

PACS numbers: 68.55.-a, 72.15.Gd, 73.50.Jt, 73.61.At, 73.63.Bd, 75.47.De, 75.47.Np

Температурні ефекти в магнеторезистивних властивостях тришарових плівок на основі стопу $\text{Fe}_{80}\text{Co}_{20}$ та міді

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

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

Проведено дослідження впливу умов термооброблення на магнеторезистивні властивості тришарових плівок на основі стопу $\text{Fe}_{80}\text{Co}_{20}$ та Cu. Показано, що для всіх свіжосконденсованих систем з прошарком міді товщиною у 5–15 нм і ферромагнетними шарами з $d_F = 30\text{--}40$ нм польові залежності є ізотропними. У випадку, коли фіксується ефект гігантського магнетоопору, його амплітуда має відносно більші значення у плівках, відпалених до температур у 400 або 550 К. Підвищення температури до 700 К приводить до незворотнього переходу до анізотропного магнетоопору. При зменшенні товщини свіжосконденсованих систем з ферромагнетними прошарками товщиною до 10–20 нм залежності стають анізотропними. Відпалювання їх за температури у 550 К приводить до зміни характеру магнетоопору на ізотропний. У всіх досліджуваних плівок з ізотропним характером магнетоопору, як свіжосконденсованих, так і відпалених за різних температур, пониження температури міряння до 120 К стимулює збільшення величини магнетоопору, яке зумовлене магнетонним і непружним фононним розсіяннями електронів.

The influence of heat-treatment conditions on the magnetoresistive properties of three-layer films based on $\text{Fe}_{80}\text{Co}_{20}$ alloy and Cu is investigated. As shown, for all as-deposited systems with a layer of copper with the thickness of 5–15 nm and ferromagnetic layers with $d_F = 30\text{--}40$ nm, the field dependences are isotropic. In the case when the giant magnetoresistance is fixed, its amplitude has relatively large values in films annealed to 400 or 550 K. An increase of temperature to 700 K leads to an irreversible transition to anisotropic magnetoresistance. At the decreasing total thickness of as-deposited systems with ferromagnetic interlayers of 10–20 nm, the dependences become anisotropic. Annealing of them at a temperature of 550 K leads to a change in the nature of the magnetoresistance to isotropic one. In all investigated films with an isotropic character of magnetoresistance, both as-deposited and annealed ones at different temperatures, a decrease in the temperature of measurement down to

120 K stimulates an increase in magnitude of the magnetoresistance, which is due to the magnon and inelastic-phonon scatterings of electrons.

Проведено дослідження впливу умов термообробки на магніто-резистивні властивості трішарових плівок на основі сплаву $\text{Fe}_{80}\text{Co}_{20}$ і Cu. Показано, що для всіх свіжесконденсованих систем з прослойкою міді товщиною 5–15 нм і ферромагнітними шарами з $d_F = 30\text{--}40$ нм полевості залежності є ізотропними. В разі наявності ефекту гігантського магнетосопротивлення його амплітуда має відносно великі значення в плівках, отожжених до температур 400 або 550 К. Підвищення температури до 700 К призводить до необоротного переходу до анізотропного магнетосопротивлення. При зменшенні товщини свіжесконденсованих систем з ферромагнітними шарами товщиною до 10–20 нм залежності стають анізотропними. Їх відпал при температурі 550 К призводить до зміни характеру магнетосопротивлення на ізотропний. Во всіх досліджуваних плівках з ізотропним характером магнетосопротивлення, як свіжесконденсованих, так і отожжених при різних температурах, зниження температури вимірювання до 120 К стимулює збільшення величини магнетосопротивлення, обумовлене магнітним і неупругим фононним розсіюваннями електронів.

Ключові слова: трішарові плівки, термообробка, ефект ГМО, спин-залежне розсіювання електронів, магнетосопротивлення.

Key words: three-layer films, thermal treatment, GMR effect, spin-dependent electron scattering, magnetoresistance.

Ключевые слова: трёхслойные плёнки, термообработка, эффект ГМО, спин-зависимое рассеяние электронов, магнетосопротивление.

(Отримано 27 грудня 2018 р.)

1. ВСТУП

Розвиток тонкопліткових технологій та їх впровадження у виробництво стимулює дослідження відомих та створення нових матеріалів, які відповідають сучасним вимогам. Інтерес до стопів FeCo пов'язаний із потребами у використанні магнетом'яких матеріалів для роботи при високих температурах. Залізокобальтові стопи мають найбільшу намагнетованість насичення з усіх відомих магнетних стопів.

Переважає більшість робіт [1, 2], опублікованих на сьогоднішній день, стосується масивних стопів на основі Fe та Co з додаванням V, Nb чи Ta. Усі розчинні добавки, як правило, зменшують насиченість стопу і загалом підвищують його коерцитивність, тим самим знижуючи його магнетні характеристики. Значний інтерес до таких пліткових стопів виник після відкриття

ефекту гігантського магнетоопору у багатошарових системах на основі феромагнетиків з немагнетними прошарками. Вони знайшли широке використання як елементи різних типів приладів та пристроїв сучасної електроніки [3]. З точки зору як експериментального, так і теоретичного дослідження перспективними є тришарові тонкоплівкові структури на основі стопу FeCo з прошарком Cu [4, 5].

Нами проводяться комплексні дослідження структурно-фазового стану та магнеторезистивних властивостей плівкових стопів FeCo з різною концентрацією компонент та тришарових плівок на їх основі [6, 7].

Метою цієї роботи є дослідження впливу умов термооброблення на магнеторезистивні властивості плівкових стопів Fe₈₀Co₂₀ та тришарових структур на їх основі та міді.

2. МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Досліджувані зразки товщиною 5–100 нм одержувалися випаровуванням і конденсацією в робочій камері вакуумного універсального поста ВУП-5М (тиск газів залишкової атмосфери 10^{-4} Па). Тонкоплівкові стопи формувалися шляхом стоплення наважок у необхідній пропорції з металів Fe і Co. Плівки конденсувалися на скляну підкладку з заздалегідь нанесеними мідними контактами з підшаром хрому за кімнатної температури. Швидкість осадження стопу складала $\omega = 0,5\text{--}1$ нм/с. Тришарові плівки, які склалися з шарів стопу FeCo, розділених прошарком Cu, одержувалися методом почергової конденсації окремих шарів. Конструкція підкладчинкотримача давала можливість одержувати за один цикл два плівкові зразки з різною товщиною прошарку міді та з близькими товщинами шарів стопу. Геометричні розміри плівок для дослідження їх електричного опору задавалися віконцями, виготовленими з високою точністю у механічних фігурних масках з ніхромової фольги.

Вимірювання поздовжнього (||) і поперечного (+) магнетоопору (МО) (магнетне поле в площині плівки) та термомагнетне оброблення плівок проводились у спеціальній установці, в умовах надвисокого безмасляного вакууму $10^{-6}\text{--}10^{-7}$ Па у магнетному полі з індукцією до $B = 0,2$ Тл. Плівки відпалювалися за схемою «нагрівання–витримка за температури 400, 550 і 700 К протягом 15 хв.–охолодження». Дослідження магнетоопору проводилось за температур 120 і 300 К.

Магнітуда поздовжнього та поперечного магнетоопору плівкових зразків розраховувалася за формулою $(R(B) - R(B_c))/R(B_c)$, де $R(B)$ — опір зразка в магнетному полі з індукцією B ; $R(B_c)$ — опір зразка в полі коерцитивної сили B_c [8].

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Досліджувані свіжосконденсовані та відпалені за різних температур одношарові плівки $\text{Fe}_{0,8}\text{Co}_{0,2}$ мають анізотропний характер магнетоопору (АМО) величиною 0,05–0,3% в залежності від товщини та температури термооброблення. Зміна магнетоопору на польових залежностях (рис. 1) є типовою як для стопів $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$, так і для інших однорідних феромагнетних матеріалів і зумовлена спін-орбітальною взаємодією [6, 9]. Зменшення температури вимірювання до 120 К приводить лише до незначного зсуву піків на польових залежностях в область сильніших полів. Слід відмітити, що положення піків на польових залежностях є близькими до коерцитивної сили зразків.

Більш детально вплив температури відпалювання на питомий

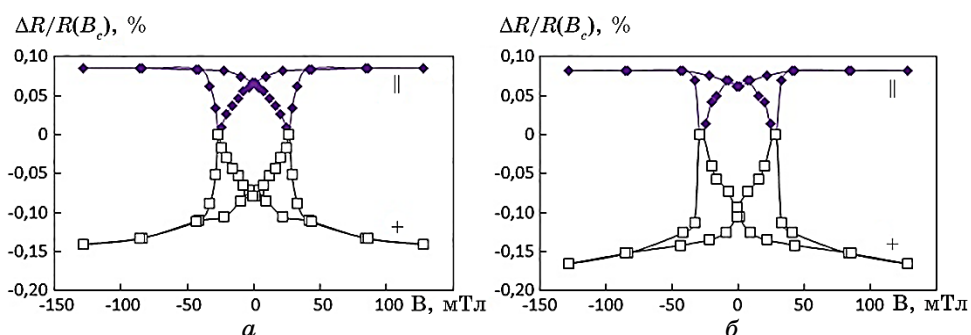


Рис. 1. Польові залежності магнетоопору для термостабілізованої за температури 700 К плівки $\text{Fe}_{0,8}\text{Co}_{0,2}/\text{П}$ ($d = 50$ нм). Температури мірювання, К: 300 (а) і 120 (б).¹

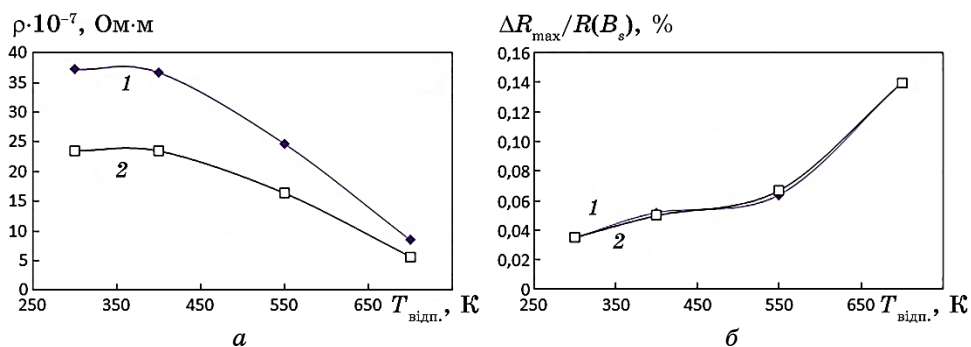


Рис. 2. Залежності питомого опору ρ (а) та магнетоопору (б) від температури відпалювання для плівкового стопу $\text{Fe}_{0,8}\text{Co}_{0,2}/\text{П}$. Товщини, нм: 30 (1) і 50 (2).²

опір та магнетоопір одношарових зразків показано на рис. 2. Так, відпалювання зразків за температури 700 К приводить до зменшення питомого опору в 4–5 рази (рис. 2, *a*). Причини необоротного зменшення опору в процесі термооброблення такі ж як і у випадку інших плівкових стопів $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$, одержаних в аналогічних умовах [7]. У той же час величина анізотропного магнетоопору зростає в 4–5 рази (рис. 2, *б*). Такі необоротні зміни опору і магнетоопору вказують на те, що причини, які їх зумовлюють, однакові.

Розглянемо особливості впливу умов термооброблення на магнеторезистивні властивості тришарових плівок. Варто зазначити, що для тришарових систем на характер магнетоопору впливає не лише термооброблення, а й товщина магнетних і немагнетних шарів. Так, при малих ефективних товщинах мідного прошарку ($d_{\text{Cu}} = 1\text{--}3$ нм) наявність анізотропного характеру магнетоопору обумовлена відсутністю структурної суцільності прошарків, внаслідок чого реалізується досить сильний прямий зв'язок між магнетними шарами. Така взаємодія перешкоджає роздільному пе-

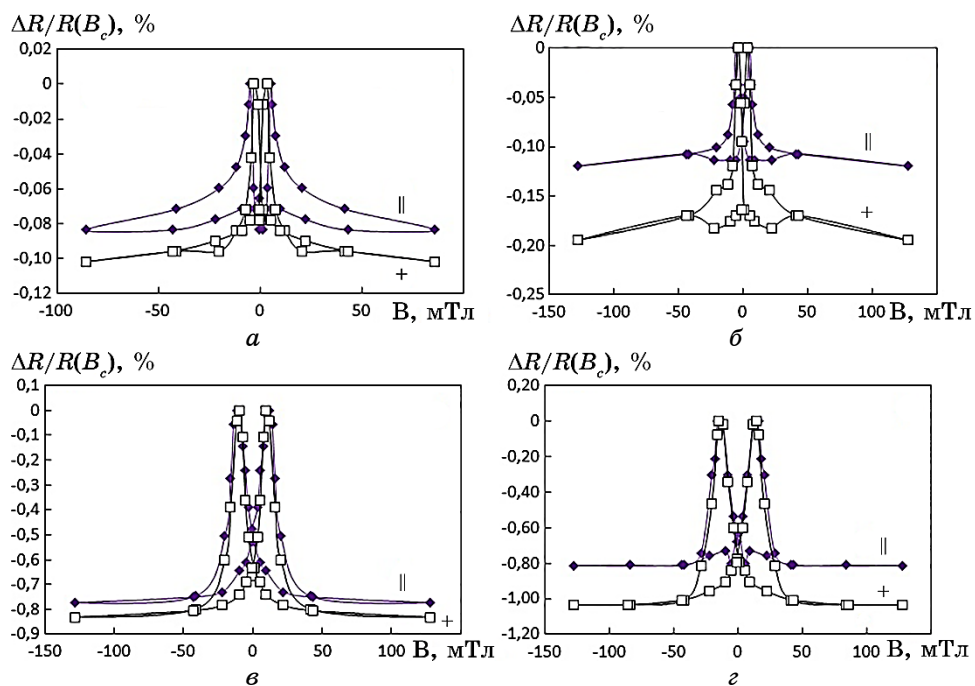


Рис. 3. Польові залежності магнетоопору для свіжосконденсованої (*a*, *б*) та відпаленої за температури 550 К (*в*, *г*) тришарової плівки $\text{Fe}_{0,8}\text{Co}_{0,2}/\text{Cu}/\text{Fe}_{0,8}\text{Co}_{0,2}/\text{П}$ ($d_F = 35$ нм, $d_N = 10$ нм). Температури мірювання, К: 300 (*a*, *в*) і 120 (*б*, *г*).³

ремагнетуванню їх, а отже, не приводить до виникнення спін-залежного розсіювання електронів.

Для свіжосконденсованих та відпалених за температур 400 і 550 К зразків із $d_{\text{Cu}} = 5\text{--}15$ нм і $d_F = 30\text{--}40$ нм спостерігається ізотропний характер магнетоопору (рис. 3). Величина ізотропного МО для цих плівок становить 0,1–1,5% залежно від товщини шарів, температури відпалювання та вимірювання. Так, відпалювання за температури 400 К приводить до зростання амплітуди ізотропного МО в 2–3 рази, а за температури 550 К — у 8–10 разів. Причини його зміни після відпалювання за різних температур описано в роботі [6]. Для всіх досліджуваних тришарових плівок з $d_{\text{Cu}} = 5\text{--}15$ нм і $d_F = 30\text{--}40$ нм після відпалювання за температури 700 К фіксується незворотний перехід від ізотропного характеру магнетоопору до анізотропного. Причиною зміни характеру магнетоопору у цьому випадку є порушення структурної суцільності мідного прошарку.

Для всіх досліджуваних як невідпалених, так і відпалених при різних температурах зразків фіксується лише збільшення величини ізотропного МО в 1,2–2 рази при пониженні температури у

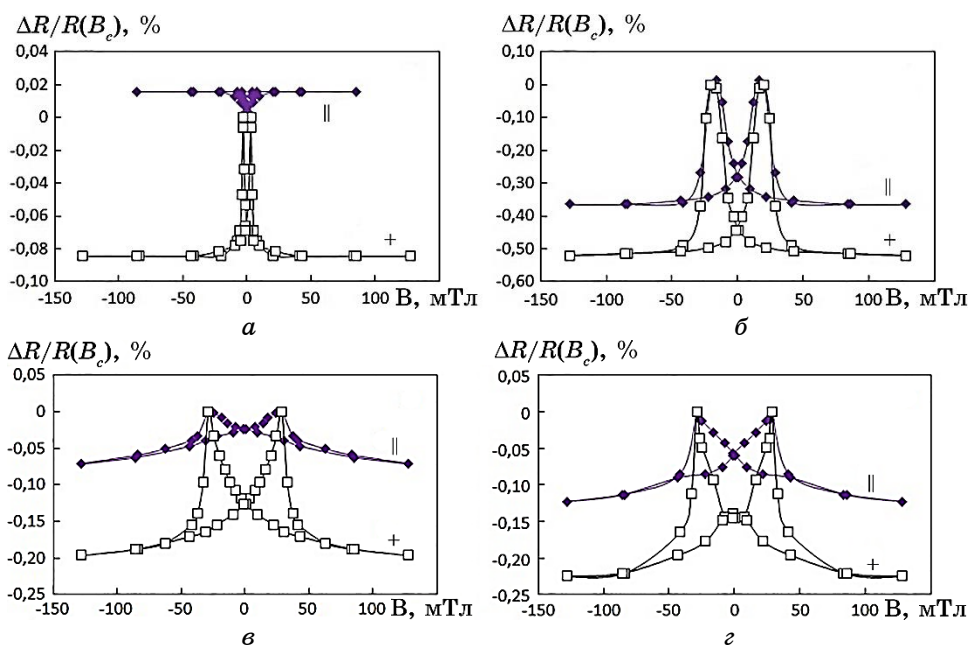


Рис. 4. Польові залежності магнетоопору для свіжосконденсованої (а) та відпаленої за температур 400 К (б) і 700 К (в, г) тришарової плівки $\text{Fe}_{0,8}\text{Co}_{0,2}/\text{Cu}/\text{Fe}_{0,8}\text{Co}_{0,2}/\text{Pi}$ ($d_F = 10$ нм, $d_N = 5$ нм). Температури мірювання, К: 300 (а, б, в) і 120 (г).⁴

всьому температурному інтервалі (рис. 3). Як правило виділяють два основних внески в температурну залежність величини ГМО: магнотне розсіювання та непружне фононне розсіювання, які і визначають збільшення ізотропного магнетоопору при зменшенні температури вимірювання [9].

Зовсім іншим є вплив відпалювання на характер магнетоопору для плівок з відносно тонкими магнетними шарами ($d_F = 10\text{--}20$ нм $d_{Cu} = 5\text{--}15$ нм). Особливістю таких зразків є анізотропний характер магнетоопору в вихідному стані (рис. 4, а). Після відпалювання за температури 550 К спостерігається поява ізотропного магнетоопору (рис. 4, б). Такий перехід, на нашу думку, обумовлений формуванням гранульованого стопу на основі Cu та феромагнетного стопу $Fe_{0,8}Co_{0,2}$ [10]. Перехід до ізотропного характеру магнетоопору спричиняє зростання його амплітуди до 0,6% (рис. 5, крива 2). Подальше збільшення температури відпалювання до 700 К не приводить до появи анізотропного магнетоопору, як це спостерігалось для плівок з відносно товстими магнетними шарами (рис. 4, в). При цьому фіксується лише зменшення величини ізотропного магнетоопору в 2–3 рази та поява значної різниці між його величинами, одержаними при поздовжній та поперечній геометріях вимірювання. Така різниця обумовлена впливом анізотропного магнетоопору феромагнетної компоненти. Зменшення температури вимірювання до 120 К істотно не впливає на форму польових залежностей, а лише приводить до зростання величини ізотропного МО у 1,2–1,8 рази.

4. ВИСНОВКИ

Свіжосконденсовані плівкові системи $Fe_{0,8}Co_{0,2}/Cu/Fe_{0,8}Co_{0,2}$ з $d_{Cu} = 5\text{--}15$ нм та $d_F = 30\text{--}40$ нм мають ізотропні польові залежності

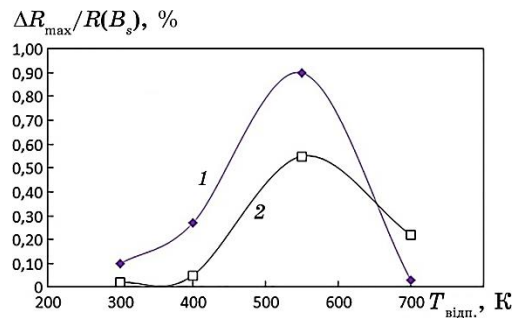


Рис. 5. Залежність величини магнетоопору від температури відпалювання для тришарових плівок $Fe_{0,8}Co_{0,2}/Cu/Fe_{0,8}Co_{0,2}/\Pi$ (1 — $d_F = 35$ нм, $d_N = 10$ нм; 2 — $d_F = 40$ нм, $d_N = 5$ нм). Температура мірювання — 300 К.⁵

ті, характерні для структур зі спін-залежним розсіюванням носіїв заряду. Для плівок з $d_F = 10\text{--}20$ нм у вихідному стані фіксується анізотропний характер магнетоопору.

Установлено, що для всіх досліджуваних тришарових плівок з вихідним ГМО фіксується збільшення амплітуди ефекту після відпалювання за температур 400 та 550 К та незворотний перехід до анізотропного характеру магнетоопору після відпалювання за 700 К. Перехід від анізотропного до ізотропного магнетоопору спостерігається для плівок з $d_F = 10\text{--}20$ нм і $d_{Cu} = 5\text{--}15$ нм після відпалювання за температури 550 К.

Для всіх досліджуваних свіжосконденсованих і відпалених при різних температурах зразків з ізотропним характером магнетоопору фіксується тільки збільшення величини МО при пониженні температури у всьому температурному інтервалі, що зумовлено магнетонним і непружним фононним розсіюванням.

Роботу виконано за держбюджетною темою №0118U003580 (2018–2021 рр.).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. R. S. Sundar and S. C. Deevi, *Mater. Sci. Eng. A*, **369**: 164 (2004); <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.11.004>.
2. Jincal Li, Qingfeng Zhan, Shuanglan Zhang, Jinwu Wei, Jianbo Wang, Minjie Pan, Yali Xie, Huali Yang, Zheng Zhou, Shuhong Xie, Baomin Wang, and Run-Wei Li, *Scientific Reports*, **7**: 2837 (2017); <http://dx.doi.org/10.1038/s41598-017-03288-6>.
3. L. Jogschies, D. Klaas, R. Kruppe, J. Rittinger, P. Taptimthong, A. Wienecke, L. Rissing, and M. Christopher Wurz, *Sensors*, **15**: 28665 (2015); <https://doi.org/10.3390/s151128665>.
4. T. Sahin, H. Kockar, and M. Alper, *J. Magn. Magn. Mater.*, **373**: 128 (2015); <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2014.03.029>.
5. E. M. Kakuno, D. H. Mosca, I. Mazzaro, N. Mattoso, W. H. Schreiner, M. A. B. Gomes, and M. P. Cantro, *J. Electrochem. Soc.*, **144**, No. 9: 3222 (1997); <https://doi.org/10.1149/1.1837987>.
6. D. I. Saltykov, Yu. O. Shkurdoda, and I. Yu. Protsenko, *J. Nano- Electron. Phys.*, **10**, No. 4: 04031-1 (2018); [http://dx.doi.org/10.21272/jnep.10\(4\).04031](http://dx.doi.org/10.21272/jnep.10(4).04031).
7. D. I. Saltykov, Yu. O. Shkurdoda, and I. Yu. Protsenko, *J. Nano- Electron. Phys.*, **10**, No. 3: 03024-1 (2018); [https://doi.org/10.21272/jnep.10\(3\).03024](https://doi.org/10.21272/jnep.10(3).03024).
8. Yu. O. Shkurdoda, I. M. Pazukha, and A. M. Chornous, *Intermetallics*, **93**: 1 (2018); <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2017.10.007>.
9. O. I. Tovstolytkin, M. O. Borovyy, V. V. Kurylyuk, and Yu. A. Kynyts'kyu, *Fizychni Osnovy Spintroniky* (Vinnytsya: Nilan-LTD: 2014)) (in Ukrainian); O. I. Товстолиткін, М. О. Боровий, В. В. Курилюк, Ю. А. Куницький, *Фізичні основи спінтроники* (Вінниця: Нілан-ЛТД: 2014).
10. Yu. M. Shabelnyk, L. V. Odnodvoretz, and I. Yu. Protsenko, *Nanosistemi*,

Nanomateriali, Nanotehnologii, **10**, No. 3: 495 (2012) (in Ukrainian);
Ю. М. Шабельник, Л. В. Однодворець, І. Ю. Проценко, *Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології*, **10**, вип. 3: 495 (2012).

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

¹ **Fig. 1.** Field dependences of the magnetoresistance for the $\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2}/\Pi$ ($d = 50$ nm) film thermostabilized at 700 K. Measurement temperatures, K: 300 (*a*) and 120 (*b*).

² **Fig. 2.** Dependence of the resistivity ρ (*a*) and the magnetoresistance (σ) on the annealing temperature for the $\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2}/\Pi$ film. Thicknesses, nm: 30 (*1*) and 50 (*2*).

³ **Fig. 3.** Field dependences of the magnetoresistance for the three-layer $\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2}/\text{Cu}/\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2}/\Pi$ ($d_F = 35$ nm, $d_N = 10$ nm) film freshly condensed (*a*, *b*) and annealed at 550 K (*c*, *d*). Measurement temperatures, K: 300 (*a*, *c*) and 120 (*b*, *d*).

⁴ **Fig. 4.** Field dependences of the magnetoresistance for three-layer $\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2}/\text{Cu}/\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2}/\Pi$ ($d_F = 10$ nm, $d_N = 5$ nm) film freshly-condensed (*a*) and annealed at 400 K (*b*) and 700 K (*c*, *d*). Measurement temperatures, K: 300 (*a*, *b*, *c*) and 120 (*d*).

⁵ **Fig. 5.** Dependence of the magnitude of magnetoresistance on the annealing temperature for $\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2}/\text{Cu}/\text{Fe}_{0.8}\text{Co}_{0.2}/\Pi$ (*1*— $d_F = 35$ nm, $d_N = 10$ nm; *2*— $d_F = 40$ nm, $d_N = 5$ nm). Measurement temperature—300 K.