

## Вплив умов термообробки на магніторезистивні властивості тришарових структур $\text{Fe}_{0,2}\text{Co}_{0,8}/\text{Cu}/\text{Fe}_{0,2}\text{Co}_{0,8}$

Д.І. Салтиков\*, Ю.О. Шкурдода, І.Ю. Проценко

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

(Одержано 16.04.2018, у відредагованій формі – 14.08.2018, опубліковано online 25.08.2018)

Проведено дослідження впливу умов термообробки на магніторезистивні властивості тришарових структур на основі сплаву  $\text{Fe}_{0,2}\text{Co}_{0,8}$  ( $d_F = 10\text{-}30$  нм) з прошарком міді ( $d_N = 5\text{-}10$  нм). Показано, що ефект ГМО спостерігається при  $d_N = 5\text{-}10$  нм, а його максимальне значення (до 2%) фіксується при однакових товщинах магнітних шарів і  $d_{Cu} \cong 5$  нм. Встановлено, що при поетапному термомагнітному відпалюванні для всіх зразків спостерігається перехід від ГМО до АМО. При безпосередньому відпалюванні до 700 К зазначений перехід не фіксується. Отримано залежності величини амплітудного значення ГМО від товщини немагнітного прошарку та температури вимірювання.

**Ключові слова:** Гігантський магнітоопір, Анізотропний магнітоопір, Товщина немагнітного прошарку, Температура вимірювання, Поетапне відпалювання.

DOI: [10.21272/jnep.10\(4\).04031](https://doi.org/10.21272/jnep.10(4).04031)

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

### 1. ВСТУП

За роки, що минули після виявлення ефекту гігантського магнітоопору (ГМО) в багатошарових плівках, можливості створення функціональних матеріалів із покращеними властивостями значно розширилися [1-3]. Були створені і досліджені близько десяти видів спінових вентилів з різною структурою. Так, багатошарові структури, в яких як феромагнітні прошарки використовують пермалой ( $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}$ ,  $0,2 \leq x \leq 0,5$ ) чи  $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ , відрізняються відносно великою амплітудою ефекту ГМО та низьким значенням поля насичення, що викликає значний інтерес для прикладних застосувань [4, 5].

На сьогоднішній день дослідження багатошарових плівкових матеріалів з ефектом ГМО направлені, в першу чергу, на вивчення впливу їх структурно-фазового стану та дифузійних процесів на їх електричні та магніторезистивні властивості [6-9]. Характер росту окремих шарів, топографія їх поверхонь визначають якість інтерфейсів багатошарових систем, а структурна суцільність шарів, особливо немагнітного шару, відіграє ключову роль для реалізації ефекту ГМО. Формування магнітних містків між феромагнітними шарами через немагнітний прошарок приводить до порушення обмінної взаємодії між ними і, як наслідок, до зменшення амплітуди ефекту ГМО. Розуміння цих питань є важливим при практичному використанні, оскільки структура магніто-неоднорідних металевих систем, що використовуються в галузях сучасної спінтроніки і сенсорної техніки в тій чи іншій мірі зазнає змін після отримання та при подальшій обробці [8].

Виходячи з вищесказаного метою цієї роботи було встановлення впливу умов термообробки на магніторезистивні властивості тришарових плівкових систем на основі сплаву  $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$  ( $x \cong 0,2$ ) та Cu. Відмітимо, що вона є логічним продовженням нашого попереднього дослідження [9] кристалічної структури і електрофізичних властивостей подібних тришарових структур  $\text{Fe}_{0,2}\text{Co}_{0,8}/\text{Cu}/\text{Fe}_{0,2}\text{Co}_{0,8}/\text{P}$ .

### 2. МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Одношарові плівки та тришарові 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 вольфрамової стрічки,  $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$  – електронно-променевою гарматою). Вихідним матеріалом для одержання шарів  $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$  були масивні сплави відповідного складу ( $x \approx 0,2$ ).

Конденсація плівок проводилася за кімнатної температури підкладки зі швидкістю  $\omega = (0,5 \div 1)$  нм/с, залежно від режимів роботи випарників. При дослідженні магніторезистивних властивостей як підкладки використовували скляні пластини з попередньо нанесеними контактними майданчиками. Конструкція 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 масках з ніхромової фольги.

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

Концентрація компонент у масивних наважках розраховувалася за масою матеріалів, завантажених у випарник. Результати дослідження хімічного складу вихідного сплаву  $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$  та отриманих плівок методом рентгеноспектрального мікроаналізу показали їх співпадання у межах похибки вимірювань.

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

\* [dmytros94@gmail.com](mailto:dmytros94@gmail.com)

$B = 0,2$  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  $B_c$ .

Методом вторинно-іонної мас-спектрометрії (ВІМС) проведено якісний аналіз елементного складу плівок. Одержані дані при пошаровому травленні плівки іонами аргону були використані для побудови концентраційних профілів по глибині зразка.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Для всіх свіжосконденсованих тришарових плівок  $Fe_xCo_{1-x}/Cu/Fe_xCo_{1-x}$  ( $x \approx 0,2$ ) з товщини шарів  $d_F = 10-30$  нм та  $d_N = 5-10$  нм спостерігається від'ємний ізотропний характер польових залежностей магнітоопору (електричний опір розмагнічених зразків зменшується при внесенні їх у магнітне поле незалежно від геометрії вимірювання) (рис. 1а). На залежностях спостерігаються максимуми, які обумовлені формуванням антипаралельної конфігурації намагніченостей внаслідок роздільного перемагнічування магнітних шарів. Такі залежності є типовими для плівкових систем із спин-залежним розсіюванням електронів, що є умовою реалізації ефекту ГМО. Незначне неспівпадання польових залежностей (в магнітному полі більшому за поле насичення) отриманих при повздовжній та поперечній геометріях вимірювання обумовлено впливом анізотропного магнітоопору магнітних шарів. Величина ізотропного МО для свіжосконденсованих плівок складає 0,3-0,6 % у залежності від товщини шарів. Малі значення ізотропного МО зумовлені малими розмірами кристалітів, високою дефектністю шарів та шунтуванням ефекту відносно товстим немагнітним прошарком. Слід зазначити, що для свіжосконденсованих одношарових плівок сплаву  $Fe_xCo_{1-x}$  ( $x \approx 0,2$ ) фіксується типовий анізотропний характер МО, характерний для однорідних феромагнітних плівок величиною 0,02-0,05 %. Отже, можна говорити про реалізацію ефекту ГМО в тришарових плівках.

Термообробка тришарових плівок за температури 400 К спричиняє збільшення величини їх ізотропного магнітоопору до 1 % (рис. 1б). Це можна пов'язати насамперед зі структурними перетвореннями, які призводять до необоротного зменшення питомого опору під час першого циклу термостабілізації. Вид польових залежностей при цьому практично не змінюється. Слід відмітити лише незначне зміщення максимумів на польових залежностях в область більших полів.

Подальше збільшення температури відпалювання до 550 К зумовлює збільшення величини ізотропного МО до 2 %, вимірюваного за кімнатної температури (рис. 1в). Відпалювання зразків за  $T_{відп} = 700$  К призводить до появи анізотропного характеру магнітоопору (рис. 1г).

Особливу увагу слід звернути на те, що для зразків, які відпалювалися безпосередньо за температури

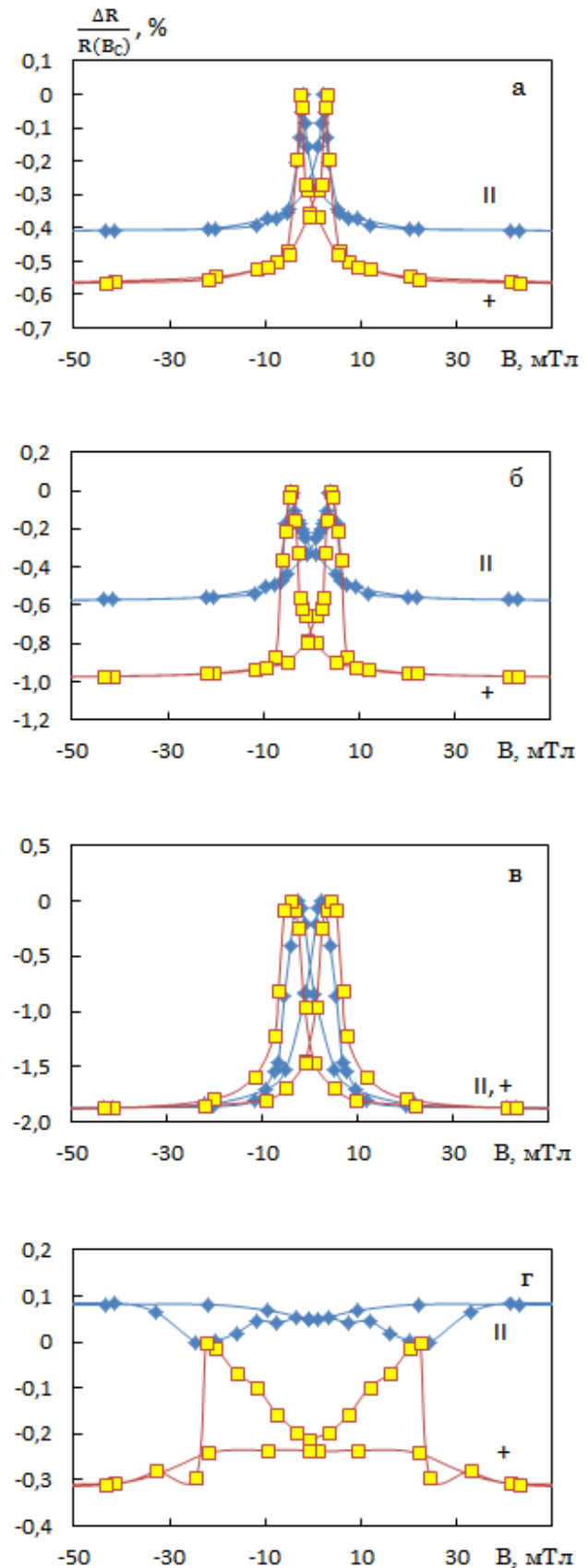


Рис. 1 – Польові залежності магнітоопору свіжосконденсованих (а) та відалених за температури 400 (б), 550 (в) та 700 К (г) тришарової системи  $Fe_{20}Co_{80}/Cu/Fe_{20}Co_{80}$  ( $d_F = 30$  нм,  $d_N = 7$  нм). Температура вимірювання 300 К

700 К (без проміжних температур 400 та 550 К) не спостерігається перехід до анізотропного магнітоопору (рис. 2). Таку відмінність можна пояснити формуванням різної кількості мікроотворів у немагнітному прошарку в залежності від умов термообробки. Так за однакової товщини прошарку міді після відпалювання безпосередньо до температури 700 К кількість мікроотворів не досягає критичного значення необхідного для переходу до анізотропного характеру магнітоопору.

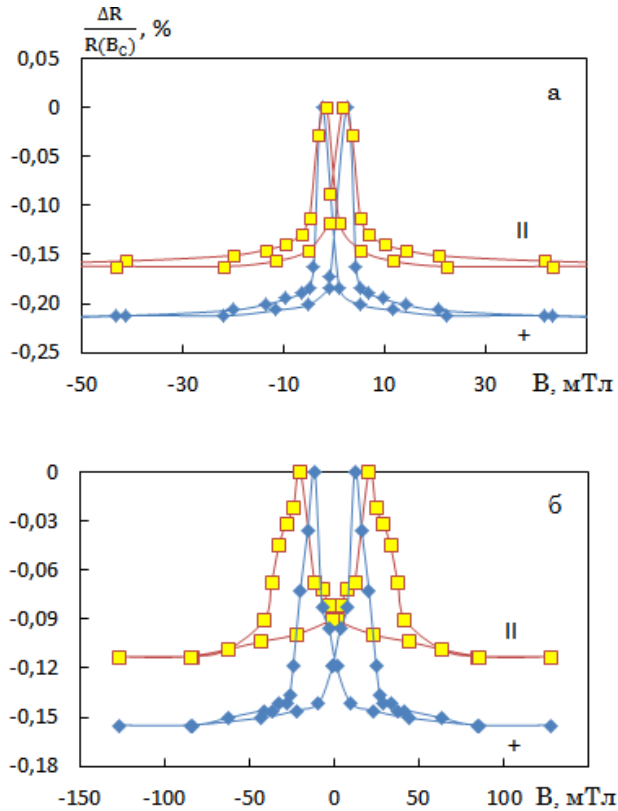


Рис. 2 – Польові залежності магнітоопору свіжосконденсованих (а) та відпалених за температури 700 К (б) тришарової системи  $\text{Fe}_{20}\text{Co}_{80}/\text{Cu}/\text{Fe}_{20}\text{Co}_{80}$  ( $d_F = 30$  нм,  $d_N = 7$  нм). Температура вимірювання 300 К

Відмітимо, що результати аналізу методом ВІМС показали, що термообробка зразків за температури 700 К як безпосередньо, так і проміжними температурами не призводить до повного перемішування шарів (рис. 3). Незначне проникнення атомів міді із об'єма півки на поверхню, ймовірно, пов'язане з зерномежевою термодифузією. Це підтверджує припущення, що поетапне відпалювання до температури 700 К призводить до суттєвого збільшення кількості мікроотворів у немагнітному прошарку і як наслідок появи АМО у таких зразках. У той же час необхідно відмітити, що фіксація сигналу від іонів  $\text{Fe}^+$  і  $\text{Co}^+$ , у шарі  $\text{Cu}$  відбувається завдяки дифузії атомів  $\text{Fe}$  і  $\text{Co}$  при частковій дисоціації молекул  $\text{FeCo}$  у процесі випаровування та під дією первинного пучка іонів.

Залежності величини ізотропного магнітоопору від температури відпалювання наведені на рис. 4. Виходячи зі співвідношення для розрахунку магнітоопору, можна проаналізувати причини його зміни в результаті термообробки. Ці зміни можуть бути зумовлені як зміною електричного опору при зміні магнітної кон-

фігурації структури  $\Delta R = R(B_c) - R(B_s)$  так і зміною  $R(B_c)$ .

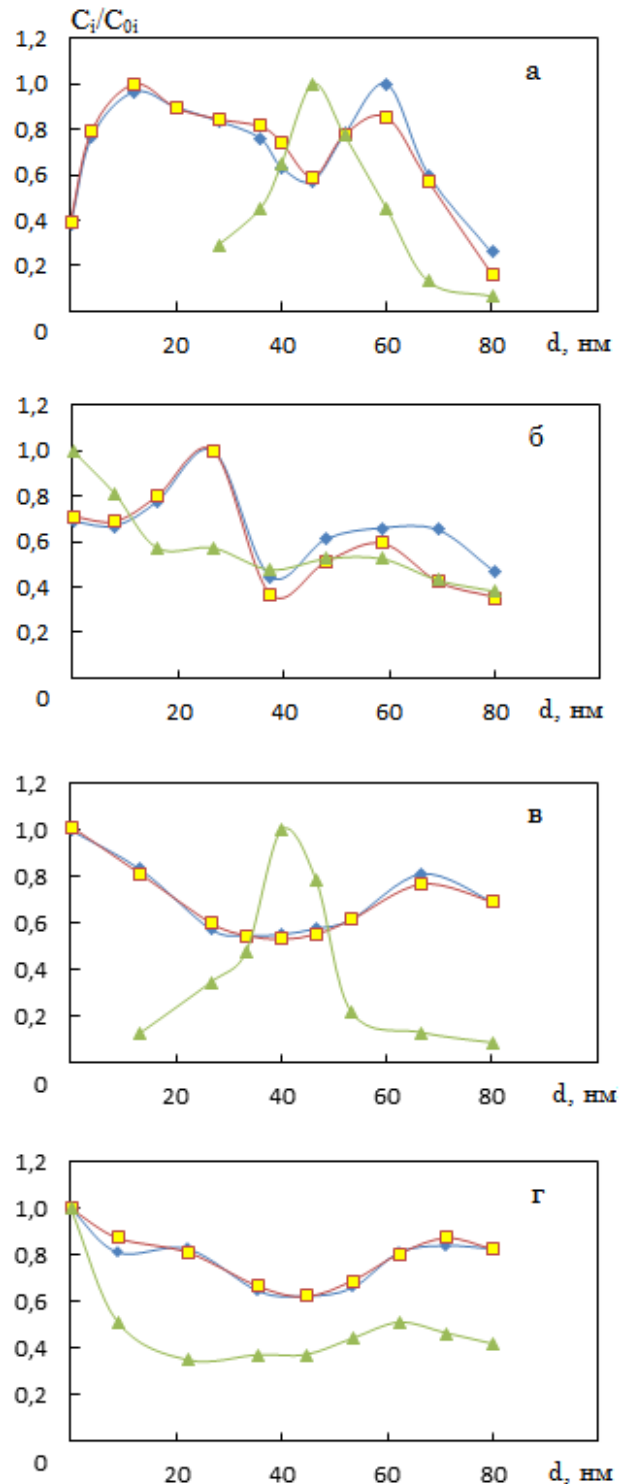


Рис. 3 – Концентраційні профілі для свіжо сконденсованих а, в та відпалених за температури 700 К тришарових півок ( $d_F = 35$  нм,  $d_N = 10$  нм). У випадку (б) півки проходили поетапну термообробку через проміжні температури 400 та 550 К. У випадку (г) півки нагрівались безпосередньо до температури 700 К (◆◆◆ - Fe, ▲▲▲ - Cu, □□□ - Co).  $C_{0i}$  – величина пропорційна максимальній амплітуді сигналу ВІМС

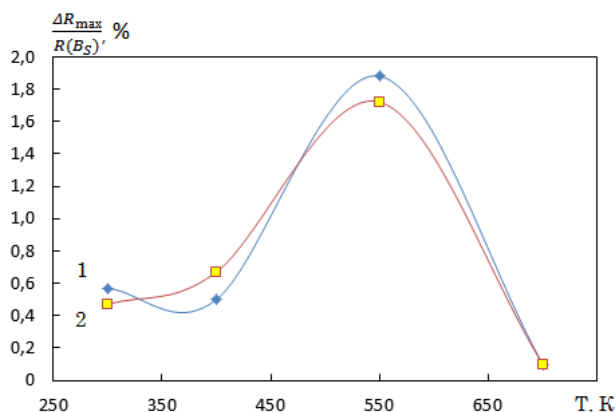


Рис. 4 – Залежності величини магнітоопору від температури відпалювання для тришарових плівок  $Fe_{20}Co_{80}/Cu/Fe_{20}Co_{80}$  (1 –  $d_F = 30$  нм,  $d_N = 7$  нм, 2 –  $d_F = 30$  нм,  $d_N = 10$  нм). Температура вимірювання 300 К

Як видно з рис. 5 обидві ці величини в процесі поетапного відпалювання змінюються. При цьому величина  $\Delta R_{max}$  зростає після відпалювання за температур 400 та 550 К та різко зменшується після відпалювання за температури 700 К (рис. 5б), а величина  $R(B_S)$  лише зменшується (рис. 5а).

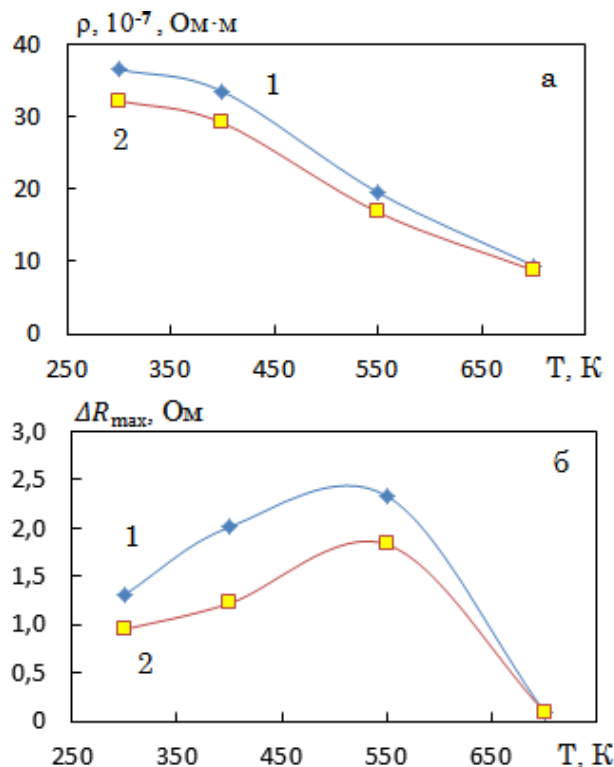


Рис. 5 – Залежність питомого опору (а) та величини  $\Delta R_{max}$  (б) для тришарових плівок  $Fe_{20}Co_{80}/Cu/Fe_{20}Co_{80}$  (1 –  $d_F = 30$  нм,  $d_N = 7$  нм, 2 –  $d_F = 30$  нм,  $d_N = 10$  нм). Температура вимірювання величини – 300 К

Слід указати, що ріст величини  $\Delta R_{max}$  пояснити досить складно, але і це явище, скоріш за все, пов'язане з процесами, які відбуваються в процесі відпалювання у приповерхневих областях розділу (не лише зовнішніх, але і внутрішніх). У досліджуваних плівкових системах, шорсткості границь поділу можуть суттєво згладжуватися при відпалюванні, що і дає результуюче підвищення величини  $\Delta R_{max}$  і, відповідно,  $(\Delta R_{max}/R(B_S))$  [10-12]. На жаль, експериментально перевірити цей факт досить важко у зв'язку з тим, що зміна шорсткостей повинна відбуватися в вузькому інтервалі.

Зниження температури вимірювання до 140 К викликає підвищення магніторезистивного відношення в 1,4-1,7 разів залежно від товщини шарів та геометрії вимірювання. Збільшення амплітуди ефекту при зниженні температури зумовлене зменшенням розсіювання електронів на фонах (особливо в немагнітному прошарку), що приводить до збільшення ролі процесів спін-залежного розсіювання електронів, а також збільшується кількість електронів, що проходять з одного ферромагнітного шару в інший [13].

Розглянемо особливості залежності величини ГМО від товщини немагнітного прошарку для тришарових плівок відпалених за різних температур (рис. 6). Максимальне значення ефекту ГМО для свіжосконденсованих систем спостерігається при  $d_N \approx 5$  нм (рис. 6, крива 1) і складає 0,6 % за кімнатної температури. При зростанні ефективної товщини немагнітного шару величина МО зменшується, що зумовлено шунтуванням електричного струму високопровідним прошарком. Для зразків відпалених за температур 400 і 550 К спостерігаються аналогічні залежності (рис. 6, крива 2, крива 3).

#### 4. ВИСНОВКИ

1. Експериментально показано, що при ефективних товщинах прошарків ( $d_{Cu} = 5-15$  нм) в системі  $Fe_xCo_{1-x}/Cu/Fe_xCo_{1-x}$  ( $x \approx 0,2$ ) реалізується спин-залежне розсіювання електронів. Максимальне значення ГМО у цих плівках (до 2 %) спостерігається при однакових товщинах магнітних шарів і товщині немагнітного прошарку  $d_{Cu} \approx 5$  нм.
2. При поетапному термомагнітному відпалюванні для всіх зразків спостерігається перехід від ГМО до АМО. При безпосередньому відпалюванні до 700 К зазначений перехід не спостерігається.
3. Проведені дослідження температурної залежності МО показали, що його величина монотонно зростає при зменшенні температури вимірювання.
4. Залежність величини МО від товщини немагнітного прошарку для всіх досліджуваних зразків носить монотонний характер. У досліджуваних структурах інтервал оптимальних товщин немагнітного прошарку, при яких спостерігається ефект ГМО складає 5-10 нм.

Робота виконана в рамках держбюджетної теми МОН Укр. №0118U003580 (2018-20 рр.).

## Влияние условий термообработки на магниторезистивные свойства трехслойных структур $\text{Fe}_{0,2}\text{Co}_{0,8}/\text{Cu}/\text{Fe}_{0,2}\text{Co}_{0,8}$

Д.И. Салтыков, Ю.А. Шкурдода, И.Е. Проценко

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

Проведено исследование влияния условий термообработки на магниторезистивные свойства трехслойных структур на основе сплава  $\text{Fe}_{0,2}\text{Co}_{0,8}$  ( $d_F = 10\text{-}30$  нм) с прослойкой меди ( $d_N = 5\text{-}10$  нм). Показано, что эффект ГМС наблюдается при  $d_N = 5\text{-}10$  нм, а его максимальное значение (до 2 %) фиксируется при одинаковых толщинах магнитных слоев и  $d_{Cu} \cong 5$  нм. Установлено, что при поэтапном термоманитном отжиге для всех образцов наблюдается переход от ГМС к АМС. При непосредственном отжиге до 700 К указанный переход не фиксируется. Получены зависимости величины амплитудного значения ГМС от толщины немагнитного слоя и температуры измерения.

**Ключевые слова:** Гигантское магнитосопротивление, Анизотропное магнитосопротивление, Толщина немагнитного слоя, Температура измерения, Поэтапный отжиг.

## Influence of Heat Treatment Conditions on the Magnetoresistive Properties of Three-layer Structures $\text{Fe}_{0,2}\text{Co}_{0,8}/\text{Cu}/\text{Fe}_{0,2}\text{Co}_{0,8}$

D.I. Saltykov, Yu.O. Shkurdoda, I.Yu. Protsenko

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

The influence of heat treatment conditions on the magnetoresistive properties of three - layer structures based on  $\text{Fe}_{0,2}\text{Co}_{0,8}$  alloy ( $d_F = 10\text{-}30$  nm) with a copper layer ( $d_N = 5\text{-}10$  nm) was investigated. It is shown that the GMR effect is observed at  $d_N = 5\text{-}10$  nm, and its maximum value (up to 2 %) is fixed at the same thickness of the magnetic layers and  $d_{Cu} \cong 5$  nm. It is established that in the case of step-by-step thermomagnetic annealing for all samples, there is a transition from GMR to AMR. In case of direct annealing to 700 K, the specified transition is not fixed. The dependences of the amplitude value of GMR on the thickness of the non-magnetic layer and the measurement temperature are obtained.

**Keywords:** Giant magnetoresistance, Anisotropic magnetoresistance, Thickness of non-magnetic layer, Measure temperature, Step-by-step annealing.

### СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. А.М. Погорілий, С.М. Рябченко, О.І. Товстолиткін, *УФЖ* **6**, 37 (2010) (А.М. Pohorilyu, S.M. Ryabchenko, O.I. Tovstolytkin, *UFZh* **6**, 37 (2010)) [In Ukrainian].
2. C.D. Damsgaard, B.T. Dalslet, S.C. Freitas, P.P. Freitas, M.F. Hansen, *Sens. Actuat. A* **156**, 103 (2009).
3. О.І. Товстолиткін, М.О. Боровий, В.В. Курилюк, Ю.А. Куницький, Фізичні основи спінтроники (Вінниця: Нілан-ЛТД: 2014) (O.I. Tovstolytkin M.O. Borovyy, V.V. Kurylyuk, Yu.A. Kunits'kyu, Fyzichni osnovy spintroniky (Vinnytsya: Nilan-LTD: 2014)) [In Ukrainian].
4. Hakan Kockar, Mursel Alper, *J. Magn. Magn. Mater.* **373**, 128 (2015).
5. Yu.O. Shkurdoda, I.M. Pazukha, A.M. Chornous, *Intermetallics* **93**, 1 (2018).
6. С.І. Проценко, І.В. Чешко, Д.В. Великодний, І.М. Пазуха, Л.В. Однедворець, І.Ю. Проценко, О.В. Синашенко, *УФМ* **8** № 4, 247 (2007) (S.I. Protsenko, I.V. Cheshko, D.V. Velykodnyy, I.M. Pazukha, L.V. Odnodvoret, I.Yu. Protsenko, O.V. Synashenko, *UFM* **8** No 4, 247 (2007)).
7. I.V. Antonets, L.N. Kotov, S.V. Nekipelov, Ye.A. Golubev, *Tech. Phys.* **49**, 306 (2004).
8. M. Marszalek, J. Jaworski, H. Wider, G. Schatz, *Vacuum* **72**, 97 (2003).
9. D.I. Saltykov, Yu.O. Shkurdoda, I.Yu. Protsenko, *J. Nano-Electron. Phys.* **10**, 03024 (2018).
10. M.N. Baibich, J.M. Broto, A. Fert, F. Nguyen Van Dau, F. Petroff, P. Eitenne, G. Creuzet, A. Friederich, J. Chazelas, *Phys. Rev. Lett.* **61**, 2472 (1988).
11. M. Guth, G. Schmerber, A. Dinia, D. Muller, H. Errahmani, *Phys. Lett. A* **279**, 255 (2001).
12. N.N. Svirikova, *Thech. Phys.* **49**, 296 (2004).
13. E.Y. Tsymbal, D.G. Pettifor, *Solid State Phys.* **56**, 113 (2018).