

ТЕРМО- І МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ ПЛІВКОВИХ СИСТЕМ НА ОСНОВІ Fe, Co І Pd

О. А. Гричановська, К. Г. Карпенко, Л. В. Олександрович, І. Ю. Проценко

Сумський державний університет,

Україна

Надійшла до редакції 16.09.2015

Представлені результати досліджень термо- і магніторезистивних властивостей двокомпонентних плівкових сплавів на основі Fe, Co і Pd. Установлено, що в процесі конденсації плівок Co/Pd і Fe/Pd індивідуальність окремих шарів майже не зберігається і утворюється неупорядкований твердий розчин (т. р.) із ГЦК-решіткою, який при термообробці переходить в упорядкований т. р. (фаза $L1_0$ із тетрагональною решіткою) з елементами гранульованого стану. Термічний коефіцієнт опору має відносно малу величину (порядка 10^{-4} K^{-1}), що може свідчити про термічну стабільність плівкових сплавів. Магнітоопір має усі ознаки ГМО, величина якого монотонно збільшується при зростанні температури відпалювання плівок.

Ключові слова: процеси фазоутворення, твердий розчин, упорядкована $L1_0$ -фаза, термічний коефіцієнт опору, магнітоопір.

ТЕРМО- И МАГНІТОРЕЗИСТИВНЫЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОЧНЫХ СИСТЕМ НА ОСНОВЕ Fe, Co И Pd

О. А. Гричановская, Е. Г. Карпенко, Л. В. Олександрович, И. Е. Проценко

Представлены результаты исследований термо- и магниторезистивных свойств двухкомпонентных пленочных сплавов на основе Fe, Co и Pd. Установлено, что в процессе конденсации пленок Co/Pd и Fe/Pd индивидуальность отдельных слоев почти не сохраняется и образуется неупорядоченный твердый раствор (т. р.) с ГЦК-решеткой, который при термообработке переходит в упорядоченный т. р. (фаза $L1_0$ с тетрагональной решеткой) с элементами гранулированного состояния. Термический коэффициент сопротивления имеет относительно малую величину (порядка 10^{-4} K^{-1}), что может свидетельствовать о термической стабильности пленочных сплавов. Магнитосопротивление имеет все признаки ГМС, величина которого монотонно увеличивается при росте температуры отжига пленок.

Ключевые слова: процессы фазообразования, твердый раствор, упорядоченная $L1_0$ -фаза, термический коэффициент сопротивления, магнитосопротивление.

THERMO- AND MAGNETORESISTIVE PROPERTIES OF THE FILM SYSTEMS BASED ON Fe, Co AND Pd

O. A. Hrychanov's'ka, K. H. Karpenko, L. V. Odnodvoret's, I. Yu. Protsenko

The results of investigations of thermal and magnetoresistive properties of two-component film alloys based on Fe, Co, and Pd. It was found that in the process of film condensation Co/Pd and Fe/Pd personality of the individual layers preserved hardly formed a disordered solid solution (s. s.) with fcc-lattice, which at the annealing proceeds in an orderly s. s. ($L1_0$ phase with tetragonal lattice) with elements of the granular state. The thermal coefficient of resistance has a relatively small value (on the order 10^{-4} K^{-1}), which may indicate thermal stability of the alloy films. Magnetoresistance has all the signs of GMR, the value of which increases monotonically with increasing temperature annealing of films.

Keywords: phase formation, solid solution, $L1_0$ -ordered phase, the thermal coefficient of resistance, magnetoresistance.

ВСТУП

Багат шарові плівкові системи на основі ферромагнітних і немагнітних компонентів у вигляді мультишарів чи гранульованих сплавів

інтенсивно досліджуються як з фундаментальної, так і з прикладної точки зору. Відомо, що процеси спин-залежного розсіювання електронів у таких структурах протікають

переважно у площині поділу окремих шарів. Літературні дані вказують на те, що електрофізичні і магніторезистивні властивості багатошарової плівкової системи до великої міри визначаються особливостями меж поділу між шарами [1–3]. Так, при повільній конденсації надтонких плівок у мультишарах на основі магнітних і немагнітних матеріалів утворюються надрешітки, а застосування швидкого термічного осадження спричиняє утворення твердих розчинів в тих же системах [3]. Основною умовою формування феромагнітних наногранул у немагнітній матриці твердого розчину (т. р.) є надлишкова концентрація феромагнітної складової (Δc_{mp}) [4]. Прогнозувати концентрацію гранул і їх розмірів можна виходячи із співвідношення для загальної концентрації атомів феромагнітної компоненти у плівковій системі ($c_{заг}$):

$$c_{заг} = \Delta c_{тр} + c_{зм}^{гп} + \Delta c_r,$$

де $c_{зм}^{гп}$ — гранична концентрація насичення феромагнітної компоненти на межах зерен, Δc_r — концентрація атомів в гранулах.

Режими термічної обробки і дифузійні процеси суттєво впливають на структуру і магніторезистивні властивості плівкових систем. Відпалювання багатошарових плівкових систем на основі Co і Pd при температурах вище 670 K призводить до деградації перпендикулярної магнітної анізотропії (вільного намагнічування орієнтується паралельно площині зразка), що пояснюється перемішуванням атомів і утворенням т. р. та інтерметалідних фаз [5, 6]. Ці процеси суттєво впливають на величину та характер температурних залежностей опору, температурного коефіцієнту опору (ТКО) і магнітоопору (МО) плівкових систем.

Після відкриття ефекту гігантського магнітоопору (ГМО) відбувається постійний пошук нових матеріалів із спин-залежним розсіюванням електронів і магнітною перпендикулярною анізотропією для створення носіїв з надшільним магнітним записом інформації та високостабільними робочими характеристиками. Це потребує формування нових функціональних матеріалів, до яких можна віднести матеріали з великою магнітною анізотропією: FePd і CoPd

(див., наприклад, роботи [7, 8]). Упорядковані сплави на основі феромагнітних і немагнітних металів за певних умов проявляють перпендикулярну магнітну анізотропію, завдяки чому, застосовуються для формування чутливих елементів пристроїв для магнітного запису з перпендикулярною орієнтацією.

У масивних зразках на основі Fe і Pd при певних умовах (концентрації і температурі) відбувається формування упорядкованих фаз [9]: ГЦТ фази $L1_0$ (типу CuAu) — при концентрації паладію $c_{Pd} = 48–60$ ат. %; ГЦК фази $L1_2$ (типу Cu_3Au) — при $c_{Pd} = 67–86$ ат. % у вузькому діапазоні концентрацій від 60 до 62 ат. % одночасно можуть співіснувати обидві фази $L1_0$ і $L1_2$.

У бінарних масивних системах на основі Co і Pd також формуються упорядковані фази $L1_0$ -CoPd і $L1_2$ -CoPd₃. Фаза CoPd існує у вузькому інтервалі концентрацій поблизу ідеального складу, а фаза CoPd₃ має значну область гомогенності [9]. Максимальна температура розупорядкування фази CoPd вища за 1120 K (відповідає складу 50 % ат. Pd), а фази CoPd₃ — 1000 K (відповідає складу 80 % ат. Pd). Метастабільні упорядковані фази $L1_0$ -CoPd і $L1_2$ -CoPd₃ з температурами переходу неупорядкована → упорядкована фази $T_{пер} \sim 1100$ K були виявлені в плівкових сплавах на основі Co і Pd, отриманих методом вакуумного осадження [6].

Мета даної роботи полягала в експериментальному вивченні термо- і магніторезистивних властивостей плівкових систем на основі Fe, Co і Pd, в яких в залежності від концентрації атомів магнітної компоненти може реалізуватись гранульований стан твердих розчинів магнітних компонент в кристалічній решітці Pd.

МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Для отримання плівкових зразків використовувалася вакуумна установка типу ВУП-5М (вакуум $\sim 10^{-3}–10^{-4}$ Па). Пошарова конденсація проводилася терморезистивним методом зі швидкістю 1,0–1,4 нм/с при температурі підкладки $T_n \cong 300$ K. Осадження відбувалося на ситалову підкладку (П) через маску з геометричними розмірами 1×10 мм. Товщина окремих шарів (d) змінювалась від 5 до 45 нм. Пристрої для отримання плівкових

зразків та подальшого їх дослідження розміщувались в корпусі робочої камери. За допомогою цифрових мультиметрів типу UT70D та UT70B контролювалися відповідно електричний опір плівок та температура підкладки.

Відпалювання проводилось в інтервалі температур $\Delta T \cong 300\text{--}850\text{ K}$ протягом двох термостабілізаційних циклів «нагрівання \leftrightarrow охолодження». Величина інтегрального ТКО розраховувалась на основі температурних залежностей опору при охолодженні в II термостабілізаційному циклі згідно співвідношення:

$$\text{TKO} = \frac{1}{R(300\text{K})} \frac{\Delta R}{\Delta T},$$

де $\Delta R = R(T) - R(300\text{ K})$.

Розрахунок величини магнітоопору (МО) проводився за співвідношенням:

$$\text{МО} = \frac{1}{R(B)} \frac{\Delta R_i}{\Delta B_i} = \frac{1}{R(B_{\max})} \frac{R_i(B) - R(B_{\max})}{\Delta B_i},$$

де індекс «i» позначає номер інтервалу вимірювання індукції магнітного поля; B_{\max} — максимальна величина індукції зовнішнього магнітного поля (в наших експериментах — до 450 мТл).

Керування ходом експерименту здійснювалось з використанням автоматизованого комплексу із програмним забезпеченням на основі середовища LabVIEW. Вимірювання електричного опору проводилось за чотирьохточковою схемою з використанням 8 каналних 16 бітних АЦП ADAM-4018 і ADAM-4118.

Товщини шарів у процесі осадження контролювалися методом кварцового резонатора частотою 10 МГц. Для додаткового контролю загальної товщини зразків використовувався інтерферометричний метод.

При розрахунку концентрації i-го компонента плівок зразків використовувалось співвідношення:

$$c_i = \frac{D_i d_i \mu_i^{-1}}{\sum_{i=1}^n D_i d_i \mu_i^{-1}},$$

де D_i — густина металів; d_i — товщина i-го шару; μ_i — молярна маса.

Кристалічна структура і фазовий склад зразків досліджувались методами електронної мікроскопії та електронографії за допомогою ПЕМ 125К. Як підкладки використовувалися монокристали NaCl із нанесеною на них плівкового вуглецю товщиною 10–20 нм.

При розрахунках параметрів ГЦК-і ГЦТ-решіток використовувалися відомі квадратичні форми [10]:

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a_{hkl}^2} \quad \text{та} \quad \frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{h^2 + k^2}{a_{hkl}^2} + \frac{l^2}{c_{hkl}^2}.$$

РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Фазовий склад. Характерною особливістю для плівок матеріалів на основі Co, Pd і Fe є можливість протікання процесів структурного упорядкування. У процесі конденсації плівок Co/Pd/П і Fe/Pd/П індивідуальність окремих шарів майже не зберігається і утворюється неупорядкований т. р. із ГЦК-решіткою, який при термообробці переходить в упорядкований т. р. (фаза $L1_0$ із тетрагональною решіткою) з елементами гранульованого стану. Рис. 1 і 2 ілюструють процеси упорядкування ГЦК фаз після термовідпалювання.

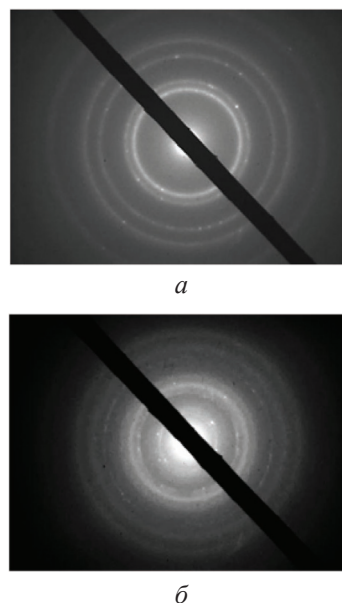


Рис. 1. Дифракційні картини від плівок Pd(15)/Co(10)/П, отриманих при 300 К (а) та після відпалювання до 850 К (б). Тут і далі в дужках вказана товщина в нм

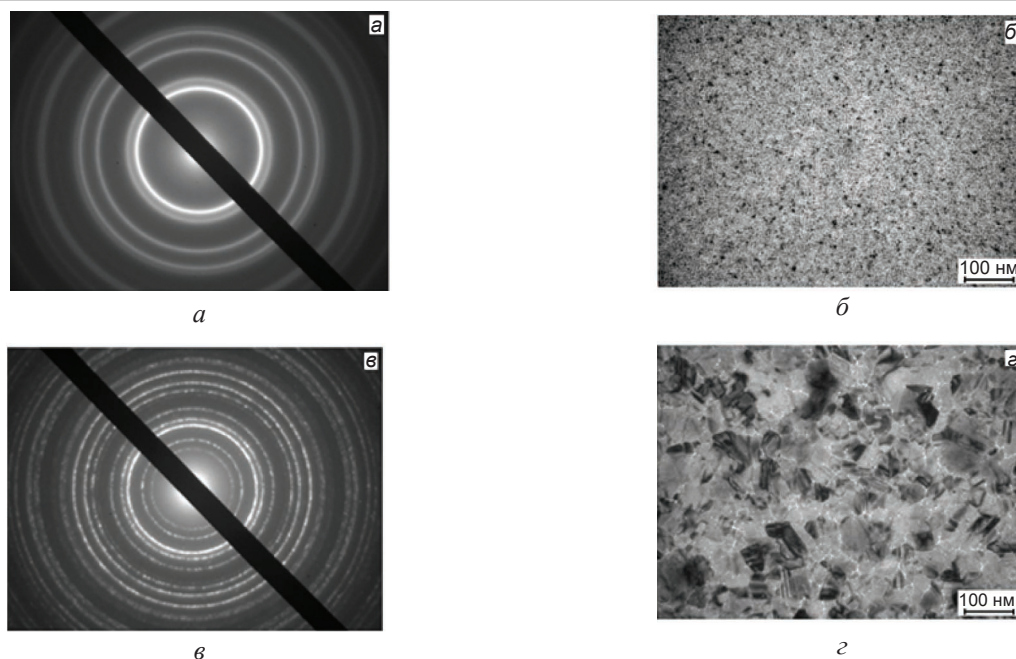


Рис. 2. Дифракційні картини і мікрукрукта від плівок Pd(13)/Fe(10)/П, отриманих при 300 К (а, б) та після відпалювання до 850 К (в, г)

У табл. 1 і 2 представлені результати розшифрування електронограм від неупорядкованих ГЦК та упорядкованих ГЦТ(L1₀)-фаз CoPd і FePd. В останньому випадку поряд із лініями від ГЦТ-фази фіксуються слабкі лінії від оксиду Fe₃O₄.

Таблиця 1

Розшифрування електронограм від Pd(15)/Co(10)/П плівок

T = 300 K					T = 850 K						
№	I, в. о.	d _{hkl} ^р , нм	hkl	фаза	a, нм	I, в. о.	d _{hkl} ^р , нм	hkl	фаза	a, нм	c, нм
1	С.	0,215	111	ГЦК-CoPd	0,372	сер.	0,399	100	ГЦТ-CoPd (L1 ₀)	0,399	—
2	сер.	0,186	200		0,372	сер.	0,282	110		0,399	—
3	сл.	0,132	220		0,373	С.	0,229	111		—	0,386
4	сл.	0,112	311		0,371	сер.	0,200	200		0,400	—
5	сл.	0,108	222		0,371	сл.	0,194	002		—	0,388
6	д. сл.	0,093	400		0,372	сл.	0,185	201		0,398	—
					\bar{a} (ГЦК-CoPd) = 0,372 нм; \bar{a} (ГЦТ-CoPd) = 0,399 нм; \bar{c} (ГЦТ-CoPd) = 0,387 нм						
a_0 (ГЦП-Co) = 0,251 нм; c_0 (ГЦП-Co) = 0,410 нм; a_0 (ГЦК-Co) = 0,355 нм; a_0 (Pd) = 0,389 нм [10]; a_0 (L1 ₀ -CoPd) = 0,410 нм; c_0 (L1 ₀ -CoPd) = 0,388 нм											
С. — сильна; сер. — середня; сл. — слабка; д. сл. — дуже слабка											

Розшифрування електронограм від Pd(13)/Fe(10)/П плівок

T = 300 K						T = 850 K					
№	I, в. о.	d_{hkl} , нм	hkl	фаза	a, нм	I, в. о.	d_{hkl} , нм	hkl	фаза	a, нм	c, нм
1	С.	0,224	111	ГЦК-FePd	0,388	сл.	0,297	220	Fe ₃ O ₄	0,840	–
2	сер.	0,194	200		0,388	сер.	0,275	110	ГЦТ-FePd	0,389	–
3	сл.	0,137	220		0,387	С.	0,222	111	(L1 ₀)	–	0,377
4	сл.	0,117	311		0,388	сл.	0,212	400	Fe ₃ O ₄	0,848	–
5	сл.	0,112	222		0,388	сер.	0,193	200	ГЦТ-FePd (L1 ₀)	0,386	–
6	д. сл.	0,097	400		0,388	сл.	0,185	002		–	0,371
7	сл.	0,089	331		0,388	сер.	0,172	210		0,385	–
\bar{a} (ГЦК-FePd) = 0,388 нм						\bar{a} (ГЦТ-FePd) = 0,388 нм; \bar{c} (ГЦТ-FePd) = 0,374 нм					
$a_0(\text{Pd}) = 0,389 \text{ нм}; a_0(\text{Fe}) = 0,286 \text{ нм}$ [10]; $a_0(L1_0\text{-FePd}) = 0,385 \text{ нм}; c_0(L1_0\text{-FePd}) = 0,372 \text{ нм}$											

Електрофізичні властивості. На рис. 3 наведені перші цикли температурної залежності електричного опору вихідних плівок Co і Fe та двошарових плівкових систем Pd/Co/П і Pd/Fe/П. Ці залежності мають типовий характер: при відпалюванні електричний опір монотонно зменшується у результаті заліковування дефектів кристалічної будови (вакансії, міжвузлові атоми,

дефекти пакування), а при повторному відпалюванні спостерігається звичайний хід опору. Деяке збільшення опору при $T \cong 750 \text{ K}$ (рис. 2, криві 6, 7) можна пояснити процесами упорядкування ГЦК фази FePd. Узагальнення деяких результатів терморезистивних досліджень представлені в табл. 3.

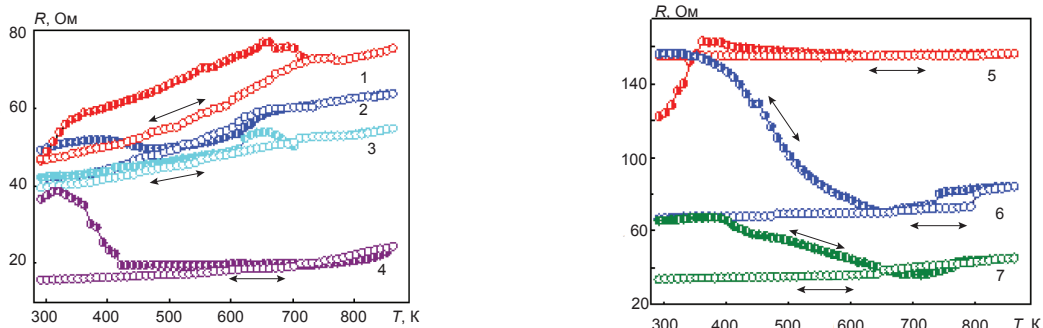


Рис. 3. Температурні залежності опору у процесі термостабілізації за схемою «нагрівання ↔ охолодження» для плівок на основі Co і Pd (a) та Fe і Pd (б): 1 — Co(10); 2 — Pd(5)/Co(10); 3 — Pd(15)/Co(10); 4 — Pd(45)/Co(10); 5 — Fe(15); Pd(5)/Fe(15); 6 — Pd(20)/Fe(15); 7 — Pd(45)/Fe(15). Концентрація c_{Pd} , ат. %: 28 (2); 54 (3); 77 (4); 22 (5); 53 (6) та 72 (7)

Концентраційна залежність ТКО і питомого опору плівкових зразків після відпалювання до 800 К

Зразок (товщина, нм)	Загальна товщина, нм	c_{Pd} , ат. %	ТКО $\times 10^4$, K ⁻¹	Фаза
Co(10)/П	10	—	12,0	ГЦП-Co
Pd(5)/Co(10)/П	15	32	6,7	ГЦК-CoPd
Pd(15)/Co(10)/П	25	54	5,0	ГЦТ-CoPd
Pd(45)/Co(10)/П	55	77	9,3	ГЦК-CoPd ₃
Co(11)/Pd(42)/П	53	76	4,0	ГЦК-CoPd ₃
Pd(20)/Fe(15)/П	35	55	4,0	ГЦТ-FePd
Pd(45)/Fe(15)/П	60	75	4,0	ГЦК-FePd ₃

Магніторезистивні властивості. Типові залежності МО невідпалених плівкових систем на основі Co і Pd представлені на рис. 4.

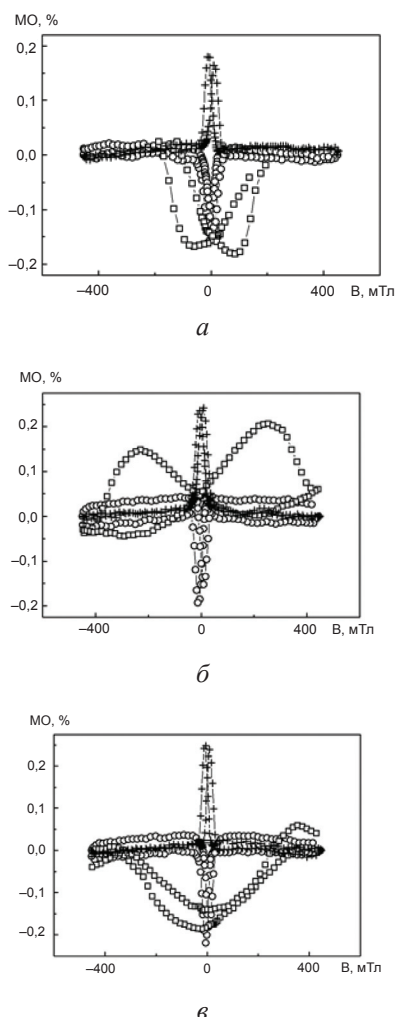
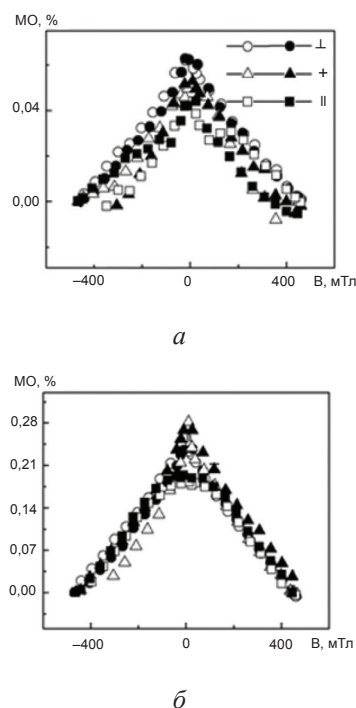


Рис. 4. Польові залежності МО для свіжосконденсованої плівки CoPd/П при $T_n = 300$ К. Концентрація c_{Pd} , ат. %: 72 (а); 42 (б) та 38 (в). \circ — паралельна, \square — перпендикулярна та $+$ — поперечна орієнтація магнітного поля. Загальна товщина зразків 48 нм

Ці залежності чітко ілюструють анізотропний характер МО.

У термооброблених плівках формується гранульований твердий розчин на основі ГЦК-Pd, що спричиняє ефект ГМО (рис. 5), за виключенням зразків із концентрацією $c_{Pd} = 75$ ат. %. На рис. 6 наведені узагальнені залежності МО від температури відпалювання (T_B) плівок FePd/П.

Залежність величини МО від температури відпалювання (рис. 6) вказує на те, що термообробка призводить до формування досконалішої системи гранул і більш ефективного спін-залежного розсіювання електронів.



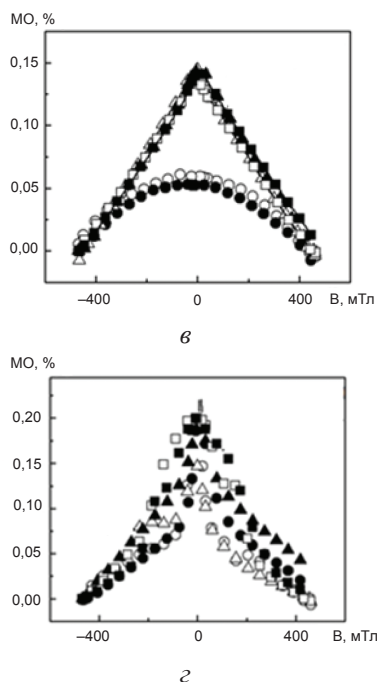


Рис. 5. Залежність МО від величини магнітного поля при трьох його орієнтаціях для термовідпалених до 600 К плівкових систем FePd/П. Концентрація c_{Pd} , ат. % : 87 (а); 83 (б); 75 (в) та 64 (з)

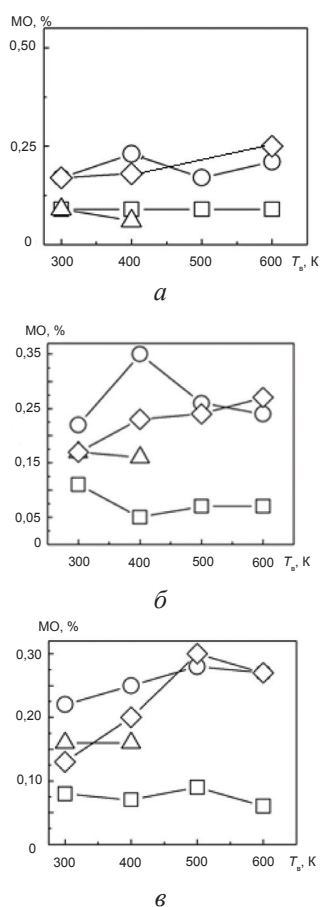


Рис. 6. Залежність МО від T_v для двокомпонентної плівки на основі Fe і Pd при трьох орієнтаціях магнітного поля: перпендикулярна (а); поперечна (б) і паралельна (в). Концентрація c_{Pd} , ат. %: 87(□), 83(○), 75(Δ) та 64 (◇). Температура вимірювання 300 К

ВИСНОВКИ

1. Установлені умови формування неупорядкованих ГЦК-фаз, кристалічна структура яких відповідає твердим розчинам атомів Fe і Co у решітці ГЦК-Pd.
2. Вивчені електрофізичні властивості плівкових твердих розчинів при відсутності і з елементами гранульованого стану.
3. В неупорядкованих твердих розчинах спостерігається анізотропний магнітоопір, який трансформується в гігантський магнітоопір у результаті формування магнітних гранул у решітці твердого розчину.
4. Удосконалення елементів гранульованого стану в двокомпонентних плівках на основі Fe і Pd при зростанні температури відпалювання спричиняє деяке збільшення величини гігантського магнітоопору.

Робота виконана у рамках держбюджетної тематики № 0115U000689 Міністерства освіти і науки України (2015–2017 рр.).

ЛІТЕРАТУРА

1. Мягков В. Г., Быкова Л. Е., Жигалов В. С., Тамбасов И. А., Бондаренко Г. Н., Мацынин А. А., Рыбакова А. Н. Большая магнитная вращающаяся анизотропия в эпитаксиальных $L1_0CoPt(111)$ тонких пленках // Письма в ЖЭТФ. — 2015. — Т. 102, вып. 6. — С. 393–398.
2. Hrychanovs'ka O. A., Karpenko K. H., Odnodvoretz L. V., Protsenko S. I., Panchal C. J., Kher V. H., Mehta P. K., Poduremne D. V., Protsenko I. Yu. // Proc. Conf. «Nanomaterials: Application and Properties». — 2014. — Vol. 3, No.1. — P. 01NTF09-1–01NTF09-4.
3. Проценко І. Ю., Чешко І. В., Однорець Л. В., Кондрахова Д. М., Пилипенко О. В., Шабельник Ю. М., Власенко О. В. Магнеторезистивні та магнетооптичні властивості плівкових систем із можливим спінзалежним розсіянням електронів (огляд) // Успехи физ. мет. — 2013. — Т. 14. — С. 229–255.
4. Odnodvoretz L. V., Shumakova M. O., Protsenko I. Yu., Shabelnyk Yu. M., Shumakova N. I. Phenomenological theory of strain effect in granular film alloys // Proc. Conf. «Nanomaterials: Application and

- Properties». — 2014. — Vol. 3, No. 1. — P. 01NTF09-1–01NTF09-2.
5. Gottwald M., Lee K., Kan J. J., Ocker B., Wrona J., Tibus S., Langer J., Kang S. H., Fullerton E. E. Ultra-thin Co/Pd multilayers with enhanced high-temperature annealing stability // *Appl. Phys. Lett.* — 2013. — Vol. 102. — P. 052405-1–052405-4.
 6. Murdoch A., Trant A. G., Gustafson J., Jones T. E., Noakes T. C. Q., Bailey P., Baddeley C. J. Alloy formation in the Co/Pd{111} system // *Surf. Sci.* — 2013. — Vol. 608. — P. 212–219.
 7. Wei D. H. Controlling microstructure and magnetization process of FePd (001) films by staged thermal modification / D. H. Wei, Y. D. Yao // *Appl. Phys. Lett.* — 2009. — Vol. 95. — P. 172503-1–172503-3.
 8. Clavero C., Garcia-Martin J. M., Kramer J. L. C., Armelles G., Cebollada A. Temperature and thickness dependence at the on set of perpendicular magnetic anisotropy in FePd thin films sputtered on MgO (001) // *Phys. Rev. B.* — 2006. — Vol. 73. — P. 174405-1–174405-10.
 9. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Т. 1 / Под ред. Н. П. Лякишева. — Москва: Машиностроение, 1996. — 1027 с.
 10. Горелик С. С., Расторгуев Л. И., Скаков Ю. А., Рентгенографический и электронно-оптический анализ. Приложение. — Москва: Metallurgiya, 1970. — 107 с.
 3. Protsenko I. Yu., Cheshko I. V., Odnodvoret L. V., Kondrahova D. M., Pylypenko O. V., Shabelnik Yu. M., Vlasenko O. V. Magnetoerezistivni ta magnetooptichni vlastivosti plivkovih sistem iz mozhlivim spin-zalezhnim rozsiyanniam elektroniv (oglyad) // *Uspehi fiz. met.* — 2013. — Vol. 14. — P. 229–255.
 4. Odnodvoret L. V., Shumakova M. O., Protsenko I. Yu., Shabelnyk Yu. M., Shumakova N. I. Phenomenological theory of strain effect in granular film alloys // *Proc. Conf. «Nanomaterials: Application and Properties».* — 2014. — Vol. 3, No. 1. — P. 01NTF09-1–01NTF09-2.
 5. Gottwald M., Lee K., Kan J. J., Ocker B., Wrona J., Tibus S., Langer J., Kang S. H., Fullerton E. E. Ultra-thin Co/Pd multilayers with enhanced high-temperature annealing stability // *Appl. Phys. Lett.* — 2013. — Vol. 102. — P.052405-1–052405-4.
 6. Murdoch A., Trant A. G., Gustafson J., Jones T. E., Noakes T. C. Q., Bailey P., Baddeley C. J. Alloy formation in the Co/Pd{111} system // *Surf. Sci.* — 2013. — Vol. 608. — P. 212–219.
 7. Wei D. H. Controlling microstructure and magnetization process of FePd (001) films by staged thermal modification / D. H. Wei, Y. D. Yao // *Appl. Phys. Lett.* — 2009. — Vol. 95. — P. 172503-1–172503-3.
 8. Clavero C., Garcia-Martin J. M., Kramer J. L. C., Armelles G., Cebollada A. Temperature and thickness dependence at the on set of perpendicular magnetic anisotropy in FePd thin films sputtered on MgO (001) // *Phys. Rev. B.* — 2006. — Vol. 73. — P. 174405-1–174405-10.
 9. Diagrammy sostoyaniya dvoynih metallicheskih sistem. Vol. 1 / Pod red. N. P. Lyakisheva — Moskva: Mashinostroenie, 1996. — 1027 p.
 10. Gorelik S. S., Rastorguev L. I., Skakov Yu. A., Gorelik S. S. Rentgenograficheskij i elektronno-opticheskij analiz. Prilozhenie. — Moskva: Metallurgiya, 1970. — 107 p.

LITERATURA

1. Myagkov V. G., Bykova L. E., Zhigalov V. S., Tambasov I. A., Bondarenko G. N., Masyunin A. A., Rybakova A. N. Bolshaya magnitnaya vraschayuschayasya anizotropiya v epitaksialnyh $L1_0$ CoPt(111) tonkih plenkah // *Pisma v ZhETF.* — 2015. — Vol. 102, vyp.6. — P. 393–398.
2. Hrychanovska O. A., Karpenko K. H., Odnodvoret L. V., Protsenko S. I., Panchal C. J., Kher V. H., Mehta P. K., Poduremne D. V., Protsenko I. Yu. // *Proc. Conf. «Nanomaterials: Application and Properties».* — 2014. — Vol. 3, No. 1. — P. 01NTF09-1–01NTF09-4.