

Фазовий склад та магнітні властивості плівкових систем на основі Fe (Co) та Gd (Dy)

С.І. Воробйов¹, І.В. Чешко¹, А.М. Черноус¹, Х. Ширзадфар², О.В. Шутілева¹

¹ Сумський державний університет, вул. Римського-Корсакова, 2, 40007 Суми, Україна

² Institut Jean Lamour, UMR CNRS 7198, Université de Lorraine, 54506 Vandœuvre-lès-Nancy, France

(Одержано 31.03.2014, у відредагованій формі – 03.06.2014, опубліковано online 20.06.2014)

У роботі приведені результати комплексного дослідження структурно-фазового складу та магнітних властивостей тришарових плівкових систем Co (Fe) / Gd (Dy) / Co (Fe) / П до і після термообробки. Показано, що структурно-фазовий стан плівок Gd і Dy залежить від їх товщини, а процеси фазоутворення у тришарових плівках мають ряд особливостей. Встановлено, що магнітні властивості плівкових систем корелюють з їх структурно-фазовим станом, що призводить до зміни коерцитивної сили і залишкової намагніченості та характеру залежностей намагніченості плівок від прикладеного зовнішнього магнітного поля.

Ключові слова: Тонкі плівки, Рідкоземельні метали, Магнітний гістерезис, Фазовий склад, Залишкова намагніченість, Коерцитивна сила.

PACS numbers: 68.55.Nq, 71.20.Be, 71.20.Eh, 75.60.Ej

1. ВСТУП

Поєднання нанорозмірних шарів на основі рідкоземельних (R) та перехідних (T) металів має перспективи широкого використання при виготовленні нових приладових структур [1], що пов'язане з особливостями взаємного антиферомагнітного впорядкування у R / T системах. Воно може реалізуватись при стабілізації аморфного (квазіаморфного) стану у шарах із R металів та дотриманням певних умов формування і параметрів плівкових зразків. У таких системах можуть бути отримані високі показники їх магнітних характеристик, але стабільність робочих параметрів елементів визначається при певній комбінації компонент та їх структурно-фазовим станом.

У більшості випадків у літературі [2-4] магнітні властивості нанорозмірних плівкових систем на основі R / T металів, з шарами Fe (Co) та Gd (Dy) досліджуються у складі більш складних багатошарових функціональних плівкових структур (див., наприклад, [2]). Відомі роботи [3, 4] у яких вивчалися температурні ефекти у магнітних характеристиках мультишарів $[Gd / Fe]_n$. Рідше зустрічаються дослідження, де плівкові системи на основі Gd і Fe та Co і Dy розглядалися як самостійні функціональні елементи. У роботах [5, 6] представлені результати досліджень фазового складу і тензорезистивних властивостей багатошарових плівкових матеріалів на основі Fe і рідкоземельних [5] або благородних [6] металів як чутливих елементів тензодатчиків. У роботі [7], показано можливість спостереження ефекту гігантського магнітного опору в системі Gd / Fe навіть при кімнатній температурі. Але у всіх випадках головною метою робіт було дослідження властивостей вказаних плівкових структур на основі R / T металів лише з частковим аналізом їх структурних особливостей і фазового складу.

Таким чином, встановлення умов формування структурно-розупорядкованих фаз Gd і Dy та їх стабільність у складі багатошарових плівкових систем Fe (Co) / Gd (Dy) / Fe (Co) / П (П – підкладка) визначає мету даної роботи, яку можна досягти лише використовуючи комплексний підхід до дослідження структурно-фазового стану та магнітних властивостей.

2. МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Нами були одержані та досліджені партії зразків плівкових систем Fe / Gd / Fe, Co / Gd / Co, Co / Dy / Co, у яких товщини окремих шарів (далі у дужках вказана у нм) мали наступні значення T(5) / R(1-20) / T(20) / П. Окремі плівкові системи кожної партії були отримані в одному технологічному циклі методом електронно-променевого осадження, при таких умовах конденсації: – тиск газів залишкової атмосфери $P \cong 10^{-4}$ Па; – температура підкладки $T_n \cong 460$ К; – тип підкладки: ситал для вивчення магнітних властивостей, аморфний вуглець – дифракційних досліджень; – середня швидкість конденсації $\omega = 0,01 - 0,03$ нм / с.

Товщина зразків у процесі конденсації визначалась за допомогою кварцового резонатора. Температура підкладки контролювалась хромель-алюмелевою термопарою.

Термообробка зразків здійснювалась за схемою «нагрівання → витримка протягом 15 хв при $T_s \rightarrow$ охолодження до кімнатної температури». Температура відпалювання становила відповідно для систем Co / Gd (Dy) / Co $T_s = 800$ і 1000 К; Fe / Gd / Fe $T_s = 700$ і 900 К. Дослідження фазового складу проводилося з використанням електронного мікроскопу ПЕМ-125К.

Вивчення магнітних властивостей проводилось методом вібраційної магнітометрії при кімнатній температурі за допомогою приладу VSM Lake Shore 7400. Вимірювання проводились при паралельній геометрії (лінії індукції магнітного поля були направлені паралельно поверхні зразка). Зразок на тримачі з кварцового скла обертався навколо осі яка співпадала з нормаллю до поверхні.

У результаті були отримані залежності намагніченості від напруженості зовнішнього магнітного поля, що дозволило побудувати петлі гістерезису для кожного окремого випадку. За відрізком, який відтворюється на осі абсцис визначалась коерцитивна сила (H_c), за відрізком, який відтворюється на осі ординат – залишкова намагніченість (M_r).

3. РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ

3.1 Процеси фазоутворення

Згідно літературних даних свіжесконденсовані одношарові плівки рідкоземельних металів Gd [5] і Dy [8] схильні до аморфізації. Причому, як було показано в роботі [9], ступінь розупорядкування їх структури сильно залежить від товщини плівок та температури підкладки під час конденсації. При ефективних товщинах шарів Gd менше 10 нм електроннографічно спостерігається квазіаморфна фаза, а при збільшенні товщини – проявляються процеси кристалізації.

Аналіз результатів електроннографічних досліджень (Рис. 1), вказує на те, що плівки гадолінію товщиною від 10 до 40 нм у свіжесконденсованому стані мають фазовий склад ГЦП-Gd + ГЦК-GdH₂ зі слідами ОЦК-Gd₂O₃, які присутні у зразках товщиною $d < 20$ нм (Рис. 1а).

Згідно діаграми стану [10] в системі Gd-H можливе утворення гідридів GdH₂ з кубічною структурою і параметром решітки $a_0 = 0,530$ нм та GdH₃ з гексагональною структурою ($a_0 = 0,373$ нм і $c_0 = 0,671$ нм). Більшість міжплощинних відстаней ГЦК-GdH₂ та ГЦП-Gd дуже близькі за значеннями, що призводить до накладання на електроннограмах одних ліній на інші та ускладнення їх однозначної інтерпретації. Однак деякі відбиття від кристаліграфічних площин таких як (311) і (331), інтерпретуються однозначно як такі, що належать до фази гідриду GdH₂. Отримані нами дані говорять про те, що середній параметр решітки ГЦК фази складає $a_{сер.} = 0,528$ нм, що дещо менше за табличне значення a_0 для GdH₂. Такий результат можливо пов'язаний із

збідненням решітки гідриду гадолінію атомами водню, а ГЦК фазу потрібно інтерпретувати, як GdH_x, де $x \approx 2$, але для простоти далі ми будемо використовувати форму запису GdH₂.

У масивному стані гадоліній і кисень утворюють оксид Gd₂O₃ трьох різних модифікацій А, В та С [10]. Остання представляє собою ОЦК-Gd₂O₃ з параметром решітки $a_0 = 1,081$ нм. Дві інші фази переходять одна в одну при температурах вище 1400 К та вважаються високотемпературними [10]. На електроннограмах (Рис. 1а) від одношарових плівок Gd спостерігаються лінії, що відповідають відбиттям від кристаліграфічних площин ОЦК-Gd₂O₃. Характерними лініями оксиду, які не співпадають з лініями від інших фаз, є (211), (332) та (134). Інтенсивність цих ліній на електроннограмах для невідпалених зразків відносно низька, тому можна говорити лише про сліди Gd₂O₃, що стали результатом оксидування в процесі дослідження. Якщо судити за зростанням інтенсивності ліній на електроннограмах від відповідних плівкових зразків Gd (Рис. 1г), відносно тих, які не пройшли термообробку (Рис. 1а), то можна зробити наступний висновок про те, що вміст оксидної фази в термовідпалених зразках збільшується за рахунок взаємодії з атомами кисню залишкової атмосфери. Стабілізацію оксидної фази можна спостерігати і на відповідних мікрознімках кристалічної структури одношарових плівок Gd (Рис. 1д) у вигляді темних включень з характерною округлою формою із середнім розміром до 50 нм.

Слід відмітити, що вивчення фазового складу плівок Gd без захисного покриття значно ускладнюється його високою хімічною активністю. І, навіть,

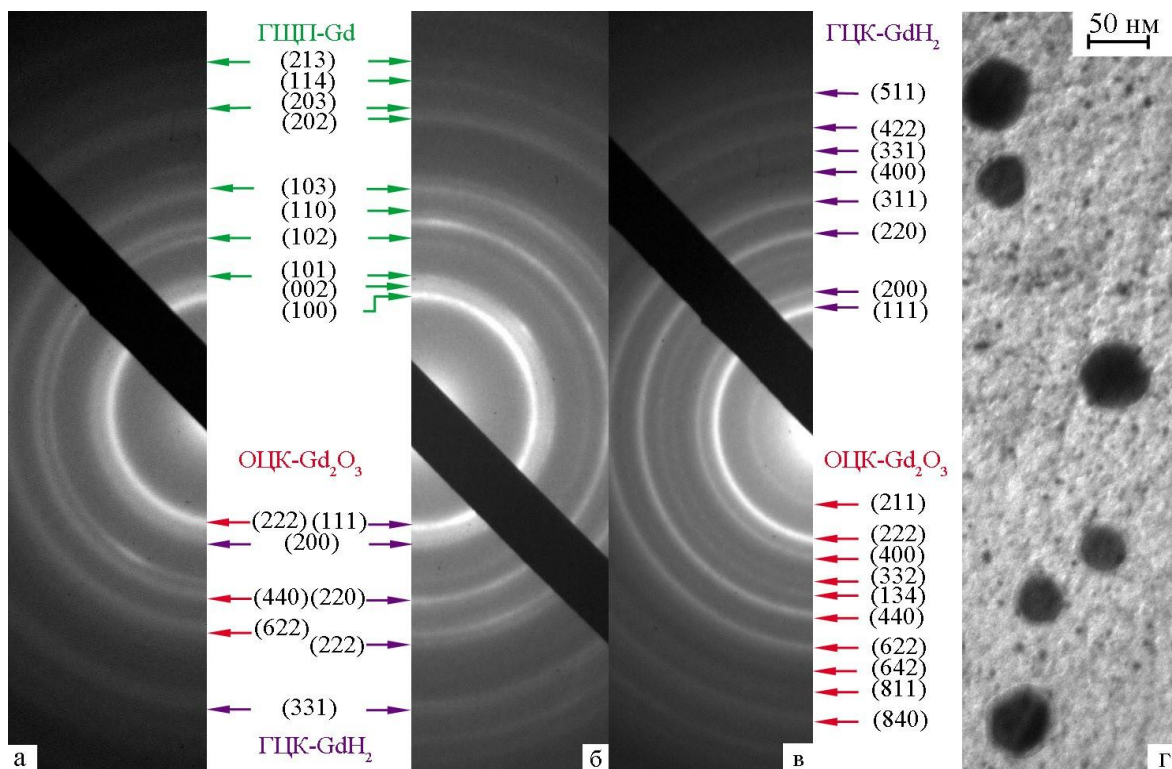


Рис. 1 – Електроннограми від одношарових плівок Gd у свіжесконденсованому стані: а – Gd (15) / П; б – Gd (35) / П та після термообробки до $T_e = 700$ К в – Gd (15) / П та його мікроструктура (г)

отримані зразки у достатньо чистих вакуумних умовах при подальших дослідженнях, наприклад, методом просвічуючої електронної або атомно-силової мікроскопії неможливі без часткового окислення плівкових зразків. Це необхідно враховувати при аналізі отриманих результатів.

Основною відмінністю фазового складу плівок Dy полягає у відсутності у них гібридних фаз як у свіжосконденсованому стані так і після всіх стадій подальшої термообробки (Рис. 2). Проте у них проявляються окислювальні процеси. У залежності від товщини плівок на електроннограмах поряд з лініями ГЦП-Dy фіксуються характерні лінії (222) і (400) ОЦК-Dy₂O₃ різної інтенсивності. Середнє значення параметрів решітки складає для ГЦП-Dy $a_{сер.} = 0,358$ нм, $c_{сер.} = 0,566$ нм ($a_0 = 0,359$ нм і $c_0 = 0,5647$ нм [11]), а для ОЦК-Dy₂O₃ $a_{сер.} = 1,07$ нм ($a_0 = 1,066$ нм [11]).

Результати дослідження особливостей структурних характеристик та фазового стану одношарових плівок Co і Fe нами раніше було представлено у роботах [12, 13]. Можна лише відзначити, що плівки Fe у всьому діапазоні товщин мають ОЦК фазу з параметром решітки до відпалювання $a_{сер.} = 0,284$ нм, який дещо збільшується після відпалювання при $T_s = 700$ К до $a_{сер.} = 0,285$ нм ($a_0 = 0,286$ [14]) за рахунок упорядкування кристалічної структури зерен. Для плівок Fe, які пройшли термообробку при вищих температурах у залежності від їх товщини, електроннографічно поряд з ОЦК-Fe фіксуються домішкова фаза ГЦК-Fe₃O₄.

Одношарові плівки Co після конденсації стабілізуються в ГЦП фазу, хоча на електроннограмах спостерігаються дві лінії (111) і (200), які належать відбиттям від кристаліграфічних площин ГЦК-Co. Це

пов'язано з наявністю у ГЦП фазі дефектів пакування [15, 16]. У зразках Co після термообробки до температури $T_s = 800$ та 1000 К, інтенсивність ліній, які відповідають ГЦК-Co, значно зростає, хоча на електроннограмах фіксуються відбиття від кристаліграфічних площин ГЦП-Co, але з дещо нижчою інтенсивністю. Таким чином, одношарові плівки Co мають фазовий склад ГЦП-Co + ГЦК-Co з параметрами решіток у відпаленому стані ГЦК-Co $a = 0,356$ нм ($a_0 = 0,3545$ нм [12]), ГЦП-Co $a = 0,253$ нм, $c = 0,412$ нм ($a_0 = 0,2514$ нм, $c_0 = 0,4105$ [14]).

При переході до багатошарових плівкових систем на основі R / T металів, фазовий склад шарів Co і Fe у свіжосконденсованому стані та після термообробки відповідає фазовому складу одношарових плівок цих металів (Рис. 3). У цей час як процеси фазоутворення у шарах рідкоземельних металів мають ряд своїх особливостей. Так у випадку тришарових плівок на основі Co і Fe та Gd з товщиною останнього 10 – 25 нм у свіжосконденсованому стані має місце утворення лише ГЦК-GdH₂. Ця фаза зберігається і після термообробки до температури 1000 К, хоча у деяких випадках електроннографічно фіксуються сліди оксидної фази ОЦК-Gd₂O₃. Для плівкової системи Co / Dy / Co / П з товщиною прошарку Dy від 10 до 25 нм, які у свіжосконденсованому стані так і після термообробки до температур $T_s = 800$ і 1000 К електроннографічно фіксуються фази ГЦП-Dy та ОЦК-Dy₂O₃, що мало місце і в одношарових плівках Dy. Для плівкових систем на основі розглянутих нами R / T металів у випадку, коли ефективна товщина шару рідкоземельного металу менше 10 нм вони, як і одношарові плівки цих металів, мають фазовий склад, який відповідає квазіаморфним Gd і Dy.

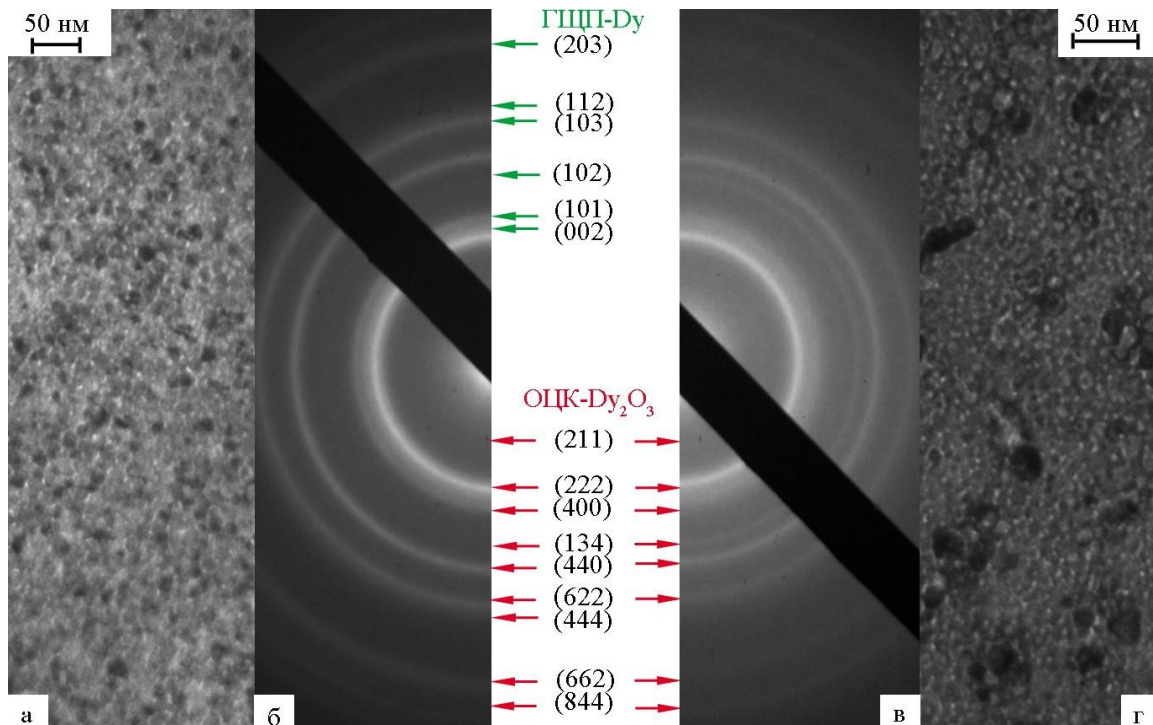


Рис. 2 – Електроннограми від одношарових плівок Dy(25) / П та їх мікроструктура у свіжосконденсованому стані (а, б) та після термообробки $T_s = 700$ К (в, г)

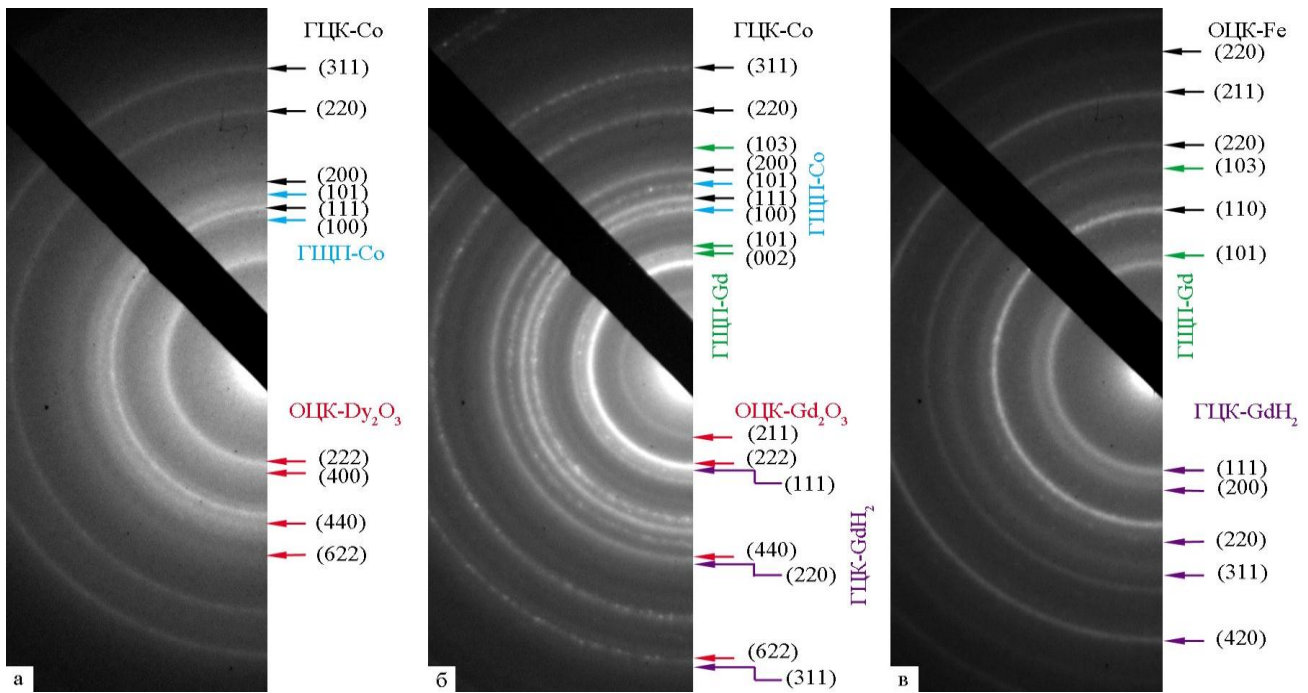


Рис. 3 – Електроннограми від тришарових плівок: Co(5) / Dy(15) / Co(20) / П (а), Co(5) / Gd(25) / Co(20) / П (б), Fe(5) / Gd(20) / Fe(20) / П (в) після термообробки до $T_a = 800, 1000$ та 700 К відповідно

3.2 Магнітні властивості

3.2.1 Одношарові плівки Со та Fe

Особливість наших досліджень магнітних властивостей одношарових плівок Со і Fe відносно до приведених у літературі (див., наприклад [12, 17]), полягає у комплексному вивченні розмірної залежності таких важливих магнітних характеристик, як залишкова намагніченість M_r і коерцитивність H_c та встановлення впливу на них структурно-фазового стану плівок до та після термовідпалювання. Проте головною задачею цих досліджень було одержання даних про одношарові плівки, які були компонентами тришарових плівок на основі R / T металів. Відмітимо, що одно- та тришарові плівки були отримані та пройшли термообробку в однакових технологічних умовах. Це дозволить у подальшому встановити вплив на магнітні властивості прошарків із R – металів у тришарових плівках.

З даних представлених на Рис. 4 можна судити про вплив товщини плівок Со і Fe та їх термообробки на форму петель гістерезису та величини залишкової намагніченості і коерцитивної сили. Відмітимо деякі закономірності отриманих результатів.

По-перше, для плівок Со і Fe, у невідпаленому стані і після термообробки не спостерігається явно вираженої розмірної залежності, хоча максимальне значення величини коерцитивної сили має місце при відносно малих товщинах. У всіх випадках, за виключенням свіжосконденсованих плівок Со значення залишкової намагніченості, зростає при збільшенні товщини.

По-друге, термообробка плівок Fe призводить до того, що петлі гістерезису стають більш ширшими, при одночасному зменшенні залишкової намагніченості, що може бути пов'язано з частковими окислювальними процесами в плівках Fe, які протікають

при високотемпературному відпалюванні. У плівках Со менш виражений вплив термовідпалювання на величину H_c , хоча в цілому вона збільшується.

3.3 Багатшарові плівкові структури

Магнітні властивості тришарових плівок Fe / Gd / Fe / П у цілому визначаються феромагнітними властивостями шарів Fe та магнітвпорядкуванням на інтерфейсі Fe / Gd, а також залежать від товщини Fe і проміжного шару із Gd.

Аналіз даних приведених на Рис. 5а, показує наступне. Для плівкових зразків з товщиною шару на основі Gd $d > 10$ нм, який перебуває в кристалічному стані, на петлях гістерезису проявляється характерний перегин. Такий результат можна пов'язати з окремим перемагнічуванням у шарах Fe, які розділені відносно товстим кристалічним шаром Gd. Якщо ефективна товщина шару з Gd $d < 10$ нм, то петля гістерезису має таку форму, як і у одношарової плівки Fe. Величина H_c також залежить від товщини і структурно-фазового стану прошарку з Gd. Для плівок з прошарком з квазіаморфного Gd характер залежності коерцитивної сили від його ефективної товщини має осцилюючий характер, аналогічна тенденція спостерігається і для H_c , яка визначена з даних магніторезистивних вимірювань, а також і для магнітоопору [9]. Така тенденція є характерною для плівкових нанокристалічних зразків [18].

У випадку, якщо шар на основі Gd має кристалічну структуру зі збільшенням товщини ($d_{Gd} > 10$ нм), величина коерцитивної сили зростає. На відміну від H_c значення залишкової намагніченості зменшується при збільшенні товщини шару на основі Gd, наприклад для плівок Fe(5) / Gd(1) / Fe(20) / П, Fe(5) / Gd(20) / Fe(20) / П вона складає $M_r = 1.31 \cdot 10^6$ А / м та $0.93 \cdot 10^6$ А / м, відповідно.

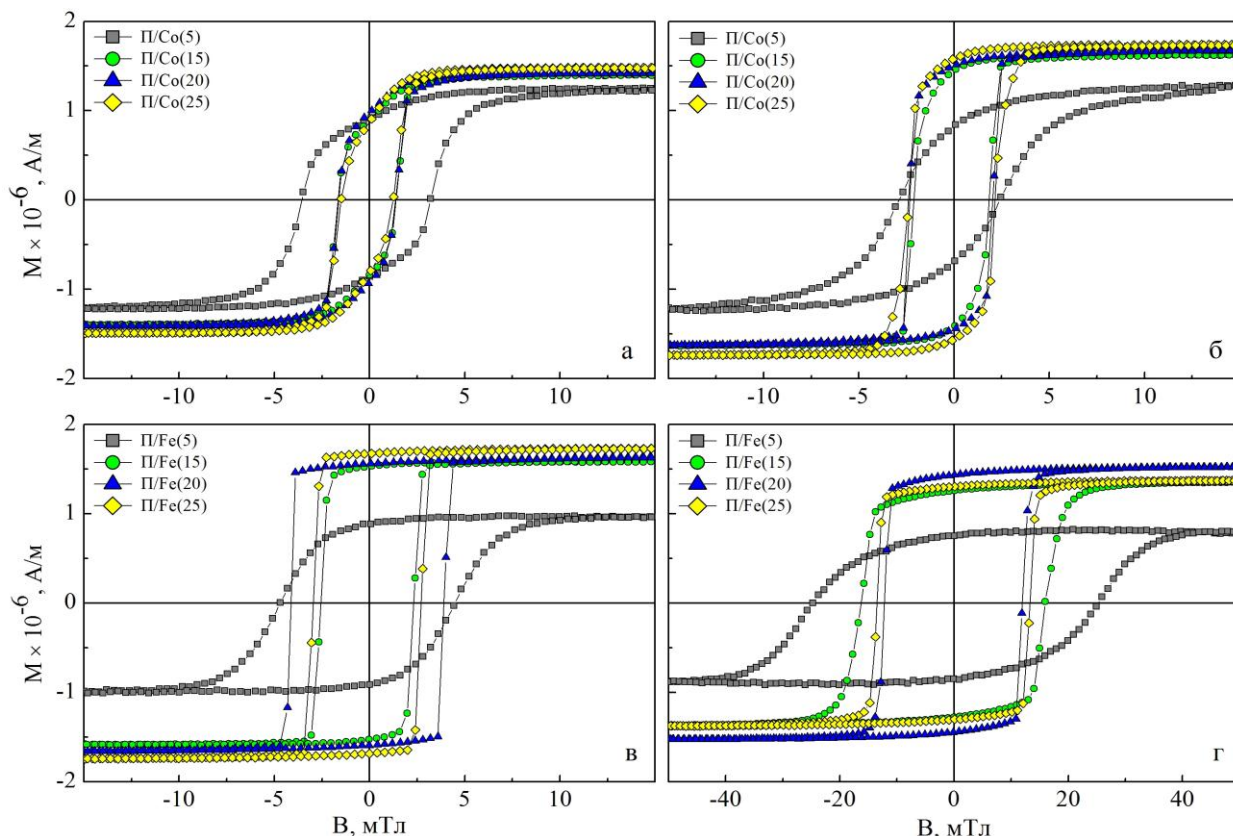


Рис. 4 – Залежність намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля для одношарових плівок Co (а, б) та Fe (в, г) до (а, в) і після термообробки до $T_s = 800$ К (б) та $T_s = 700$ К (г) відповідно

Якщо порівняти коерцитивність систем із сумарною товщиною шарів Fe такою ж, як товщина одношарової плівки, то можна відмітити наступне. Величина коерцитивної сили у плівках Fe вища у порівнянні із системами де, як прошарок виступає квазіаморфний Gd. Для систем із кристалічним прошарком на основі Gd коерцитивна сила має більше значення. Вище описані тенденції зберігаються у плівках, які пройшли термообробку. Відпалювання призводить до збільшення коерцитивності та зменшення залишкової намагніченості. Причому, відпалювання до температур $T_s = 900$ К викликає зростання H_c в середньому до 5 разів у порівнянні з свіжосконденсованими зразками. Такий результат пов'язаний з окислювальними процесами у шарах Fe. Також необхідно звернути увагу на форму петель гістерезису в плівкових зразках, які пройшли термообробку (Рис. 5б). Як слідє з цих даних пряма і зворотна гілка кривих намагніченості не накладається одна на одну. Причому, чим вище температура відпалювання, тим пізніше пряма і зворотна вітки починають співпадати. Такий результат можна пов'язати з розмиттям інтерфейсів Fe / Gd за рахунок дифузії атомів Gd у шар Fe. Очевидно, що біля межі поділу між шарами, кристали заліза будуть більш насиченими атомами Gd, ніж із протилежного боку. У таких кристалах зростає коерцитивність, відносно до кристалів Fe. Такий висновок узгоджується з даними роботи [19], де вивчаються сплави на основі R / T металів і було показано, що вони мають вищу коерцитивність у порівнянні зі зразками у яких зберігається індивідуальність шарів. Таким чином, на магнітні власти-

вості тришарових плівкових систем Fe / Gd / Fe впливають дифузійні процеси біля інтерфейсу.

Відмінності впливу квазіаморфної чи кристалічної фаз Gd або Dy на магнітні властивості всієї системи теж частково простежуються на прикладі зразків з різними товщинами шарів на основі Co та Gd і Dy. Характерні перегини (Рис. 6) на петлях гістерезису, які пов'язані із переміщенням шарів Co різної товщини, хоча і менш виражені ніж у плівках Fe / Gd / Fe / П, також проявляються при відносно великих товщинах проміжних шарів на основі кристалічних Gd і Dy.

Величина коерцитивної сили плівкових систем із сумарною товщиною шарів Co, такою як товщина одношарової плівки Co має менше значення. Для систем Co / Gd / Co / П у свіжосконденсованому стані і після термообробки, проявляється осциляційний характер залежності H_c від ефективної товщини Gd. У той час як для системи Co / Dy / Co / П з ростом товщини Dy величина H_c зростає. У випадку обох систем значення залишкової намагніченості падає із збільшенням товщини із R металу.

Магнітні властивості тришарових плівкових систем Co / Gd(Dy) / Co / П мають свої особливості, які пов'язані із змінами магнітних властивостей шарів Co при поліморфному переході ГЦП→ГЦК, який супроводжується збільшенням коерцитивності (Рис. 6в, г). Також для цих систем після відпалювання є характерними процеси, які мають місце і в плівках Fe / Gd / Fe, тобто зворотна і пряма вітки кривих намагнічування не накладаються одна на одну, що можна пов'язати з протіканням дифузійних процесів.

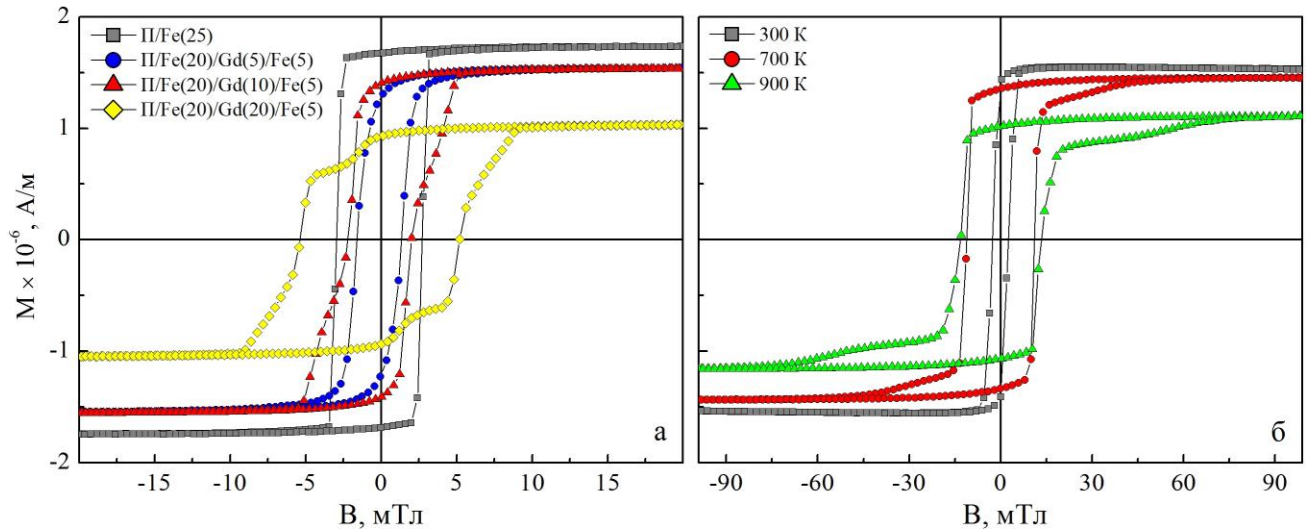


Рис. 5 – Залежність намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля для одношарової плівки Fe та тришарових плівкових систем Fe / Gd / Fe / Π у свіжосконденсованому стані (а) та для системи Fe(5) / Gd(10) / Fe(20) / Π до і після термообробки до $T_0 = 700$ К та 900 К (б)

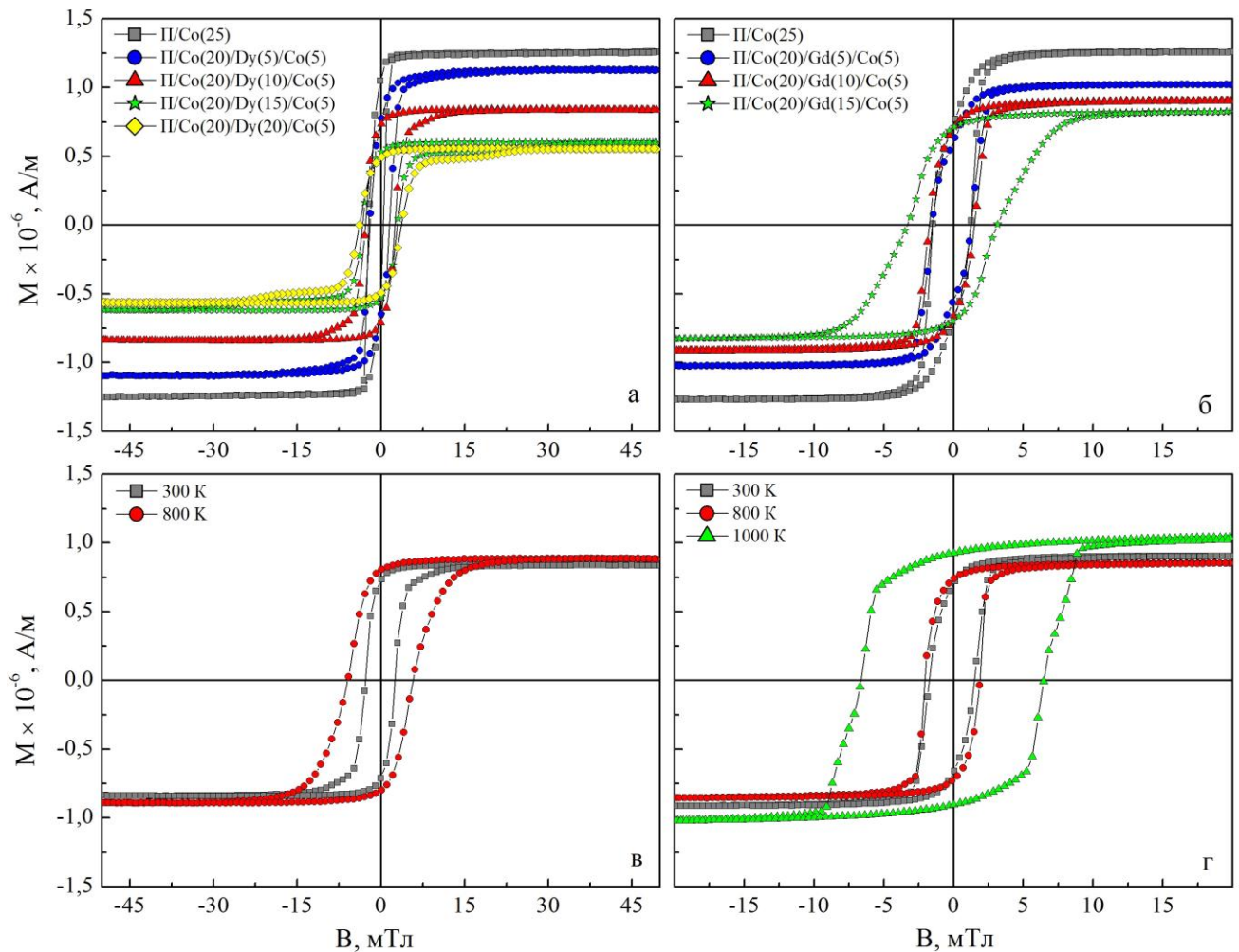


Рис. 6 – Залежність намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля для одношарової плівки Co та тришарових плівкових систем Co / Dy / Co / Π (а) та Co / Gd / Co / Π (б) у свіжосконденсованому стані та для системи Co(5) / Dy(10) / Co(20) / Π (в) та Co(5) / Gd(10) / Co(20) / Π (г) до і після термообробки до $T_0 = 800$ та 1000 К

4. ВИСНОВКИ

За результатами наведених досліджень можна зробити наступні висновки.

1. При ефективних товщинах одношарових плівок Gd і Dy менше 10 нм у них електронографічно фіксується квазіаморфна фаза, а при збільшенні товщини від 10 до 40 нм – проявляються процеси кристалізації, зокрема:

– у свіжосконденсованому стані плівки Gd мають фазовий склад ГЦП-Gd + ГЦК-GdH₂ зі слідами ОЦК-Gd₂O₃;

– фазовий склад одношарових плівок Dy відповідає ГЦП-Dy+ОЦК-Dy₂O₃;

– термообробка до $T_s = 800$ і 1000 К суттєво не впливає на зміну фазового стану, хоча спостерігається збільшення вмісту оксидної фази.

2. Фазовий склад тришарових плівок Co (Fe) / Gd (Dy) / Co (Fe) / П суттєво не відрізняється від фазового складу одношарових плівок, компонент систем, за виключенням складу прошарку на основі Gd. У якому у свіжосконденсованому стані електронографічно не фіксується оксидна фаза ОЦК-Gd₂O₃, яка починає з'являтися лише після відпалювання вище $T_s = 800$ К.

3. Дослідження магнітних властивостей одношарових плівок Co і Fe та тришарових систем показало їх певну кореляцію зі структурно-фазовим складом, зокрема:

– у одношарових плівках Co і Fe, у невідпаленому стані і після термообробки не спостерігається явно вираженої розмірної залежності величини коерцитивної сили від товщини;

– при ефективних товщинах прошарків на основі Gd або Dy більше 15 нм на залежностях намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля спостерігаються характерні перегини, що свідчить про пошарове перемагнічування шарів;

– для систем із кристалічним прошарком на основі Gd або Dy коерцитивна сила має більше значення, ніж з квазіаморфним;

– термовідпалювання у більшості випадків призводить до зростання величини коерцитивної сили;

– для тришарових плівок після відпалювання є характерним те, що пряма і зворотна вітки кривих намагнічування не накладаються одна на одну, що можна пов'язати з розмиттям інтерфейсів за рахунок протікання дифузійних процесів.

Автори виражають подяку за можливість проведення досліджень співробітникам лабораторії магнетизму Університету Лотарингії (м. Нансі, Франція).

Робота виконана у рамках НДР № 0112U004688 та індивідуального гранту МОН України для проходження стажування у провідних закордонних університетах (2012-2013 рр.), Університет Лотарингії, (м. Нансі, Франція).

Фазовый состав и магнитные свойства пленочных систем на основе Fe(Co) и Gd(Dy)

С.И. Воробьев¹, И.В. Чешко¹, А.Н. Черноус¹, Х. Ширзадфар², О.В. Шутылева¹

¹ Сумский государственный университет, ул. Римского-Корсакова, 2, 40007 Сумы, Украина

² Institut Jean Lamour, UMR CNRS 7198, Université de Lorraine, 54506 Vandœuvre-lès-Nancy, France

В работе приведены результаты комплексного исследования структурно-фазового состояния и магнитных свойств трехслойных пленочных систем Co (Fe) / Gd (Dy) / Co (Fe) / П до и после термообработки. Показано, что структурно-фазовое состояние пленок Gd и Dy зависит от их толщины, а процессы фазообразования в трехслойных пленках имеют ряд особенностей. Установлено, что магнитные свойства пленочных систем коррелируют с их структурно-фазовым состоянием, что приводит к изменению коэрцитивной силы и остаточной намагнитченности и характера зависимостей намагнитченности пленок от приложенного внешнего магнитного поля.

Ключевые слова: Тонкие плёнки, Редкоземельные металлы, Магнитный гистерезис, Фазовый состав, Остаточная намагнитченность, Коэрцитивная сила.

The Phase Composition and Magnetic Properties of Film Systems Based on Fe(Co) and Gd(Dy)

S.I. Vorobiov¹, I.V. Cheshko¹, A.M. Chornous¹, H. Shirzadfar², O.V. Shutylieva¹

¹ Sumy State University, 2, Rimsky Korsakov Str., 40007 Sumy, Ukraine

² Institut Jean Lamour, UMR CNRS 7198, Université de Lorraine, 54506 Vandœuvre-lès-Nancy, France

The article represents the results of a comprehensive study of the structural and phase state and magnetic properties of three-layer Co (Fe) / Gd (Dy) / Co (Fe) / S film systems before and after heat treatment. It is shown that the structural and phase state of Gd and Dy films depends on their thickness, and the processes of phase formation in three-layer films have a number of features. It is established that magnetic properties of film systems correlate with their structural and phase state, leading to a change in the coercive force and residual magnetization and the nature of the dependences between the film magnetization and the applied external magnetic field.

Keywords: Thin films, Rare earth metals, Magnetic hysteresis, Phase composition, Residual magnetization, Coercive force.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. H. Nagura, K. Takamashi, S. Mitani, K. Saito, T. Shima, *J. Magn. Magn. Mater.* **240**, 183 (2002).
2. C. Bellouard, B. George, G. Marchal, N. Maloufi, J. Eugene, *J. Magn. Magn. Mater.* **165**, 312 (1997).
3. Y. Choi, D. Haskel, R. E. Camley, D. R. Lee, J. C. Lang, G. Srajer, J. S. Jiang, and S. D. Bader, *Phys. Rev. B.* **70**, 134420 (2004).
4. D. Haskel, G. Srajer, J. C. Lang, J. Pollmann, C. S. Nelson, J. S. Jiang, S. D. Bader, *Phys Rev. Let.* **87**, 207201 (2001).
5. K.V.Tyschenko, L.V.Odnodvovets, I.Yu.Protsenko, *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*, **33**, 10, 1351 (2011).
6. I.P.Buryk, D.V.Velykodnyi, L.V.Odnodvovets, I.Yu.Protsenko, O.P.Tkach, *Tech. Phys.* **81**, 2, 75 (2011).
7. Stobiecki, M. Czapkiewicz, M. Korsecwicz, *J. Magn. Magn. Mater.* **140-144**, 535 (2003).
8. N. Sato, K. Habu, *J. Appl. Phys.* **61**, 4287 (1987).
9. S.I. Vorobiov, I.V. Cheshko, A.M. Chornous, I.O. Shpetnyi, *Metallofiz. i Noveishie Tekhnol.* **35** No12, 1645 (2013).
10. *Диаграммы состояния двойных металлических систем. Том 2* (Ред. Н.П. Лякишева) (Москва: Машиностроение: 1997).
11. Powder Diffraction Data File, The Joint Committee on Powder Diffraction Standards, International Center for Diffraction Data, Card No. 7429-91-6, p. 559 (1956).
12. M Jergel, I Cheshko, Y Halahovets, P Siffalovic, I Matko, R Senderak, S Protsenko, E Majkova, S. Luby, *J. Phys. D: Appl. Phys.* **42**, 135406 (2009).
13. С. І. Воробійов, Л. В. Однодворець, О. В. Пилипенко, А. М. Черноус, *Наносис., наномат., нанотехнол.* **10** No4, 829 (2012).
14. С.С. Горелик, Л.И. Расторгуев, Ю.А. Скаков, *Рентгенографический и электронно-оптический анализ. Приложение* (Москва: Металлургия: 1970).
15. И.Е. Проценко, М.Д. Смолин, В.Г. Шамоля и др. *Металлы* **2**, 171 (1985).
16. Т.Б. Горбачева, *Рентгенография твердых сплавов* (Москва: Металлургия: 1985)
17. Н. Коскар, Т. Meydan, *J. Magn. Magn. Mater.* **242-245**, 183 (2002).
18. А.В. Свалов, В.О. Васьковский, К.Г. Балымов, А.Н. Сорокин, Г.В. Курляндская, *ЖТФ* **84** No4, 63 (2014) (A.V. Svalov, V.O. Vas'kovskiy, K.G. Balymov, A.N. Sorokin, G.V. Kurlyandskaya, *Tech. Phys.* **59**, 530 (2014)).
19. M. Gottwald, M. Hehn, F. Montaigne, D. Lacour, G. Lengaigne, S. Suire, S. Mangin, *J. Appl. Phys.* **111**, 083904 (2012).