

PACS numbers: 72.10.Fk, 72.15.Lh, 73.40.Jn, 73.50.Gr, 73.50.Jt, 75.30.Vn

ВПЛИВ ДОДАТКОВИХ ШАРІВ Ni НА СТРУКТУРУ ТА МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ ПЛІВКОВИХ СИСТЕМ НА ОСНОВІ Co ТА Cu

В.Б. Лобода¹, Ю.О. Шкурдода¹, В.М. Коломісць¹, Л.В. Дехтярук²

¹ Сумський державний педагогічний університет ім. А.С.Макаренка,
вул. Роменська, 87, Суми, Україна, 40002
E-mail: shkurdoda@rambler.ru

² Харківський державний технічний університет будівництва та
архітектури,
вул. Сумська, 40, Харків, Україна, 61002

*У роботі наведені результати дослідження структурно-фазового стану, електро-
провідності та магніторезистивних властивостей (анізотропний магнітоопір,
гігантський магнітоопір) тришарових нанокристалічних плівкових систем
Co/Cu/Co з додатковими феромагнітними шарами Ni в умовах надвисокого
безмасляного вакууму. Показано вплив шарів Ni, які вводяться на межу між
шарами чи всередину феромагнітного шару Co, на величину ефекту ГМО.*

Ключові слова: НАНОКРИСТАЛІЧНІ ПЛІВКОВІ СИСТЕМИ, КРИСТАЛІЧНА
СТРУКТУРА, ПИТОМИЙ ОПІР, МАГНІТООПІР, ГІГАНТСЬКИЙ МАГНІТООПІР.

*(Одержано 28.12.2010, у відредагованій формі – 25.02.2011,
опубліковано онлайн – 02.04.2011)*

1. ВСТУП

Значні успіхи в отриманні і дослідженні тонких металевих плівок, які були досягнуті в кінці ХХ ст., призвели до відкриття цілого ряду нових явищ, дослідження яких залишаються актуальними і в наш час. Зокрема, було встановлено, що коли досліджувані наноструктури складалися із магнітних та немагнітних шарів, що чергуються, або квантових точок, то виникає ряд унікальних фізичних явищ, таких як спин-залежне розсіювання електронів провідності, непрямий обмінний зв'язок, поверхнева магнітна анізотропія. Найбільш відомим ефектом, що спостерігається в металевих багатошарових структурах, є ефект гігантського магнітоопору (ГМО), який обумовлений спіновою залежністю розсіювання електронів провідності від типу магнітного впорядкування суміжних шарів у плівці [1-2]. Дослідження механізму виникнення цього явища стало поштовхом до створення ряду нових матеріалів із широкими потенціальними можливостями практичного застосування: спінові вентилі, структури з магнітним тунельним переходом, спінові нанотранзистори та ін. В останні роки такі матеріали знаходять все більш широке застосування як середовища для запису інформації з надвисокою щільністю, сенсори магнітних полів з високою чутливістю, елементів магніторезистивної пам'яті з довільною вибіркою [3-4].

Дослідження наногетероструктур активно ведуться в нашій країні та закордоном і носять комплексний характер. У практичному аспекті зусилля дослідників направлені на розробку нових систем із заданими технічними характеристиками, забезпечення стабільності цих властивостей

та вдосконалення технологій їх отримання. Вирішення даних питань ускладнюється наявністю багатьох фундаментальних аспектів, пов'язаних зі специфікою спінової залежності розсіювання електронів провідності від типу магнітного впорядкування, а також розмірними ефектами. Зокрема, на сучасному етапі дослідження явища ГМО, питання про вплив атомів домішок на амплітуду ефекту в багатошарових структурах залишається відкритим та потребує докладного вивчення [5].

Виходячи з вищесказаного, метою даної роботи є встановлення впливу додаткових ультратонких феромагнітних шарів Ni, які вводяться на інтерфейс чи всередину феромагнітного шару Co, на структурно-фазовий стан, електропровідність та магніторезистивні властивості свіжосконденсних та відпалених при різних температурах тришарових плівкових систем Co/Cu/Co.

2. МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Багатошарові плівкові системи з товщинами шарів (1-50) нм отримували у вакуумній камері установки ВУП-5М при тиску газів залишкової атмосфери 10^{-4} Па [6]. Почергова конденсація плівок здійснювалася шляхом випаровування металів чистотою не менше 99,98 % із незалежних джерел (Cu – з вольфрамової стрічки, Co та Ni – з електронно-променевої гармати). Конденсація плівок проводилася при кімнатній температурі підкладки зі швидкістю $\omega = (0,5 \div 1)$ нм/с у залежності від режимів випаровування. Для дослідження електро- та магніторезистивних властивостей за підкладки брали поліровані скляні пластини з попередньо нанесеними контактними площадками; для структурно-фазових досліджень як підкладки використовували монокристали NaCl (KBr) та вуглецеві плівки.

Конструкція виготовленого нами 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 вимірювалася за допомогою мікроінтерферометра МІІ-4 із лазерним джерелом світла та комп'ютерною системою реєстрації інтерференційної картини, що дозволяло підвищити точність вимірювань, особливо в області товщин $d < 50$ нм.

Після конденсації плівки витримувалися при температурі підкладки протягом 30 хв. Термостабілізація зразків та дослідження залежностей їх електричного опору від температури здійснювалися за схемою «нагрівання-охолодження» з постійною швидкістю $(2 \div 3)$ К/хв. у інтервалі температур $(300 \div 700)$ К. Контроль температури здійснювався за допомогою хромель – алюмелевої термопари з похибкою ± 5 К. Похибка при знаходженні питомого опору (ρ) визначалася в основному похибкою вимірювання товщини плівки: $10 \div 15\%$ при $d < 50$ нм і $5 \div 10\%$ при $d > 50$ нм. Оскільки при дослідженні магнітоопору вимірюється безпосередньо величина електроопору зразка, а не його питомий опір, то похибка цих вимірювань становить 0,02 %.

Вимірювання повздовжнього та поперечного магнітоопору та термомагнітна обробка плівок проводилися у спеціальній установці в умовах надвисокого безмасляного вакууму $(10^{-6} \div 10^{-7})$ Па у постійному магнітному полі напруженістю до $H = 150$ кА/м.

Структурно-фазові дослідження зразків проводилися за допомогою просвічуючого електронного мікроскопу ЕМ-125 та електронографа.

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ

3.1 Структурно-фазовий стан зразків

Результати обробки електроннограм невідпалених плівок Co/Cu/Co з додатковими шарами Ni (незалежно від їх розташування) свідчать про наявність фаз ГЦК-Ni, ГЦП-Co та, можливо, фази ГЦК-Cu (рис. 2 б). Лінії, що належать фазам ГЦК-Cu і ГЦК-Ni, для невідпалених плівок електроннографічно не розділяються. Тому із впевненістю сказати, що лінії на електроннограмі належать саме ГЦК-фазі Cu, не вдається, оскільки їх можна віднести і до ГЦК-Ni. Для невідпалених тришарових плівок Co/Cu/Co фіксуються фази ГЦП-Co та ГЦК-Cu. Розмір кристалітів для невідпалених плівок не перевищує 10 нм.

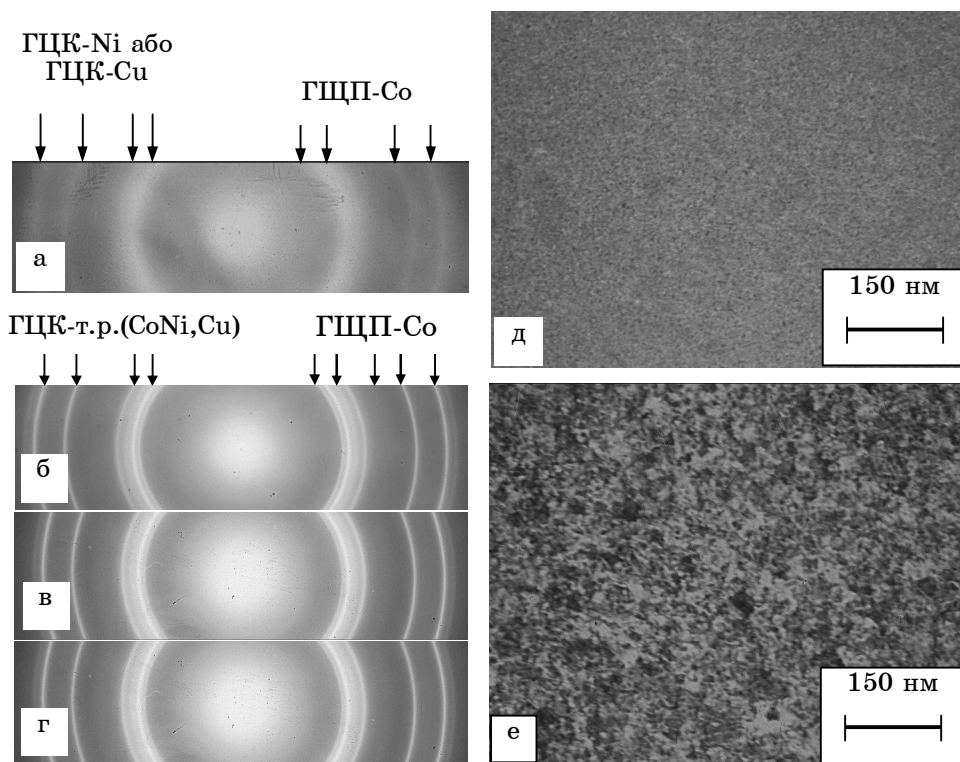


Рис. 1 – Електроннограми (а-г) та кристалічна структура (д, е) від невідпалених (а, д) та відпалених при $T_{відп} = 700$ К плівкових систем Ni(10)/Co(20)/Cu(8)/Co(20)/Ni(10) (а, б, д, е), Co(15)/Ni(10)/Co(15)/Cu(8)/Co(15)/Ni(10)/Co(15) (в) та Co(30)/Ni(5)/Cu(8)/Ni(5)/Co(30) (г)

Після відпалювання при температурі 700 К у плівках Ni/Co/Cu/Co/Ni та Co/Ni/Cu/Ni/Co наявні фази що відповідають ГЦП-Co та, ймовірно, ГЦК твердому розчину (CoNi, Cu). Параметри решіток ГЦП-Co відпалених плівок добре узгоджуються з відповідними параметрами для Co у масивному стані ($a_0 = 0,2514$ нм, $c_0 = 0,4105$ нм [7]). Слід відмітити, що після відпалювання при температурі 700 К у плівках Co/Cu/Co присутні фази ГЦП-Co, ГЦК-Co та ГЦК-Cu.

Таким чином, досліджувані плівкові системи, при товщині шарів $d > 10$ нм у вихідному стані зберігають індивідуальність шарів. Після відпалювання їх при температурі 700 К утворюється т.р. (CoNi, Cu).

3.2 Магніторезистивні властивості багатошарових зразків

Для всіх досліджуваних систем з ефективною товщиною немагнітного прошарку до 2 нм (незалежно від товщин та порядку розташування феромагнітних шарів Co та Ni) спостерігається позитивний повздовжній магніторезистивний ефект (опір збільшується при прикладенні зовнішнього магнітного поля), що є ознакою звичайного анізотропного магнітоопору, властивого однорідним феромагнітним матеріалам. Причиною анізотропного магнітоопору у феромагнетиках є взаємодія електронів провідності із зовнішніми електронами атомів, спінові моменти яких спричиняють спонтанну намагніченість [8].

Для невідпалених плівок Ni/Co/Cu/Co/Ni з товщиною $d_{Cu} = 3 \div 15$ нм, $d_{Co} = 20 \div 30$ нм та $d_{Ni} = 5 \div 10$ нм (рис. 2а) спостерігається тільки зменшення електроопору незалежно від напрямку прикладеного магнітного поля, струму та орієнтації зразка (відсутність анізотропії магнітоопору). Таким чином, у даних багатошарових плівках реалізується ефект гігантського магнітоопору. У переважній більшості робіт ГМО багатошарових плівок пов'язують з утворенням антиферомагнітно впорядкованих областей у магнітних шарах [1,9]. У даних структурах обмінний зв'язок між феромагнітними шарами значно послаблюється за рахунок достатньо товстого ($d_{Cu} = 3 \div 15$ нм) немагнітного провідного прошарку. Підтвердженням цього є наявність петлі магніторезистивної петлі та малі значення полів насичення ($H_S < 20$ кА/м) [10]. Верхні і нижні магнітні шари мають різні магнітні властивості (навіть при однаковій товщині), зокрема, коерцитивну силу. Тому магнітна конфігурація шарів змінюється від антипаралельної впорядкованості магнітних моментів до паралельної і навпаки, під дією зовнішнього магнітного поля. У роботі [11] показано, що ефект ГМО у тришарових структурах Co/Cu/Co обумовлений асиметрією спин-залежного розсіювання електронів на межах зерен. Величина ГМО для свіжосконденсованих систем Ni/Co/Cu/Co/Ni плівок складає $0,4 \div 0,6$ %. Величина ефекту ГМО для цих плівок менша ніж для тришарових плівок Co/Cu/Co ($1 \div 1,2$ %), отриманих у таких же умовах, унаслідок ефекту шунтування струму додатковими шарами Ni.

При охолодженні зразків до 150 К від петель гістерезису магніторезистивного ефекту практично не змінюється (незалежно від товщини шарів). Спостерігаються тільки збільшення ефекту ГМО і зміщення піків на залежності $(\Delta R/R_0)(H)$ в область більш сильних полів.

Для всіх отриманих зразків було досліджено вплив температури відпалювання на вид петель магніторезистивного гістерезису і величину повздовжнього та поперечного МО. Основні закономірності зміни виду залежностей $(\Delta R/R_0)(H)$ після відпалювання для системи на основі Co та Cu з додатковими шарами Ni можна простежити на рис. 2. На цьому рисунку як ілюстрації наведені залежності МО від напруженості зовнішнього магнітного поля для невідпаленої (рис. 2а) і відпаленої при температурах 400, 550 та 700 К плівкової системи Ni(10)/Co(20)/Cu(5)/Co(20)/Ni(10), отримані при температурі 300 К.

У свіжосконденсованих плівкових системах Ni/Co/Cu/Co/Ni з $d_{Co} = 20 \div 30$ нм, $d_{Ni} = 5 \div 20$ нм та $d_{Cu} = 5 \div 10$ нм реалізується ефект ГМО. Після відпалювання цих зразків при 400 К у магнітному полі з напруженістю 8 кА/м спостерігається зростання величини ГМО в $2 \div 5$ рази за рахунок збільшення величини ΔR (рис. 3).

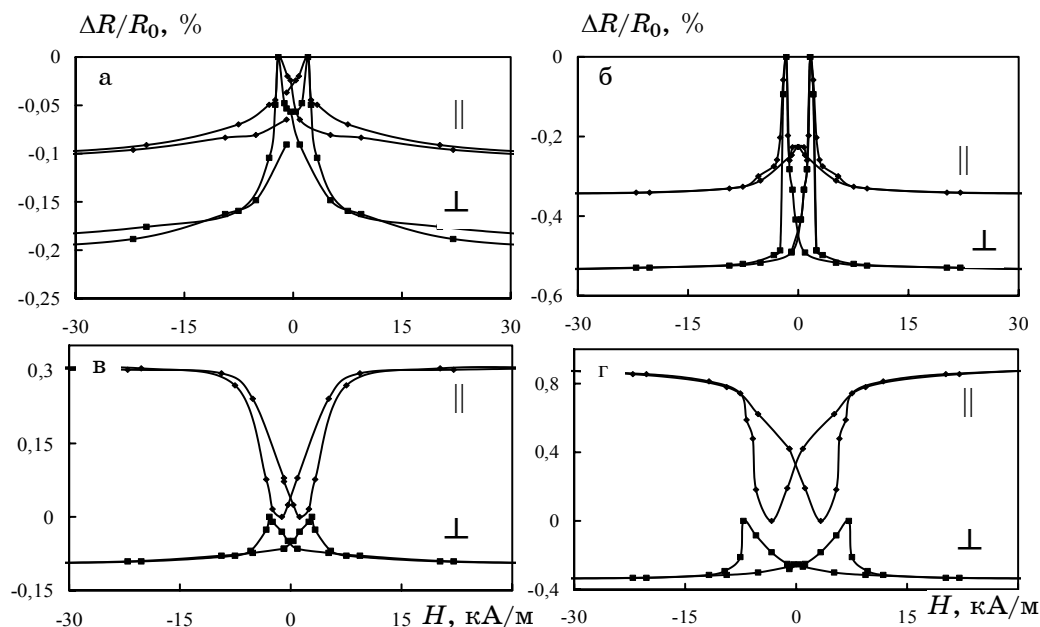


Рис. 2 – Залежність повздовжнього (||) та поперечного (⊥) МО від напруженості магнітного поля для невідпаленої (а) та відпаленої при різних температурах (б, в, г) плівкової системи Ni(10)/Co(20)/Cu(8)/Co(20)/Ni(10); б – температура відпалювання 400 К, в – 550 К, г – 700 К

Збільшення величини ΔR , і як наслідок амплітуди ГМО, у плівках з відносно товстими мідними прошарками ($d_{Cu} > 5$ нм), можливо, як і у випадку [4], пов'язане з розшаруванням кобальту і міді на межі поділу шарів, що призводить до збільшення ступеня дзеркальності зовнішніх меж шарів, оскільки електрони, дзеркально відбившись від межі, залишаються ефективними (відповідальною за ефект є концепція «неефективності» Піппарда) внаслідок того, що носії заряду не втрачають своєї «пам'яті» про спін. Як відзначають автори [13], у даній ситуації не виключено, що крім зазначених вище причин на поведінку величини ГМО плівок також впливає механізм розсіювання електронів у магнітних шарах, пов'язаний із шорсткостями міжзеренних границь. Так, із збільшенням температури відпалювання збільшується глибина дифузії проміжного шару міді та нікелю в об'ємі шарів кобальту, що зумовлює зростання ролі спін-залежного розсіювання на границях зерен в ефекті ГМО плівок. Відпалювання, що стимулює процеси дифузії, приводить до появи надлишкових вакансій в об'ємі шарів кобальту, що також є

причиною невеликого росту ГМО, оскільки збільшується потік спін-поляризованих електронів, що рухаються до границі розділу між шарами.

Збільшення T_e до 550 К приводить до зникнення ефекту ГМО і різкого зменшення величини магнітоопору (майже в 10 разів). Слід відмітити, що в тришарових плівках Co/Cu/Co ефект ГМО реалізується навіть після відпалювання при $T_e = 700$ К і сягає 4 % при кімнатній температурі [10,12]. Додаткові шари Ni призводять до утворення в процесі відпалювання твердого розчину (CoNi, Cu), спричиняє порушення індивідуальності шарів і, як наслідок, виключення спін-залежного розсіювання електронів провідності. Подальше збільшення T_e призводить до зростання величини АМО, в основному обумовлено збільшенням розмірів кристалів. Мінімальне значення МО спостерігається при переході від ГМО до АМО.

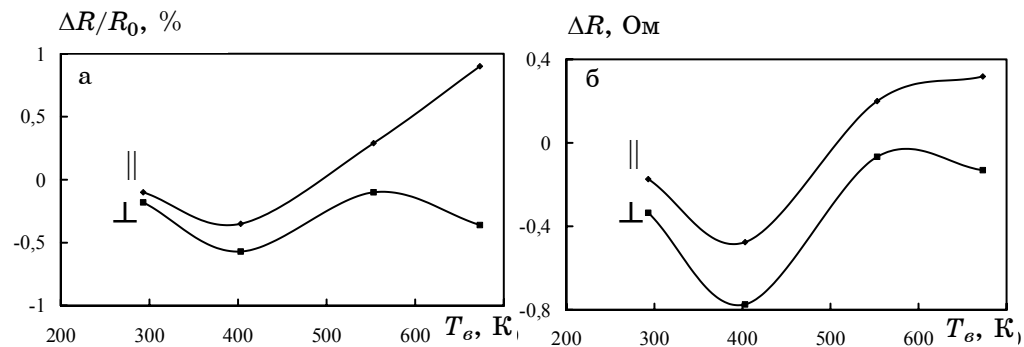


Рис. 3 – Залежність $(\Delta R/R_0)_{max}$ (а) та ΔR (б) від температури відпалювання для повздовжнього (||) та поперечного (⊥) магнітоопору плівкової системи $Ni(10)/Co(20)/Cu(8)/Co(20)/Ni(10)$

Для систем Co/Ni/Cu/Ni/Co ефект ГМО не був виявлений навіть для свіжосконденсованих плівок. На нашу думку, вже у процесі осадження шарів Ni та Cu утворюється твердий розчин (Ni, Cu), який виключає можливість антиферромагнітного впорядкування шарів Co. Відпалювання цих систем призводить лише до збільшення величини анізотропного магнітоопору.

3.3 Електропровідність багатшарових зразків

Розглянемо отримані експериментальні результати дослідження температурних залежностей питомого опору. Питомий опір ρ невідпалених плівок ($T = 300$ К) лежить у межах від $10 \cdot 10^{-7}$ Ом·м до $30 \cdot 10^{-7}$ Ом·м (залежно від товщини шарів), що більш ніж на порядок перевищує значення ρ_0 чистих металів у масивному стані (для Co $\rho_0 = 6,24 \cdot 10^{-8}$ Ом·м, для Cu $\rho_0 = 1,7 \cdot 10^{-8}$ Ом·м [14]).

Цю відмінність можна пояснити розмірним фактором, але, як правило, розмірні ефекти електропровідності істотно проявляються при $d < 10$ нм [15]. Очевидно, такий значний питомий опір для невідпалених плівок у першу чергу обумовлений дефектною структурою самих шарів (відносно велика концентрація вакансій і дефектів пакування), наявністю дефектів на границі поділу шарів і дуже малими розмірами кристалітів.

Усі отримані зразки відпалювались за схемою “нагрівання – витримка – охолодження” при різних температурах. Залежність питомого опору від температури відпалювання для тришарових плівок проілюстрована на рис. 4а. Як видно з цього рисунка, при відпалюванні спостерігається необоротне зменшення опору внаслідок “заліковування” дефектів і збільшення розмірів кристалітів. Ця особливість проявляється також і в одношарових плівках цих металів. У випадку одношарових плівок процес «заліковування» дефектів описується теорією Венда (див., наприклад, [16]).

Необхідно відзначити, що для плівок з $d_{Cu} = 2 \div 10$ нм спостерігається істотне зменшення питомого опору в результаті відпалювання. Для цих плівок, відпалених при температурі 700 К, опір зменшується у 4 ÷ 5 разів. Для плівок з більш товстими немагнітними прошарками ($d_{Cu} > 10$ нм) спостерігається менш істотне зменшення опору після відпалювання при 700 К (у 1,5 ÷ 2 рази).

Така поведінка питомого опору при відпалюванні для плівок з різною d_{Cu} можна пояснити різною дефектністю плівок Co, Ni і Cu та різною величиною їх асимптотичних значень ρ_{∞} . При збільшенні товщини менш дефектних у невідпаленому стані прошарків, очевидно, зменшується необоротне падіння опору тришарових плівок при відпалюванні. Також слід враховувати при цьому дифузійні процеси та наявність (або відсутність) неперервності немагнітного шару.

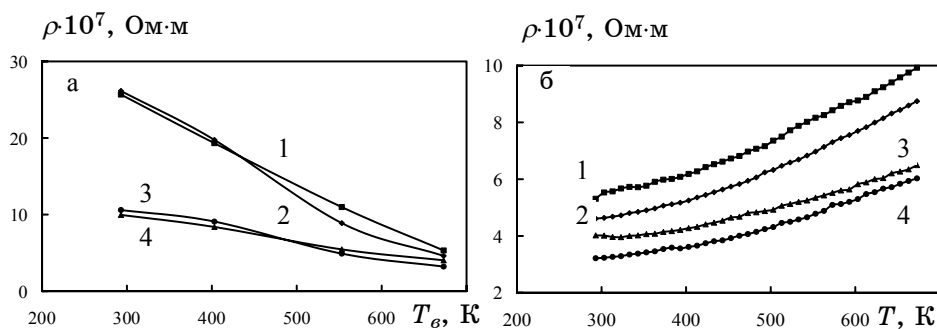


Рис. 4 – Залежність питомого електроопору від температури відпалювання протягом 1 циклу нагріву (а) та температурна залежність питомого опору (б) для плівок Ni/Co/Cu/Co/Ni (1: $d_{Ni} = 10$ нм, $d_{Co} = 30$ нм, $d_{Cu} = 2$ нм; 2: $d_{Ni} = 5$ нм, $d_{Co} = 30$ нм, $d_{Cu} = 10$ нм; 3: $d_{Ni} = 10$ нм, $d_{Co} = 10$ нм, $d_{Cu} = 20$ нм; 4: $d_{Ni} = 5$ нм, $d_{Co} = 30$ нм, $d_{Cu} = 30$ нм)

На рис.4б, як ілюстрації представлені типові температурні залежності питомого електроопору для плівок Ni/Co/Cu/Co/Ni. У температурному інтервалі 150 ÷ 600 К фіксується квадратична по температурі залежність $\rho(T)$. Скоріш за все, ця залежність обумовлена електрон-магнітною взаємодією. Для всіх досліджуваних зразків особливості в характеристичних точках (температура Дебая кобальту (460 ÷ 470 К) і температури Θ_1 й Θ_2 для кобальту 590 й 180 К, відповідно) практично не спостерігаються.

4. ВИСНОВКИ

На основі отриманих експериментальних результатів можна зробити наступні висновки.

1. У невідпалених плівках Co/Cu/Co з додатковими шарами Ni наявні фази ГЦК-Ni, ГЦП-Co та ГЦК-Cu, після відпалювання при температурі 700 К фіксуються фаза ГЦП-Co та фаза ГЦК т.р. (NiCo, Cu).
2. У багатошарових плівкових системах Ni/Co/Cu/Co/Ni з $d_{Co} = 20 \div 30$ нм, $d_{Ni} = 5 \div 20$ нм та $d_{Cu} = 5 \div 10$ нм реалізується ефект ГМО. У процесі відпалювання зразків при температурі $T_g = 400$ К спостерігається збільшення амплітуди ефекту ГМО у 3-5 разів, за рахунок збільшення ΔR_{max} .
3. Після відпалювання плівок при $T_g = 550$ К фіксується поява анізотропії магнітоопору незалежно від товщини прошарку міді. Величина магнітоопору зменшується при цьому в 2-10 разів.
4. Для систем Co/Ni/Cu/Ni/Co ефект ГМО не був виявлений навіть у свіжосконденсованих плівках. Причиною цього є утворення вже у процесі осадження шарів Ni та Cu твердого розчину (Ni, Cu), який виключає можливість антиферомагнітного впорядкування шарів Co.

INFLUENCE OF THE ADDITIONAL Ni LAYERS ON STRUCTURE AND MAGNETORESISTIVE PROPERTIES OF THIN FILM SYSTEMS BASED ON Co AND Cu

V.B. Loboda¹, Yu.O. Shkurdoda¹, V.N. Kolomiets¹, L.V. Dekhtyaruk²

¹ Sumy State Pedagogical University,
87, Romens'ka Str., 40002, Sumy, Ukraine
E-mail: shkurdoda@rambler.ru

² Kharkiv State Technical University of Building and Architecture,
40, Sumska Str., 61002, Kharkiv, Ukraine

Here, we present the investigation results of the structural-phase state, electrical and magnetoresistive properties (anisotropic magnetoresistance, giant magnetoresistance) for three-layered nanocrystalline thin film Co/Cu/Co systems with additional ferromagnetic Ni layers in an oil-free ultrahigh vacuum. Influence of Ni layers, which are embedded on the boundary between layers or within the ferromagnetic Co layer, on the value of the GMR effect, is shown.

Keywords: NANOCRYSTALLINE FILM SYSTEMS, CRYSTALLINE STRUCTURE, RESISTIVITY, MAGNETORESISTANCE, GIANT MAGNETORESISTANCE.

ВЛИЯНИЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНЫХ СЛОЕВ Ni НА СТРУКТУРУ И МАГНИТОРЕЗИСТИВНЫЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОЧНЫХ СИСТЕМ НА ОСНОВЕ Co И Cu

В.Б. Лобода¹, Ю.А. Шкурдодда¹, В.Н. Коломиец¹, Л.В. Дехтярук²

¹ Сумский государственный педагогический университет им. А.С.Макаренко,
ул. Роменская, 87, Сумы, Украина, 40002
E-mail: shkurdoda@rambler.ru

² Харьковский государственный технический университет строительства и архитектуры,
ул. Сумская, 40, Харьков, Украина, 61002

В работе приведены результаты исследования структурно-фазового состояния, электропроводности и магниторезистивных свойств (анизотропное магнитосопротивление, гигантское магнитосопротивление) трехслойных нанокристаллических пленочных систем Co/Cu/Co с дополнительными ферромагнитными слоями Ni в условиях сверхвысокого безмасляного вакуума. Показано влияние слоев Ni, которые вводятся на границу между слоями или внутрь ферромагнитного слоя Co, на величину эффекта ГМС.

Ключевые слова: НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ПЛЕНОЧНЫЕ СИСТЕМЫ, КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА, УДЕЛЬНОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ, МАГНИТОСОПРОТИВЛЕНИЕ, ГИГАНТСКОЕ МАГНИТОСОПРОТИВЛЕНИЕ.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. M.N. Baibich, J.M. Broto, A. Fert, F. Nguyen Van Dau, F. Petroff, P. Eitenne, G. Greuzet, A. Fiederich, J. Chazelas, *Phys. Rev. Lett.* **61**, 2472 (1988).
2. G. Binasch, P. Grunberg, F. Saurenbach, W. Zinn *Phys. Rev. B* **39**, 4828 (1989).
3. Ч.П. Пул, Ф.Дж. Оуэнс, *Нанотехнологии* (Москва: Техносфера: 2006).
4. С.І. Проценко, І.В. Чешко, Л.В. Однорець, І.М. Пазуха, *Структура, дифузійні процеси і магніторезистивні та електрофізичні властивості плівкових матеріалів* (Суми: СумДУ: 2008).
5. M. Marszalek, O. Bolling, J. Jaworski, M. Kac, R. Kruk, V. Tokman, B. Sulkiocleff, *phys. stat. sol. C* **12** 3239 (2004).
6. V.B. Loboda, Yu.A. Shkurdoda, V.A. Kravchenko, *Functional Materials* **14** No1, 37 (2007).
7. Г.В. Самсонов, *Физико-химические свойства элементов* (Киев: Наукова думка: 1965).
8. Вонсовский С.В. *Магнетизм.* (Москва: Наука: 1971).
9. S.T. Roschenko, I.G. Shipkova, Yu.I. Chekrygina, *Functional Materials.* **16** No4, 424 (2009).
10. E.Y. Tsymbal, D.G. Pettifor, *Solid State Phys.* **56** 113 (2001).
11. Yu.A. Shkurdoda, V.B. Loboda, L.V. Dekhtyaruk, *Functional materials* **15** No1, 38 (2008).
12. Л.А. Чеботкевич, Ю.Д. Воробьев, И.Н. Буркова, А.В. Корнилов, *ФММ* **89** №3, 56 (2000).
13. Н.Н. Свиркова, *ЖТФ* **74** №3, 14 (2004) (N.N. Svirikova, *Tech. Phys.* **49**, 296 (2004)).
14. Г.В. Самсонов, *Физико-химические свойства элементов* (Киев: Наукова думка: 1965).
15. З.В. Стасюк, А.І. Лопатинський, *ФХТТ* **2**, 521 (2001).
16. Л. Майселла, Р. Гленга, *Технология тонких пленок* (Москва: Сов. Радио: 1977).