

PACS numbers: 68.55.Nq, 71.20.Be, 71.20.Eh, 73.50.Jt, 75.30.Gw

Вплив температури на фазовий склад, електрофізичні та магнеторезистивні властивості плівкових систем на основі Co, Fe та Gd

С. І. Воробйов*, І. В. Чешко*, А. М. Чорноус*, І. О. Шпетний**,**

*Сумський державний університет,
вул. Римського-Корсакова, 2,
40007 Суми, Україна

**Інститут магнетизму НАН України і МОН України,
бульв. Акад. Вернадського, 36-б,
03142 Київ, Україна

Роботу присвячено встановленню загальних закономірностей впливу температури термооброблення та товщини прошарку з Gd на структурно-фазовий стан, електрофізичні та магнеторезистивні властивості тришарових плівок Co/Gd/Co і Fe/Gd/Fe. Встановлено, що у свіжосконденсованому стані плівкові системи на основі Co, Fe та Gd після конденсації при температурі підложжя $T_{\text{п}} \cong 460$ К і охолодження до кімнатної мають фазовий склад ГЦП-Co + ГЦК-Co + ка-Gd та ОЦК-Fe + ка-Gd відповідно. Термооброблення плівкових систем на основі Co і Gd до температури 800 і 1000 К не призводить до зміни фазового складу, хоча концентрація кристалів ГЦК-Co істотно збільшується. Фазовий склад плівкових зразків на основі Fe і Gd не змінюється після термооброблення до 600 К, а у зразках яких було відпалено при 900 К спостерігається утворення додаткової оксидної фази ГЦК-Fe₃O₄. Показано, що в розглянутих системах проявляється анізотропний характер залежності величини магнетоопору від прикладеного зовнішнього магнетного поля. Для всіх плівкових зразків до і після термообробки, незалежно від геометрії міряння, залежності величин магнетоопору і коерцитивної сили від ефективної товщини прошарку із ка-Gd мають осцилювальний характер. Відпалювання плівкових зразків слабо впливає на величину їх магнетоопору.

Работа посвящена установлению общих закономерностей влияния температуры термообработки и толщины слоя из Gd на структурно-фазовое состояние, электрофизические и магнеторезистивные свойства трёхслойных плёнок Co/Gd/Co и Fe/Gd/Fe. Установлено, что в свежесконденсированном состоянии плёночные системы на основе Co, Fe и Gd после конденсации при температуре подложки $T_{\text{п}} \cong 460$ К и охлаждения до комнатной

имеют фазовый состав ГЦК-Co + ГЦК-Co + ka-Gd и ОЦК-Fe + ka-Gd соответственно. Термообработка плёночных систем на основе Co и Gd до температуры 800 и 1000 К не приводит к изменению фазового состава, хотя концентрация кристаллов ГЦК-Co существенно увеличивается. Фазовый состав плёночных образцов на основе Fe и Gd не меняется после термообработки до 600 К, а в образцах, которые были отожжены при 900 К, наблюдается образование дополнительной оксидной фазы ГЦК-Fe₃O₄. Показано, что в рассматриваемых системах проявляется анизотропный характер зависимости величины магнетосопротивления от приложенного внешнего магнитного поля. Для всех плёночных образцов до и после термообработки, независимо от геометрии измерения, зависимости величин магнетосопротивления и коэрцитивной силы от эффективной толщины слоя из ka-Gd имеют осциллирующий характер. Отжиг плёночных образцов слабо влияет на величину их магнетосопротивления.

The paper is concerned with revealing of common regularities of heat treatment effect and layer thickness of Gd on the structural and phase states, electrophysical and magnetoresistive properties of three-layer Co/Gd/Co and Fe/Gd/Fe films. As specified, under condition of freshly condensed state, film systems based on Co, Fe and Gd after condensation on substrate at temperature $T_s \approx 460$ K and cooling up to the room temperature have the phase compositions h.c.p.-Co + f.c.c.-Co + q.a-Gd and b.c.c.-Fe + q.a-Gd respectively. Heat treatment of film systems based on Co and Gd up to the temperatures 800 and 1000 K does not result in changing the phase composition, although the content of f.c.c.-Co crystals increases considerably. Phase composition of film samples based on Fe and Gd is not changed after the heat treatment up to 600 K; but, in samples, which are annealed up to 900 K, the formation of additional f.c.c.-Fe₃O₄ oxide phase could be observed. As shown, in considered systems, the anisotropic character of magnetoresistance value dependence on applied external magnetic field is revealed. For all film samples before and after heat treatment, regardless of measuring geometry, the dependences of magnetoresistance value and coercive force on effective thickness of interlayer of q.a-Gd has oscillating character. Annealing of film samples affects slightly on the value of their magnetoresistance.

Ключові слова: фазовий склад, електрофізичні властивості, магнетопір, коерцитивна сила, плівкові системи.

(Отримано 5 грудня 2013 р.)

1. ВСТУП

Застосування 2D-наноматеріалів у вигляді мультишарів та багатошарових плівкових функціональних структур супроводжується рядом невирішених проблем, які пов'язані з відсутністю однозначної інформації щодо особливостей дифузійних процесів, фазоутворення та структурних перетворень в умовах дії різних фізичних полів, що призводять до зміни властивостей всієї наносистеми в цілому. Бага-

тошарові плівкові структури з використанням поєднання феромагнетних і рідкоземельних металів, зокрема Fe або Co з Gd, здобувають популярність при виготовленні нових функціональних елементів спінтроніки та наносенсорної техніки [1, 2]. Унікальність таких поєднань викликана особливостями взаємодії магнетних моментів їх атомів, а саме непрямим обміном, наприклад, між трьохвалентним іоном Fe, у якого $3d$ -оболонка заповнена наполовину і який має сферично симетричний розподіл заряду, та між рідкоземельним атомом Gd з незаповненою $5f$ -оболонкою, що має сильні спін-орбітальну взаємодію та несиметричний розподіл заряду. Обмінна енергія поєднання цих атомів має виражений анізотропний характер. При певних умовах структура Fe–Gd проявляє властивості антиферомагнетика, коли обмінна взаємодія домінує над збудженнями, а параметр взаємодії менше нуля, і саме ця властивість забезпечує можливість реалізації спін-залежного розсіювання електронів у даних системах.

Рядом авторів [3–6] відмічалось, що у дво- та багатошарових плівкових системах на основі Fe і Gd або Co і Gd з товщиною шарів 1–10 нм шар гадолінію перебуває у аморфному стані, причому саме присутність в плівковій системі цієї аморфної фази забезпечує високі значення магнетної анізотропії та коерцитивності.

У зв'язку з цим метою даної роботи стало вивчення структурно-фазового стану плівкових систем на основі Fe, Co і Gd та встановлення його впливу на магнеторезистивні властивості.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Тришарові плівки Co/Gd/Co/П та Fe/Gd/Fe/П (П — підкладка) були отримані методом електронно-променевого осадження шляхом пошарової конденсації у робочому об'ємі вакуумної камери (тиск газів залишкової атмосфери $P \sim 10^{-4}$ Па) із середньою швидкістю конденсації $\omega = 0,01\text{--}0,03$ нм/с на підігріту до температури $T_{\text{п}} \cong \cong 460$ К підкладку. Нами було досліджено серію зразків у яких ефективна товщина окремих шарів Co і Fe становила 10 нм, а у випадку Gd вона змінювалась від 1 до 10 нм.

При вивченні електрофізичних і магнеторезистивних властивостей плівкових матеріалів та їх наступної експлуатації важливу роль відіграє підкладка, яка повинна задовольняти певним встановленим вимогам, зокрема, бути діелектричною, мати термічну стійкість, низькі температурний коефіцієнт лінійного розширення і шорсткість поверхні та мати високу механічну міцність. Комплексу таких вимог відповідають ситалові підкладки [7], які використовуються при виготовленні гібридних інтегральних мікросхем та ряду датчиків. У зв'язку з цим при дослідженні магнеторезистивних властивостей нами використовувались ситалові підкладки розмір яких складав 10×10 мм. Достатня адгезія плівок до підкладки забезпечувалась її підігрівом, крім

цього це дозволяло отримати більш структурно-досконалі зразки з меншою кількістю дефектів кристалічної будови.

Для дослідження кристалічної структури і фазового складу плівкові зразки осаджувались на плівки-підкладки з аморфного вуглецю. Дослідження структурних характеристик проводилось методами просвічуючої електронної мікроскопії та електронографії (прилад ПЕМ-125К).

Вимірювання електричного опору у зовнішньому магнетному полі проводили за чотирьохточковою схемою. Через два крайні електроди по зразку пропускався струм 1 мА, а два середні використовувались для зняття спаду напруги. Для цього застосовувався програмно-апаратний комплекс, який описаний у роботі [8]. Дослідження залежності опору від напруженості магнетного поля у трьох геометріях вимірювання (перпендикулярна, поперечна, поздовжня) здійснювалось за кімнатної температури.

Розрахунок величини магнетоопору MO проводився за формулою:

$$MO = \frac{R_{\max} - R_{\min}}{R_{\min}} 100\%, \quad (1)$$

де R_{\max} і R_{\min} найбільше і найменше значення опору плівкового зразка на залежності опору від напруженості зовнішнього магнетного поля B .

Термообробка плівкових зразків проводилась у вакуумі ($P \sim 10^{-4}$ Па) до $T_{\text{в}} \cong 800$ і 1000 К (система Co/Gd/Co/П) та $T_{\text{в}} \cong 600$ і 900 К (система Fe/Gd/Fe/П) за схемою «нагрівання \rightarrow витримка протягом 20 хв. \rightarrow охолодження до кімнатної температури». Регулювання швидкості нагріву і охолодження зразків, часу витримки, контроль температури підкладок здійснювалось в автоматичному режимі за допомогою програмно-апаратного комплексу на основі 16-бітного сигма-дельта АЦП ADAM-4118 з використанням методики, запропонованої у роботі [9].

3. ЕЛЕКТРОФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА ФАЗОВИЙ СКЛАД ПЛІВКОВИХ СТРУКТУР Fe/Gd/Fe ТА Co/Gd/Co

На рисунку 1 проілюстровано типові температурні залежності опору $R(T)$ для плівкових систем різної товщини. Аналізуючи ці дані можна відмітити наступне. Характер залежностей опору від температури для плівкових систем аналогічний температурним залежностям опору одношарових плівок Co і Fe [10, 11]. Такий результат представляється закономірним, оскільки ефективна товщина шарів Gd складає до 10 нм, а сумарна ефективна товщина шарів Co і Fe становить до 20 нм, тому можна говорити, що електричний струм переважно поширюється у шарах феромагнетиків.

Залежність $R(T)$ для плівкових зразків при нагріві впродовж пер-

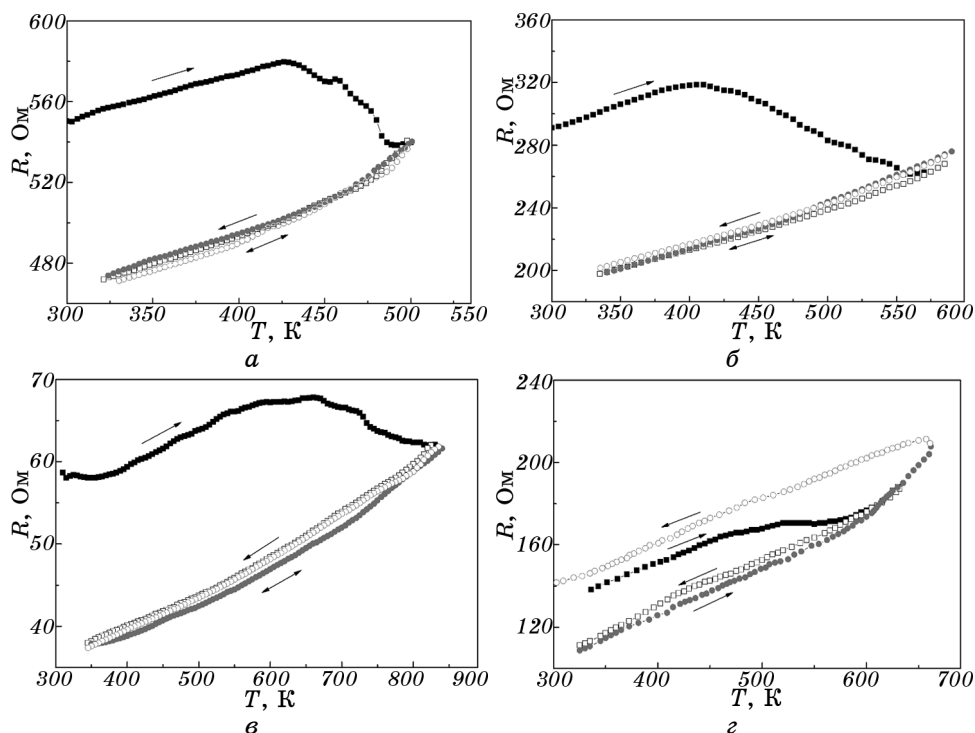


Рис. 1. Температурна залежність опору для тришарових плівок: Co(3)/Gd(10)/Co(5)/П (а), Fe(5)/Gd(5)/Fe(5)/П (б), Co(5)/Gd(5)/Co(10)/П (в), Fe(5)/Gd(7)/Fe(10)/П (г); ■, □ — перший цикл; •, ○ — другий цикл (темні і світлі маркери — нагрівання і охолодження відповідно).

шого циклу до температур 500–580 К (рис. 1, а, б) має вендівський характер [12], оскільки на ній спостерігається явно виражені три ділянки. На першій з яких в інтервалі температур 300–430 К (Co/Gd/Co) та 300–470 К (Fe/Gd/Fe) опір зростає із збільшенням температури. На другій ділянці, внаслідок процесів заліковування дефектів кристалічної будови і рекристалізації, спостерігається неметалевий характер залежності $R(T)$. Після закінчення процесу заліковування дефектів опір починає рости із збільшенням температури. Криві охолодження 1-го циклу та криві нагріву і охолодження 2-го циклу фактично накладаються. Це свідчить про повну термостабілізацію електрофізичних властивостей.

Збільшення граничної температури відпалювання впливає на характер залежності $R(T)$ для систем на основі Fe і Gd (рис. 1, г). Зокрема, в них спостерігається відносно різке зростання опору, який після відпалювання плівки має більше значення ніж у свіжо-сконденсованих зразках (причину цього ми обговоримо пізніше). Для пліткових систем на основі Co і Gd при збільшенні температури відпалювання після охолодження значення опору менше, ніж у

свіжосконденсованих зразках (рис. 1, *в*).

Розглянемо фазовий склад свіжосконденсованих плівкових зразків. Типові електронограми та знімки кристалічної структури плівок на основі Co і Gd наведено на рис. 2, *а*; їх розшифровка міститься в табл. 1. На електронограмах від свіжосконденсованих зразків фіксуються лінії, які відповідають відбиттям від кристаліграфічних площин ГЦП-Co і ГЦК-Co. Наявність відбиттів від кристаліграфічних площин (111) і (200), які належать ГЦК-Co, пояснюється дефектами пакування (ДП) у ГЦП-Co [13]. Яскраво виражених ліній, які б відповідали відбиттям від кристаліграфічних площин Gd на електронограмах від свіжосконденсованих плівок не спостерігається. На дифрактограмах спостерігається два гало із середнім діаметром, який дає середнє значення міжплощинних відстаней 0,29 нм і 0,18 нм. Подібний результат описаний авторами [14], де досліджувалась структура багат шарових плівок на основі Gd/Cu і Gd/Si з товщинами шарів Gd 7,5–40 нм. На думку авторів [14] наявність 2-го гало свідчить про початок кристалізації у шарах Gd, а плівки рідкоземельних металів таких як Gd, Tb, Dy проявляють схильність до аморфізації. Таким чином, плівкові системи на основі Co і Gd після конденсації при температурі підкладки $T_{\text{п}} \approx 460$ К і охолодження до кімнатної мають фазовий склад ГЦП-Co + ГЦК-Co + квазіаморфний Gd.

Від плівок, які пройшли термообробку до температур 800 К і

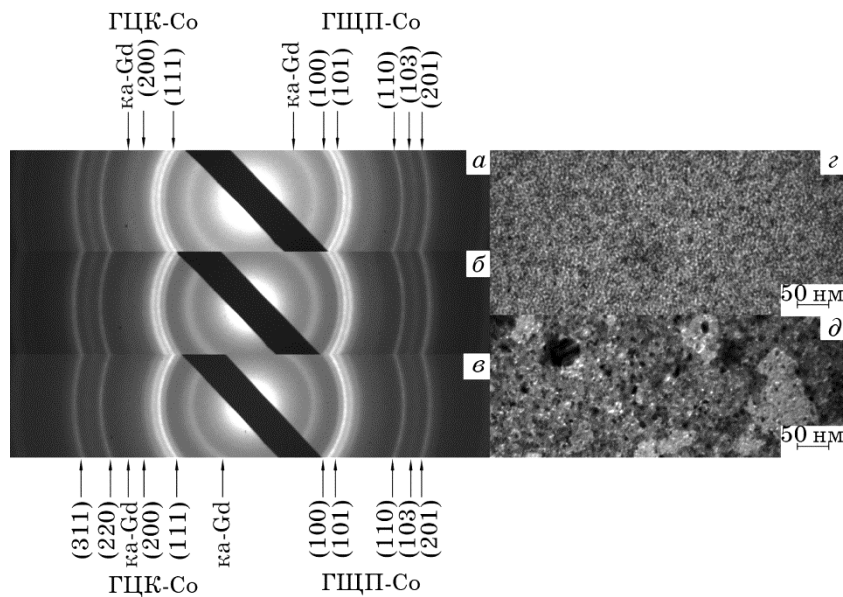


Рис. 2. Електронограми (*а–в*) та мікроструктури (*г, д*) від тришарових плівок до (*а, г*) та після (*б, в, д*) термовідпалювання: Co(10)/Gd(5)/Co(10)/П (*а, г* — 460 К, *б* — 800 К, *в, д* — 1000 К).

ТАБЛИЦЯ 1. Розшифровка дифракційної картини від зразка Co(10)/Gd(5)/Co(10)/П.

№	$T_{\text{п}} = 460 \text{ К}$				$T_{\text{в}} = 800 \text{ К}$				$T_{\text{в}} = 1000 \text{ К}$				d_0 , нм [15]
	I , від. од	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	I , від. од	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	I , від. од	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	
1	Сл.	-		ка-Gd	Сер.	-	-	ка-Gd	Сер.	-	-	ка-Gd	-
2	Сер.	0,216	100	ГЦП-Co	Сер.	0,215	100	ГЦП-Co	Сл.	0,215	100	ГЦП-Co	0,2158
3	Д. С.	0,205	111	ГЦК-Co (ДП)	Д. С.	0,205	111	ГЦК-Co	Д. С.	0,205	111	ГЦК-Co	0,2037
4	С.	0,192	101	ГЦП-Co	С.	0,191	101	ГЦП-Co	Сер.	0,191	101	ГЦП-Co	0,1915
5	Д. сл.	-		ка-Gd	Д. сл.	-	-	ка-Gd	Д. сл.	-	-	ка-Gd	-
6	Сл.	0,178	200	ГЦК-Co (ДП)	Сл.	0,177	200	ГЦК-Co	Сл.	0,177	200	ГЦК-Co	0,1773
7	Сл.	0,125	110	ГЦП-Co	Сл.	0,124	110 220	ГЦП-Co ГЦК-Co	Сер.	0,124	110 220	ГЦП-Co ГЦК-Co	0,125 0,1253
8	Сл.	0,115	103	ГЦП-Co	Сл.	0,115	103	ГЦП-Co	Д. сл.	0,115	103	ГЦП-Co	0,1148
9	Сер.	0,107	201	ГЦП-Co	Сер.	0,106	201 311	ГЦП-Co ГЦК-Co	Сер.	0,106	201 311	ГЦП-Co ГЦК-Co	0,1066 0,1066

Д. С. — дуже сильна, С. — сильна, Сер. — середня, Сл. — слабка, Д. сл. — дуже слабка

1000 К на електроннограмах спостерігається зростання інтенсивності від ліній, які належать ГЦК-фазі, а на знімках кристалічної структури (рис. 2, *д*) спостерігаються відповідні кристали. Поряд з цим на електроннограмах фіксуються відбиття від кристалографічних площин ГЦП-Co, але дещо з меншою інтенсивністю. Таким чином для плівкових зразків, які пройшли термообробку до 800 К і 1000 К, фіксується двофазний склад ГЦП-Co + ГЦК-Co з параметрами решітки ГЦК-Co $a = 0,356 \text{ нм}$ ($a_0 = 0,3545 \text{ нм}$ [16]), ГЦП-Co $a = 0,253 \text{ нм}$, $c = 0,412 \text{ нм}$ ($a_0 = 0,2514 \text{ нм}$, $c_0 = 0,4105 \text{ нм}$ [16]). Такий результат можна пояснити на основі електронно-мікроскопічних досліджень плівок після їх охолодження до кімнатної температури тим, що відбувається стабілізація ГЦК-фази при оберненому ГЦК ↔ ГЦП-переході.

Для свіжосконденсованих плівок на основі Fe і Gd з товщиною прошарку останнього не більше 10 нм також спостерігається квазіаморфна фаза Gd. Відпалювання зразків до температур 600 і 900 К не призводить до зміни фазового складу в шарах Gd (рис. 3, табл. 2).

На електроннограмах від зразків у свіжосконденсованому стані спостерігаються лінії, які відповідають відбиттям від кристалографічних площин ОЦК-Fe. Порівнюючи значення міжплощинних відстаней (табл. 2) та параметра решітки $a = 0,287 \text{ нм}$ ($a_0 = 0,286 \text{ нм}$ [16]) у плівкових і масивних зразках, можна відмітити їх співпа-

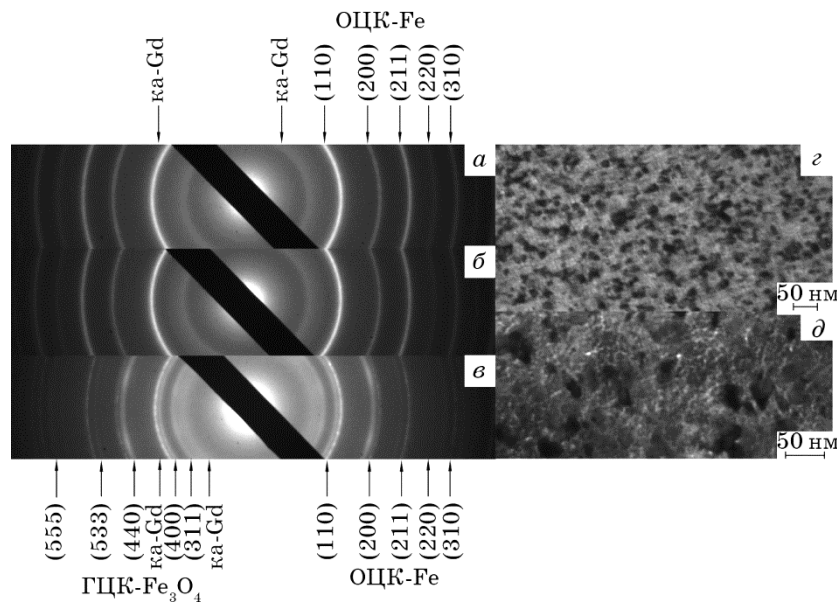


Рис. 3. Електронोगрами (а, б, в) та мікроструктури (г, д) від тришарових плівок до (а, г) та після (б, в, д) термовідпалювання: Fe(10)/Gd(3)/Fe(10)/П (а, г — 460 К, б — 600 К, в, д — 900 К).

дання в межах похибки визначення. Після відпалювання до температури 600 К на електронोगрамах в залежності від товщини шару Fe можуть з'являтися додаткові лінії, які належать відбиттям від кристаліграфічних площин ГЦК-Fe₃O₄.

Причиною утворення оксидної фази може бути взаємодія заліза з атомами кисню залишкової атмосфери у процесі відпалювання. Нами у роботі [10] було встановлено, що температура початку окислення плівок заліза є розмірно-залежною величиною, яка змінюється від 550 до 720 К в інтервалі товщин 15–150 нм. У зв'язку з цим для тришарових систем наявність або відсутність у плівках домішкової фази оксиду пов'язані з товщинами шарів Fe. Очевидно, що окислювальні процеси більш активно протікають у верхньому шарі Fe, оскільки його поверхня відкрита у процесі відпалювання. У той час як нижній шар Fe є захищеним підкладкою від впливу газів залишкової атмосфери (при дослідженні електрофізичних і магнеторезистивних властивостей в якості підкладки обирався ситал, при вивченні фазового складу — вуглець). Збільшення температури відпалювання до 900 К викликає більш активні окислювальні процеси у шарах заліза (рис. 2, табл. 2). Ці дані узгоджуються з результатами досліджень електрофізичних властивостей, згідно яких (рис. 1, г) опір плівок після відпалювання має більше значення, ніж у свіжосконденсованих зразках, за рахунок наявності у ві-

ТАБЛИЦЯ 2. Розшифровка дифракційної картини від зразка Fe(10)/Gd(3)/Fe(10)/П.

№	$T = 460 \text{ K}$				$T = 600 \text{ K}$				$T = 900 \text{ K}$				d_0 , нм [15]
	I , від. од.	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	I , від. од.	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	I , від. од.	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	
1	Сл.	-	-	ка-Gd	Сл.	-	-	ка-Gd	Сер.	-	-	ка-Gd	-
2	-	-	-	-	-	-	-	-	С.	0,254	311	ГЦК-Fe ₃ O ₄	0,253
3	-	-	-	-	-	-	-	-	Сер.	0,211	400	ГЦК-Fe ₃ O ₄	0,210
4	Д. С.	0,203	110	ОЦК-Fe	Д. С.	0,203	110	ОЦК-Fe	Д. С.	0,204	110	ОЦК-Fe	0,201
5	Д. сл.	-	-	ка-Gd	Д. сл.	-	-	ка-Gd	Сл.	-	-	ка-Gd	-
6	-	-	-	-	-	-	-	-	С.	0,149	440	ГЦК-Fe ₃ O ₄	0,1483
7	С.	0,143	200	ОЦК-Fe	С.	0,144	200	ОЦК-Fe	Сер.	0,143	200	ОЦК-Fe	0,1428
8	-	-	-	-	-	-	-	-	Сл.	0,128	533	ГЦК-Fe ₃ O ₄	0,1092
9	С.	0,117	211	ОЦК-Fe	С.	0,117	211	ОЦК-Fe	С.	0,117	211	ОЦК-Fe	0,1166
10	Сл.	0,101	220	ОЦК-Fe	Сл.	0,102	220	ОЦК-Fe	Д. сл.	0,102	220	ОЦК-Fe	0,101
11	-	-	-	-	-	-	-	-	Сл.	0,097	555	ГЦК-Fe ₃ O ₄	0,0966
12	Сер.	0,092	310	ОЦК-Fe	Сер.	0,091	310	ОЦК-Fe	Сл.	0,091	310	ОЦК-Fe	0,0904

дпалених плівках оксидної фази.

Таким чином, у плівковій системі на основі Fe і Gd з товщинами шарів $d_{\text{Fe}} = 5-10$ нм, $d_{\text{Gd}} = 1-10$ нм відбуваються наступні фазові перетворення $\text{ка-Gd} + \text{ОЦК-Fe} \xrightarrow{600\text{K}} \text{ка-Gd} + \text{ОЦК-Fe}$ або $\text{ка-Gd} + \text{ОЦК-Fe} \xrightarrow{900\text{K}} \text{ка-Gd} + \text{ОЦК-Fe} + \text{ГЦК-Fe}_3\text{O}_4$.

4. МАГНЕТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ

Висновки про структурно-фазовий склад плівкових зразків підтверджуються результатами дослідження їх магнеторезистивних характеристик. На рисунку 4 проілюстровано сімейство залежностей магнетоопору від величини B для плівкових систем до і після термообробки. Питання про особливості залежностей MO від B у різних геометріях вимірювання нами обговорювалось раніше у роботі [17]. Відпалювання зразків істотним чином не призводить до зміни характеру вказаних залежностей, а впливає лише на величину магнетоопору.

У таблицях 3, 4 приведено дані про величину магнетоопору та коерцитивної сили при кімнатній температурі виміряні на прикладі плівкової системи Co(10)/Gd/Co(10)/П з ефективною товщиною прошарку з гадолінію від 1 до 10 нм, які пройшли термообробку

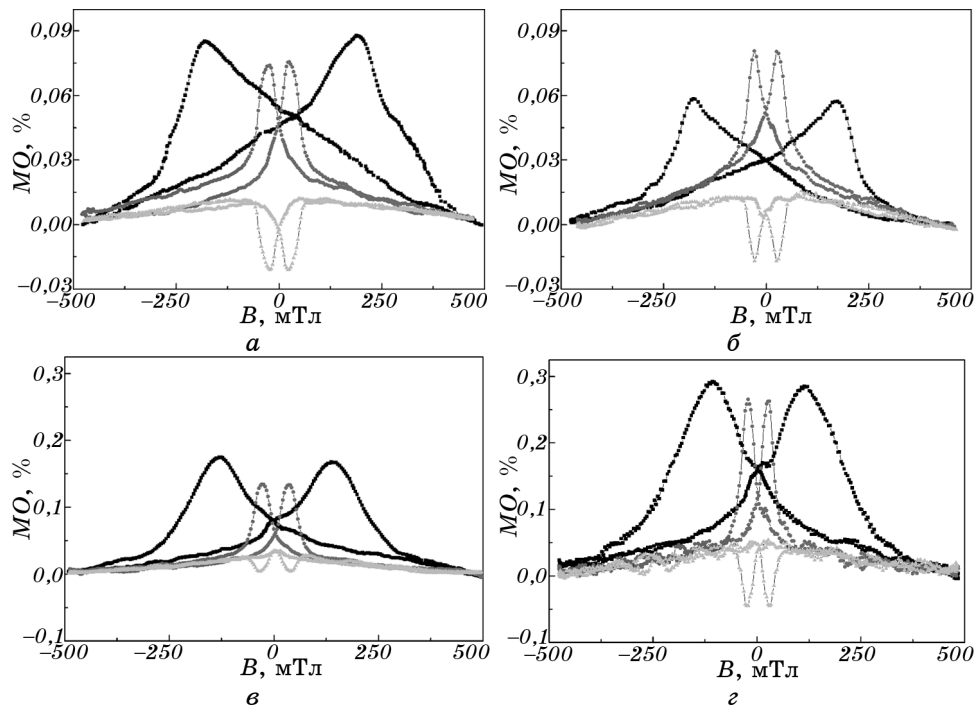


Рис. 4. Залежність величини магнетоопору від прикладеного зовнішнього магнетного поля при трьох геометріях вимірювання: перпендикулярній (■), поперечній (●) та поздовжній (▲) для плівкових систем: *a, б* — Fe(10)/ка-Gd(7)/Fe(10)/Π, *в, г* — Co(10)/ка-Gd(6)/Co(10)/Π у свіжосконденсованому стані (*a, в*) та після термообробки до 900 К (*б*) та 800 К (*г*).

при різних температурах. Відмітимо, що величина коерцитивної сили H_c визначалась із залежності MO від B за положенням максимумів. В усіх геометріях вимірювання для плівкових зразків Co/Gd/Co/Π та Fe/Gd/Fe/Π, які пройшли різний ступінь термообробки, має місце осцилівний характер залежності MO і H_c від ефективної товщини прошарку з Gd. Такий результат може бути пов'язаний з осциляційною залежністю обмінної взаємодії між електронами провідності [18].

Після відпалювання до температури 800 К для зразків на основі Co і Gd не спостерігається явної тенденції щодо впливу температури на величину MO в усіх трьох геометріях вимірювання. Це стосується і величини H_c для поперечної і поздовжньої геометрії. Хоча у випадку перпендикулярної геометрії коерцитивність плівкових зразків після відпалювання до 900 К збільшується. Відпалювання до температури 1000 К викликає зростання величини MO у плівкових зразках з ефективною товщиною прошарку з Gd більше 6 нм, що

ТАБЛИЦЯ 3. Залежність величини коерцитивної сили та магнетоопору від товщини прошарку Gd та температури термообробки для плівкової системи Co(10)/ка-Gd/Co(10)/П.

Товщина Gd, нм			1	2,1	5	6,2	7,2	8,8	10
Перпенди- кулярна	H_c , мТл	460 К	208,8	187,8	71,2	77,4	78,7	89,6	10,3
		800 К	275,9	191,9	126,1	93,9	80,1	121,1	25,8
		1000 К	320,7	205,8	194,7	95,1	80,1	121,1	25,8
	МО, %	460 К	0,394	0,272	0,159	0,201	0,247	0,069	0,152
		800 К	0,452	0,286	0,165	0,132	0,276	0,141	0,104
		1000 К	0,277	0,221	0,152	0,447	0,358	0,153	0,225
Поперечна	H_c , мТл	460 К	15,5	28,6	26,1	13,7	14,9	44,1	24,5
		800 К	27,7	28,1	30,9	14,5	12,9	41,6	26,8
		1000 К	30,1	28,7	32,9	17,1	15,4	37,6	15,2
	МО, %	460 К	0,253	0,193	0,082	0,069	0,093	0,124	0,087
		800 К	0,197	0,142	0,175	0,092	0,085	0,092	0,079
		1000 К	0,195	0,149	0,183	0,132	0,106	0,152	0,178
Поздовжня	H_c , мТл	460 К	11,1	34,4	13,1	17,6	17,9	52,5	25,9
		800 К	16,3	40,1	35,1	27,3	27,4	48,7	29,8
		1000 К	14,6	21,4	31,8	16,1	17,6	39,5	10,5
	МО, %	460 К	-0,151	-0,105	-0,089	-0,039	-0,083	-0,024	-0,044
		800 К	-0,356	-0,077	-0,067	-0,049	-0,024	-0,061	-0,041
		1000 К	-0,213	0,069	-0,049	-0,124	-0,089	-0,084	-0,136

ТАБЛИЦЯ 4. Залежність величини коерцитивної сили та магнетоопору від товщини прошарку Gd та температури термообробки для плівкової системи Fe(10)/ка-Gd/Fe(10)/П.

Товщина Gd, нм			1,2	3,5	5	7	8,3	9	10	
Перпенди- кулярна	H_c , мТл	460 К	-	98,5	-	184,2	122,9	112,4	116,1	
		900 К	70,9	44,5	81,1	174,6	39,7	82,2	64,9	
		МО, %	460 К	-	0,036	-	0,091	0,081	0,037	0,021
	МО, %	900 К	0,062	0,109	0,094	0,071	0,062	0,067	0,084	
		H_c , мТл	460 К	23,9	17,8	34,2	23,7	30,1	22,9	32,9
			900 К	25,4	13,1	41,3	27,1	25,9	29,3	23,9
МО, %	460 К	0,044	0,041	0,056	0,072	0,079	0,053	0,069		
	900 К	0,062	0,076	0,059	0,082	0,069	0,081	0,078		
Поздовжня	H_c , мТл	460 К	21,5	19,1	32,2	22,1	30,3	26,9	29,9	
		900 К	22,5	14,5	25,1	26,8	26,1	27,8	31,2	
	МО, %	460 К	-0,031	-0,007	-0,004	-0,023	-0,007	-0,026	-0,007	
		900 К	-0,035	-0,053	0,025	-0,029	-0,032	-0,038	0,009	

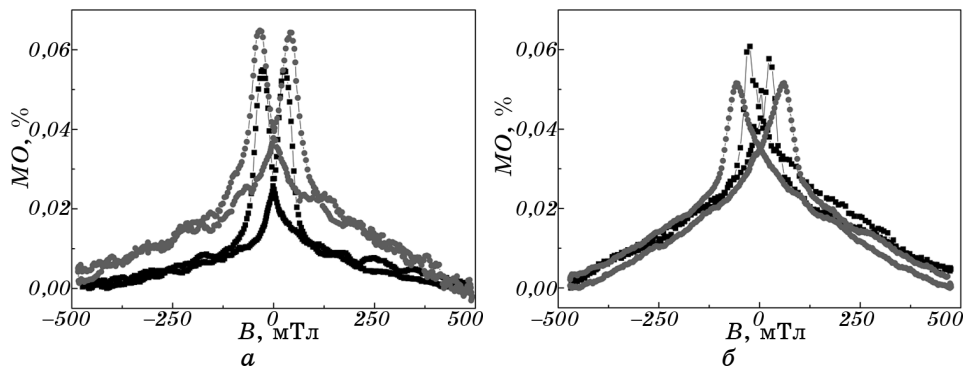


Рис. 5. Залежність величини магнетоопору від прикладеного зовнішнього магнетного поля при поперечній геометрії вимірювання для плівкових систем: Fe(10)/Ca-Gd(3)/Fe(10)/Pi (а), Fe(10)/Ca-Gd(5)/Fe(10)/Pi (б) у свіжо-сконденсованому стані (■) та після термообробки до 900 К (●).

можна пов'язати з інтенсивнішими процесами кристалізації у цих шарах. З іншого боку зміна величини магнетоопору може бути викликана процесами термостимульованої взаємної дифузії між шарами з відповідним розмиттям інтерфейсів. Але ці процеси сильніше б впливали на зміну форми залежностей магнетоопору.

Для системи Fe/Gd/Fe/Pi після відпалювання до 600 К, для яких не фіксується утворення оксидної фази, також не прослідковується явна тенденція до впливу температури на величину MO . Хоча величина H_c дещо збільшується (рис. 5).

У випадку обох систем термообробка при відносно низьких температурах не впливає на фазовий склад зразків, а рекристалізаційні процеси не викликають істотного збільшення розміру зерен. З цієї причини можливо не зазнає змін доменна структура зразків, тому істотного збільшення або зменшення MO нами не спостерігається. Після відпалювання плівок на основі Fe і Gd до 900 К у зразках спостерігається утворення оксидної фази ГЦК- Fe_3O_4 . Це в свою чергу призводить до збільшення величини MO в плівковій системі в цілому.

5. ВИСНОВКИ

У результаті комплексного дослідження фазового складу, електрофізичних і магнеторезистивних властивостей плівкових систем Co/Gd/Co/Pi та Fe/Gd/Fe/Pi з ефективною товщиною шару Gd $d_{Gd} = 1-10$ нм, які отримані при температурі підкладки $T_{\pi} \cong 460$ К можна зробити наступні висновки.

1. Плівкові зразки на основі Co і Gd, як після конденсації так і тер-

мообробки при температурах 800 і 1000 К мають фазовий склад ГЦП-Со + ГЦК-Со + ка-Gd.

2. У плівковій системі на основі Fe і Gd відбуваються наступні фазові перетворення: ка-Gd + ОЦК-Fe $\xrightarrow{600\text{K}}$ ка-Gd + ОЦК-Fe або ка-Gd + ОЦК-Fe $\xrightarrow{900\text{K}}$ ка-Gd + ОЦК-Fe + ГЦК-Fe₃O₄. Утворення оксидної фази переважно за рахунок взаємодії з газами залишкової атмосфери призводить до збільшення електричного опору відпалюваних плівок відносно свіжосконденсованих зразків.

3. В усіх геометріях вимірювання для плівкових зразків до і після термообробки величини M_0 і H_c мають осцилюючий характер залежності від ефективної товщини прошарку із ка-Gd. Відпалювання плівкових зразків до $T_b = 800$ К слабо впливає на зміну величини їх магнетоопору.

4. За рахунок утворення оксидної фази у системах на основі Fe і Gd має місце збільшення величини магнетоопору.

Автори виражають подяку професору І. Ю. Проценку за обговорення результатів роботи.

Робота виконана у рамках НДР № 0112U004688 та індивідуального гранту МОН України для проходження стажування у провідних закордонних університетах (2011–2012 рр.), Інститут Жан Ламур Університету Лотарингії, (м. Нансі, Франція).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. H. Nagura, K. Takanashi, S. Mitani, K. Saito, and T. Shima, *J. Magn. Magn. Mater.*, **240**: 183 (2002).
2. S. Mangin, L. Thomas, F. Montaigne, W. Lin, T. Hauet, and Y. Henry, *Phys. Rev. B*, **80**: 224424 (2009).
3. M. Sajjeddine, Ph. Bauer, K. Cherifi, C. Dufour, G. Marchal, and R. E. Camley, *Phys. Rev. B*, **49**, No. 13: 8815 (1994).
4. N. Sato and K. Habu, *J. Appl. Phys.*, **61**, No. 8: 4287 (1987).
5. J. A. Alonso, R. Hojvat de Tendler, D. A. Barbiric, and J. M. Riveiro, *J. Phys.: Condens. Matter*, **14**, No. 9: 8913 (2002).
6. *Magnetizm Nanosistem na Osnove Redkozemel'nykh i 3-d Perekhodnykh Metallov (The Magnetism of Nanosystems Based on Rare Earth and 3-d Transition Metals)* (Ed. V. A. Vas'kovskiy) (Ekaterinburg : Izd-vo Ural. Un-ta: 2008) (in Russian).
7. V. L. Solomakho, G. I. Tomilin, B. V. Tsitovich, and L. G. Yudovin, *Spravochnik Konstruktora-Priborostroitelya. Proyektirovanie. Osnovnyye Normy (The Directory of Instrumenter and Designer. The Designing. The Basic Norms)* (Minsk: Vysshaya shkola: 1988) (in Russian).
8. M. H. Demydenko, S. I. Protsenko, D. M. Kostyuk, and I. V. Cheshko, *J. Nano-Electron. Phys.*, **3**, No. 4: 81 (2011).
9. V. A. Zlenko, S. I. Protsenko, and R. Safaric, *J. Nano-Electron. Phys.*, **1**, No. 2: 29 (2009).

10. S. I. Vorobiov, L. V. Odnodvoretz, O. V. Pylypenko, and A. M. Chornous, *Nanosystems, Nanomaterials, Nanotechnologies*, **10**, Iss. 4: 829 (2012) (in Ukrainian).
11. I. Yu. Protsenko, M. D. Smolin, V. G. Shamonya et al., *Ukr. J. Phys.*, **29**, No. 6: 920 (1984) (in Ukrainian).
12. V. Vand, *Pros. Phys. Soc.*, **55**: 222 (1943).
13. T. B. Gorbacheva, *Rentgenografiya Tvyordykh Splavov (X-Ray Analysis of Solid Alloys)* (Moscow: Metallurgiya: 1985) (in Russian).
14. V. O. Vas'kovskiy, A. V. Svalov, A. V. Gorbunov, N. N. Schegoleva, and S. M. Zadvorkin, *Physica B*, **315**: 143 (2002).
15. S. S. Gorelik, L. I. Rastorguyev, and Yu. A. Skakov, *Rentgenograficheskii i Ehlektronno-Opticheskii Analiz: Prilozheniye (X-Ray and Electron-Optical Analysis: The Application)* (Moscow: Metalurgiya: 1970) (in Russian).
16. V. G. Samsonov, *Fiziko-Khimicheskie Svoystva Ehlementov: Spravochnik (The Physico-Chemical Properties of the Elements: Handbook)* (Kiev: Naukova Dumka: 1965) (in Russian).
17. S. I. Vorobiov, O. V. Shutileva, I. A. Shpetnyi, and A. M. Chornous, *J. Nano-Electron. Phys.*, **4**, No. 4: 04026 (2012) (in Ukrainian).
18. S. Parkin, R. Bhadra, and K. Roche, *Phys. Rev. Lett.*, **66**: 2152 (1991).