

PACS numbers: 68.55.Nq, 73.50.Jt, 75.30.Gw, 75.47.Np, 75.50.Cc, 75.60.Ej, 75.70.Ak

Магнетні та магнеторезистивні властивості плівок ферромагнетних металів

С. І. Воробйов*, Я. М. Литвиненко*, І. О. Шпетний***,
О. В. Шутилева*, А. М. Черноус*

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

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

Роботу присвячено вивченню магнетних і магнеторезистивних властивостей одношарових плівок ферромагнетних металів та встановленню впливу на них структурно-фазового стану. Показано, що загальна намагнетованість плівок Co, Fe і Ni зростає зі збільшенням їхньої товщини. Після термооброблення значення загальної намагнетованості для плівок Co і Ni зростає, а для плівок Fe — зменшується. Після термооброблення для плівок всіх металів відбувається збільшення коерцитивної сили, в той час як у невідпаленому стані в плівках Co і Fe не спостерігається яскраво виражена розмірна залежність. У плівках Co, Fe і Ni до і після термооброблення виявляється анізотропний характер залежності магнетопору від прикладеного зовнішнього магнетного поля.

Работа посвящена изучению магнитных и магниторезистивных свойств однослойных плёнок ферромагнитных металлов и установлению влияния на них структурно-фазового состояния. Показано, что общая намагниченность плёнок Co, Fe и Ni растёт с увеличением их толщины. После термообработки значение общей намагниченности для плёнок Co и Ni увеличивается, а для плёнок Fe — уменьшается. После термообработки для плёнок всех металлов происходит увеличение коэрцитивной силы, в то время как в неотожжённом состоянии в плёнках Co и Fe не наблюдается ярко выраженная размерная зависимость. В плёнках Co, Fe и Ni до и после термообработки проявляется анизотропный характер зависимости магнитосопротивления от приложенного внешнего магнитного поля.

The paper is concerned with the study of magnetic and magnetoresistive properties of ferromagnetic-metal monolayer films as well as the ascertainment of structure–phase effects within them. As shown, the total magnetiza-

tion of Co, Fe, and Ni films increases with increasing their thickness. After the heat treatment, the total value of magnetization increases for Co and Ni films, while decreases for Fe films. After the heat treatment, the coercivity increases for all metal films, while pronounced size dependence for Co and Fe films in the unannealed state is not observed. For Co, Fe, and Ni films before and after the heat treatment, an anisotropic magnetoresistance dependence on the applied external magnetic field takes place.

Ключові слова: тонкі плівки, феромагнетні метали, магнетні властивості, магнетоопір, коерцитивна сила, загальна намагнетованість.

(Отримано 23 березня 2015 р.; остаточн. варіант — 22 квітня 2015 р.)

1. ВСТУП

Тонкі шари феромагнетних металів використовуються при формуванні більш складних магнетних плівкових структур (мультишари, спін-вентильні структури, магнетні тунельні переходи та ін.). До вивчення їх фізичних властивостей спостерігається стійкий інтерес (див., наприклад, [1–6]). Часто при інтерпретації результатів досліджень та прогнозуванні низки властивостей плівкових систем необхідно знати дані про характер залежності намагнетованості від величини прикладеного зовнішнього магнетного поля, значення магнетоопору, намагнетованості насичення і залишкової намагнетованості, коерцитивної сили тощо. Для цього не завжди можуть бути використані відповідні дані для масивних зразків. Відмінність магнеторезистивних та магнетних властивостей тонких плівок від масивних зразків пов'язана із обмеженням їх розміру в одному напрямку, що викликає розмірні ефекти, та особливостями структурно-фазового стану плівок, які, в свою чергу, залежать від методів одержання зразків. Усе це впливає на магнетне впорядкування в плівкових зразках та їх доменну структуру.

У зв'язку з цим метою даної роботи стало комплексне дослідження структурно-фазового стану, магнеторезистивних і магнетних властивостей (намагнетованість насичення M_s , залишкова намагнетованість M_r і коерцитивна сила B_c) плівок Co, Fe і Ni залежно від їх товщини.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Плівки Co, Fe і Ni було одержано в однакових технологічних умовах електронно-променевою методою у вакуумі $P \cong 10^{-4}$ Па на ситалових і вуглецевих підложжях, яких було підігріто до температури $T_{\text{п}} \cong 450$ К. Товщина плівок у ході конденсації контролювалася за допомогою методи кварцового резонатора.

Термооброблення зразків до 700–800 К виконувалось у вакуумі.

Регулювання швидкості і температури відпалювання здійснювалося в автоматичному режимі за допомогою програмно-апаратного комплексу.

Магнетні властивості вивчалися методом вібраційної магнетометрії за кімнатної температури (прилад VSM Lake Shore 7400). Вимірювання виконувалися при двох орієнтаціях зразка відносно зовнішнього магнетного поля — паралельній та перпендикулярній, а також при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії з кроком 10° .

Дослідження магнеторезистивних властивостей виконувались у зовнішньому магнетному полі до $B = \pm 480$ мТл за кімнатної температури з використанням чотиротчкової схеми. При цьому струм був направлений паралельно площині зразка, а вимірювання магнетосопротиву здійснювалися в поздовжній, поперечній та перпендикулярній геометріях. Величина магнетосопротиву (MO) розраховувалася за формулою $MO = \Delta R/R_S = (R_B - R_S)/R_S$, де R_B і R_S — опір плівки при заданому полі та полі насичення відповідно.

Дослідження фазового стану та кристалічної структури плівок виконувалося за допомогою просвітнього електронного мікроскопа ПЕМ-125К. Одержані нами результати свідчать, що плівки заліза відносно малої ефективної товщини $d_{Fe} \leq 10$ нм перебувають у дрібнодисперсному стані та мають ОЦК-структуру. Також у плівках присутня оксидна фаза Fe_3O_4 , яка, більш за все, утворюється у ході термооброблення. Плівки більшої товщини після конденсації мають ОЦК-фазу Fe з параметром ґратниці $a = 0,286$ нм, що відповідає даним для масивного ОЦК-Fe ($a_0 = 0,286$ нм) [7]. Після відпалювання до температури 700 К на електронограмах залежно від товщини можуть з'являтися додаткові лінії, які відповідають ГЦК- Fe_3O_4 . Причиною утворення оксидної фази є взаємодія металу з атомами кисню із залишкової атмосфери в ході відпалювання. Нами в роботі [8] було показано, що температура початку окиснення плівок заліза є розмірно-залежною величиною, яка змінюється від 550 до 720 К в інтервалі товщин 15–150 нм.

Плівки Co як у свіжосконденсованому стані, так і після термооброблення мають ґратницю ГЦП-Co, в якій присутні дефекти пакування (ДП), відбивання від кристалографічних площин (111) і (200) ГЦК-Co, що нами більш детально було описано в роботах [9–11].

Дослідження структурно-фазового стану одношарових плівок Ni показали, що в свіжосконденсованому стані та після термооброблення до $T_b = 700$ К електронографічно фіксується лише ГЦК-фаза Ni, що відповідає даним робіт інших авторів [12, 13].

3. МАГНЕТНІ ВЛАСТИВОСТІ

На рисунку 1 наведено петлі гістерези для одношарових плівок різ-

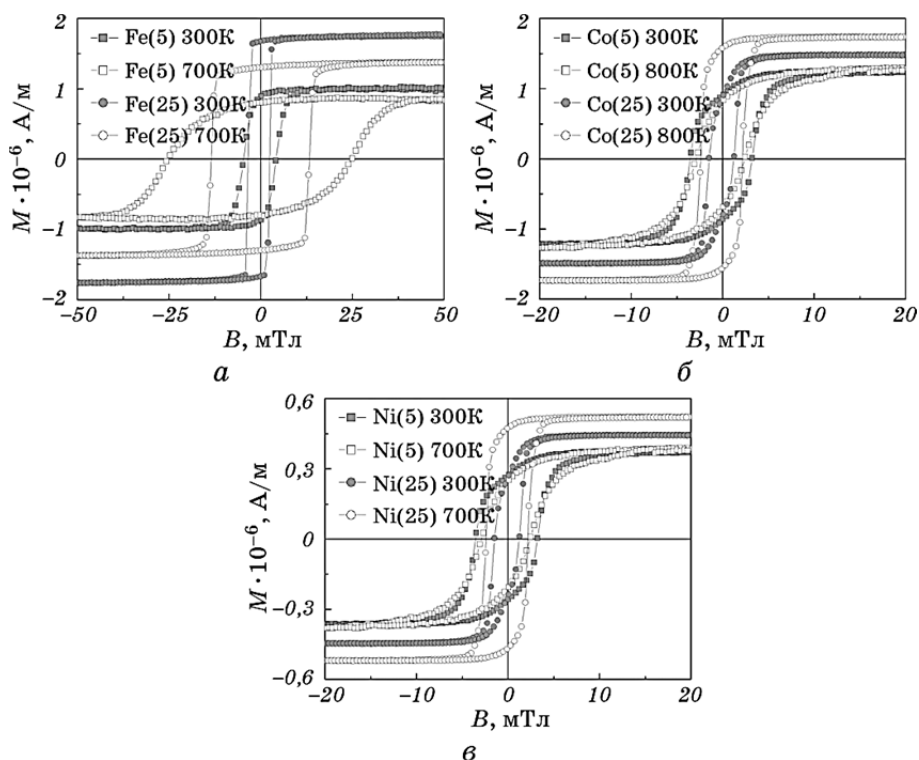


Рис. 1. Залежність намагнетованості від прикладеного зовнішнього магнетного поля для плівок Fe (а), Co (б) та Ni (в) до (■, ●) та після термооброблення (□, ○). У дужках вказано товщину в нм.

ної товщини в свіжосконденсованому стані та після термооброблення. Відзначимо деякі особливості цих результатів. Для плівок Co і Fe до та після термооброблення при зменшенні ефективної товщини петлі гістерези стають ширшими (збільшується коерцитивність), а насичення відбувається при вищому зовнішньому магнетному полі. Для плівок Ni спостерігається протилежна тенденція — зі зменшенням товщини зразків зменшується коерцитивна сила, а петлі гістерези стають вужчими. Значення загальної намагнетованості для плівок всіх трьох металів спадає зі зменшенням товщини, що є характерним для одношарових феромагнетних плівок [14].

Термооброблення плівок Fe приводить до того, що петлі гістерези стають ширшими, а значення загальної намагнетованості зменшується. У плівках Co менш виражений вплив відпалювання на коерцитивність, в той час як значення загальної намагнетованості зразків зростає. Для плівок Ni спостерігається збільшення коерцитивної сили та загальної намагнетованості.

З використанням даних, яких одержано з магнетної гістерези,

було побудовано залежності величин B_c , M_r , M_s одношарових плівок Co, Fe і Ni від їх товщини, що проілюстровано на рис. 2 (для порівняння на рис. 2, в наведено дані про намагнетованість для масивних зразків цих феромагнетних металів [14]).

Для плівок Co і Fe у свіжосконденсованому стані величина коерцитивної сили не має яскраво вираженої розмірної залежності (рис. 2, а), хоча для плівок Ni значення B_c з ростом товщини збільшується. Після термооброблення плівок Co і Ni величина їх коерцитивної сили і характер залежності B_c від d майже не змінюється. Для плівок Fe у відпаленому стані значення B_c збільшується в декілька разів порівняно зі свіжосконденсованими зразками (від 3 ($d_{Fe} = 25$ нм) до 5 ($d_{Fe} = 5$ нм) разів). Такий результат може бути пов'язаний з окиснювальними процесами, які перебігають інтенсивніше при зменшенні товщини. Відмітимо, що оксиди заліза мають вищу коерцитивність, ніж масивний Fe [15, 16].

Значення залишкової намагнетованості (рис. 2, б) з ростом товщини для плівок Fe і Ni у свіжосконденсованому стані зростає, а

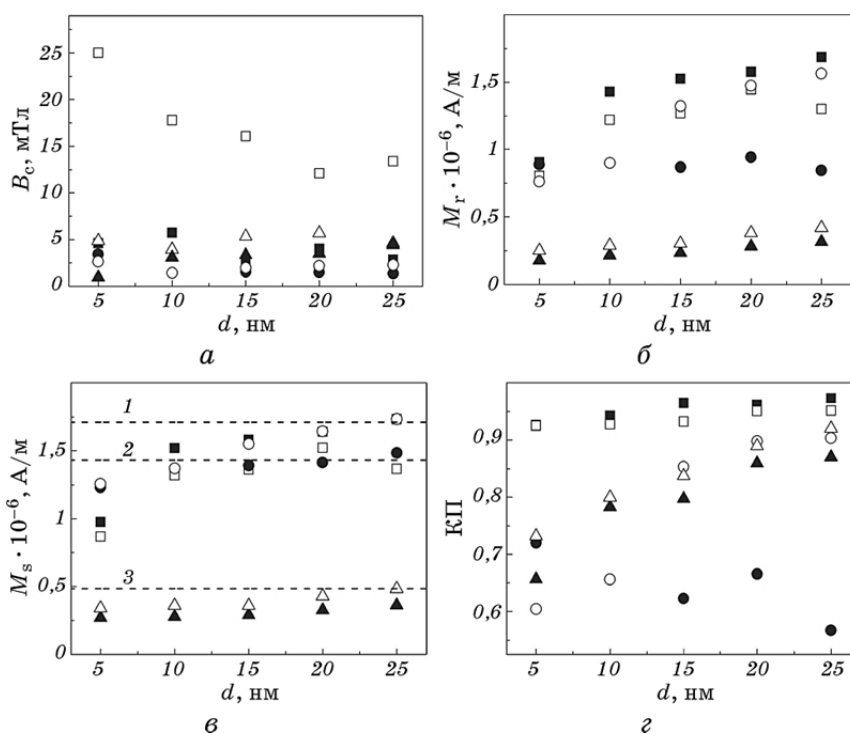


Рис. 2. Залежності M_r , M_s , B_c і K_p одношарових плівок Fe (■, □), Co (●, ○) та Ni (▲, △) від товщини до (темні точки) і після термооброблення (світлі точки). Пунктирними лініями вказано дані для масивних зразків: 1 — Fe, 2 — Co і 3 — Ni.

для плівок Со в інтервалі досліджуваних товщин чітка розмірна залежність M_r не спостерігається. Після відпалювання для плівок Со і Ні величина M_r зросла, а її розмірна залежність для плівок Со стала яскраво виразною. Для плівок Fe також має місце залежність M_r від d , але значення величини M_r після відпалювання зменшується.

Для плівок всіх трьох металів аналогічним чином себе поводить залежність намагнетованості наситу від товщини (рис. 2, в), величина якої зі збільшенням d зростає, прямуючи до асимптотичних значень M_{s0} .

Значення спонтанної намагнетованості для плівок Fe складає $1,71 \times 10^6$ А/м, в той час як для оксидів Fe_3O_4 і Fe_2O_3 , згідно з даними [15, 16], ця величина становить $0,76 \cdot 10^6$ і $0,92 \cdot 10^6$ А/м відповідно. Таким чином, у нашому випадку за рахунок вмісту оксидної фази в плівках Fe знижуються значення M_r та M_s у відпалених зразках відносно тих, які не зазнали термооброблення.

Порівняно низькі значення M_r і M_s у плівках Fe із ефективною товщиною $d_{Fe} < 10$ нм можна пояснити, виходячи із висновків, зроблених у роботі [17], в якій було показано, що магнетні властивості плівок Fe залежать від структурно-фазового стану зразків. Зокрема, плівки відносно малої ефективною товщини мають дрібнодисперсний стан, а їх структура близька до аморфної. У таких плівках значно знижується атомовий магнетний момент Fe. В основі цього явища є той факт, що в аморфній речовині середнє число найближчих сусідів для будь-якого виділеного атома близьке до 12. Це відповідає числу найближчих сусідів у гранецентрованій кубічній кристалічній ґратниці. Таким чином, згідно з [17], аморфна структура за атомарною будовою нагадує кристалічну фазу, для якої характерний низькоспіновий стан Fe (γ -Fe), внаслідок чого в зразку збільшується вміст слабомагнетної фази Fe, що і приводить до різкого зниження величин M_r і M_s при $d_{Fe} < 10$ нм.

Одним з параметрів, за яким характеризуються магнетні матеріали щодо їх практичного застосування при створенні чутливих елементів датчиків або сенсорів, є коефіцієнт прямокутності (КП) петлі гістерези. Це безрозмірна величина, яка визначається як відношення залишкової намагнетованості при нульовій напруженості магнетного поля до намагнетованості наситу на симетричній петлі гістерези [17]. Як видно з даних, яких наведено на рис. 2, з, найбільше значення КП мають плівки Fe. Також характерним для плівок цього металу є лінійна залежність КП для всіх товщин. Плівки Со і Ні характеризуються значно нижчою величиною КП, хоча її значення після термооброблення зростає.

4. АНІЗОТРОПІЯ МАГНЕТНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ

Дослідження анізотропії магнетних властивостей плівок виконува-

лось у паралельній геометрії (лінії індукції магнетного поля були направлені паралельно поверхні зразка). На рисунку 3 наведено типові залежності нормованої намагнетованості при різних кутах орієнтації зразка від прикладеного зовнішнього магнетного поля з кроком у 15° . З цих даних випливає, що в плівках Fe і Ni не відбувається істотної зміни величини B_c при зміні орієнтації зразка.

Розглянемо загальні закономірності впливу кута повороту на магнетні властивості плівок Co у свіжосконденсованому стані та після термооброблення (рис. 3, *в, з*). Плівки цього металу характеризуються більшою величиною анізотропії магнетних властивостей в площині плівки порівняно зі зразками Fe і Ni. Найявнішій більш вираженої анізотропії насамперед пов'язана зі структурно-фазовим станом плівок Co. Дефекти пакування у плівках Co хаотично розташовуються за всім їхнім об'ємом, внаслідок чого виникають зони з

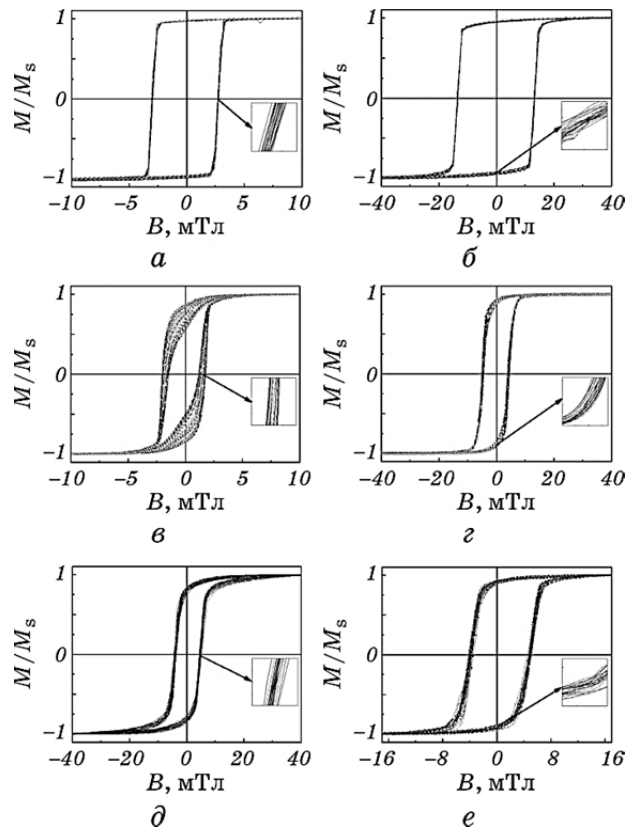


Рис. 3. Залежність нормованої намагнетованості при різних кутах орієнтації зразка від прикладеного зовнішнього магнетного поля в паралельній геометрії вимірювання для плівок Fe(25) (*а, б*), Co(25) (*в, з*) та Ni(25) (*д, е*) у свіжосконденсованому стані (*а, в, д*) та після термооброблення (*б, з, е*).

різними магнетними властивостями, у той час як однофазні плівки Fe та Ni мають більш рівномірну магнетну структуру. Внаслідок цього в плівках Co виявляється більш істотна зміна залежності величини коерцитивної сили від кута орієнтації зразка в зовнішньому магнетному полі. Після термооброблення до $T_b = 800$ К у плівках Co також має місце анізотропія, але вона менш виражена. При відпалюванні відбувається часткова рекристалізація та збільшується кількісний вміст фази ГЦК-Co. Кристали ГЦК-фази Co мають більший розмір порівняно з кристалами ГЦП-Co, через що збільшується розмір домен та їх відносна концентрація в об'ємі зразка. Таким чином, внесок намагнетованості кристалів ГЦП-Co у загальну намагнетованість плівки зменшується, а система стає більш магнетооднорідною, внаслідок чого знижується анізотропія в площині плівки.

Нами також було досліджено магнетні властивості плівок при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання. З наведених на рис. 4 експериментальних залежностей коерцитивної сили від α (кут при переході від паралельної (0°) до пер-

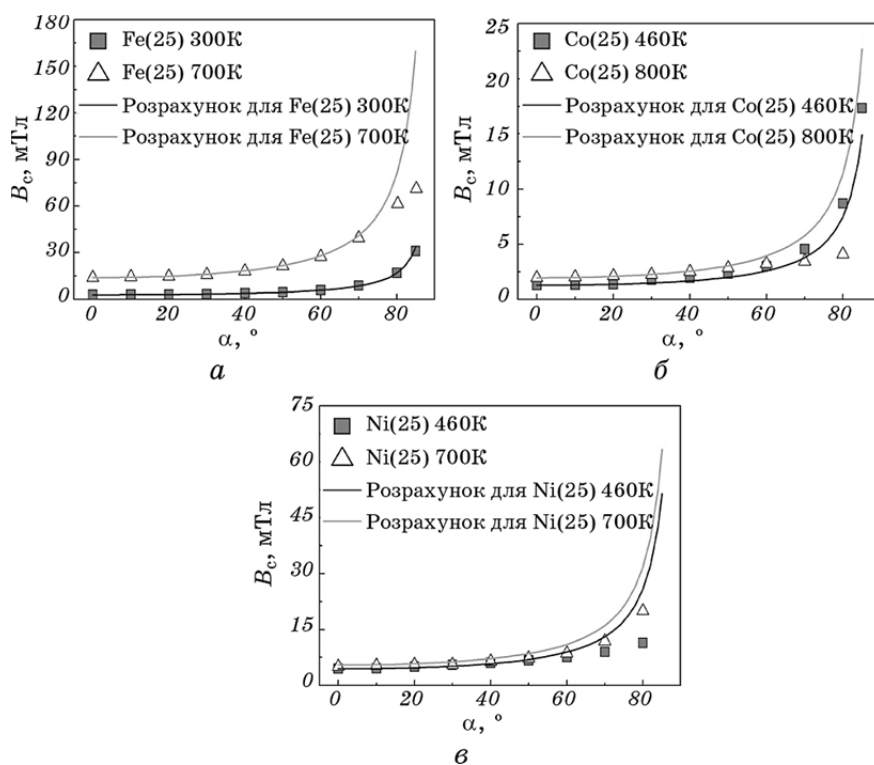


Рис. 4. Експериментальні (точки) та розрахункові (лінії) залежності коерцитивної сили при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії мірювання в свіжосконденсованому стані (■) і після термооброблення (Δ).

пендикулярної (90°) геометрії вимірювання) впливає, що при переході від паралельної геометрії вимірювання до перпендикулярної відбувається зростання величини B_c . На експериментальних залежностях B_c від α для плівок всіх феромагнетиків можна виділити дві ділянки з різною монотонністю зміни коерцитивної сили. В інтервалі кутів від $\alpha = 0^\circ$ до $\alpha = 50^\circ$ зростання величини B_c відбувається не більше ніж у 2 рази. Збільшення кута α від 60° до 90° викликає різке зростання величини B_c . Відпалювання не впливає на характер залежності B_c від α , хоча для всіх розглянутих плівок розмір лінійної ділянки зменшується. Наприклад, для одношарових плівок Fe після термооброблення має місце найбільш істотне зміщення лінійної ділянки в середньому на 20° . Це може бути обумовлено зміною структурно-фазового стану в ході термооброблення та/або частковим окисненням зразків.

Характер залежності коерцитивної сили при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання обумовлений тим, що вектор намагнетованості плівки знаходиться в її площині (переважна орієнтація доменних стінок). У цьому випадку легка вісь намагнетування припадає на $\alpha = 0^\circ$. Коли зовнішнє магнетне поле складає деякий кут з віссю легкого намагнетування, то «тиск» з боку поля на доменну стінку знижується. Він буде визначатись складовою поля $B \cos \alpha$ (при $\alpha = 90^\circ$ доменна стінка не буде зміщуватися). Така поведінка доменних стінок описується законом анізотропії коерцитивної сили (див. цитовану літературу в [18]):

$$B_c(\alpha) = \frac{B_c(0)}{\cos \alpha}, \quad (1)$$

де $B_c(0)$ — значення коерцитивної сили при паралельній орієнтації зразка відносно прикладеного зовнішнього магнетного поля.

Розрахункові, на основі формули (1), та експериментальні дані (рис. 4) кількісно узгоджуються в інтервалі від $\alpha = 0^\circ$ до $\alpha = 60\text{--}70^\circ$. Відпалювання зразків призводить до гіршої відповідності даних експерименту з розрахунковими при $\alpha \rightarrow 90^\circ$.

На рисунку 5 наведено типові залежності залишкової намагнетованості та намагнетованості насичення від прикладеного зовнішнього магнетного поля при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання. Аналізуючи залежності M_r та M_s від α , можна відмітити, що в усіх випадках величини залишкової намагнетованості і намагнетованості насичення з ростом кута зменшуються. В інтервалі від $\alpha = 0^\circ$ до $\alpha = 20^\circ$ зменшення величини M_r та M_s відбувається нелінійно, а після $\alpha = 20^\circ$ спостерігається лінійний характер залежності M_r та M_s від α . Після термооброблення не виявляється явно виражена тенденція до зміни характеру і величини залежностей залишкової намагнетованості і намагнетованості насичення від прикладеного зовнішнього магнетного поля.

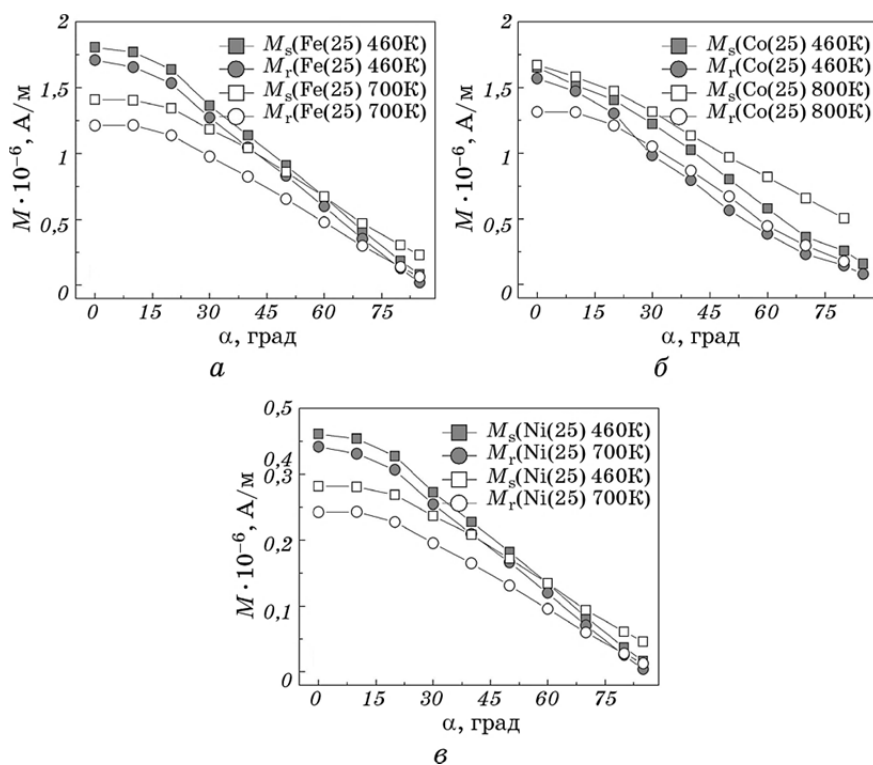


Рис. 5. Залежності залишкової намагнетованості та намагнетованості насичення від прикладеного зовнішнього магнетного поля при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання для плівок Fe, Co і Ni у свіжосконденсованому стані (●, ■) та після термооброблення (○, □).

5. МАГНЕТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ

На рисунку 6 представлено типове сімейство польових залежностей магнетопору для одношарових плівок у свіжосконденсованому стані та після термооброблення. Проаналізувавши ці залежності, відмітимо наступне.

По-перше, незалежно від ефективної товщини для всіх плівкових зразків виявляється анізотропний характер магнетопору. В магнетовпорядкованих речовинах, якими є плівки феромагнетних металів, магнетопір відображає магнетний внесок у розсіяння електронів провідності, який залежить від величини і орієнтації спонтанної намагнетованості. Відповідно до цього в магнетопорі можна виділити дві складові. Для однорідних магнетиків практичне значення має тільки та складова, яка пов'язана з орієнтацією намагнетованості. У магнетному полі, яке викликає обертання намагнетованості, зміна електроопору зразка (магнетопір) відбувається

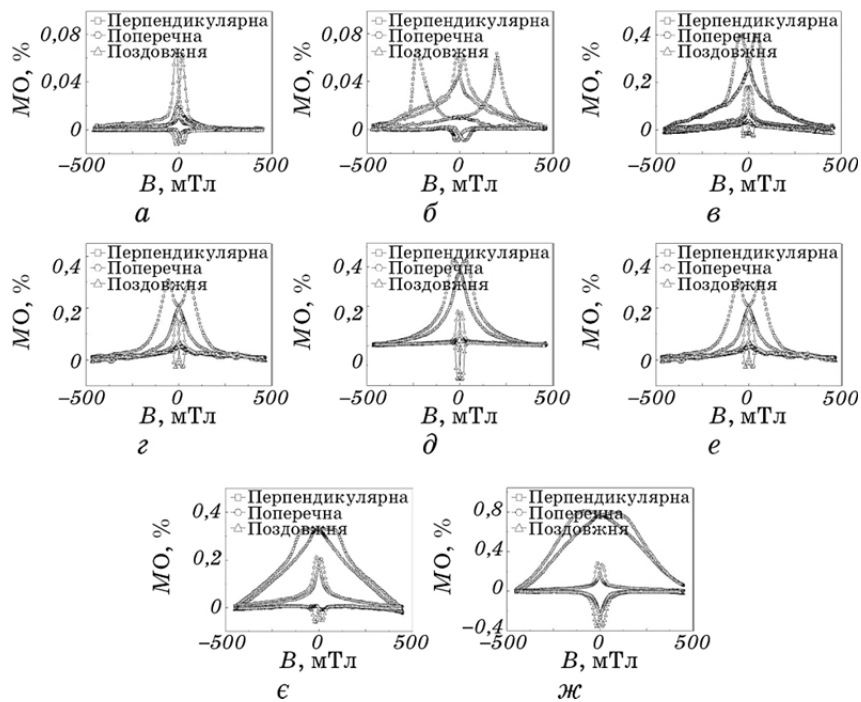


Рис. 6. Залежності величини магнетоопору від прикладеного зовнішнього магнетного поля при трьох напрямках вимірювання (перпендикулярному (□), поперечному (○) та поздовжньому (Δ)) для плівок у свіжосконденсованому стані (а — Fe(15), в — Co(20), д — Co(15), є — Ni(10)) та після термооброблення (б — Fe(15), г — Co(20), е — Co(15), ж — Ni(10)).

саме за рахунок ефекту анізотропії магнетоопору.

По-друге, після відпалювання анізотропний характер залежності MO від прикладеного зовнішнього магнетного поля зберігається. Проте слід відмітити, що для одношарових плівок Co, залежно від ефективної товщини після термооброблення, на залежностях MO від B спостерігаються характерні перегини (рис. 6, е), що, ймовірно, може бути пов'язане зі зміною структурно-фазового стану, про що говорилося раніше. Причому температура фазового переходу ГЦП-Co \rightarrow ГЦК-Co є розмірно-залежною величиною (чим менша ефективна товщина Co, тим при менших температурах відбудеться фазовий перехід [19]), тому наявність яскраво виражених перегинів на петлі гістерези MO від B , насамперед, залежить від товщини і температури термооброблення. Електроннографічно в одношарових плівках Co не фіксувалася оксидна фаза, але це не виключає наявності оксидної оболонки на поверхні частинок Co (див., наприклад, [19, 20]), яка може впливати на температурно-товщинну залежність фазового переходу ГЦП-Co \rightarrow ГЦК-Co та, як наслідок, на маг-

неторезистивні властивості.

У таблиці наведено залежність величини магнетоопору від ефективної товщини та температури термооброблення при трьох напрямках вимірювання. Максимальне значення MO для плівок у свіжо-

ТАБЛИЦЯ. Залежність величини магнетоопору від ефективної товщини та температури термооброблення для одношарових плівок Fe, Co і Ni.

Плівка (d , нм)	T_b , К	MO , %		
		Геометрія вимірювання		
		перпендикулярна	поперечна	поздовжня
Fe(5)	460	0,035	0,021	-0,011
	700	0,096	0,093	-0,064
Fe(10)	460	0,042	0,03	-0,02
	700	0,063	0,065	-0,029
Fe(15)	460	0,052	0,028	-0,012
	700	0,031	0,062	-0,01
Fe(20)	460	0,048	0,037	-0,025
	700	0,051	0,056	-0,026
Fe(25)	460	0,06	0,037	-0,01
	700	0,093	0,072	-0,025
Co(5)	460	0,053	0,028	-0,013
	800	-	-	-
Co(10)	460	0,057	0,053	-0,029
	800	0,246	0,084	-0,082
Co(15)	460	0,433	0,172	-0,173
	800	0,369	0,178	-0,075
Co(20)	460	0,318	0,151	-0,062
	800	0,272	0,104	-0,075
Co(25)	460	0,437	0,158	-0,115
	800	0,472	0,143	-0,119
Ni(5)	460	0,276	0,125	-0,054
	700	0,415	0,115	-0,065
Ni(10)	460	0,352	0,213	-0,067
	700	0,810	0,281	-0,358
Ni(15)	460	0,619	0,31	-0,193
	700	0,833	0,104	-0,352
Ni(20)	460	0,649	0,283	-0,233
	700	0,778	0,291	-0,261
Ni(25)	460	0,706	0,633	0,369
	700	1,303	0,401	-0,271

сконденсованому стані спостерігається в перпендикулярній геометрії вимірювання для всіх металів і становить 0,437% для Co(25), 0,06% для Fe(25) і 0,706% для Ni(25). При переході від перпендикулярної до поперечної геометрії вимірювання величина MO зменшується. Після термооброблення для всіх плівок явно виражена тенденція до зміни величини магнетопору не спостерігається. Максимальне значення в перпендикулярній геометрії вимірювання становить 0,472% для Co(25), 0,096% для Fe(5) і 1,303% для Ni(25).

Слід відмітити той факт, що при збільшенні ефективної товщини плівки феромагнетного металу як у свіжосконденсованому стані, так і після термооброблення в усіх напрямках вимірювання величина магнетопору зростає.

6. ВИСНОВКИ

За результатами виконаних комплексних досліджень структурно-фазового стану, магнетних і магнеторезистивних властивостей тонких плівок Co, Fe і Ni з ефективною товщиною 5–25 нм можна зробити наступні висновки.

1. Для плівок всіх трьох феромагнетних металів значення загальної намагнетованості та B_c — розмірно-залежні величини, на які впливає структурно-фазовий стан зразків. Зокрема, в плівках Fe збільшення величини магнетних параметрів зі зменшенням товщини пов'язане з утворенням оксидної фази.
2. У плівках Co виявляється більш виражена анізотропія магнетних властивостей, ніж у плівках Fe і Ni.
3. Залежність MO від прикладеного зовнішнього поля для плівок Co, Fe і Ni до і після термооброблення має анізотропний характер. Термооброблення зразків приводить до збільшення величини їх магнетопору.

Автори виражають подяку співробітникам лабораторії магнетизму Університету Лотарингії (м. Нансі, Франція) за допомогу у виконанні досліджень та професорам Стефану Манжину та І. Ю. Проценку за обговорення результатів досліджень.

Роботу виконано в межах НДР № 0112U004688, № 0115U000689 та індивідуальних грантів МОН України для проходження стажування в провідних закордонних університетах (2012–2013 рр.).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. H. Huang and G. H. Gilmer, *Comp. Mater. Sci.*, **23**: 190 (2002).
2. J. O. Song and S. R. Lee, *J. Magn. Magn. Mater.*, **310**: 1923 (2007).
3. C.-W. Pao, S. M. Foiles, E. B. Webb, D. J. Srolovitz, and J. A. Floro, *Phys. Rev.*

- B*, **79**: 224113 (2009).
4. Yu. L. Yaropolov, A. S. Andreenko, S. A. Nikitin, S. S. Agafonov, V. P. Glazkov, and V. N. Verbetsky, *J. Alloys Compd.*, **509**, Supplement 2: S830 (2011).
 5. S. Bouhou, A. Zaim, A. Ainane, M. Kerouad, and R. Ahuja, *J. Magn. Magn. Mater.*, **339**: 127 (2013).
 6. Ch. Luo, Y. Fu, D. Zhang, S. Yuan, Y. Zhai, S. Dong, and H. Zhai, *J. Magn. Magn. Mater.*, **374**: 711 (2015).
 7. V. G. Samsonov, *Fiziko-Khimicheskie Svoystva Elementov: Spravochnik [The Physicochemical Properties of the Elements: The Handbook]* (Kiev: Naukova Dumka: 1965) (in Russian).
 8. S. I. Vorobiov, L. V. Odnodvoretz, O. V. Pylypenko, and A. M. Chornous, *Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii*, **10**, No. 4: 829 (2012) (in Ukrainian).
 9. S. I. Vorobiov, O. V. Shutylieva, I. O. Shpetnyi, and A. M. Chornous, *J. Nano- and Electron. Phys.*, **4**, No. 4: 04026 (2012).
 10. S. I. Vorobiov, I. V. Cheshko, A. M. Chornous, and I. O. Shpetnyi, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **35**, No. 12: 1645 (2013) (in Ukrainian).
 11. S. I. Vorobiov, I. V. Cheshko, A. M. Chornous, H. Shirzadfar, and O. V. Shutylieva, *J. Nano- and Electron. Phys.*, **6**, No. 2: 02022 (2014) (in Ukrainian).
 12. I. Yu. Protsenko, V. V. Tokman', A. M. Chornous, and I. O. Shpetny, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **25**, No. 3: 319 (2003) (in Ukrainian).
 13. T. Hovorun and A. Chornous, *Cryst. Res. Technol.*, **41**, No. 5: 458 (2006).
 14. H. M. Lu, W. T. Zheng, and Q. Jiang, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **40**: 320 (2007).
 15. A. E. Berkowitz, W. J. Shuele, and P. J. Flanders, *J. Appl. Phys.*, **39**: 1261 (1968).
 16. R. N. Panda, N. S. Gajbhiye, and G. Balaji, *J. Alloys Compd.*, **326**: 50 (2001).
 17. *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) (Yekaterinburg : Izdatel'stvo Ural'skogo Universiteta: 2008) (in Russian).
 18. G. S. Kandaurova, *Sorosovskiy Obrazovatel'nyy Zhurnal*, **1**: 100 (1997) (in Russian).
 19. A. I. Kuz'menko, T. A. Prokof'eva, I. E. Protsenko, V. G. Shamonya, and L. A. Yaremenko, *Izv. AN SSSR. Ser. Fiz.*, **50**, No. 8: 1590 (1986) (in Russian).
 20. S. A. Nepijko, A. Petrov, D. Kondrakhova, I. Yu. Protsenko, H. J. Elmers, and G. Schönhense, *J. Nanopart. Res.*, **15**: 1603 (2013).