів визначали з отриманої в досліді інтенсивності, використовуючи лінійну залежність між концентрацією та інтенсивністю сигналу [29, 30].

Фазовий склад плівкового матеріалу досліджено методом рентгеноструктурного фазового аналізу за допомогою дифрактометра Rigaku Ultima IV у випромінюванні Cu-K α .

Експериментальні результати

На рис. 1 зображено пошарові концентраційні розподіли за товщиною дво- і тришарових плівкових композицій після осадження: спостерігаються чіткі межі розділу між їх шарами. На концентраційних профілях двошарових плівкових композицій після відпалу впродовж 2 год за температури 330°C спостерігається незначне збільшення концентрації Fe у шарі Pt (4 ат. %) (рис. 2, а), тоді як концентрація Fe в шарі Pt у тришарових композиціях після аналогічної термічної обробки вже сягає 7 ат. %. При цьому збільшення вмісту Fe у шарі Au відбувається з формуванням вираженої сегрегації Fe на межі розділу Pt/Au (рис. 2, б).

Концентраційне розділення за товщиною зразків після відпалу тривалістю 4 год показано на рис. 2, в, г. Спостерігається подальше збільшення концентрації Fe у шарі Pt у двошарових плівках і деяке проникнення Pt у шар Fe (рис. 2, в). У тришарових плівкових композиціях спостерігається подальше збільшення вмісту Fe у шарі Pt, також Pt з'являється в шарі Au, а

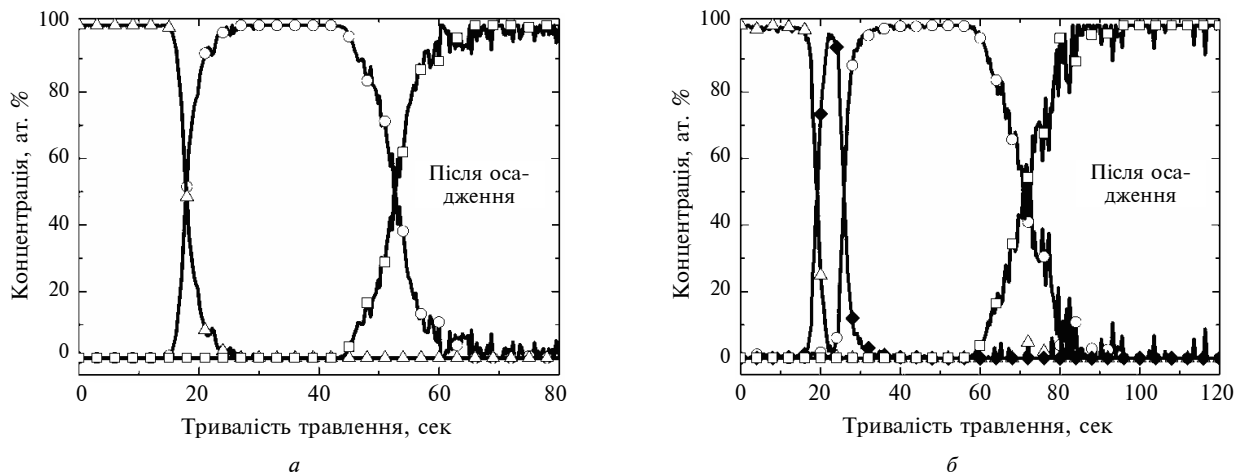


Рис. 1. Пошарові концентраційні розподіли хімічних елементів за товщиною плівкових композицій Pt/Fe (а) і Pt/Au/Fe (б) після осадження (—○— — Fe, —△— — Pt, —◆— — Au, —□— — Al)

Au своєю чергою сегрегує на межі розділу Fe/підкладка.

Результати пошарового хімічного аналізу зразків після відпалу тривалістю 8 год показано на рис. 2, *д*, *е*. У тришарових плівкових структурах спостерігається проникнення атомів Au у шар Fe (концентрація Au у шарі Fe становить близько 10 ат. %). Слід зауважити, що в двошарових

плівках вже спостерігається значне збільшення вмісту Pt у шарі Fe, однак у тришарових композиціях проникнення Pt у Fe майже відсутнє. Середня концентрація Fe в шарі Pt після відпалу тривалістю 8 год у двошарових композиціях становить 9 ат. %, у тришарових – 15 ат. %.

Для обох типів досліджуваних зразків після відпалу тривалістю 24 год спостерігається

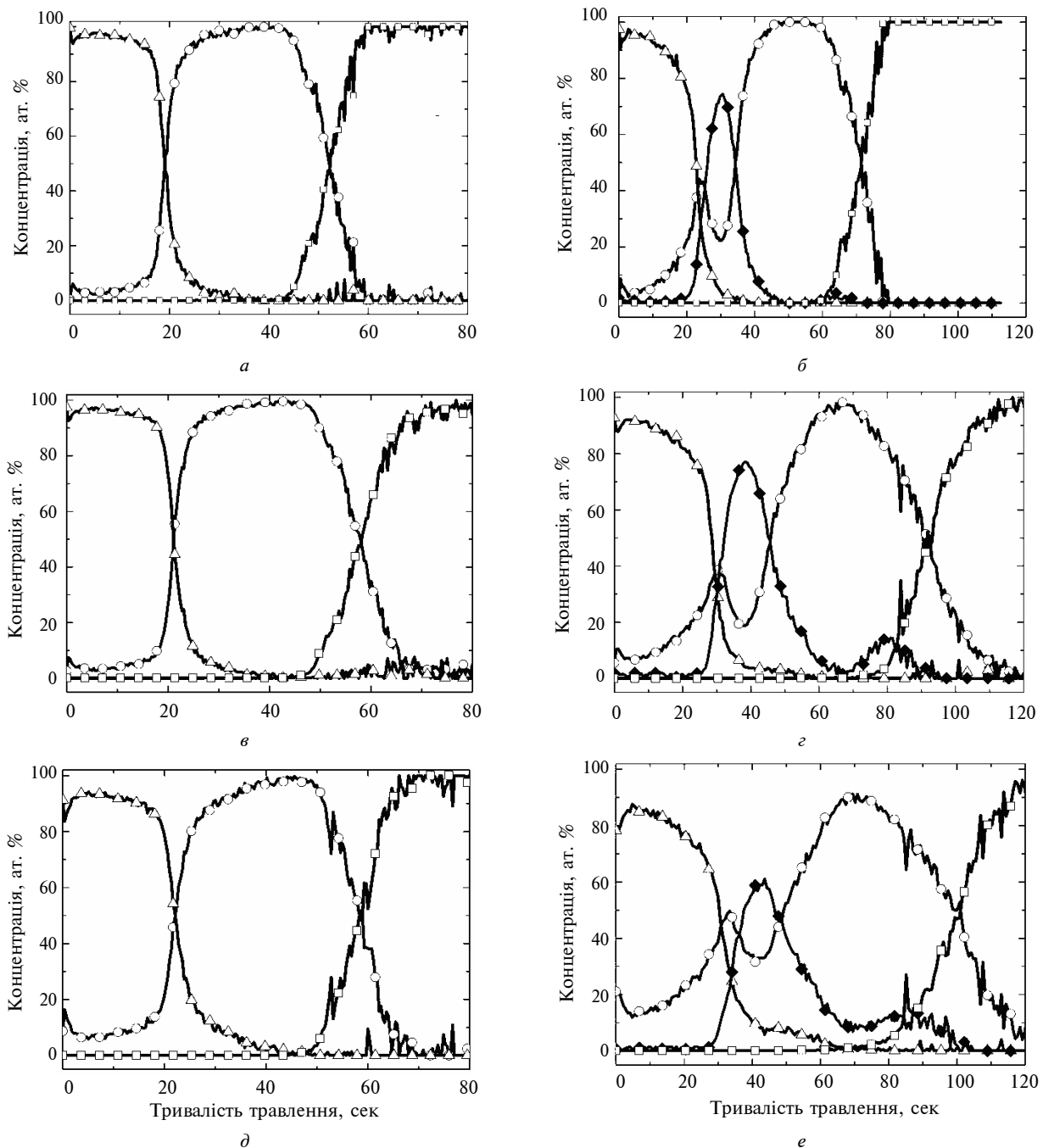


Рис. 2. Пошарові концентраційні розподіли хімічних елементів за товщиною плівкових композицій Pt/Fe (*a*, *в*, *д*) і Pt/Au/Fe (*б*, *г*, *е*) після відпалу за температури 330 °C тривалістю 2 год (*a*, *б*), 4 год (*в*, *г*) і 8 год (*д*, *е*) (—○— Fe, —△— Pt, —◆— Au, —□— Al)

збільшення вмісту Fe у шарі Pt та формування вираженої сегрегації Fe на вільній поверхні (рис. 3, *a, б*). У двошарових плівкових композиціях також проходить подальша дифузія Pt в шар Fe, у той час як вміст Pt в шарі Au у тришарових плівках майже не змінюється і становить близько 8 ат. % (рис. 2, *e*, рис. 3, *б*). Крім цього, дифузія Au у шар Fe стає більш вираже-

ною, а Pt проникає в шар Fe у невеликій кількості. Після відпалу двошарових і тришарових композицій протягом 24 год середня концентрація Fe в шарі Pt становить 21 ат. % і 25 ат. % відповідно.

На рис. 3, *в, г* показано результати термообробки плівкових зразків протягом 48 год. У двошарових композиціях середня концентрація

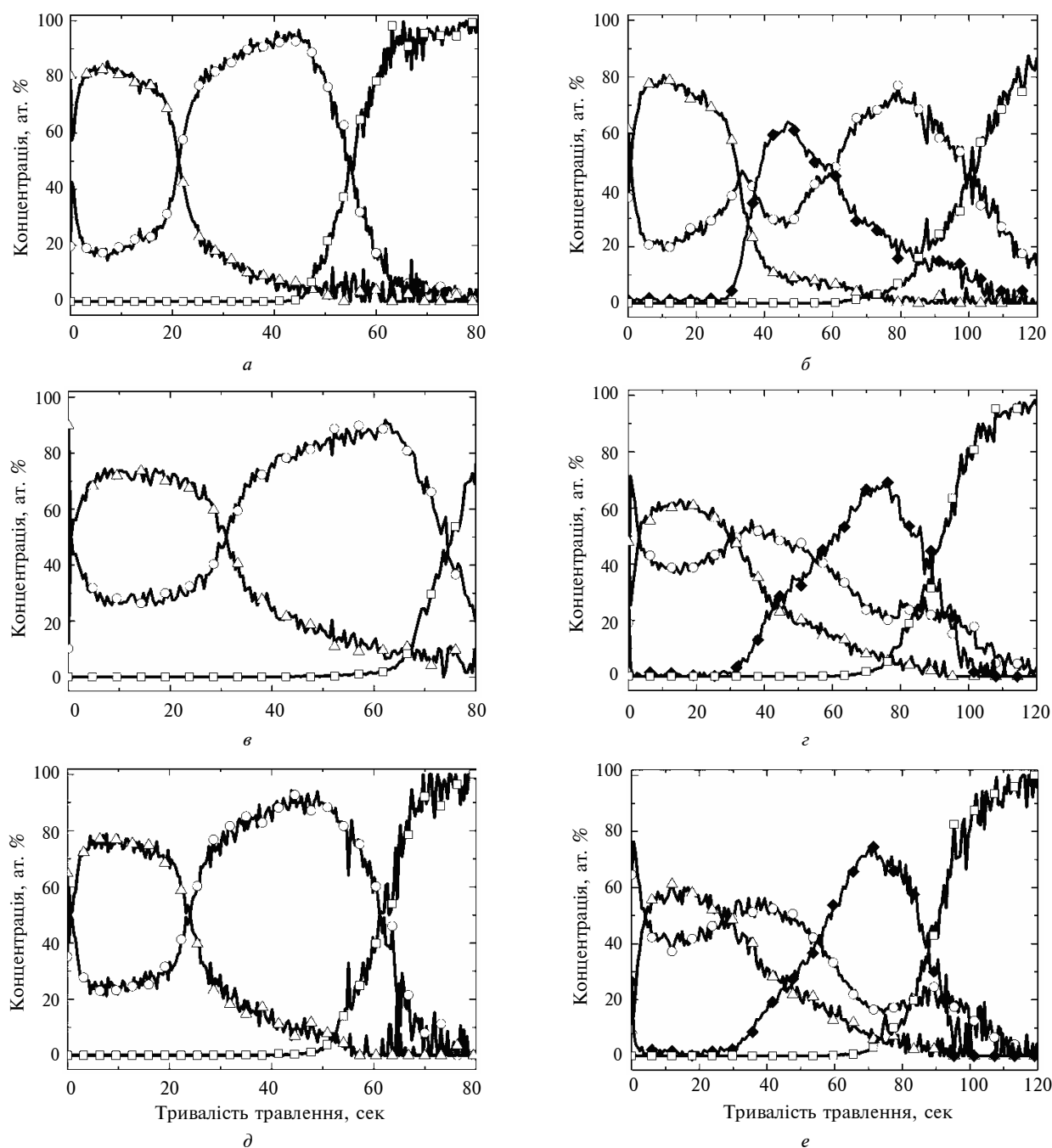


Рис. 3. Пошарові концентраційні розподіли хімічних елементів за товщиною плівкових композицій Pt/Fe (*a, в, д*) і Pt/Au/Fe (*б, г, е*) після відпалу за температури 330 °C тривалістю 24 год (*a, б*), 48 год (*в, г*) і 62 год (*д, е*) (—○— Fe, —△— Pt, —◆— Au, —□— Al)

Fe у шарі Pt збільшується до 25 ат. %, також продовжується проникнення атомів Pt у шар Fe (рис. 3, *в*). У тришарових композиціях відбувається різка зміна структури відносно початкового стану: біля підкладки з'являється шар з великими вмістом Au, в якому концентрація Fe становить близько 20 ат. %; на місці шару Pt утворюється шар FePt з набагато більшим вмістом Fe (біля 40 ат. %) порівняно з двошаровими системами.

Після відпалу тривалістю 62 год структура двошарових композицій не зазнає суттєвих змін, на відміну від тришарових плівок, у структурі яких міститься майже повністю гомогенний шар FePt та відокремлений шар Au (рис. 3 *д*, *е*).

На рис. 4 відображено результати рентгеноструктурного фазового аналізу досліджуваних плівок композицій після відпалів різної тривалості. Відповідно до даних пошарового хімічного аналізу, результати структурних до-

сліджень плівок композицій після відпалу протягом 1 год виявили наявність шаруватої структури – дифрактограми містять тільки рефлекси від окремих металів. Для двошарових плівок не спостерігається суттєвих змін у структурно-фазовому стані після відпалів тривалістю 8 та 16 год, проте в результаті відпалу тривалістю 24 год у структурі цих композицій утворюється неупорядкована фаза Al-FePt, про що свідчить поява на дифрактограмі плеча поряд із рефлексом Pt(111) (рис. 4, *а*). Тим не менше навіть після відпалу тривалістю 62 год хімічно впорядкована фаза $L1_0$ -FePt не утворюється в структурі двошарових плівок композицій (на дифрактограмі відсутні надструктурні рефлекси, що характерні для цієї фази), що підтверджується і результатами пошарового хімічного аналізу – низькою концентрацією Fe у шарі Pt (близько 25 ат. %) (рис. 3, *д*). У той же час початок хімічного впорядкування в

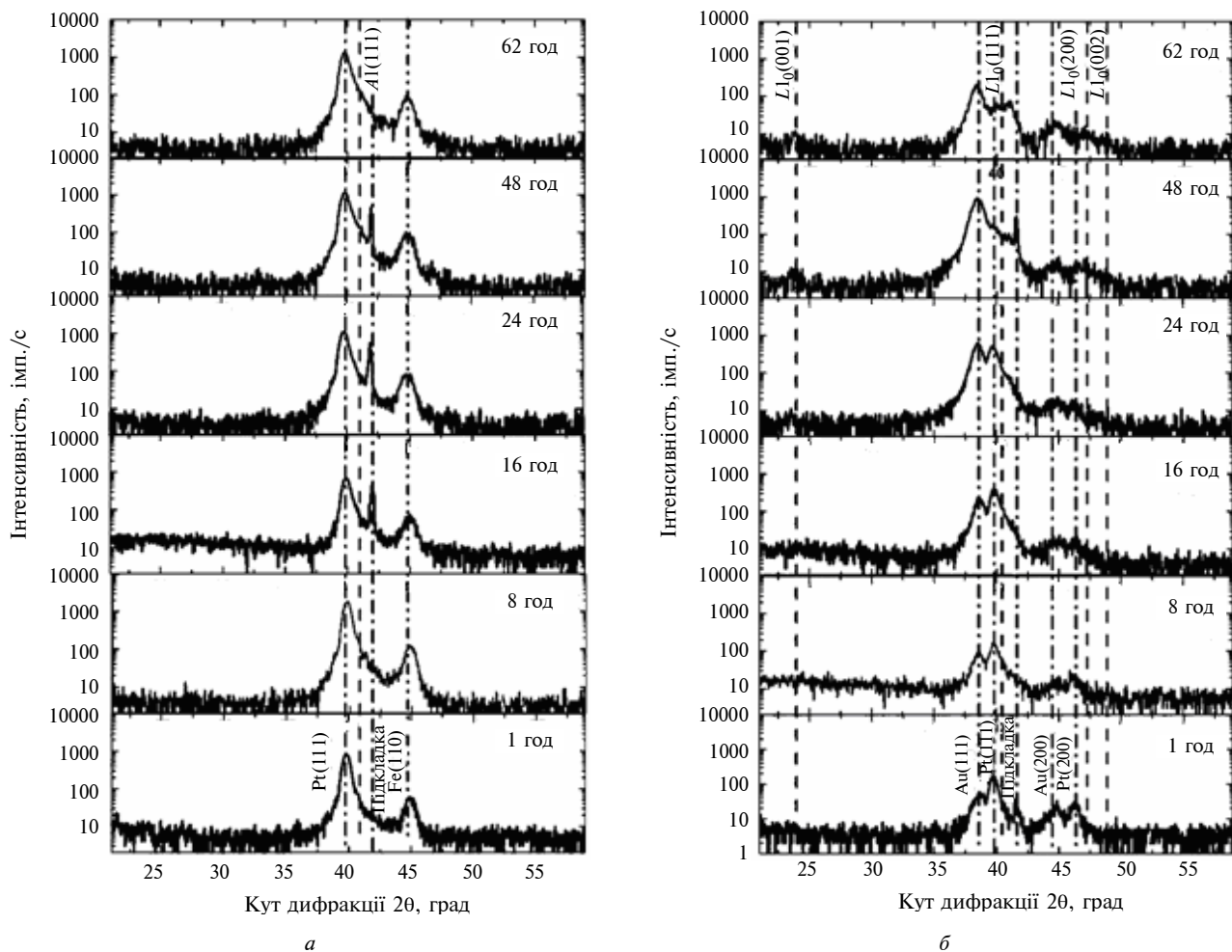


Рис. 4. Результати рентгеноструктурного фазового аналізу плівок композицій Pt/Fe (*а*) і Pt/Au/Fe (*б*) після різних режимів термічної обробки, $T = 330$ °C

тришарових плітках зафіксовано вже після відпалу впродовж 24 год – на дифрактограмі з'являється слабкий за інтенсивністю надструктурний рефлекс (001) від фази $L1_0$ -FePt, проте рефлекс від Pt і неупорядкованої фази $A1$ -FePt також спостерігаються на дифрактограмі, що свідчить про лише часткове впорядкування структури плівкового матеріалу. Також слід зазначити, що кутове положення рефлексу від Au залишається майже незмінним після всіх режимів відпалу, що узгоджується з результатами пошарового хімічного аналізу.

Обговорення результатів

Насамперед необхідно зазначити, що всі структурні зміни, які спостерігаються на пошарових концентраційних профілях, є результатом зернограничного масопереносу, оскільки за досліджуваних температур термічної обробки дифузійні процеси за об'ємом зерен майже відсутні [2, 3]. Також доказом того, що дифузійні процеси в цьому випадку відбуваються виключно за зернограничним механізмом, є відсутність на вихідній межі розділу гомогенного шару, що формується при термічній обробці. Тобто ріст кінцевої фази відбувається не за класичним механізмом, який є характерним для процесів дифузійного фазоутворення при домінуючому об'ємному механізмі масопереносу.

З аналізу уширення дифракційних рефлексів виявлено, що середній розмір зерен d у досліджуваних плівкових композиціях становить близько 10 нм. Відомо, що максимальна концентрація дифундуючого елемента в границях зерен за умов їх максимальної насиченості визначається з відношення $3\delta/d$ (де δ – ширина границі зерна $\approx 0,5$ нм), звідси максимальна концентрація елемента в границях зерен у цьому випадку має становити 8–10 ат. %. Результати мас-спектрометрії вторинних нейтралей виявили значно вищі концентрації, що також свідчить про специфічний механізм гомогенізації складу багатошарових плівкових композицій.

Як було показано за допомогою пошарового хімічного аналізу, після відпалу тривалістю 62 год має місце майже повна гомогенізація шарів Fe і Pt у плівкових композиціях Pt/Au/Fe (рис. 3, *e*). Більше того, відповідно до результатів рентгеноструктурного фазового аналізу в структурі цих плівок спостерігається хімічно впорядкована фаза $L1_0$ -FePt уже після відпалу протягом 24 год. У двошарових композиціях перемішування шарів відбувалось наба-

гато менш інтенсивно, проте навіть у цьому випадку концентрація Fe в Pt і Pt у Fe істотно більша за ту, якої можна було б сподіватися, виходячи лише з насичення границь зерен. У той же час, згідно з результатами структурного аналізу, формування хімічно впорядкованої фази в двошарових плівках не було виявлено навіть після відпалу найбільшої тривалості.

Тобто показано, що введення проміжного шару Au між шарами Pt та Fe приводить до: прискорення процесу низькотемпературної взаємодифузії, тобто до пришвидшення формування гомогенного шару FePt; активації процесу впорядкування структури при низькотемпературній термічній обробці; “руху” шару Au у напрямку підкладки.

Підвищена кінетика гомогенізації та формування впорядкованої фази можуть бути пояснені формуванням гомогенного шару внаслідок руху границь зерен під дією зернограничної дифузії [2–4]. Різниця атомних потоків у границях зерен приводить до того, що границі зсуваються у напрямках, перпендикулярних до їх вихідного положення, залишаючи позаду твердий розчин (дифузійно активована міграція границь зерен) або хімічну сполуку (формування реакційного шару, активоване зернограничною дифузією). У випадку останнього механізму можливе формування навіть упорядкованих фаз [2–4].

Ефект “руху” Au до підкладки можна пояснити так. Згідно з об'ємною діаграмою стану системи Au-Fe, розчинність Au та Fe один в одному є дуже обмеженою: за температури 330 °C фаза, збагачена на Au, може вміщувати лише кілька відсотків Fe, у той час як Au в Fe майже не розчиняється. Як зазначалося вище, зернограничне насичення Fe у шарі Au може становити максимум 8–10 ат. %. Відповідно до концентраційних профілів, повне насичення границь зерен Fe атомами Au відбувається вже після відпалу тривалістю 8 год (рис. 2, *e*). З іншої сторони, концентрація Fe в Au збільшується зі зростанням тривалості відпалу водночас зі збільшенням вмісту Au в Fe до значень, які істотно перевищують ті, що необхідні тільки для заповнення границь зерен Au атомами Fe. Концентрація Pt у шарі Au при збільшенні тривалості термічної обробки також збільшується. Цей ефект може бути свідченням формування фази FePt уздовж границь зерен Au.

Крім згаданих вище процесів, після сегрегації Fe на межі розділу Pt/Au, атоми Fe проникають у шар Pt. Вміст Fe у шарі Pt приблизно однаковий в обох досліджуваних плівкових

композиціях протягом перших 24 год відпалу, що свідчить про несуттєву різницю в процесах перемішування Pt з Fe на цьому етапі, тобто немає принципового значення звідки надходить Fe до шару Pt: з вихідного шару Fe у безпосередньому контакті з шаром Pt чи із сегрегованого шару. Результати рентгеноструктурного фазового аналізу засвідчили, що перемішування шарів Pt і Fe також приводить до формування фази FePt.

Суттєві зміни в структурі тришарових плівкових композицій, що відпалювались в інтервалі між 24 і 48 год, а саме появу шару Au біля підкладки, можна пояснити тим, що Fe та Pt мають схильність до перемішування й утворення впорядкованої фази, а системи Au–Fe і Au–Pt є майже незмішуваними та не містять упорядкованих сполук. Таким чином, Fe і Pt дифундують через шар Au, в результаті чого перемішуються на границях зерен, у той час як шар Au залишається майже у вихідному стані. Іншим фактором є більша швидкість дифузії Fe уздовж границь зерен Au порівняно з зернограничною дифузією Pt. Хоча і немає прямих даних щодо зернограничної дифузії Fe та Pt в Au [30], результати пошарового хімічного аналізу, отримані в цій роботі, підтверджують, що дифузія Fe по границях зерен Au протікає швидше, ніж зерногранична дифузія Pt. Обидва ефекти, вочевидь, приводять до зміщення шару Au до підкладки.

Припускається, що прискорення дифузійних процесів і процесу впорядкування за наявності проміжного шару Au має таку природу. Наявність проміжного шару та більш швидка дифузія Fe (порівняно з Pt) уздовж його границь зерен може приводити до появи напружень. У зв'язку з нерівністю потоків Fe і Pt по границях зерен Au масоперенос розвивається з початкового шару Fe до шару Pt. Тобто нанокристалічний стан з великою протяжністю границь зерен у структурі може приводити до виникнення розтягувальних напружень з боку Fe та стискальних з боку Pt. За наявності відповідних stokів/джерел (наприклад, дислокації, границі зерен, вільна поверхня, межі розділу з пікладкою) та вхідних/вихідних атомів з обох сторін напруження можуть релаксувати, і область Fe звузиться, а область Pt розшириться. При цьому шар Au повинен зміститися до більш швидкого компонента, а саме до Fe. Крім цього, можливе формування та ріст фази FePt уздовж границь зерен Au також можуть слугувати причиною появи додаткових напру-

жень (цей тип напружень, вочевидь, відсутній у двошарових системах, тому вони можуть бути додатковим фактором, який викликає відмінності процесів дифузійного фазоутворення в двота тришарових композиціях). Спочатку збільшення цих напружень відбувається без помітної релаксації, однак після досягнення певного критичного значення релаксація протікає дуже швидко, що може слугувати поясненням природи суттєвої різниці між концентраційними профілями, які зображено на рис. 3, б, г. Збільшення рівня напружень також є причиною підвищення кінетики впорядкування. Як вже зазначалось, якщо у фазі Al–FePt з'являються стискальні напруження вздовж напрямку {100}, то процеси хімічного впорядкування активуються швидше. Тобто навіть якщо система має в своєму складі випадково орієнтовані гцк-зерна FePt, але зазнає впливу неоднорідного поля напружень, то в деяких областях, у яких стискальні напруження спрямовані в напрямку {100}, буде відбуватися хімічне впорядкування, і фаза FePt стане частково впорядкованою. Треба зауважити, що фазовий перехід із неупорядкованого стану у впорядкований і є свого роду релаксацією напружень.

Висновки

Введення додаткового проміжного шару Au приводить до підвищення кінетики низькотемпературної гомогенізації нанокристалічних тонких плівок Fe та Pt. Гомогенізація хімічного складу в цьому випадку відбувається за рахунок формування шару FePt, індукованого рухом границь зерен унаслідок зернограничної дифузії. Також введення проміжного шару Au приводить до збільшення ступеня впорядкування плівкових композицій після термічної обробки. Зміщення шару Au у напрямку підкладки пояснюється більшою швидкістю зернограничної дифузії Fe порівняно з Pt. Підвищений ступінь впорядкування пояснюється напруженнями, що виникають у процесі формування неупорядкованої фази Al–FePt уздовж границь зерен: впорядкування проходить у тих новоутворених зернах, у яких наявні стискальні напруження вздовж напрямку {100}.

Для більш детального виявлення природи впливу проміжного шару Au на структурно-фазові зміни в плівкових композиціях на основі FePt необхідне проведення подальших досліджень методом трансмісійної електронної мікроскопії.

Список літератури

1. *The hidden link between diffusion-induced recrystallization and ideal strength of metals* / G. Schmitz, D. Baither, M. Kasprzak et al. // *Scripta Materialia*. – 2010. – **63**, № 5. – P. 484–487.
2. *Diffusion and solid state reactions in Fe/Ag/Pt and FePt/Ag thin-film systems* / G.L. Katona, N.Y. Safonova, F. Ganss et al. // *J. Phys. D: Appl. Phys.* – 2015. – **48**, № 17. – P. 175001.
3. *Kinetic pathways of diffusion and solid-state reactions in nanostructured thin films* / D.L. Beke, G.A. Langer, G. Molnár et al. // *Philosophical Magazine*. – 2013. – **93**, № 16. – P. 1960–1970.
4. *Grain boundary diffusion induced reaction layer formation in Fe/Pt thin films* / G.L. Katona, I.A. Vladymyrskyi, I.M. Makogon et al. // *Appl. Phys. A*. – 2014. – **115**, № 1. – P. 203–211.
5. *L1₀ FePtX–Y media for heat - assisted magnetic recording* / D. Weller, O. Mosendz, G. Parker et al. // *Physica Status Solidi (a)*. – 2013. – **210**, № 7. – P. 1245–1260.
6. *Piramanayagam S.N., Srinivasan K. Recording media research for future hard disk drives* // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2009. – **321**, № 6. – P. 485–494.
7. *Structure and magnetic properties of L1₀-ordered Fe–Pt alloys and nanoparticles* / J. Lyubina, B. Rellinghaus, O. Gutfleisch, M. Albrecht // *Handbook of Magnetic Materials*. – 2011. – **19**. – P. 291–395.
8. *Albrecht M., Brombacher C. Rapid thermal annealing of FePt thin films* // *Physica Status Solidi (a)*. – 2013. – **210**. – № 7. – P. 1272–1281.
9. *Control of the axis of chemical ordering and magnetic anisotropy in epitaxial FePt films* / R.F.C. Farrow, D. Weller, R.F. Marks et al. // *J. Appl. Phys.* – 1996. – **79**, № 8. – P. 5967–5969.
10. *Bublak T., Goll D. Temperature dependence of the magnetic properties of L1₀-FePt nanostructures and films* // *J. Appl. Phys.* – 2010. – **108**, № 11. – P. 113910.
11. *Coercivity exceeding 100 kOe in epitaxially grown FePt sputtered films* / T. Shima, K. Takanashi, Y.K. Takahashi, K. Hono // *Appl. Phys. Lett.* – 2004. – **85**, № 13. – P. 2571–2573.
12. *Highly anisotropic epitaxial L1₀ FePt on Pt (001)* / M. Soares, H. Tolentino, M. de Santis et al. // *J. Appl. Phys.* – 2011. – **109**. – P. 07D725.
13. *Weisheit M., Schultz L., Fähler S. Temperature dependence of FePt thin film growth on MgO (100)* // *Thin Solid Films*. – 2007. – **515**, № 7. – P. 3952–3955.
14. *Influence of the substrate choice on the L1₀ phase formation of post-annealed Pt/Fe and Pt/Ag/Fe thin films* / I.A. Vladymyrskyi, M.V. Karpets, G.L. Katona et al. // *J. Appl. Phys.* – 2014. – **116**, № 4. – P. 044310.
15. *Low-temperature ordering of L1₀ FePt phase in FePt thin film with AgCu underlayer* / Y.S. Yu, H.B. Li, W.L. Li et al. // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2008. – **320**, № 19. – P. L125–L128.
16. *Magnetic properties and microstructure of FePt/Au multilayers with high perpendicular magnetocrystalline anisotropy* / C. Feng, Q. Zhan, B. Li et al. // *Appl. Phys. Lett.* – 2008. – **93**, № 15. – P. 152513.
17. *Structure and magnetic properties of magnetron-sputtered [(Fe/Pt/Fe)/Au]_n multilayer films* / Y.S. Yu, H.B. Li, W.L. Li et al. // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2010. – **322**, № 13. – P. 1770–1774.
18. *FePtCu alloy thin films: Morphology, L1₀ chemical ordering, and perpendicular magnetic anisotropy* / C. Brombacher, H. Schletter, M. Daniel et al. // *J. Appl. Phys.* – 2012. – **112**, № 7. – P. 073912.
19. *Improvement of magnetic property of L1₀-FePt film by FePt/Au multilayer structure* / C. Feng, B.H. Li, Y. Liu et al. // *J. Appl. Phys.* – 2008. – **103**, № 2. – P. 23916–23916.
20. *Structural and magnetic properties of annealed FePt/Ag/FePt thin films* / O.P. Pavlova, T.I. Verbitska, I.A. Vladymyrskyi et al. // *Appl. Surface Sci.* – 2013. – **266**. – P. 100–104.
21. *Influence of intermediate Ag layer on the structure and magnetic properties of Pt/Ag/Fe thin films* / I.A. Vladymyrskyi, O.P. Pavlova, T.I. Verbitska et al. // *Vacuum*. – 2014. – **101**. – P. 33–37.
22. *Anomalous x-ray diffraction measurements of long-range order in (001)-textured L1₀ FePtCu thin films* / M. Maret, C. Brombacher, P. Matthes et al. // *Physical Review B*. – 2012. – **86**, № 2. – P. 024204.
23. *Influence of the annealing atmosphere on the structural properties of FePt thin films* / I.A. Vladymyrskyi, M.V. Karpets, F. Ganss et al. // *J. Appl. Phys.* – 2013. – **114**, № 16. – P. 164314.
24. *Magnetic and electronic structures of FePtCu ternary ordered alloy* / T. Kai, T. Maeda, A. Kikitsu et al. // *J. Appl. Phys.* – 2004. – **95**, № 2. – P. 609–612.
25. *Ordering and orientation of CoPt/SiO₂ granular films with additive Ag* / C. Chen, O. Kitakami, S. Okamoto, Y. Shimada // *Appl. Phys. Lett.* – 2000. – **76**. – P. 3218.

26. *Low-temperature* ordering of L1₀-CoPt thin films promoted by Sn, Pb, Sb, and Bi additives / O. Kitakami, Y. Shimada, K. Oikawa et al. // *Appl. Phys. Lett.* – 2001. – **78**, № 8. – P. 1104–1106.
27. *Effects* of Ag underlayers on the microstructure and magnetic properties of epitaxial FePt thin films / Y.N. Hsu, S. Jeong, D.E. Laughlin, D.N. Lambeth // *J. Appl. Phys.* – 2001. – **89**, № 11. – p. 7068–7070.
28. *Rasmussen P., Rui X., Shield J.E.* Texture formation in FePt thin films via thermal stress management // *Appl. Phys. Lett.* – 2005. – **86**, № 19. – P. 191915.
29. *Oechsner H., Getto R., Kopnarski M.* Quantitative characterization of solid state phases by secondary neutral mass spectrometry // *J. Appl. Phys.* – 2009. – **105**, № 6. – P. 063523.
30. *Electrodeposition* of Ni–Co–Cu/Cu multilayers: 2. Calculations of the element distribution and experimental depth profile analysis / L. Péter, G.L. Katona, Z. Berényi et al. // *Electrochimica Acta.* – 2007. – **53**, № 2. – P. 837–845.

References

1. G. Schmitz *et al.*, “The hidden link between diffusion-induced recrystallization and ideal strength of metals”, *Scripta Materialia*, vol. 63, no. 5, pp. 484–487, 2010.
2. G.L. Katona *et al.*, “Diffusion and solid state reactions in Fe/Ag/Pt and FePt/Ag thin-film systems”, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, vol. 48, no. 17, p. 175001, 2015.
3. D.L. Beke *et al.*, “Kinetic pathways of diffusion and solid-state reactions in nanostructured thin films”, *Philosophical Magazine*, vol. 93, no. 16, pp. 1960–1970, 2013.
4. G.L. Katona *et al.*, “Grain boundary diffusion induced reaction layer formation in Fe/Pt thin films”, *Appl. Phys. A*, vol. 115, no. 1, pp. 203–211, 2014.
5. D. Weller *et al.*, “L1₀ FePtX–Y media for heat-assisted magnetic recording”, *Physica Status Solidi (a)*, vol. 210, no. 7, pp. 1245–1260, 2013.
6. S.N. Piramanayagam and K. Srinivasan, “Recording media research for future hard disk drives”, *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 321, no. 6, pp. 485–494, 2009.
7. J. Lyubina *et al.*, “Structure and magnetic properties of L1₀-ordered Fe–Pt alloys and nanoparticles”, *Handbook of Magnetic Materials*, vol. 19, pp. 291–395, 2011.
8. M. Albrecht and Ch. Brombacher, “Rapid thermal annealing of FePt thin films”, *Physica Status Solidi (a)*, vol. 210, no. 7, pp. 1272–1281, 2013.
9. R.F.C. Farrow *et al.*, “Control of the axis of chemical ordering and magnetic anisotropy in epitaxial FePt films”, *J. Appl. Phys.*, vol. 79, no. 8, pp. 5967–5969, 1996.
10. T. Bublath and D. Goll, “Temperature dependence of the magnetic properties of L1₀-FePt nanostructures and films”, *J. Appl. Phys.*, vol. 108, no. 11, p. 113910, 2010.
11. T. Shima *et al.*, “Coercivity exceeding 100 kOe in epitaxially grown FePt sputtered films”, *Appl. Phys. Lett.*, vol. 85, no. 13, pp. 2571–2573, 2004.
12. M. Soares *et al.*, “Highly anisotropic epitaxial L1₀ FePt on Pt (001)”, *J. Appl. Phys.*, vol. 109, p. 07D725, 2011.
13. M. Weisheit *et al.*, “Temperature dependence of FePt thin film growth on MgO (100)”, *Thin Solid Films*, vol. 515, no. 7, pp. 3952–3955, 2007.
14. I.A. Vladymyrskyi *et al.*, “Influence of the substrate choice on the L1₀ phase formation of post-annealed Pt/Fe and Pt/Ag/Fe thin films”, *J. Appl. Phys.*, vol. 116, no. 4, p. 044310, 2014.
15. Y.S. Yu *et al.*, “Low-temperature ordering of L1₀ FePt phase in FePt thin film with AgCu underlayer”, *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 320, no. 19, pp. L125–L128, 2008.
16. Ch. Feng *et al.*, “Magnetic properties and microstructure of FePt/Au multilayers with high perpendicular magnetocrystalline anisotropy”, *Appl. Phys. Lett.*, vol. 93, no. 15, p. 152513, 2008.
17. Y.S. Yu *et al.*, “Structure and magnetic properties of magnetron-sputtered [(Fe/Pt/Fe)/Au]_n multilayer films”, *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 322, no. 13, pp. 1770–1774, 2010.
18. C. Brombacher *et al.*, “FePtCu alloy thin films: Morphology, L1₀ chemical ordering, and perpendicular magnetic anisotropy”, *J. Appl. Phys.*, vol. 112, no. 7, p. 073912, 2012.
19. Ch. Feng *et al.*, “Improvement of magnetic property of L1₀-FePt film by FePt/Au multilayer structure”, *J. Appl. Phys.*, vol. 103, no. 2, pp. 23916–23916, 2008.
20. O.P. Pavlova *et al.*, “Structural and magnetic properties of annealed FePt/Ag/FePt thin films”, *Appl. Surface Sci.*, vol. 266, pp. 100–104, 2013.

21. I.A. Vladymyrskyi *et al.*, “Influence of intermediate Ag layer on the structure and magnetic properties of Pt/Ag/Fe thin films”, *Vacuum*, vol. 101, pp. 33–37, 2014.
22. M. Maret *et al.*, “Anomalous x-ray diffraction measurements of long-range order in (001)-textured $L1_0$ FePtCu thin films”, *Phys. Rev. B*, vol. 86, no. 2, p. 024204, 2012.
23. I.A. Vladymyrskyi *et al.*, “Influence of the annealing atmosphere on the structural properties of FePt thin films”, *J. Appl. Phys.*, vol. 114, no. 16, p. 164314, 2013.
24. T. Kai *et al.*, “Magnetic and electronic structures of FePtCu ternary ordered alloy”, *J. Appl. Phys.*, vol. 95, no. 2, pp. 609–612, 2004.
25. C. Chen *et al.*, “Ordering and orientation of CoPt/SiO₂ granular films with additive Ag”, *Appl. Phys. Lett.*, vol. 76, p. 3218, 2000.
26. O. Kitakami *et al.*, “Low-temperature ordering of $L1_0$ -CoPt thin films promoted by Sn, Pb, Sb, and Bi additives”, *Appl. Phys. Lett.*, vol. 78, no. 8, pp. 1104–1106, 2001.
27. Y.N. Hsu *et al.*, “Effects of Ag underlayers on the microstructure and magnetic properties of epitaxial FePt thin films”, *J. Appl. Phys.*, vol. 89, no. 11, pp. 7068–7070, 2001.
28. Rasmussen *et al.*, “Texture formation in FePt thin films via thermal stress management”, *Appl. Phys. Lett.*, vol. 86, no. 19, p. 191915, 2005.
29. H. Oechsner *et al.*, “Quantitative characterization of solid state phases by secondary neutral mass spectrometry”, *J. Appl. Phys.*, vol. 105, no. 6, p. 063523, 2009.
30. L. Péter *et al.*, “Electrodeposition of Ni–Co–Cu/Cu multilayers: 2. Calculations of the element distribution and experimental depth profile analysis”, *Electrochimica Acta*, vol. 53, no. 2, pp. 837–845, 2007.

I.A. Владимирський

НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНЕ ДИФУЗІЙНЕ ФАЗОУТВОРЕННЯ В ПЛІВКОВИХ КОМПОЗИЦІЯХ Pt/Fe I Pt/Au/Fe

Проблематика. Тонкі плівки Pt/Fe з упорядкованою фазою $L1_0$ -FePt є перспективним матеріалом для застосування як носія надщільного магнітного запису через високе значення магнітної анізотропії, характерне для цієї фази. Зазвичай упорядкована фаза $L1_0$ -FePt формується з неупорядкованої фази A1-FePt при термічній обробці або унаслідок епітаксійного росту плівки на нагрітих монокристалічних підкладках. Проте для промислового використання таких плівкових матеріалів необхідно досягти низькотемпературного впорядкування, а також контролювати розміри зерен та їх орієнтацію.

Мета дослідження. Дослідження впливу проміжного шару Au на процеси низькотемпературного дифузійного фазоутворення в нанорозмірних плівкових композиціях Pt/Au/Fe.

Методика реалізації. Плівкові композиції отримано методом магнетронного осадження, їх структурно-фазові характеристики у вихідному стані і після термічної обробки досліджено за допомогою методів мас-спектрометрії вторинних нейтралей і рентгеноструктурного фазового аналізу.

Результати дослідження. За допомогою пошарового хімічного аналізу методом мас-спектрометрії вторинних нейтралей і рентгеноструктурного фазового аналізу виявлено, що впровадження додаткового шару Au приводить до більш інтенсивного дифузійного перемішування шарів Pt і Fe та утворення частково впорядкованої фази $L1_0$ -FePt.

Висновки. Процеси дифузійного формування неупорядкованої фази A1-FePt і впорядкованої $L1_0$ -FePt у розглядуваному випадку відбуваються за специфічним механізмом – шляхом перетворень, індукованих зернограничною дифузією, за яких кінцева фаза формується через рух границь зерен у напрямках, перпендикулярних до їх вихідних положень. Більш швидка гомогенізація та формування впорядкованої фази $L1_0$ -FePt за наявності проміжного шару Au пов'язані з акумуляцією напружень при зернограничних перетвореннях: неупорядкована фаза A1-FePt, яка починає формуватись у границях зерен Au і Pt, перебуває під дією стискальних напружень уздовж напрямку {001}, що може сприяти перебігу процесу впорядкування й утворенню фази $L1_0$ -FePt.

Ключові слова: магнітний запис; плівкові композиції; FePt; низькотемпературна гомогенізація; хімічне впорядкування.

I.A. Владимирский

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЕ ДИФУЗИОННОЕ ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В ПЛЕНОЧНЫХ КОМПОЗИЦИЯХ Pt/Fe И Pt/Au/Fe

Проблематика. Тонкие пленки Pt/Fe с упорядоченной фазой $L1_0$ -FePt являются перспективным материалом для применения в качестве носителя сверхплотной магнитной записи из-за высокого значения магнитной анизотропии, характерного для данной фазы. Упорядоченная фаза $L1_0$ -FePt формируется в результате термической обработки из неупорядоченной фазы A1-FePt или путем эпитаксиального роста пленок на нагретых монокристаллических подложках. Однако для промышленного применения данных пленочных материалов необходимы достижение низкотемпературного упорядочения, а также контролируемое изменение размеров зерен и их кристаллографической ориентации.

Цель исследования. Определение влияния промежуточного слоя Au на процессы низкотемпературного диффузионного фазообразования в наноразмерных пленочных композициях Pt/Au/Fe.

Методика реализации. Пленочные композиции получены методом магнетронного осаждения, их структурно-фазовые свойства в исходном состоянии и после термической обработки исследованы с помощью методов масс-спектрометрии вторичных нейтралей и рентгеноструктурного фазового анализа.

Результаты исследования. С помощью послойного химического анализа методом масс-спектрометрии вторичных нейтралей и рентгеноструктурного фазового анализа выявлено, что введение дополнительного слоя Au приводит к более интенсивному диффузионному перемешиванию слоев Pt и Fe и к образованию частично упорядоченной фазы $L1_0$ -FePt.

Выводы. Процессы диффузионного формирования неупорядоченной фазы A1-FePt и упорядоченной $L1_0$ -FePt в данном случае происходят по специфическому механизму – путем преобразований, индуцированных зернограничной диффузией, при которых конечная фаза формируется путем сдвига границ зерен в направлениях, перпендикулярных к их исходным положениям. Более быстрая гомогенизация и формирование упорядоченной фазы $L1_0$ -FePt в композициях с промежуточным слоем Au связаны с аккумуляцией напряжений при зернограничных преобразованиях: неупорядоченная фаза A1-FePt, которая начинает формироваться в границах зерен Au и Pt, находится под действием сжимающих напряжений вдоль направления {001}, что может способствовать протеканию процессов упорядочения и образования фазы $L1_0$ -FePt.

Ключевые слова: магнитная запись; пленочные композиции; FePt; низкотемпературная гомогенизация; химическое упорядочение.

Рекомендована Радою
інженерно-фізичного факультету
НТУУ "КПІ"

Надійшла до редакції
19 жовтня 2015 року