

Структурні, магнітні та магніторезистивні властивості трикомпонентного плівкового сплаву Ni-Fe-Co

Я.М. Литвиненко^{1,*}, І.М. Пазуха¹, В.В. Бібик²

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

² Конопотський інститут Сумського державного університету, пр. Миру, 24, 41615 Конопот, Україна

(Одержано 10.02.2014; у відредагованій формі – 25.03.2014; опубліковано online 20.06.2014)

У роботі представлені результати експериментальних досліджень структурно-фазового стану, магнітних та магніторезистивних властивостей тонких плівок сплаву Ni-Fe-Co з вихідною концентрацією компонент $c_{Ni} = 40$, $c_{Fe} = 10$ і $c_{Co} = 50$ ат. % в інтервалі температур відпалювання $\Delta T_s = 300-1000$ К. Показано, що свіжосконденсовані плівки мають двофазний склад ГЦК-Ni₃Fe + ГЦП-Co. Після термообробки до температури 900 К фіксується ГЦК-фаза з параметром ґратки $a = 0,354$ нм, яка відповідає твердому розчину Ni-Fe-Co. Тонкі плівки проявляють анізотропний магнітоопір, найбільше значення якого спостерігається при перпендикулярній геометрії вимірювання та становить 0,35 %. Значення МО має тенденцію зростання з підвищенням температури відпалювання. Результати магнітних та магніторезистивних вимірювань свідчать про наявність вісі легкого намагнічування в площині зразка.

Ключові слова: Магніторезистивні властивості, Магнітоопір, Гістерезис, Магнітна анізотропія, Коерцитивна сила, Вісь намагнічування, Поле насичення.

PACS numbers: 68.37.Lp, 68.55.Nq, 75.55.Cn

1. ВСТУП

У даний час значна увага приділяється вивченню фізичних властивостей тонких металевих плівок 3d-металів та структур на їх основі. Використання феромагнітних сплавів як елементів структур, що проявляють анізотропний (АМО), гігантський (ГМО) або тунельний магнітоопір, робить їх актуальним об'єктом дослідження. Важливим практичним завданням є отримання тонкоплівкових систем, що характеризуються високим полем насичення ($B_s \sim 2$ Т), низькою коерцитивністю, малою магнітострикцією, легкою контролюваністю анізотропії при малому полі, значним магнітним моментом та термічною стабільністю в широкому температурному діапазоні [1-2]. Магнітом'які сплави Ni-Fe відомі завдяки широкому використанню їх магнітних, магнітострикційних та магніторезистивних властивостей при створенні чутливих елементів сенсорної техніки, наприклад, в голівках магнітного запису чи високочутливих вимірювальних приладах [3-4]. У залежності від фазового складу, автори робіт [5-7] виділяють три концентраційні області, в яких стабілізуються фази Ni₃Fe та Ni-Fe при концентрації атомів Fe (c_{Fe}) до 50 ат. % (пермалоеві сплави); інварну при c_{Fe} до 64 ат. % та α -фази Ni-Fe при $c_{Fe} \cong 75$ ат. %.

На сьогоднішній день як структурні, так і магнітні та магніторезистивні властивості пермалоевих сплавів досить детально вивчені. Так, наприклад у роботах [7-8] показано вплив концентрацій компонент та температури відпалювання на фазовий склад плівок, зокрема утворення ГЦК-фаз Ni-Fe та Ni₃Fe, остання з яких згідно роботи [9] характеризується низькою магнітокристалічною анізотропією та магнітострикцією близькою до нуля. При цьому перспективними залишаються дослідження властивостей гетерогенних феромагнітних сплавів на основі

Ni-Fe та Co як магнітом'якого матеріалу здатного мати стабільні характеристики при практичному використанні в наноелектроніці. Тому, метою даної роботи було встановлення кореляції між структурно-фазовим станом, магнітними і магніторезистивними властивостями при різних температурах відпалювання тонкоплівкових зразків на основі Ni-Fe та Co.

2. МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Тонкоплівкові зразки сплаву на основі Fe, Ni та Co були отримані методом терморезистивного випаровування одночасно з двох незалежних джерел: пермалое 79 НМ (79-80 мас. % Ni, 2-5 мас. % Mo, 13-16 мас. % Fe) та Co у вакуумній камері установки ВВП-5М з тиском залишкових газів 10^{-4} Па з подальшим осадженням на аморфну ситалову підкладку (СТ-50-1-1-0,5) для дослідження магнітних і магніторезистивних властивостей та на мідні сіточки з попередньо осадженим шаром вуглецю для дослідження структури та фазового складу. Температура підкладки становила 300 К, а швидкість конденсації – 1-5 н/с. Товщина плівок (d) вимірювалась за допомогою оптичного інтерферометру МП-4 і складала 37 ± 1 нм. Хімічний склад отриманого сплаву розраховувався виходячи з маси компонент, використаних для осадження, і додатково контролювався методом енергодисперсійного аналізу (прилад РЕМ-103) з похибкою вимірювання ± 5 %. Для аналізу впливу процесу термообробки на структурні, магнітні та магніторезистивні властивості зразки відпалювалися у вакуумі до $T_s = 500, 700, 900$ та 1000 К з витримкою протягом 20 хв. Дослідження структурно-фазового стану здійснювалося за допомогою просвічуючого електронного мікроскопу ПЕМ-125К.

Вивчення магніторезистивних властивостей проводилося за допомогою автоматизованого комплексу за стандартною 4-точковою схемою [10] при проті-

* yarina.litvinenko@gmail.com

канні електричного струму у напрямі паралельному площині плівкової системи у трьох геометрія: перпендикулярній (лінії магнітної індукції перпендикулярні площині зразка та напряму протікання струму), поперечній (лінії магнітної індукції паралельні площині зразка та перпендикулярні напряму протікання струму) та поздовжній (лінії магнітної індукції паралельні площині зразка та напряму протікання струму). Величина магнітоопору (МО) $\Delta R / R_s$ (%) розраховувалася за наступним співвідношенням: $\Delta R / R_s = [(R(B) - R_s) / R_s] \cdot 100$ %, де R_s – електричний опір у магнітному полі насичення або у максимально можливого магнітного полі; $R(B)$ – поточне значення опору плівки в магнітному полі.

Для дослідження магнітних характеристик зразків використовувався вібраційний магнітометр VSM Lake Shore Model 7400 (Інститут Жана Лармора Університету Лотарингії, м. Нансі, Франція). Вимірювання проводились у двох геометрія “in plane” (лінії магнітної індукції паралельні площині зразка) та “out of plane” (лінії магнітної індукції перпендикулярні площині зразка), а також при зміні кута між площиною зразка та індукцією магнітного поля від 0 до 90 градусів.

3. КРИСТАЛІЧНА СТРУКТУРА ТА ФАЗОВИЙ СКЛАД

Оскільки одним із вихідних матеріалів для отримання зразків на основі Ni-Fe та Co був масивний сплав пермалой 79 НМ, то при конденсації плівок може спостерігатися невідповідність хімічного складу сплаву вихідному, що викликано фракціонуванням [11]. На Рис. 1 показані результати енергодисперсійного аналізу хімічного складу вихідного сплаву Ni-Fe (Рис. 1а) та тонкоплівкового зразка на його основі (Рис. 1б) та тонкоплівкового зразка на основі Ni-Fe та Co (Рис. 1в).

Обробка спектрів показує, що склад отриманих плівок дещо відрізняється від складу масивного сплаву 79 НМ. Відмінність концентрацій компонент в очікуваних та отриманих зразках можливо пояснити різницею тисків насиченого пару атомів Ni та Fe. Характерні лінії в лівій частині спектру для плівкових зразків (Рис. 1б, в) відповідають матеріалу підкладки з аморфного ситалу. Також спостерігається відсутність молібдену на енергодисперсійних спектрах для плівок Ni-Fe та зразків на основі Ni-Fe і Co, що може бути пов'язано з тугоплавкістю молібденового випарника і, як наслідок, з малою швидкістю випаровування. Згідно результатів енергодисперсійного аналізу, досліджувані плівкові зразки Ni-Fe-Co матимуть наступний хімічний склад в ат. %: $c_{Ni} = 40$, $c_{Fe} = 10$ та $c_{Co} = 50$.

Електронно-мікроскопічні дослідження тонкоплівкових зразків Ni-Fe ($c_{Ni} = 80$, $c_{Fe} = 20$) показали, що в свіжосконденсованому стані плівки дрібнодисперсні (середній розмір кристалітів менше 5 нм) [12], а також мають так звану лабиринтну структуру, що характерно для феромагнітних матеріалів та обумовлено неупорядкованістю доменів [13]. Відпалювання до температури 900 К призводить до поступового збільшення розмірів кристалітів.

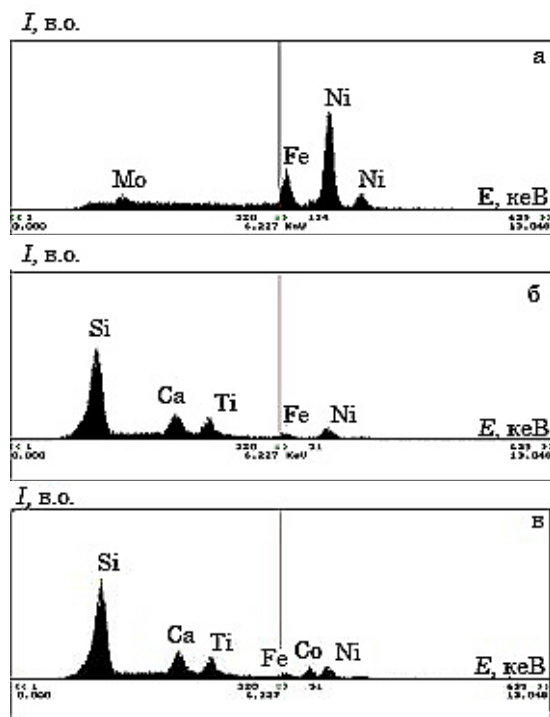


Рис. 1 – Енергодисперсійні спектри для вихідного сплаву 79 НМ (а) і плівкових сплавів Ni-Fe (б) та Ni-Fe-Co (в). Концентрація компонент, ат. %: $c_{Fe} = 22$, $c_{Ni} = 76$, $c_{Mo} = 2$ (для масивного зразка); $c_{Fe} = 20$, $c_{Ni} = 80$ (для тонкоплівкового зразка Ni-Fe); $c_{Fe} = 10$; $c_{Ni} = 40$; $c_{Co} = 50$ (для тонкоплівкового зразка Ni-Fe-Co)

Згідно літературних даних [14], у масивних зразках сплаву Ni-Fe утворюються з'єднання з ГЦК-граткою та параметром, який змінюється в межах від 0,3524 до 0,3596 нм. Дослідження фазового складу тонкоплівкових зразків, отриманих з масивного сплаву пермалой 79 НМ, в інтервалі температур відпалювання 300-900 К, проведені нами у роботі [12], показали, що їх фазовий склад відповідає фазі ГЦК- Ni_3Fe з параметром гратки $a(Ni_3Fe) = 0,353$ - $0,355$ нм близьким до табличної величини параметру гратки інтерметалідної фази Ni_3Fe (надструктурний тип Cu_3Au), який згідно робіт [8, 15] відповідно складає $a(Ni_3Fe) = 0,354 \pm 0,001$ нм та $a(Ni_3Fe) = 0,355$ нм.

На Рис. 2 представлені типові електроннограми та мікроснімки кристалічної структури тонкоплівкових зразків (Ni-Fe-Co) / П товщиною 37 нм. Аналіз представлених на Рис. 2 результатів показав, що плівки після осадження, як і випадку однокомпонентних плівок пермалой та кобальту, мають дрібнокристалічну структуру з середнім розміром зерна $L = 6$ - 7 нм. При термообробці спостерігається поступове зростання кристалітів і при $T_s = 900$ К (Рис. 2 б) відбувається збільшення розміру зерна в 4-5 разів ($L = 25$ - 30 нм). Підвищення температури відпалювання до 1000 К призводить до утворення великих конгломератів кристалітів, розмір яких досягає 70-80 нм (Рис. 2в). Фазовий склад зразків після конденсації відповідає ГЦК- Ni_3Fe +ГЦП-Co з параметром гратки $a(Ni_3Fe) = 0,354$ нм та $a(ГЦП-Co) = 0,242$ нм відповідно ($a_0(Ni_3Fe) = 0,3545$ нм; $a_0(ГЦП-Co) = 0,2505$ нм [16]). При відпалюванні до

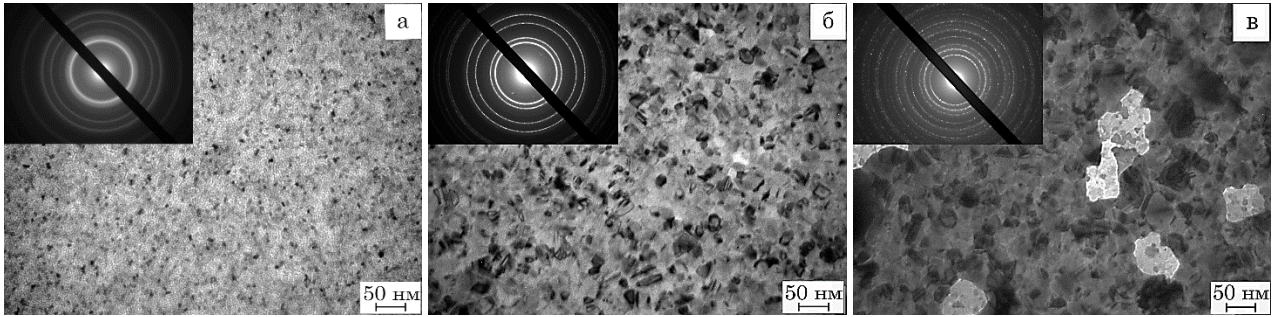


Рис. 2 – Типова структура та електронограми від свіжосконденсованих (а) і відпалених при 900 (б) та 1000 К (в) плівок трикомпонентного сплаву Ni-Fe-Co

500 і 700 К змін у фазовому складі не спостерігається, тоді як при $T_s = 900$ К на електронограмах фіксуються лише лінії, які належать ГЦК-фазі з параметром ґратки $a = 0,354$ нм. Згідно даним роботи [5] в системі Ni-Fe-Co при концентрації компонент відповідно 40, 10 і 50 ат. % та при 900 К сплав характеризується наявністю однофазного складу, якому відповідає ГЦК ґратка. Таким чином, при термовідпалюванні при 900 К на основі трикомпонентного сплаву Ni-Fe-Co відбувається утворення неупорядкованого твердого розчину з ГЦК ґраткою. Окрім цього на електронограмах наявні слабкі лінії з міжплосинними відстанями $d_{200} = 0,215$ нм та $d_{220} = 0,150$ нм, що належать оксиду FeO (Рис. 2б). При $T_s \geq 1000$ К зміни фазового складу не спостерігаються. Відбувається лише незначне зростання параметру ґратки до 0,355 нм. Також на електронограмах з'являються лінії з міжплосинними відстанями $d_{311} = 0,250$ нм та $d_{220} = 0,145$ нм (Рис. 2в), що належать оксиду Fe_3O_4 [16].

4. МАГНІТНІ ТА МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ

Феромагнітні матеріали та сплави на їх основі характеризуються тим, що проявляють анізотропні магніторезистивні властивості. АМО залежить від напряму спонтанної намагніченості і пов'язаний з поворотом феромагнітних доменів в залежності від прикладеного магнітного поля [17].

Процеси намагнічування у феромагнітних матеріалах в основному визначаються трьома типами взаємодії: обмінною взаємодією, магнітокристалічною анізотропією та магнітною дипольною взаємодією. Мінімізація повної магнітної енергії визначає стабільну конфігурацію намагніченості. З точки зору практичного використання одним із цікавих процесів є перемагнічування при коерцитивному полі B_c [18]. Вимірювання магнітоопору феромагнітних матеріалів дозволяє досліджувати механізми перемагнічування. Магнітоопір в сукупності це сума чотирьох складових: звичайного [19] та анізотропного МО [17], звичайного та аномального ефекту Холла [20]. У випадку легкого намагнічування в площині та прикладеного поля "in plane" анізотропний магнітоопір вносить найбільший внесок у величину МО. Окрім цього також слід враховувати вплив доменних стінок на величину магнітоопору [21].

Дослідження магніторезистивних властивостей тонкопліткових зразків Ni-Fe-Co показало, що дана

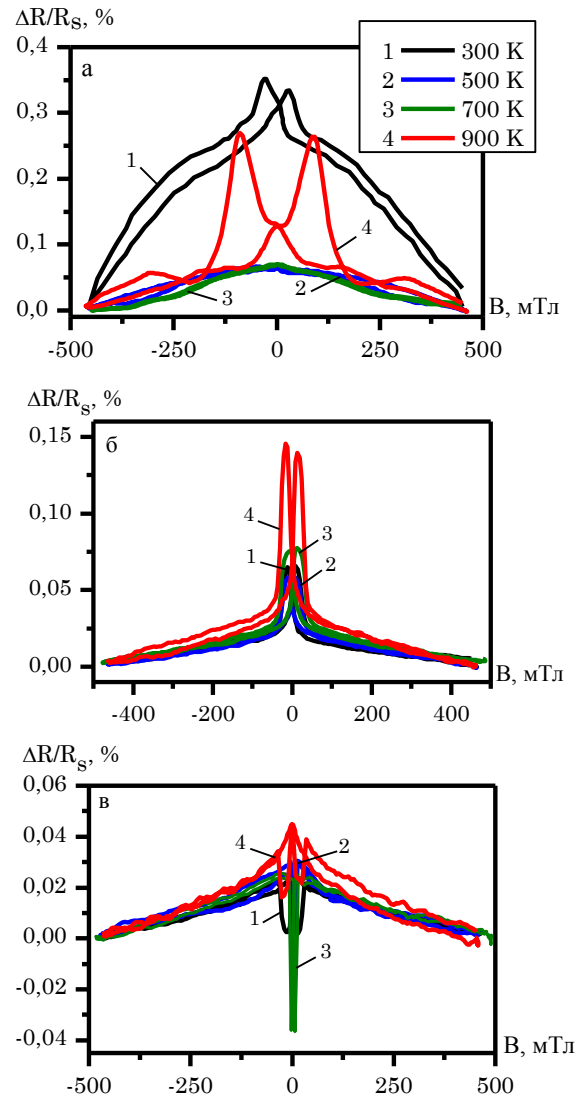


Рис. 3 – Залежності $\Delta R/R_s$ для тонкопліткових зразків (Ni-Fe-Co)/П у перпендикулярній (а), поперечній (б) та поздовжній (в) геометрії вимірювання після конденсації та термовідпалювання до 500, 700 і 900 К

система, як вже зазначалося раніше, проявляє анізотропний характер магнітоопору. Залежності опору від магнітного поля наведено на Рис. 3. Як видно з рисунку, найбільша величина $\Delta R/R_s$ та B_c відповідає перпендикулярній геометрії вимірювання і становить 0,35 % та 29 мТл відповідно. Окрім цього, при даній геометрії спостерігається відсутність поля

насичення для свіжосконденсованих та відпалених при температурах 500 і 700 К зразків, насичення МО з'являється лише після термообробки при 900 К та становить ~ 200 мТл, що в 3-4 рази (у залежності від температури відпалювання зразків) переважає значення поля насичення для поперечної геометрії вимірювання магнітоопору. Дані результати свідчать про наявність важкої вісі перемагнічування саме в цій геометрії. Причиною цього є прояв анізотропії форми, коли при відсутності магнітного поля більш енергетично вигідною є орієнтація векторів намагніченості в площині плівки. Виходячи з цього для перемагнічування плівки по нормалі до її площини необхідно прикласти магнітне поле, значення індукції якого набагато більше, ніж за умови, коли плівка перемагнічується в площині. У нашому випадку легке перемагнічування спостерігається при орієнтації поля паралельно площині зразка.

Відсутність поля насичення при перпендикулярній геометрії вимірювання може пояснюватись тим, що у випадку, коли магнітне поле (B) складає з віссю легкого намагнічування деякий кут α , то тиск з боку поля на доменну стінку зменшується, тобто він буде визначатися складовою поля $B\cos(\alpha)$ і при $\alpha = 90^\circ$ (B перпендикулярно площині зразка) стінка не буде зміщуватися і перемагнічування зразка відбувається шляхом обертання сумарного вектору спонтанної намагніченості M_s . При прикладенні магнітного поля по нормалі до вісі легкого намагнічування (у даному випадку до площини зразка), орієнтація M_s буде визначатися конкуренцією двох енергій: енергії магнітної анізотропії E_A , із-за якої M_s прагне орієнтуватися вздовж вісі легкого намагнічування (в площині зразка) та енергії намагніченого зразка в магнітному полі E_H , із-за якої вектор M_s прагне орієнтуватися вздовж поля B (по нормалі до площини зразка) [22]. Відсутність поля насичення B_s свідчить про те, що E_H , а отже і B , має недостатнє значення для повороту вектору намагніченості M_s вздовж прикладеного магнітного поля. Отже, причиною того, що після відпалювання при 900 К в межах прикладеного поля спостерігається насичення магнітоопору є зміна співвідношення енергій E_H та E_A у зв'язку з утворенням неупорядкованого твердого розчину на основі трикомпонентного сплаву Ni-Fe-Co, що вплинуло на магнітні характеристики досліджуваного зразка.

Характер магніторезистивних залежностей для свіжосконденсованої та відпалених плівок добре корелює зі структурними змінами при термообробці зразків. Зменшення величини МО для перпендикулярної та поперечної геометрій вимірювання після відпалювання при температурі 500 К пов'язане з заліковуванням дефектів та протіканням термостабілізаційних процесів, які можуть викликати зміни в доменній структурі зразка.

Подальша температурна обробка при 700 К не викликала суттєвих змін магнітоопору, окрім незначного зростання величини МО при поперечній геометрії вимірювання з 0,05 % до 0,08 %. Характерною особливістю магніторезистивної кривої при перпендикулярній геометрії вимірювання після термообробки при 900 К є не тільки зростання величини МО (майже у 4 рази), а й поява сходинки при полі

0-20 мТл. Значне збільшення магнітоопору та зміну характеру магніторезистивних залежностей після термообробки при 900 К можна пов'язати з фазовими змінами в тонкоплівковому зразку Ni-Fe-Co.

Дослідження магнітних властивостей за допомогою вібраційного магнітометра показало, що зразки до термообробки проявляють незначну анізотропію в площині (Рис. 4). Для полікристалічних зразків дане явище може пояснюватись виникненням у тонкій плівці областей з переважаючим напрямом росту кристалітів, що пов'язане з методикою отримання зразків. Варто зазначити, що після відпалювання при температурі 900 К анізотропія не спостерігається, як наслідок рекристалізаційних процесів та, можливо, утворення неупорядкованого твердого розчину на основі трикомпонентного сплаву Ni-Fe-Co.

На Рис. 5 зображено типовий магнітний гістерезис для свіжосконденсованого та відпаленого до температури 900 К зразків. При орієнтації зразка паралельно магнітному полю петлі гістерезису мають майже прямокутну форму з різким перемагнічуванням. Намагніченість плівок повністю змінюється в межах ± 13 мТл у свіжосконденсованому та ± 23 мТл у відпаленому при 900 К станах. Прямокутний контур гістерезису (Рис. 5, криві «1») являється типовим для легкого намагнічування, що свідчить про наявність вісі легкого намагнічування в площині зразка. Отримані результати близькі до експериментальних досліджень пермалою та Со в роботах В. Вебера та ін. [23-25]. Відмінність форми петель гістерезису з поворотом зразка відносно магнітного поля пояснюється зміною процесу перемагнічування. Таким чином, вигляд петлі гістерезису та основні параметри (намагніченість, коерцитивна сила) в найбільшій мірі залежать від орієнтації поля відносно вісі легкого намагнічування, тобто деякого кута α . Залежність $B_c(\alpha)$ або іншими словами анізотропія коерцитивної сили при порівнянні її теоретичних та практичних значень дає можливість визначити, який процес вносить найбільший вклад в магнітний гістерезис – зміщення доменних границь чи обертання

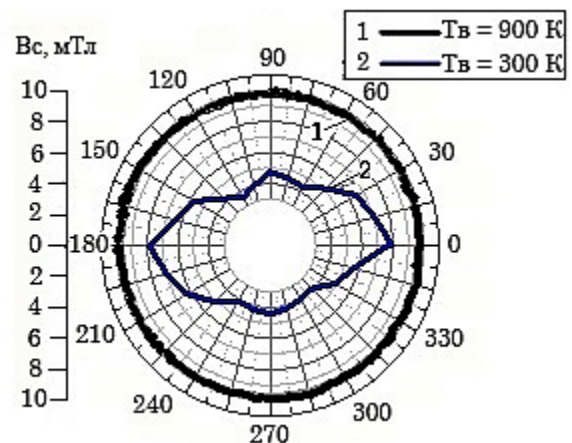


Рис.4 – Залежність коерцитивності від кута повороту зразка (Ni-Fe-Co)/П в магнітному полі, орієнтованому паралельно площині тонкої плівки для невідпаленої (2) та відпаленої при температурі 900 К (1). Товщина плівки 37 нм

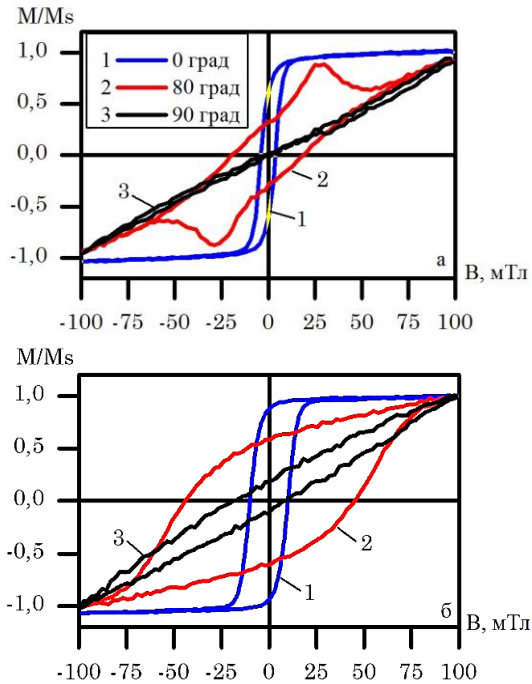


Рис. 5 – Нормований гістерезис M/M_s для свіжосконденсованої (а) та відпаленої до 900 К (б) плівки (Ni-Fe-Co) / П при орієнтації магнітного поля “in plane” (0 град) та “out of plane” (90 град), а також при куті повороту 80 град по відношенні до індукції магнітного поля

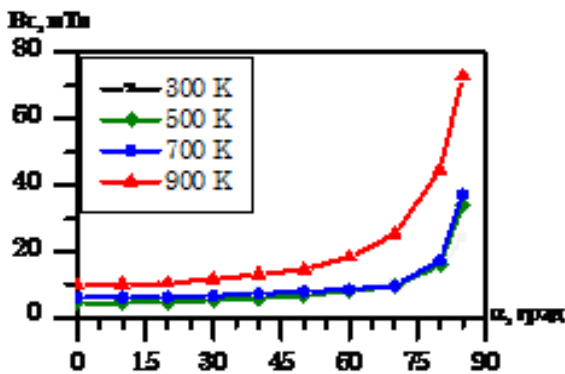


Рис. 6 – Типова залежність коерцитивної сили B_c від кута повороту зразка (Ni-Fe-Co) / П до та після термообробки до температурах 500, 700 та 900 К

спонтанної намагніченості [22]. При повороті зразка на кут від 0 до 85° відбувається зростання коерцитивної сили B_c (типova залежність наведена на Рис. 6), відносна зміна якої становить 67 % для плівки до термообробки та 81-82 % після неї, незалежно від температури відпалювання. На Рис. 7 наведено нормований гістерезис M/M_s для свіжосконденсованого та відпалених до різних температур зразків (Ni-Fe-Co) / П товщиною 37 нм при орієнтації магнітного поля “in plane”, з якого чітко прослідковується збільшення величини залишкової намагніченості, коерцитивної сили та поля насичення при збільшенні температури відпалювання.

Відносна зміна B_c та B_s в інтервалі температур обробки 300-900 К становить 154 % та 88 % відповідно. Зростання поля насичення B_s у випадку феромагнітних сплавів досягається при закінченні процесів

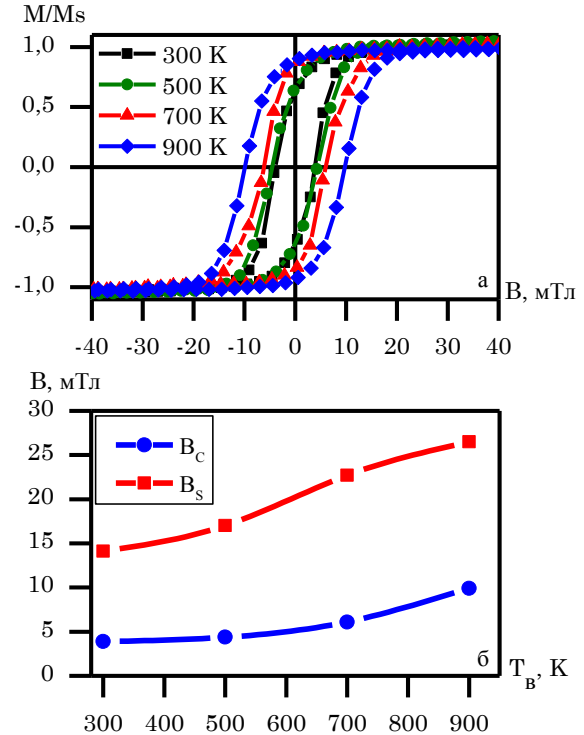


Рис. 7 – Нормований гістерезис M/M_s (а), коерцитивність B_c і поле насичення B_s (б) для свіжосконденсованого та відпалених до температур 500, 700 та 900 К плівок (Ni-Fe-Co) / П товщиною 37 нм при орієнтації магнітного поля “in-plane”

перемагнічування, а саме росту доменів з магнітним моментом, орієнтованим у напрямку вісі легкого намагнічування, у результаті процесу зміщення доменних границь та повороту вектору намагніченості зразка в напрямі намагнічуючого поля [26-27].

5. ВИСНОВКИ

У роботі представлені результати експериментальних досліджень структурно-фазового стану, магнітних та магніторезистивних властивостей плівкових систем (Ni-Fe-Co) / П у свіжосконденсованому та відпаленому до 500, 700, 900 та 1000 К станах.

Проаналізувавши експериментальні дані встановлено, що свіжосконденсовані зразки мають двофазний склад ГЦК-Ni₃Fe + ГЦП-Co та дрібнокристалічну структуру. Відпалювання зразків в інтервалі температур $\Delta T_s = 500-700$ К не призводить до суттєвих змін структури та фазового складу. Після термообробки при 900 К фіксується лише одна ГЦК-фаза з параметром ґратки $a = 0,354$ нм, яка належить твердому розчину Ni-Fe-Co.

Магнітоопір досліджуваних структур має анізотропний характер. Найбільше значення МО та B_c відповідає перпендикулярній геометрії вимірювання та становить 0,35 % та 29 мТл відповідно. Вплив відпалювання на магнітні властивості проявляється в зникненні анізотропії в площині зразка, зростанні коерцитивності та поля насичення з підвищенням температури обробки. Відносна зміна B_c та B_s в інтервалі температур $\Delta T_s = 300-900$ К становить 154 % та 88 %, відповідно.

Отримані в роботі результати корелюють між собою та свідчать про значний вплив утворення неупорядкованого твердого розчину на основі трикомпонентного сплаву Ni-Fe-Co на магнітні та магніторезистивні властивості досліджуваних зразків.

ПОДЯКА

Автори висловлюють щире подяку професору Проценку І.Ю. та доценту Однорець Л.В. за обговорення результатів роботи.

Робота виконана у рамках держбюджетної теми № 0112U004688.12/16.

Structural, Magnetic and Magnetoresistive Properties of Ternary Film Ni-Fe-Co Alloy

Ya.M. Lytvynenko¹, I.M. Pazukha¹, V.V. Bibyk²

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

² Konotop Institute of Sumy State University, 24, Myr Str., 41615 Konotop, Ukraine

The results of the experimental studies of the structural and phase state, magnetic and magnetoresistive properties of thin films of Ni-Fe-Co alloy with the initial concentration of components $c_{Ni} = 40$, $c_{Fe} = 10$, and $c_{Co} = 50$ at.% in the annealing temperature range of $\Delta T_a = 300-1000$ K are presented. It is shown that as-deposited alloy films have a two-phase structure fcc-Ni₃Fe + hcp-Co. The fcc-phase with the lattice parameter of 0,354 nm, which corresponds to Ni-Fe-Co solid solution, is observed after heat treatment at 900 K. Thin films based on Ni-Fe and Co exhibit anisotropic magnetoresistance with the highest value (0,35%) observed in the perpendicular measurement geometry. The value of magnetoresistance tends to rise with increasing annealing temperature. The results of the magnetic and magnetoresistive measurements indicate the presence of the easy axis of magnetization in plane of the sample.

Keywords: Magnetoresistive properties, Magnetoresistance, Hysteresis, Magnetic anisotropy, Coercive force, Magnetization axis, Saturation field.

Структурные, магнитные и магниторезистивные свойства трехкомпонентного пленочного сплава Ni-Fe-Co

Я.Н. Литвиненко¹, И.М. Пазуха¹, В.В. Бибык²

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

² Конотопский институт Сумского государственного университета, пр. Мира, 24, 41615 Конотоп, Украина

В работе представлены результаты экспериментальных исследований структурно-фазового состояния, магнитных и магниторезистивных свойств тонких пленок сплава Ni-Fe-Co с исходной концентрацией компонент $c_{Ni} = 40$, $c_{Fe} = 10$ и $c_{Co} = 50$ ат.% в интервале температур отжига $\Delta T_0 = 300-1000$ К. Показано, что свежеконденсированные пленки имеют двухфазный состав ГЦК-Ni₃Fe + ГПУ-Co. После термообработки при температуре 900 К фиксируется ГЦК-фаза с параметром решетки 0,354 нм, которая соответствует твердому раствору Ni-Fe-Co. Тонкие пленки на основе Ni-Fe и Co проявляют анизотропное магнитосопротивление, наибольшее значение которого наблюдается при перпендикулярной геометрии измерения и составляет 0,35 %. Значение МС имеет тенденцию роста с повышением температуры отжига. Результаты магнитных и магниторезистивных измерений свидетельствуют о наличии оси легкого намагничивания в плоскости образца.

Ключевые слова: Магниторезистивные свойства, Магнитосопротивление, Гистерезис, Магнитная анизотропия, Коэрцитивная сила, Ось намагничивания, Поле насыщения.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. E.E. Shalygina, E.V. Perepelova, L.V. Kozlovski, E. Tamanis, M.A. Mukasheva, A.N. Shalygin, *Tech. Phys. Lett.* **33** No 6, 456 (2007).
2. J. Singh, S.K. Gupta, A.K. Singh, P. Kothari, R.K. Kotnala, J. Akhtar, *J. Magn. Magn. Mater.* **324**, 999 (2012).
3. D.G. Rancourt, *Phys. Canada* **45**, 3 (1995).
4. G. Herzer, *IEEE T. Magn.* **26** No 5, 1397 (1990).
5. О.А. Банных, П.Б. Будберг, С.П. Алисова, *Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа* (Москва: Металлургия: 1986).
6. *Диаграммы состояния двойных металлических систем, Т.2: Справочник* (Ред. Н.П. Лякишев) (Москва: Машиностроение: 1997).
7. В.С. Жигалов, В.Г. Мягков, Л.Е. Быкова, Г.Н. Бондаренко, М.А. Осколков, *Вестник КрасГУ. Сер. Физ.-мат. науки* **4**, 54 (2005).
8. К.В. Тищенко, І.Ю. Проценко, *Металлофиз. новейшие технол.* **34** №7, 907 (2012). (K.V. Tyschenko, I.Yu. Protsenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* **34** No7, 907 (2012)).
9. V.V. Neamtu, I. Chicinas, O. Isnard, F. Popa, V. Pop, *Intermetallics* **19**, 19 (2011).
10. М.Н. Демиденко, С.І. Протсенко, D.M. Kostyuk, I.V. Cheshko, *J. Nano-Electron. Phys.* **3** No4, 81 (2011).

11. А.И. Костржицкий, О.В. Лебединский, *Многокомпонентные вакуумные покрытия* (Москва: Машиностроение: 1987).
12. З.Н. Макуха, О.В. Сынашенко, Я.Н. Литвиненко, Ю.М. Шабельник, И.Е. Проценко, *Перспективные инновации в науке, образовании, производстве и транспорте 2012*, ISSN 2224-0187, 64 (Одесса: Куприенко: 2012).
13. *Физический энциклопедический словарь* (Ред. А.М. Прохоров) (Москва: Сов. энциклопедия: 1983).
14. С.Е. Лангваген, О.П. Любашевский, *ФММ* No9, 69 (1991).
15. W. Gasior, Z. Moser, A. Debski, *J. Alloy Compd.* **487**, 132 (2009).
16. С.С. Горелик, Л.Н. Расторгуев, Ю.А. Скаков, *Рентгенографический и электронно-оптический анализ. Приложения* (Москва: Металлургия: 1970).
17. T.R. McGuire, R.I. Potter, *IEEE T. Magn.* **11** No4, 1081 (1975).
18. D.H. Kim, T.-J. Hwang, K.-S. Ryu, S.-C. Shin, *phys. status solidi c* **5** No1, 405 (2008).
19. P.L. Rossiter, *The Electrical Resistivity of Metals and Alloys* (Cambridge: Cambridge University Press: 1989).
20. L. Berger, *Phys. Rev. B* **2**, 4559 (1970).
21. С.Н. Morrows, *Adv. Phys.* **54**, 585 (2005).
22. Г.С. Кандаурова, *Соросовский образовательный журнал* No1, 127 (1997).
23. W. Weber, C.H. Back, A. Bischof, Ch. Wursch, R. Allenspach, *Phys. Rev. Lett.* **76**, 1940 (1996).
24. W. Weber, R. Allenspach, A. Bischof, *Appl. Phys. Lett.* **70** 520 (1997).
25. С.М. Fu, P.C. Kao, M.S. Tsai, H.S. Hsu, C.C. Yu, J.C.A. Huang, *J. Magn. Magn. Mater.* **239** No1-3, 17 (2002).
26. Л.В. Киренский, *Магнетизм, 2 изд., перераб. и доп.* (Москва: Изд. АН СССР: 1967).
27. С.В. Вонсовский, *Магнетизм* (Москва: Наука: 1971).