

Магніторезистивний ефект та магнітні параметри нанокристалічних плівок на основі Co, Fe, Ag та Cu

В.Б. Лобода¹, В.М. Коломієць^{1,*}, Ю.О. Шкурдода¹, В.О. Кравченко¹, Є.Г. Копанець²

¹ Сумський державний педагогічний університет ім. А.С.Макаренка,
вул. Роменська, 87, 40002 Суми, Україна

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

(Одержано 20.12.2011, опубліковано online 08.05.2012)

У роботі представлені результати експериментальних досліджень магніторезистивного ефекту у тришарових нанокристалічних магнітних плівках Co/Ag/Fe/П і Co/Cu/Fe/П та впливу термічної обробки на величину їх магніторезистивного відношення. Встановлено, що максимальна величина ефекту спостерігається за наявності ультратонкого прошарку між магнітними шарами, товщини яких сумірні.

Ключові слова: гігантський магнітоопір, анізотропний магнітоопір, коерцитивна сила, поле насичення.

PACS numbers: 68.55.Jk, 72.15.Eb, 72.15.Lh, 72.15.Qm

1. ВСТУП

В останні десятиріччя значний науковий інтерес проявляється до вивчення фізичних ефектів в нанорозмірних структурах [1-3], до яких, зокрема, відносять магнітні багатшарові нанокристалічні плівки (мультишари) – періодичні системи, які складаються з по чергово нанесених феромагнітних та немагнітних металів. В зазначених структурах реалізується ефект гігантського магнітоопору (ГМО) [4, 5], який, з одного боку, є основою для створення елементної бази спінтроніки, а з іншого – дозволяє розширити функціональні можливості вже існуючих пристроїв мікроелектроніки.

Попри те, що на сьогоднішній день ряд особливостей ефекту ГМО докладно досліджені експериментально, та є значна кількість літератури з теоретичним обґрунтуванням зазначеного ефекту, все ж виникає потреба в подальшому пошуку та експериментальному дослідженні багатшарових плівкових структур, в яких реалізується гігантський магніторезистивний ефект і які б задовольняли додатковим вимогам (мінімальні геометричні розміри, низькі поля насичення, висока відтворюваність зразків тощо).

Метою даної роботи є експериментальне дослідження магніторезистивних властивостей і вивчення поведінки магнітних параметрів, які характеризують свіжосконденсовані та відпалені при різних температурах тришарові асиметричні плівкові системи на основі Co, Fe з немагнітними прошарками (спейсерами) Ag та Cu.

2. МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Багатшарові плівкові системи з товщиною шарів (1-50) нм отримувалися у вакуумній камері установки ВУП-5М при тиску газів залишкової атмосфери 10^{-4} Па [6]. Почергова конденсація плівок здійснювалася шляхом випаровування металів чистотою не гірше 99,98 % із незалежних джерел (Ag, Cu – з вольфрамової стрічки, а Co, Fe – з електронно-променевої

гармати). Конденсація плівок проводилася при кімнатній температурі на підкладки зі швидкістю $\omega = (0,5-1)$ нм/с залежно від режимів випаровування. Для дослідження магніторезистивних властивостей як підкладки використовувалися поліровані скляні пластини з попередньо нанесеними на них контактними площадками. Конструкція виготовленого підкладкотримача дозволяла отримувати за один технологічний цикл два плівкових зразки з різною товщиною немагнітного прошарку та майже однаковою товщиною 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 МП - 4 з лазерним джерелом світла і комп'ютерною системою реєстрації інтерференційної картини, що дозволяло підвищити точність вимірювань, особливо в області товщини $d < 50$ нм.

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

3. МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ БАГАТОШАРОВИХ ПЛІВОК

Для більш глибокого розуміння особливостей магніторезистивного ефекту в тришарових плівках Co/Ag/Fe/П та Co/Cu/Fe/П були проведені докладні дослідження магнітоопору в двошарових магнітних плівках Co/Fe/П.

У всіх досліджуваних зразках спостерігається анізотропія магнітоопору, яка є характерною для однорідних феромагнітних матеріалів. Причиною анізотропного МО в феромагнетиках є взаємодія електронів провідності з внутрішніми електронами, спінові моменти яких обумовлюють спонтанну намагніченість [7]. На Рис. 1 в якості ілюстрації представлені типові залежності повздовжнього і поперечного

* kolomicvladimir@rambler.ru

магнітоопору від напруженості зовнішнього магнітного поля для невідпаленої (Рис. 1, а) та відпаленої при температурі 700 К (Рис. 1, б) двошарової плівки Co/Fe/Π ($d_{Fe} = 50$ нм, $d_{Co} = 50$ нм). Величина магнітоопору в невідпалених плівках (рис. 1, а) складає 0,04-0,06 % для повздовжнього та 0,14-0,16 % для поперечного магнітоопору.

Після відпалювання зразків при температурі 400 К відбувається зменшення як повздовжнього, так і поперечного магнітоопору, причому зменшення повздовжнього МО значно більше (в 2-3 рази), у порівнянні з поперечним магнітоопором (в 1,2-1,5 рази). Зменшення МО, на нашу думку, обумовлено зниженням рівня структурних макронапружень в

результаті термообробки.

Збільшення температури відпалювання до 550 К призводить до незначного зростання як повздовжнього, так і поперечного магнітоопору, а піки польових залежностей у цьому випадку зміщуються в область більших полів.

Відпалювання до температури 700 К (Рис. 1, б) призводить до подальшого зростання величини магнітоопору (повздовжнього до 0,15-0,25 %, а поперечного до 0,2-0,3 %) та зсуву піків в область більших полів. На нашу думку, причиною збільшення величини магнітоопору при високотемпературному відпалюванні ($T_{відп} = 550$ К, $T_{відп} = 700$ К) є збільшення розмірів кристалітів та взаємна дифузія.

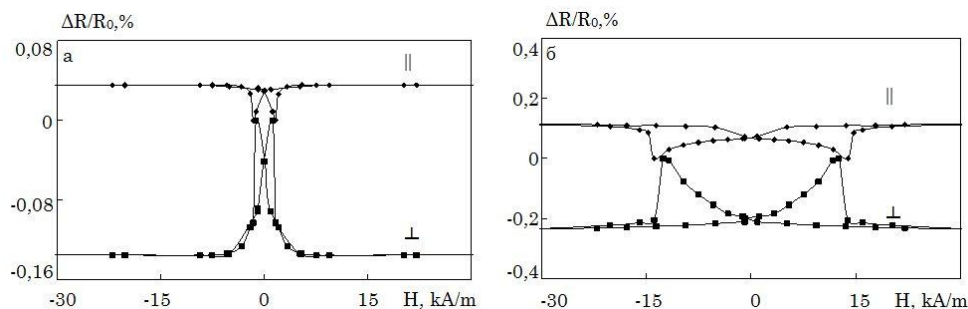


Рис. 1 – Залежність повздовжнього (||) та поперечного (⊥) магнітоопору від напруженості магнітного поля для невідпаленої (а) та відпаленої при температурі 700 К (б) плівкової системи Co(50 нм)/Fe(50 нм)/Π

Результати дослідження магніторезистивного ефекту у невідпалених та відпалених при різних температурах тришарових зразках показали, що для всіх досліджуваних систем з ефективною товщиною немагнітних прошарків $d_{Ag} < 5$ нм та $d_{Cu} < 3$ нм спостерігається позитивний повздовжній магніторезистивний ефект (опір збільшується при прикладенні зовнішнього магнітного поля), що є ознакою анізотропного магнітоопору. У роботі [8] показано, що за наявності ультратонких немагнітних прошарків ($d_N \ll d_F$, $N = Ag, Cu$; $F = Co, Fe$) у тришарових плівках існує пряма обмінна взаємодія між магнітними шарами через феромагнітні «містки» в немагнітному спейсері, що виключає можливість виникнення ефекту ГМО. Таку плівку наближено можна розглядати

як двошарову плівку з ефективною товщиною $2d_F$ зі включенням острівців срібла (міді) між феромагнітними шарами. В невідпалених тришарових плівках Co/Ag/Fe/Π та Co/Cu/Fe/Π з ефективною товщиною прошарку $d_{Ag} = 5-20$ нм (Рис. 2 а) та $d_{Cu} = 3-15$ нм спостерігається явище гігантського магнітоопору, величина якого складає 0,3-1,1 % та 0,3-1,2 % відповідно при кімнатній температурі.

У таких системах верхній і нижній магнітні шари мають різні магнітні властивості, зокрема, коерцитивну силу. Тому магнітна конфігурація змінюється від антипаралельної впорядкованості магнітних моментів до паралельної і навпаки під дією зовнішнього магнітного поля, подібно до того, як, зокрема, у спінвентильних структурах [10].

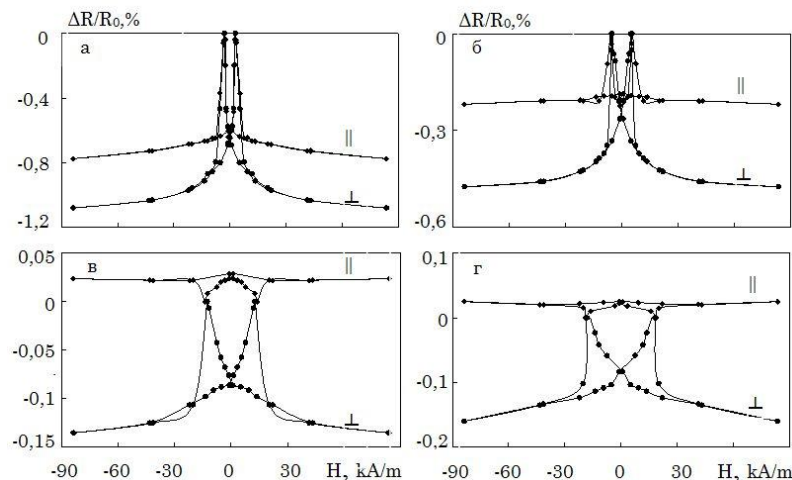


Рис. 2 – Залежність повздовжнього (||) та поперечного (⊥) МО від напруженості магнітного поля для невідпаленої (а) та відпаленої при різних температурах (б – г) плівкової системи Co(30 нм)/Ag(6 нм)/Fe(30 нм)/Π; б – температура відпалювання 400 К, в – температура відпалювання 550 К, г – температура відпалювання 700 К

При кімнатній температурі та товщині немагнітних прошарків $d_{Ag} \sim 6$ нм, $d_{Cu} \sim 3$ нм величина ГМО складає 1,1 % та 1,2 % відповідно. Незначна величина ефекту при зазначеній товщині спейсерів обумовлена наявністю «містків» через немагнітний прошарок, що призводить до виникнення феромагнітного зв'язку між магнітними шарами і, як наслідок, до порушення антипаралельної конфігурації. При подальшому зростанні товщини немагнітного прошарку $d_{Ag} > 6$ нм ($d_{Cu} > 3$ нм) амплітуда зазначеного ефекту зменшується (Рис. 3), що зумовлено шунтуванням струму у високопровідному немагнітному прошарку та об'ємним розсіюванням електронів в ньому. При охолодженні зразків до температури 150 К незалежно від товщини шарів вигляд петель гістерезису магніторезистивного ефекту не змінюється, спостерігається лише збільшення ефекту ГМО і зміщення піків на польовій залежності в область

більш сильних полів.

Зменшення амплітуди ефекту зі збільшенням температури пов'язане з розсіянням електронів на фонах з переворотом спіну (спін-фліп процеси) в немагнітному прошарку, що призводить до зменшення магнітної взаємодії між магнітними шарами металу внаслідок зменшення ймовірності проходження електронів з одного феромагнітного шару в інший [10].

Відомо, що ефективним засобом впливу на магніторезистивні властивості мультишарових структур є термічна обробка [10]. У нашому експерименті поетапному вакуумному відпалюванню при різних температурах $T_{відп}$ були піддані всі отримані плівки. Тривалість термообробки при кожній температурі становила 15 хв. Розглянемо, як змінюється після відпалювання величина максимального магніторезистивного відношення $(\Delta R/R_0)_{max}$.

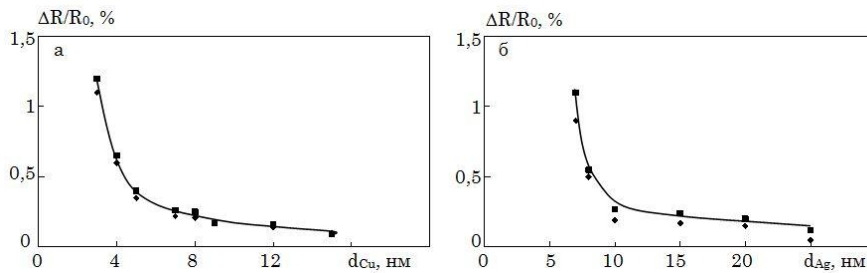


Рис. 3 – Залежність повздовжнього (◆◆◆) та поперечного (■◆◆) магнітоопору для невідпалених плівок (а – Co/Cu/Fe/Pt; б – Co/Ag/Fe/Pt) від товщини прошарків Cu та Ag

На Рис. 4 та Рис. 5 представлені графіки залежностей $(\Delta R/R_0)_{max} = f(T_{відп})$ та $\Delta R = f(T_{відп})$ для Co/Cu/Fe/Pt та Co/Ag/Fe/Pt структур з різною товщиною немагнітних прошарків. З наведених кривих неважко бачити, що у залежності від товщини немагнітного прошарку характер зазначеної залежності носить різний характер.

Для плівок з товщиною спейсерів $d_{Cu} = 3-5$ нм залежність $(\Delta R/R_0)_{max}$ від температури $T_{відп}$ має монотонний характер. Після їх відпалювання при температурі $T_{відп} = 400$ К у магнітному полі напруженістю 8 кА/м спостерігається зменшення величини ГМО у 1,2-1,5 рази. Зі збільшенням температури відпалювання до $T_{відп} = 700$ К виникає анізотропія магнітоопору.

Для тришарових плівок Co/Cu/Fe/Pt з немагнітними прошарками $d_{Cu} = 6-8$ нм на залежності $(\Delta R/R_0)_{max} = f(T_{відп})$ можна виокремити область температур відпалювання, у якій $(\Delta R/R_0)_{max}$ зменшується та область при більш високих температурах, де величина ГМО поступово зростає. Для плівок зі спейсерами $d_{Cu} = 6-8$ нм збільшення величини ГМО фіксується лише після відпалювання при температурі $T_{відп} = 700$ К. Форма польових залежностей $(\Delta R/R_0)_{max} = f(H)$ при цьому практично не змінюється. Якщо ж проводити повторні відпалювання плівок при температурах $T < 700$ К, то величина $(\Delta R/R_0)_{max}$ також не змінюється.

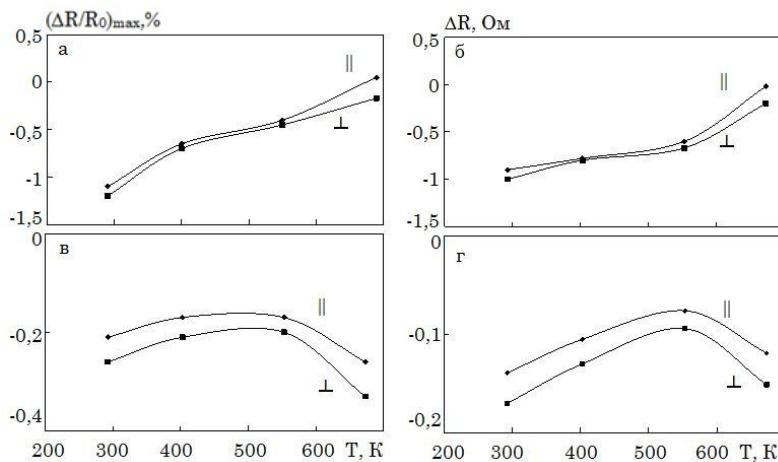


Рис. 4 – Залежність $(\Delta R/R_0)_{max}$ та ΔR_{max} від температури відпалювання $T_{відп}$ для тришарових структур: а, б – Co(35 нм)/Cu(3 нм)/Fe(35 нм)/Pt; в, г – Co(30 нм)/Cu(7 нм)/Fe(30 нм)/Pt

Для плівок з $d_{Cu} = 10-20$ нм зростання $(\Delta R/R_0)_{max}$ відбувається після відпалювання при $T_{відп} = 550$ К, але значення $(\Delta R/R_0)_{max}$ не перевищує 0,5 % навіть після відпалювання при $T_{відп} = 700$ К. Для тришарових плівок Co/Ag/Fe/Π (рис. 5) з товщиною $d_{Ag} = 5-12$ нм поведінка $(\Delta R/R_0)_{max} = f(T_{відп})$ має якісно подібний характер до відповідних залежностей для плівок Co/Cu/Fe/Π з товщиною прошарків з міді 3-5 нм. Деяко інша картина спостерігається для зразків з товщиною спейсерів $d_{Ag} = 15-20$ нм. Відпалювання при температурі 400 К призводить до зменшення величини $(\Delta R/R_0)_{max}$ майже у 2 рази, в той час як при відпалюванні при температурі 550 К спостерігається зворотна тенденція, а саме, величина ГМО зростає більш ніж у 2 рази. Подальше збільшення темпера-

тури відпалювання до 700 К призводить знову до зменшення повздовжнього магнітоопору у 2-3 рази, поперечного у 1,5-2 рази, однак польові залежності при цьому залишаються ізотропними.

Збільшення $T_{відп}$ до 550 К для плівок Co/Ag/Fe/Π із прошарками $d_{Ag} < 15$ нм та для плівок Co/Cu/Fe/Π із спейсерами $d_{Cu} = 3-5$ нм (Рис. 4, а; 5, а) призводить до зменшення амплітуди ефекту і появи анізотропії магнітоопору, що зумовлено руйнуванням вихідного магнітного порядку в магнітних шарах. Внаслідок рекристалізаційних процесів, взаємної дифузії атомів срібла, міді, заліза й кобальту та малої товщини немагнітного прошарку ($d_{Cu,Ag} = 3-12$ нм) порушується суцільність інтерфейсу і, як наслідок, спін-залежне розсіювання електронів зникає.

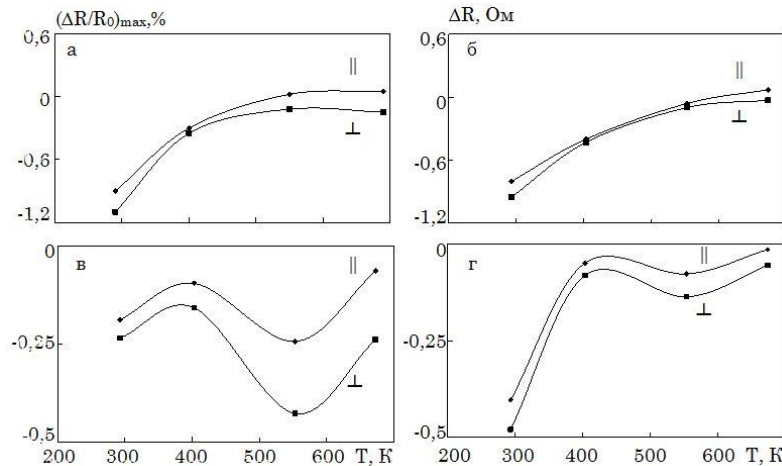


Рис. 5 – Залежність $(\Delta R/R_0)_{max}$ та ΔR_{max} від температури відпалювання $T_{відп}$ для тришарових структур: а, б – Co(35 нм)/Ag(6 нм)/Fe(35 нм)/Π; в, г – Co(25 нм)/Ag(15 нм)/Fe(25 нм)/Π

Явище зростання $(\Delta R/R_0)_{max}$ може бути пов'язане як зі збільшенням $\Delta R = R_{max} - R_s$ (R_{max} – електричний опір зразка виміряний у полі $H = H_c$, R_s – електричний опір виміряний у максимальному полі), так і зі зменшенням R_s . Дійсно, обидві ці величини в процесі відпалювання змінювалися в бік зменшення. Причому, зменшувалася як величина R_{max} , так і R_s , але таким чином, що відношення $(\Delta R/R_0)_{max}$ при цьому збільшувалося. Зменшення електроопору плівок може свідчити про згладжування (зменшення «амплітуди» шорсткості) зовнішніх меж плівок і, відповідно, про збільшення дзеркального відбиття носіїв заряду ними [9]. Зростання різниці ΔR пояснити складніше, але й це явище також пов'язано з процесами, що відбуваються в області зовнішніх меж та меж поділу шарів металу при відпалюванні провідників. Як показано в роботі [10], магніторезистивне відношення має досягати свого максимального значення при деякій оптимальній шорсткості меж поділу, а не при абсолютно гладкій поверхні. У системах, в яких компоненти не перемішуються, (до яких відносяться і досліджувані у даному експерименті тришарові плівки) шорсткість меж поділу може істотно зменшуватися внаслідок згладжування при відпалюванні. Цей процес можливий завдяки тому, що зниження вільної енергії такої структури досягається при дифузії атомів уздовж поверхні розділу, щоб зменшити її площу. При відпалюванні відбувається зміна шорсткості в оптимальний бік, що і дає резуль-

туюче підвищення ΔR і, відповідно, збільшення $(\Delta R/R_0)_{max}$. Відмітимо, що збільшення ймовірності дзеркального відбивання носіїв заряду поверхнями провідника призводить до зростання амплітуди ефекту лише у тому випадку, коли домінуючим механізмом гігантського магніторезистивного ефекту є об'ємне спін-залежне розсіювання електронів. Якщо ж домінуючим механізмом ефекту ГМО є інтерфейсне спін-залежне розсіювання електронів, то зі зростанням дзеркального відбивання носіїв заряду інтерфейсами зразка виникає ефект каналування, що зменшує амплітуду ефекту внаслідок зменшення взаємодії між шарами металу. При одночасній дії двох механізмів асиметричного спін-залежного розсіювання в об'ємі шарів та на їх інтерфейсах ефект ГМО максимальний [12].

4. МАГНІТНІ ПАРАМЕТРИ ПЛІВОК

За петлями магніторезистивного гістерезису були визначені коерцитивна сила H_c і поле насичення H_s . Коерцитивна сила визначалася за розташуванням піків петлі, а поле насичення приймали рівним полю, виміряному на висоті $0,9(\Delta R/R_0)_{max}$ на кривій $\Delta R/R_0 = f(H)$.

Як відомо, в тришарових плівках коерцитивна сила визначається компонентою, зумовленою обмінним зв'язком ферромагнітних шарів H_c^0 і компонентою, зумовленою закріпленням доменної стінки

структурними дефектами H_C^0 , такими як міжкристалічні межі, дисперсія осей кристалографічної анізотропії, шорсткості поверхонь тощо [11]:

$$H_C = H_C^* + H_C^0.$$

Залежності $H_C = f(T_{відп})$ для тришарових плівок Co/Ag/Fe/П та Co/Cu/Fe/П з різною товщиною срібного та мідного прошарку представлені на Рис. 6 а.

Для всіх плівок Co/Ag/Fe/П з $d_{Ag} = 5-20$ нм залежності $H_C = f(T_{відп})$ (крива 2, Рис. 6, а) подібні поведінці H_C одношарових плівок чистого кобальту представлених у роботі [11] та двошарових зразків Co/Fe/П (крива 1). Коерцитивна сила цих плівок, після відпалу до 400 К змінюється не суттєво, у відпалених при 550 К, збільшується в 2-4 рази, а у відпалених при 700 К – у 4-7 рази.

Зазвичай, збільшення величини коерцитивної сили у тришарових плівках пояснюється посиленням

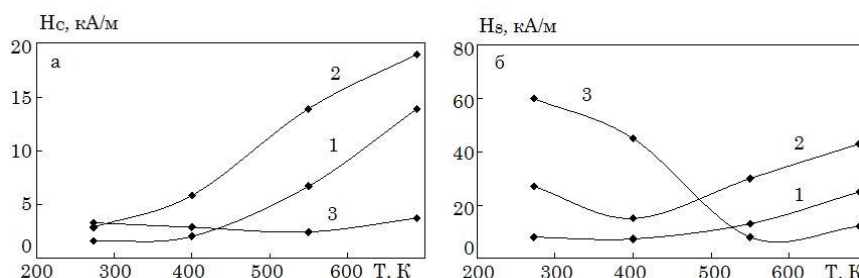


Рис. 6 – Залежність коерцитивної сили H_C (а) та поля насичення H_S (б) від температури відпалювання $T_{відп}$ для досліджуваних зразків: 1 – Co(50 нм)/Fe(50 нм)/П; 2 – Co(20 нм)/Ag(10 нм)/Fe(20 нм)/П; 3 – Co(20 нм)/Cu(6 нм)/Fe(20 нм)/П

У плівках Co/Cu/Fe/П з $d_{Cu} = 3-5$ нм (крива 3) відпалювання при $T_{відп} = 400$ К і 550 К призводить до зменшення величини коерцитивної сили у 1,5-2 рази. Зменшення коерцитивної сили відбувається внаслідок зменшення ролі закріплення доменних стінок, що пов'язано зі збільшенням дзеркальності поверхні. Відпалювання при 700 К призводить до зростання H_C майже у 2 рази, що пов'язано з тими ж ефектами, які згадані для плівок із прошарком зі срібла.

На Рис. 6 б представлені криві залежності $H_S = f(T_{відп})$ для дво- та тришарових плівок з різною товщиною прошарків зі срібла та міді (H_S – поле, в якому магнітні моменти в феромагнітних шарах розміщуються паралельно, тобто поле насичення).

Для двошарових плівок (крива 1) спостерігається лише збільшення величини H_S (у 2-3 рази) після відпалювання при температурі 700 К. Для тришарових плівок Co/Ag/Fe/П (крива 2) спостерігається зменшення поля насичення H_S в 1,5-2 рази після відпалювання при температурі 400 К та зростання у 2-3 рази при подальшому збільшенні температури відпалювання. Для плівок Co/Cu/Fe/П (крива 3) суттєве зменшення (5-7 разів) величини H_S спостерігається до температури $T_{відп} = 550$ К. Відпалювання при температурі 700 К призводить до незначного збільшення поля насичення, мінімум на кривих $H_S = f(T_{відп})$ пов'язаний із переходом від ГМО до анізотропного магнітоопору.

обмінної взаємодії між феромагнітними шарами. У нашому випадку ефективна товщина немагнітного прошарку срібла складає 5-20 нм, що призводить до значного послаблення обмінної взаємодії. Отже, компонентою коерцитивної сили, яка зумовлена обмінним зв'язком феромагнітних шарів, можна знехтувати. Виходячи з цих міркувань, можна зробити висновок, що збільшення величини коерцитивної сили для плівок Co/Ag/Fe/П з $d_{Ag} = 5-20$ нм обумовлено тими ж причинами, що і для одно- та двошарових плівок. Згідно із [8], у одно- та двошарових плівках збільшення коерцитивної сили пов'язано зі збільшенням розмірів зерен і перерозподілом точкових дефектів по міжкристалітних межах, що призводить до збільшення ролі об'ємних механізмів закріплення доменних стінок.

Варто зауважити, що після відпалювання плівок із $d_{Ag} = 6-12$ нм при $T_{відп} = 550$ К виникає анізотропія магнітоопору.

5. ВИСНОВКИ

1. Експериментально показано, що при товщині немагнітних прошарків ($d_{Ag} = 5-20$ нм, $d_{Cu} = 3-15$ нм) в усіх досліджуваних системах реалізується ефект ГМО. Максимальне значення ГМО для свіжосконденсованих плівок (1-1,2 %) спостерігається при однаковій товщині магнітних шарів і товщині прошарків $d_{Ag} \sim 6$ нм, $d_{Cu} \sim 3$ нм відповідно. Величина ГМО монотонно зменшується при збільшенні товщини спейсерів від $d_{Ag} = 8$ нм до 20 нм та $d_{Cu} = 3$ нм до 15 нм.

2. Вивчення впливу термомагнітної обробки на магніторезистивний ефект тришарових плівок дозволило встановити такі закономірності: для плівок Co/Ag/Fe/П з ефективною товщиною срібла 15-20 нм відпалювання при температурі 400 К призводить до зменшення амплітуди ГМО в 1,7-2 рази, збільшення температури відпалювання $T_{відп}$ до 550 К призводить до зростання величини ГМО у 2-2,3 рази; подальше збільшення температури відпалювання до 700 К зменшує величину ГМО; для тришарових плівок Co/Cu/Fe/П з товщиною прошарків $d_{Cu} = 10-15$ нм збільшення температури відпалювання до 700 К призводить лише до збільшення величини ГМО.

3. Отримані експериментальні результати свідчать про досить велику термостабільність властивостей плівкових структур на основі Co, Fe, Cu та Ag, що дозволяє рекомендувати при виготовлення магніторезистивних елементів, як один з етапів технологічного процесу, термостабілізаційне відпалювання у вакуумі в інтервалі температур 500-700 К безпосередньо після осадження плівок.

Магниторезистивный эффект и магнитные параметры нанокристаллических пленок на основе Co, Fe, Ag и Cu

В.Б. Лобода¹, В.Н. Коломиец¹, Ю.А. Шкурдода¹, В.А. Кравченко¹,
Е.Г. Копанец²

¹ Сумской государственной педагогической университет им. А.С.Макаренко,
ул. Роменская, 87, 40002 Сумы, Украина

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

В работе представлены результаты экспериментальных исследований магниторезистивного эффекта в трехслойных нанокристаллических магнитных пленках Co/Ag/Fe/Π и Co/Cu/Fe/Π и влияния термической обработки на величину их магниторезистивного отношения. Установлено, что максимальная амплитуда эффекта наблюдается при наличии ультратонкого слоя между магнитными слоями, толщины которых соизмеримы.

Ключевые слова: гигантское магнитосопротивление, анизотропное магнитосопротивление, коэрцитивная сила, поле насыщения.

Magneto-resistive Effect and the Magnetic Parameters of Nanocrystalline Films Based on Co, Fe, Ag and Cu

V.B. Loboda¹, V.M. Kolomiets¹, Yu.O. Shkurdoda¹, V.A. Kravchenko¹, E.G. Kopanets²

¹ Sumy State Pedagogical University named after A.S. Makarenko, Romens'ka str., 87, 40002 Sumy, Ukraine

² Kharkiv National University of Construction and Architecture, Sumy str., 40, 61002 Kharkov, Ukraine

Here the results of the experimental studies of the magneto-resistive effect in three layer nanocrystalline magnetic films based on Co/Ag/Fe/S and Co/Cu/Fe/S are presented. The influence of the heat treatment on the value of their magneto-resistive rate is discussed. It is established that the maximum value of the effect is observed in the presence of ultrathin layer between the magnetic layers with comparable thicknesses.

Keywords: Giant magnetoresistance, Anisotropic magnetoresistance, Coercitivity, Saturation field.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. А.М. Погорілий, С.М. Рябченко, О.І. Товстоликін, *Укр. Фіз. Журн. Огляди* **6**, 37 (2010) (A.M. Pogorily, S.M. Ryabchenko, A.I. Tovstolytkin, *Ukr. J. Phys./Reviews* **6**, 37 (2010)).
2. V.G. Dorogan, F.V. Motsnyi, *Ukr. J. Phys.* **49**, 1174 (2004).
3. E.Y. Tsymbal, D.G. Pettifor, *Solid State Phys.* **56**, 113 (2001).
4. 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).
5. G. Binasch, P. Grünberg, F. Saurenbach, W. Zinn, *Phys. Rev. B.* **39**, 4828 (1989).
6. V.B. Loboda, Yu.A. Shkurdoda, V.A. Kravchenko, *Functional materials* **14** №1, 37 (2007).
7. С.В. Вонсовский, *Магнетизм* (Москва: Наука: 1971).
8. Л.А. Чеботкевич, Ю.Д. Воробьев, А.С. Самардак, А.В. Огнев, *ФТТ* **45** №5, 863 (2003) (A.S. Samardak, Yu.D. Vorob'ev, L.A. Chebotkevich, A.V. Ognev, *Phys. Solid. State* **46**, 1084 (2003)).
9. Yu.A. Shkurdoda, L.V. Dekhtyaruk, V.B. Loboda, *Functional materials* **15** №1, 38 (2008).
10. B. Dieny, *J. Magn. Magn. Mater.* **136**, 355 (1994).
11. Л.А. Чеботкевич, Ю.Д. Воробьев, И.Н. Буркова, А.В. Корнилов, *ФММ* **89** №3, 56 (2000) (L.A. Chebotkevich, Yu.D. Vorob'ev, I.N. Burkova, A.V. Kornilov, *Phys. Met. Metallogr.* **89**, 263 (2000)).
12. Ю.О. Шкурдода, Л.В. Дехтярук, *Металлофиз. и новейшие технол.* **33** №2, 149 (2011).