

Вплив структурно-фазового стану на магніторезистивні властивості плівкових систем на основі $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ та Cu

Ю.О. Шкурдода

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

(Одержано 10.03.2017, у відредагованій формі – 25.07.2017, опубліковано online 27.07.2017)

Досліджені структурно-фазовий склад і магніторезистивні властивості свіжосконденсованих та відпалених за температур 400, 550 та 700 К тришарових плівкових систем на основі феромагнітного сплаву $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ (F – шари) та Cu (N – шар). Встановлено, що фазовий склад плівок із товщинами шарів $d_F = 10\text{-}50$ нм і $d_N = 5\text{-}20$ нм та концентрацією Fe у магнітних шарах $x = 20\text{-}40$ % відповідає ГЦК фазам Ni_3Fe ($a = 0,355\text{-}0,358$ нм) та ГЦК-Cu. Плівки із $x = 50\text{-}60$ % також мають двофазний склад ГЦК- NiFe ($a = 0,358\text{-}0,362$ нм) та ГЦК-Cu. Після відпалювання таких плівок за температури 700 К утворюються тверді розчини (Ni_3Fe , Cu) та (NiFe , Cu) відповідно. Для зразків із $x > 60$ % фазовий склад як свіжосконденсованих, так і відпалених за температури 700 К тришарових зразків відповідає ОЦК-(Fe-Ni) + ГЦК-Cu. Показано, що в інтервалі товщин шарів $d_N = 5\text{-}15$ нм та $d_F = 25\text{-}40$ нм ($x > 10$ %) для свіжосконденсованих тришарових плівок реалізується спін-залежне розсіювання електронів.

Ключові слова: Багатошарова плівкова система, Кристалічна структура, Фазовий склад, Анізотропний магнітоопір, Спін-залежне розсіювання електронів.

DOI: [10.21272/jnep.9\(4\).04008](https://doi.org/10.21272/jnep.9(4).04008)

PACS numbers: 68.35.bj, 68.60.Bs, 75.47.De

1. ВСТУП

Фізичні властивості наноструктур на основі феромагнітного сплаву $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ та міді, у яких реагується спін-залежне розсіювання електронів, активно досліджуються протягом останніх років (див. наприклад [1-3]). Це зумовлено рядом особливостей структурних, магнітних та магніторезистивних властивостей, що робить їх актуальним об'єктом експериментальних та теоретичних досліджень. Також багатошарові плівкові системи на основі $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ та Cu надають якісно нові можливості для оптимізації і мініатюризації елементної бази твердотільних пристроїв, в основу роботи яких покладено спіновий транспорт. У переважній більшості робіт, де досліджувалися такі структури, як магнітні шари використовувалися пермалой ($\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ та $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{50}$). Практично відсутні роботи, де були б проведені дослідження фізичних властивостей багатошарових структур на основі сплаву $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ у широкому інтервалі концентрацій, отриманих за одних умов. Аналіз даних робіт [4-6] показує, що фізичні властивості як сплавів $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$, так і багатошарових плівок на їх основі суттєво залежать від концентрації компонент, кристалічної структури та фазового складу.

Необхідно зазначити, що важливе також завдання прогнозування поведінки електрофізичних та магніторезистивних властивостей багатошарових плівкових систем зі зміною товщини та структурно-фазового стану шарів металу, температури і величини зовнішнього магнітного поля.

Мета даної роботи полягає в дослідженні впливу структурно-фазового стану на магніторезистивні властивості свіжосконденсованих та термостабілізованих тришарових плівок $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{P}$ (P - підкладка) у широкому інтервалі товщин як магнітних (d_F) і немагнітних (d_N) шарів, так і концентрацій компонент магнітного сплаву.

2. МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Багатошарові плівкові системи з товщиною шарів (1÷50) нм отримували у вакуумній камері при тиску газів залишкової атмосфери 10^{-4} Па. Почергова конденсація плівок здійснювалася шляхом випаровування металів із незалежних джерел (Cu – з вольфрамівної стрічки, $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ – електронно-променевою гарматою). Вихідним матеріалом для одержання шарів $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ були масивні сплави відповідного складу.

Конденсація плівок проводилася за кімнатної температури підкладки зі швидкістю $\omega = (0,5 \pm 1)$ нм/с, залежно від режимів роботи випарників. Для дослідження магніторезистивних властивостей як підкладки використовували скляні пластини з попередньо нанесеними контактними площадками. Конструкція виготовленого підкладкотримача дозволяла отримувати за один технологічний цикл два плівкові зразки з різною товщиною немагнітного прошарку та з близькими товщинами феромагнітних шарів. Геометричні розміри плівок для вимірювання їх електричного опору задавалися вікнами, виготовленими з високою точністю у механічних масках з ніхромової фольги.

Товщина плівок визначалася за допомогою мікроінтерферометра МП-4 з лазерним джерелом світла та комп'ютерною системою реєстрації інтерференційної картини, що дозволяло підвищити точність вимірювань, особливо в області товщин $d < 50$ нм (до 20 %).

Вивчення кристалічної структури та фазового складу плівок здійснювалися електронно-мікроскопічними та електронографічними методами (просвічуючий електронний мікроскоп ПЕМ-125К).

Вимірювання позовжнього і поперечного магнітоопору (магнітне поле в площині плівки) та термомагнітна обробка плівок проводились у спеціальній установці, в умовах надвисокого безмасляного вакууму ($10^{-6}\text{-}10^{-7}$) Па у магнітному полі з індукцією до

$B = 0,2$ Тл. Плівки відпалювалися за схемою «нагрівання – витримка за температури 400, 550 та 700 К протягом 15 хв – охолодження».

Величина поздовжнього та поперечного магнітоопору плівкових зразків розраховувалася за формулою $(R(B) - R(B_C)) / R(B_C)$, де $R(B)$ – опір зразка в магнітному полі з індукцією B ; $R(B_C)$ – опір зразка в полі коерцитивної сили B_C .

3. СТРУКТУРА ТА ФАЗОВИЙ СКЛАД ЗРАЗКІВ

Кристалічна структура, фазовий та елементний склад шарів, які входять до складу плівкової системи, визначають особливості її магнітних та магніто-резистивних властивостей. Тому були проведені дослідження структурно-фазового стану тришарових плівкових систем на основі сплаву Fe_xNi_{100-x} та Cu з різними товщинами шарів та концентраціями компонент у магнітних шарах. Слід зазначити, що згідно з результатами дослідження фазового складу масивного сплаву Fe_xNi_{100-x} , представлених у роботах [7, 8], можна виділити три характерні концентраційні області, в яких стабілізуються фази пермалою (Ni_3Fe і $NiFe$) при концентрації атомів Fe (c_{Fe}) до 50 %; інвару при c_{Fe} близької до 64 ат. % та α -фази ($Ni-Fe$) при $c_{Fe} \cong 75$ %. Згідно даних робіт [8, 9] фази Ni_3Fe та $NiFe$ мають ГЦК решітку із параметром $a = 0,354-0,359$ нм або $0,359-0,361$ нм, відповідно. α -фаза ($Ni-Fe$) має ОЦК решітку із

$a = 0,286$ нм, що дуже близько до величини параметру ОЦК-Fe $a = 0,284$ нм.

За результатами електронно-мікроскопічних та електроннографічних досліджень тришарових плівок $Fe_xNi_{100-x}/Cu/Fe_xNi_{100-x}$ було встановлено, що всі свіжосконденсовані плівки є полікристалічні з розмірами зерен менше 10 нм (рис. 1 а, в). Фазовий склад плівок із товщинами шарів $d_F = 10-50$ нм і $d_N = 5-20$ нм та концентрацією $x = 20-40$ мас. % (склад магнітних шарів відповідає пермалоевій області концентрацій) відповідає ГЦК фазам Ni_3Fe ($a = 0,355-0,358$ нм) та ГЦК-Cu (рис. 1 а). Плівки із $x = 50-60$ мас. % також мають двофазний склад ГЦК- $NiFe$ ($a = 0,358-0,362$ нм) та ГЦК-Cu (рис. 1 в). Слід зазначити, що фазовий склад таких плівок однозначно інтерпретувати досить складно внаслідок того, що лінії, які належать ГЦК-фазі пермалою та ГЦК-Cu, електроннографічно не розділяються. Але на користь присутності в свіжосконденсованих тришарових структурах із відносно великими товщинами шарів ($d_F = 25-40$ нм, $d_N = 5-20$) фази ГЦК-Cu свідчить реалізація спін-залежного розсіювання електронів, яке не можливе без наявності структурно суцільного прошарку міді.

Після відпалювання таких плівок за температури 700 К і внаслідок збільшення розміру кристалітів до 30 нм ширина дифракційних кілець зменшується (рис. 1 б). При цьому чітко фіксується однофазний стан, а зміни параметра решітки електроннографічно не фіксуються. Ймовірно, що в даних системах утворюються тверді розчини (Ni_3Fe, Cu) та ($NiFe, Cu$) відповідно.

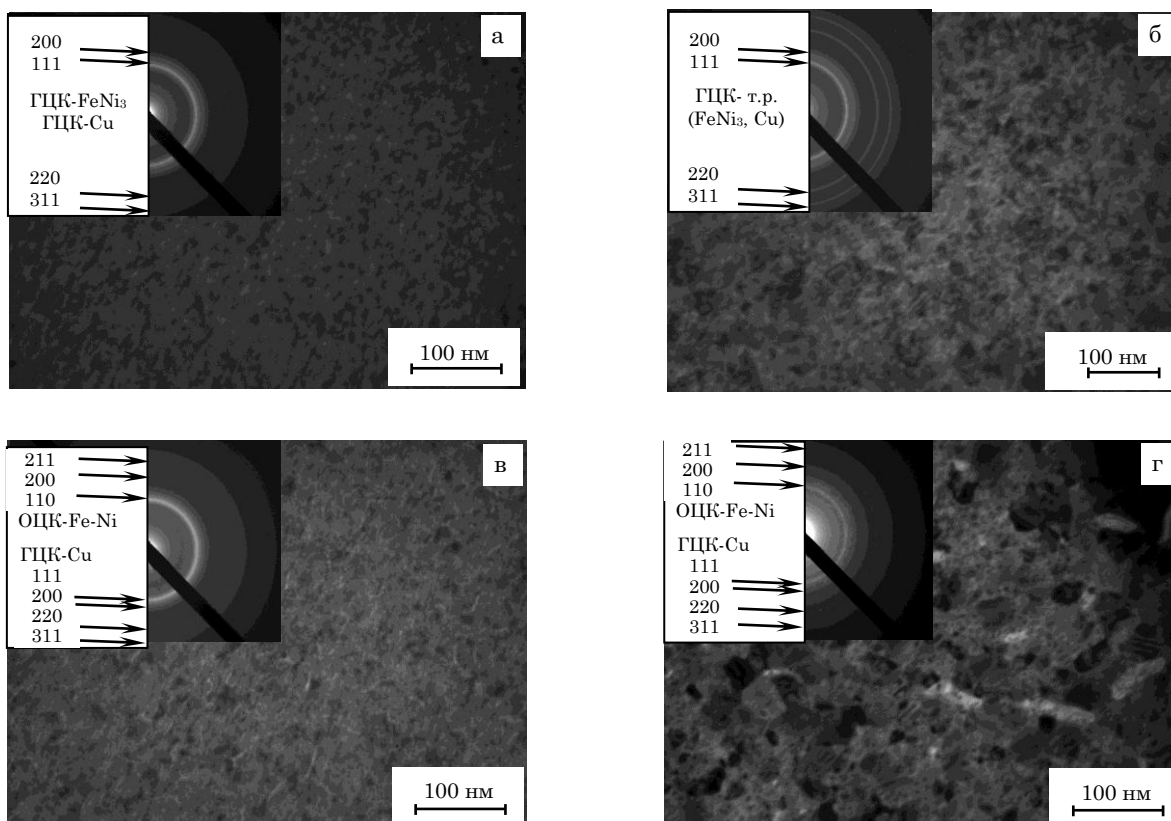


Рис. 1 – Мікροструктура та відповідні дифракційні картини тришарових плівок $Fe_xNi_{100-x}/Cu/Fe_xNi_{100-x}$ у свіжосконденсованому (а, в) та відпаленому за температури 700 К (б, г) стані (а, б – $d_F = 35$ нм, $d_N = 10$ нм, $x = 20$ %; в, г – $d_F = 20$ нм, $d_N = 15$ нм, $x = 80$ %)

Згідно з даними електронографічних досліджень при $x > 60$ % фазовий склад свіжо сконденсованих тришарових зразків відповідає ОЦК-(Fe-Ni) + ГЦК-Cu (рис. 1 в). Параметр ОЦК решітки α -фази (Ni-Fe) складає $a = 0,285-0,287$ нм. Після відпалювання за температури 700 К фазовий склад зберігається, а параметр решітки суттєво не змінюється (рис. 1 г). При цьому, зауважимо, що для плівок із відносно великими товщинами шарів ($d_F = 30-40$ нм, $d_N = 10-20$ нм) індивідуальність шарів зберігається. Для зразків із відносно тонкими магнітними шарами ($d_F = 30-40$ нм) при $x > 70$ %, можливо, утворюється гранульований стан.

4. МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ ТРИШАРОВИХ ПЛІВОК

Характер польових залежностей та величина магнітоопору (МО) свіжосконденсованих тришарових плівок $Fe_xNi_{100-x}Cu/Fe_xNi_{100-x}Pi$ суттєво залежить як від товщин про шару Cu (d_N) та магнітних шарів (d_F), так і від елементного та фазового складу феромагнітних шарів Fe_xNi_{100-x} (рис. 2). Розглянемо детальніше особливості магнітоопору свіжосконденсованих тришарових плівок. Для свіжосконденсованих плівок в інтервалі товщин $d_N = 5-20$ нм та $d_F = 15-40$ нм та при концентрації нікеля у магнітних шарах $x \geq 10$ мас.% має місце ізотропність польових залежностей, що є ознакою ефекту гігантського магнітоопору (рис. 2). Причиною ізотропності польових залежностей магнітоопору є реалізація механізму спин-залежного розсіювання електронів провідності в об'ємі феромагнітних шарів та на межах поділу шарів

[10, 12]. Слід зазначити, що для плівкових зразків із ефективною товщиною немагнітного прошарку менше 3 нм, незалежно від концентрації компонент у магнітних шарах та їх товщини, спостерігається позитивний поздовжній магніторезистивний ефект, характерний однорідним феромагнітним плівкам [13-15]. Величина анізотропного магнітоопору (АМО) для свіжосконденсованих плівок, як і у випадку одношарових плівок Fe_xNi_{100-x} ($d = 20-100$ нм), за кімнатної температури не перевищує 0,2 %.

Аналіз ізотропних польових залежностей магнітоопору свідчить про те, що їх вид суттєво залежить від товщин шарів та концентрації компонент у магнітних шарах. Так, залежно від товщин шарів може спостерігатися (або не спостерігатися) магніторезистивний гістерезис.

Для плівок із концентрацією Fe в магнітних шарах $x > 30$ мас.% при товщині магнітних шарів $d_F > 25$ нм та з $d_N = 5-15$ нм чітко фіксується гістерезис польових залежностей (рис. 2 а, б), що зумовлено магнітним гістерезисом у феромагнітних шарах [11]. При цьому збільшення та зменшення опору відбувається у вузькому інтервалі магнітного поля – на польових залежностях спостерігаються чіткі і гострі піки. Це свідчить про те, що внаслідок відносно великої ефективною товщини немагнітного прошарку ($d_N = 5-10$ нм) відбувається значне послаблення обмінної взаємодії між магнітними шарами. Підтвердженням цього є малі поля насичення ($B_s < 10$ мТл). Перемагнічування таких плівок відбувається аналогічно спин-вентильним структурам. Відмінністю є лише те, що верхній і нижній шари перемагнічуються одночасно при майже однакових значеннях

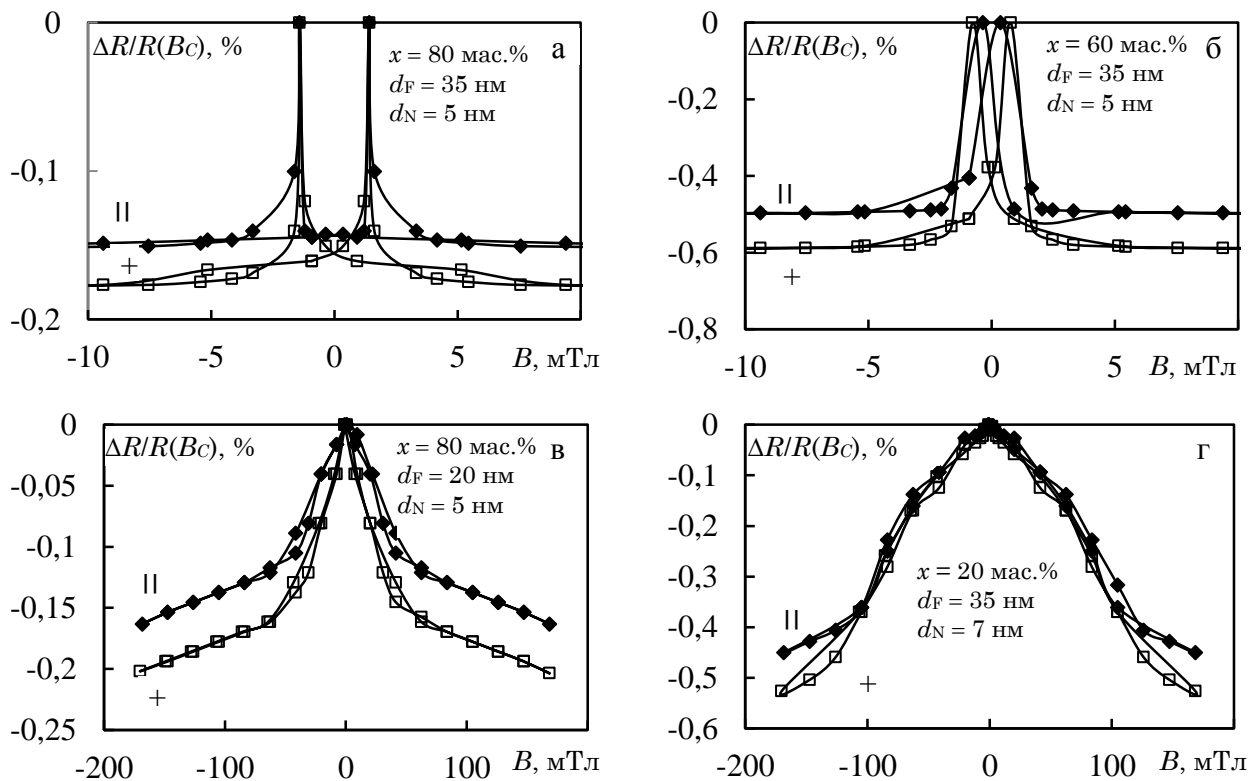


Рис. 2 – Польові залежність ізотропного магнітоопору свіжосконденсованих тришарових плівкових систем $Fe_xNi_{100-x}Cu/Fe_xNi_{100-x}$ із різною товщиною шарів та різною концентрацією Fe в магнітних шарах

індукції зовнішнього магнітного поля (симетричні структури).

Стосовно зразків, для яких на польових залежностях відсутній магніторезистивний гістерезис, можна зазначити наступне. Для зразків з $d_F = 10-25$ нм (незалежно від товщини прошарку Cu) гістерезис магніторезистивного ефекту майже не спостерігається (рис. 1 в). При цьому тенденція до магнітного насичення спостерігається при порівняно великих значеннях індукції магнітного поля ($B > 100$ мТл). Відсутність гістерезису може бути пов'язана, як і у випадку [14], з малою величиною залишкової намагніченості магнітних шарів. Згідно з [16, 17], при зменшенні товщини тонких плівок (або розмірів малих частинок) повинна зменшуватися намагніченість насичення, оскільки шар матеріалу складається з відносно небагатьох атомних площин, тому стає неможливою повна паралельна орієнтація спінів електронів 3d-оболонки, яка виникає в результаті дії обмінних сил. Це явище спостерігається при кімнатній температурі й товщині шарів або розмірах частинок порядку (10-20) нм.

Відсутність гістерезису при відносно великих ефективних товщинах прошарку та $x = 10-30$ мас. % (рис. 1 г) може бути зумовлений розмиттям інтерфейсів при зменшенні концентрації Fe у магнітних шарах.

Узагальнені залежності величини ізотропного МО від концентрації нікеля в магнітних шарах для свіжосконденсованих та відпалених за температур 400, 550 та 700 К плівок (рис. 3) дають можливість відзначити наступне. Для свіжосконденсованих плівок в інтервалі концентрацій до 30 мас. % Ni величина максимального ізотропного магнітоопору за кімнатної температури майже не змінюється і складає величину близько 0,3-0,4 % (крива 1). При збільшенні c_{Ni} від 30 до 50 мас.% спостерігається різке зростання величини ізотропного МО до 1,2 %. Максимальне значення МО фіксується для систем із $c_{Ni} = 50$ мас.% у магнітних шарах. Подальше збільшення c_{Ni} призводить до зменшення величини ізотропного МО і при $c_{Ni} = 90$ мас.% величина магнітоопору не перевищує 0,05 %.

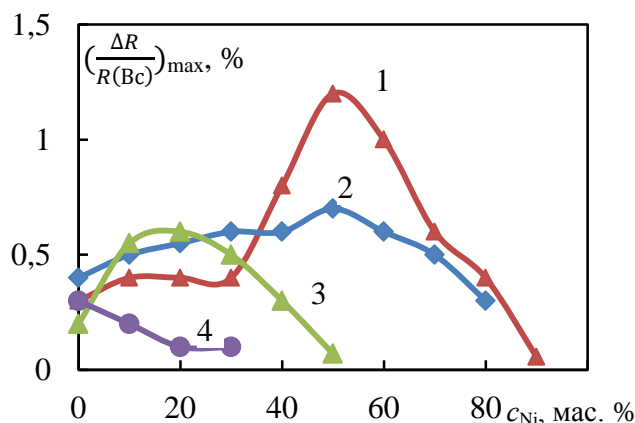


Рис. 3 – Залежність максимальної величини ізотропного магнітоопору від концентрації Ni в магнітних шарах тришарових плівкових систем $Fe_xNi_{100-x}/Cu/Fe_xNi_{100-x}$ із $d_F = 35$ нм, $d_N = 7$ нм (1 – свіжосконденсовані зразки; 2 – $T_a = 400$ К; 3 – $T_a = 550$ К; 4 – $T_a = 700$ К)

Наявність максимуму на концентраційній залежності ізотропного магнітоопору може бути пов'язана з фазовим переходом у магнітних шарах Fe_xNi_{100-x} при зміні концентрації Ni. Відомо, що наноструктури, у яких високий ступінь відповідності параметрів кристалічної ґратки матеріалів шарів, виявляють сильні спін-залежні ефекти [2]. Отже, максимальне значення ГМО відповідає такій концентрації Ni у магнітних шарах, за якої спостерігається утворення фази ГЦК-FeNi ($c_{Ni} = 50$ мас. %).

Низькотемпературне відпалювання ($T_a = 400$ К) не призводить до суттєвої зміни як польових залежностей магнітоопору, так і величини ізотропного МО (рис. 3, крива 2). Після відпалювання за температури 550 К ізотропність МО зберігається лише для плівок з концентрацією нікеля у магнітних шарах $c_{Ni} < 50$ мас.% та відносно великих товщинах шарів (крива 3). При цьому відбувається і зміщення максимуму на концентраційній залежності МО в область менших концентрацій Ni. Для зразків, відпалених за температури 700 К, ізотропність МО зберігається лише при $c_{Ni} < 30$ мас. %, незалежно від товщини магнітних шарів (крива 4). Причиною появи анізотропного характеру МО в усіх згаданих випадках є порушення структурної суцільності прошарку Cu [14]. Винятком є тришарові плівки з відносно малими товщинами магнітних шарів ($d_F < 25$ нм) при $c_{Ni} < 30$ мас.%. Відпалювання таких зразків за температури 700 К призводить до утворення гранульованої структури і реалізації спін-залежного розсіювання електронів [18].

5. ВИСНОВКИ

1. Фазовий склад плівок на основі феромагнітного сплаву Fe_xNi_{100-x} та Cu із товщинами шарів $d_F = 10-50$ нм і $d_N = 5-20$ нм та концентрацією заліза у магнітних шарах $x = 40-20$ мас. % відповідає ГЦК фазам Ni_3Fe ($a = 0,355-0,358$ нм) та ГЦК-Cu. Плівки із $x = 50-60$ мас. % також мають двофазний склад ГЦК-NiFe та ГЦК-Cu. Після відпалювання таких плівок за температури 700 К у даних системах утворюються тверді розчини (Ni_3Fe , Cu) та ($NiFe$, Cu) відповідно. Для зразків із $x > 60$ мас. % фазовий склад як свіжосконденсованих, так і відпалених за температури 700 К тришарових зразків відповідає ОЦК-(Fe-Ni) + ГЦК-Cu.

2. Максимальне значення ефекту ГМО (1,2 %) за кімнатної температури спостерігається для свіжосконденсованих плівок $Fe_{50}Ni_{50}/Cu/Fe_{50}Ni_{50}/Pi$ із $d_F \approx 30$ нм та $d_{Cu} \approx 6$ нм, що відповідає утворенню в магнітних шарах фази ГЦК-FeNi.

3. Термообробка зразків з концентрацією $x > 60$ мас. % та з $d_F = 20-30$ нм, $d_N = 4-15$ нм за температури 400, 500 К призводить до збільшення ізотропного МО; для зразків з $10 < x < 60$ мас. % термообробка призводить лише до зменшення ізотропного МО та появи анізотропного характеру магнітоопору. Максимальне значення ізотропного МО термостабілізованих плівок складає 0,6 % для плівок $Fe_{80}Ni_{20}/Cu/Fe_{80}Ni_{20}/Pi$ із $d_F = 30$ нм, $d_N = 5$ нм.

Робота виконана в рамках держбюджетної теми № 0116U002623 (2016-2018 рр.).

Влияние структурно-фазового состояния на магниторезистивные свойства пленочных систем на основе $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ и Cu

Ю.А. Шкурдода

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

Исследованы структурно-фазовый состав и магниторезистивные свойства свежеконденсированных и отожженных при температурах 400, 550 и 700 К трехслойных пленочных систем на основе ферромагнитного сплава $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ (F – слой) и Cu (N – слой), полученных методом послойной конденсации металлов. Установлено, что фазовый состав пленок с толщинами слоев $d_F = 10-50$ нм и $d_N = 5-20$ нм и концентрацией никеля в магнитных слоях $x = 20-40$ % соответствует ГЦК фазам Ni_3Fe ($a = 0,355-0,358$ нм) и ГЦК-Cu. Пленки с $x = 50-60$ % также имеют двофазный состав ГЦК-NiFe ($a = 0,358-0,362$ нм) и ГЦК-Cu. После отжига таких пленок при температуре 700 К в данных системах образуются твердые растворы (Ni_3Fe , Cu) и (NiFe, Cu) соответственно. Для образцов с $x > 60$ % фазовый состав как свежеконденсированных, так и отожженных при температуре 700 К трехслойных образцов соответствует ОЦК-(Fe-Ni) + ГЦК-Cu. Показано, что в интервале толщин слоев $d_N = 5-15$ нм и $d_F = 25-40$ нм ($c_{\text{Ni}} = 90$ %) для свежеконденсированных трехслойных пленок реализуется спин-зависимое рассеивание электронов.

Ключевые слова: Многослойная пленочная система, Кристаллическая структура, Фазовый состав, Анизотропное магнитосопротивление, Спин-зависимое рассеивание электронов.

The Influence of Structural and Phase State on the Magnetoresistive Properties of Film Systems Based on $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ and Cu

Yu.O. Shkurdoda,

Sumy State University, 2, Rymyski-Korsakov Str., 40007 Sumy, Ukraine

The structural-phase composition and magnetoresistive properties of as-deposited and annealed at 400, 550 and 700 K temperatures of the layered film systems based on ferromagnetic alloy ($\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$) (F – layers) and Cu (N – layer) obtained layer by layer condensation method were investigated. A phase state of the film samples ($d_F = 10-50$ nm and $d_N = 5-20$ nm, $x = 20-40$ %) is fcc- Ni_3Fe ($a = 0,355-0,358$ nm) and fcc-Cu phases. The samples with Ni concentration in magnetic layers $x = 50-60$ % have a two-phase structure – fcc-NiFe ($a = 0,358-0,362$ nm) + fcc-Cu. After annealing at 700 K in these systems are formed solid solutions (Ni_3Fe , Cu) and (NiFe, Cu), respectively. For the as-deposited and annealed at 700 K samples with $x > 60$ % the phase state is bcc-(Fe-Ni) + fcc-Cu. In the thickness layers range $d_N = 5-15$ nm and $d_F = 25-40$ nm ($c_{\text{Ni}} < 90$ %) for three-layers samples realized spin-dependent scattering of electrons was shown.

Keywords: Multilayer film system, Crystal structure, Phase state, Anisotropic magnetoresistance, Spin-dependent scattering of electrons.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. E.Y. Tsybmal, D.G. Pettifor, *Solid State Phys.* **56**, 113 (2001).
2. О.І. Товстоліткін, М.О. Боровий, В.В. Курилюк, Ю.А. Куницький, *Фізичні основи спітроніки* (Вид-во «Нілан-ЛТД»: Вінниця: 2014) (О.І. Tovstolytkin, M.O. Borovii, V.V. Kurylyuk, Yu.A. Kunytskii, *Fizychni osnovy spintroniky* (Vyd-vo «Nilan-LTD»: Vinnytsya: 2014)) [In Ukrainian].
3. M.A. Corrêa, R. Dutra, T.L. Marcondes, T.J.A. Mori, F. Bohn, R.L. Sommer, *Mater. Sci. Eng. B* **211**, 115 (2016).
4. G. Scheunert, O. Heinonen, R. Hardeman, A. Lapicki, M. Gubbins, R.M. Bowman, *Appl. Phys. Rev.* **3**, 011301 (2016).
5. Yuan-Tsung Chen, Jiun-Yi Tseng, S.H. Lin, T.S. Sheu, *J. Magn. Magn. Mat.* **360**, 87 (2014).
6. F. Lopez-Urias, J.J. Torres-Heredia, E. Munoz-Sandoval, *J. Magn. Magn. Mat.* **294**, e7 (2005).
7. K.V. Tyschenko, I.Yu. Protsenko, *Metallofiz. Nov. Tekhnol.* **34** No 7, 907 (2012).
8. *Диаграммы состояния двойных металлических систем т. 2: Справочник* (Общ. ред. Н.П. Лякишев) (Москва: Машиностроение: 1997) (*Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskih sistem t. 2: Spravochnik* (Obshch. red. N.P. Lyakishev) (Moskva: Mashinostroyeniye: 1997)) [In Russian].
9. О.А. Банных, П.В. Будберг, С.П. Алисова, *Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа* (Москва: Металлургия: 1986) (O.A. Bannykh, P.V. Budberg, S.P. Alisova, *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh i mnogokomponentnykh sistem na osnove zheleza* (Moskva: Metallurgiya: 1986)) [In Russian].
10. M.N. Baibich, J.M. Broto, A. Fert, *Phys. Rev. Lett.* **61** No 21, 2472 (1988).
11. S. Zsurzsa, L. Péter, L.F. Kiss, I. Bakonyi, *J. Magn. Magn. Mat.* **421**, 194 (2017).
12. S.S.P. Parkin, K.P. Roche, T. Suzuki, *Jpn. J. Appl. Phys. Pt 2* **31** No 9A, L1246 (1992).
13. С.В. Вонсовский, *Магнетизм* (Москва: Наука: 1971) (S.V. Vonsovskiy, *Magnetizm* (Moskva: Nauka: 1971)) [In Russian].
14. Л.А. Чеботкевич, Ю.Д. Воробьев, И.Н. Буркова, А.В. Корнилов, *ФММ* **89** № 3, 56 (2000) (L.A. Chebotkevich, Yu.D. Vorobyev, I.N. Burkova, A.V. Kornilov, *Phys. Met. Metal.* **89** No 3, 56 (2000)) [In Russian].
15. Yu.O. Shkurdoda, A.M. Chornous, V.B. Loboda, Yu.M. Shabelnyk, V.O. Kravchenko, L.V. Dekhtyaruk, *J. Nano-Electron. Phys.* **8** No 2, 02056 (2016).
16. В.О. Васьковский, А.А. Ювченко, В.Н. Лепаловский, Н.Н. Шчеголева, А.В. Свалов, *ФММ* **93** № 3, 43 (2002) (V.O. Vas'kovskii, A.A. Yuvchenko, V.N. Lepalovskiy, N.N. Shchegoleva, A.V. Svalov, *Phys. Met. Metal.* **93** No 3, 43 (2002)) [In Russian].
17. M. Labruno, J.C.S. Kools, A. Thiaville, *J. Magn. Magn. Mat.* **171** No 1-2, 1 (1997).
18. V.M. Fedosyuk, Kh.P. Rivas, O.I. Kasyutich, *Tech. Phys.* **42**, 1451 (1997).