

PACS numbers: 68.55. – а, 75.70. – і, 73.50.Jt

СТРУКТУРА ТА МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ ТРИШАРОВИХ ПЛІВКОВИХ СИСТЕМ CoNi/Ag(Cu)/FeNi

В.Б. Лобода, В.О. Кравченко, Ю.О. Шкурдода

Сумський державний педагогічний університет ім. А.С. Макаренка,
вул. Роменська 58, 40002, Суми, Україна
E-mail: loboda@sspu.sumy.ua

У роботі наведені результати дослідження структурно-фазового стану та магніторезистивних властивостей (анізотропний магнітоопір, гігантський магнітоопір) тришарових нанокристалічних плівкових систем CoNi/Ag(Cu)/FeNi в умовах надвисокого безмасляного вакууму.

Ключові слова: КРИСТАЛІЧНА СТРУКТУРА, ФАЗОВИЙ СКЛАД, ТРИШАРОВІ НАНОКРИСТАЛІЧНІ ПЛІВКИ, АНІЗОТРОПНИЙ МАГНІТООПІР, ГІГАНТСЬКИЙ МАГНІТООПІР.

(Одержано 18.12.2008, у відредагованій формі – 23.01.2009)

1. ВСТУП

В останню чверть минулого століття у фізиці тонких плівок було в основному завершено етап досліджень одношарових плівок, у тому числі монокристалічних. Ці об'єкти у значній мірі були вивчені, а можливості їх застосування вичерпані. Подальше поглиблення знань у галузі фізики тонких плівок відбувається у напрямку дослідження багатшарових плівкових систем на основі шарів (як магнітних, так і немагнітних) з дисперсною структурою – аморфних, нано- та мікротришарових плівок. Основною особливістю електронного транспорту в мультишарових магнітних плівках (ММП), порівняно з масивними провідниками, є взаємодія носіїв заряду із внутрішніми межами шарів. Вони впливають на залежність кінетичних коефіцієнтів від товщини шарів і зовнішніх полів [1]. Саме у багатшарових плівкових системах було відкрито ряд фундаментальних ефектів, наприклад, осцилювальну обмінну взаємодію, яка є однією з причин гігантського магнітоопору (ГМО) в системах (Fe/Cr) n і (Co/Cu) n . Серед всієї різноманітності ефектів, які спостерігаються у ММП, до найбільш яскравих і важливих з погляду практичного застосування безсумнівно належить ефект гігантського магнітоопору, відкритий у 1989 р. Ефект ГМО спостерігається у багатшарових зразках, що складаються із почергово нанесених шарів феромагнітних та немагнітних металів, і полягає у зменшенні електроопору зразка (паралельно його границям) при включенні відносно слабкого зовнішнього магнітного поля з індукцією порядку 100 мТл [2-3]. Практичну цінність цього ефекту важко переоцінити. Надзвичайно висока чутливість провідності мультишарів (навіть при кімнатних температурах) до включення слабкого магнітного поля робить їх перспективними для застосування у різних електронних пристроях нового покоління [4].

Таким чином, дослідження структури і транспортних ефектів у багатшарових магнітних плівкових системах є актуальним як з

фундаментальної точки зору, так і практичної, що виявляється у значній кількості наукових праць стосовно цих питань. Однак, незважаючи на накопичений значний експериментальний та теоретичний матеріал, ряд фундаментальних проблем залишаються нез'ясованими. Так, зокрема, до кінця не з'ясовано, який з механізмів – об'ємний, інтерфейсний чи їх суперпозиція є домінуючим при формуванні амплітуди ефекту ГМО.

Отже, дослідження структурних характеристик, електропровідності та магніторезистивних властивостей мультишарів на базі феромагнітних плівок (CoNi, FeNi) з немагнітними прошарками (мідь, срібло) є вельми актуальними.

2. МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Плівкові зразки отримувалися методом резистивного (Ag, Cu) та електронно-променевого (сплави CoNi та FeNi) випаровування у вакуумі порядку 10^{-7} Па при температурі підкладки $T_n = 300$ К. Для випаровування використовувалися масивні сплави відомого складу (50 мас.% Co та 50 мас.% Ni; пермалой 50Н). Як підкладки для дослідження електропровідності використовувалися скляні поліровані пластини з попередньо нанесеними мідними контактами з підшаром хрому. Швидкість конденсації шарів металу складала 0,5-0,8 нм/с для CoNi, FeNi і 1-1,5 нм/с Ag. Для визначення величини електричного опору R з відносною похибкою 0,025% використовувався універсальний цифровий вольтметр В7 – 46/1. Контроль температури здійснювався за допомогою хромель-алюмелевої терморпарі, яка підключалась до цифрового вольтметра. Товщини шарів d визначалася інтерферометричним методом (прилад МП – 4) з точністю вимірювання 10 % при $d > 50$ нм. Для забезпечення відтворення геометричних розмірів довжини (а) і ширини (b) плівок використовувалися маски з ніхрому.

Вимірювання магнітоопору (МО) плівок проводилось у спеціально виготовленій установці в умовах надвисокого безмасляного вакууму (10^{-7} Па) у магнітному полі до 150 кА/м при кімнатній температурі [5].

3. РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

3.1 Мікроструктура тришарових плівок

Проведені електронно-мікроскопічні дослідження системи CoNi/Ag(Cu)/FeNi (рис. 1) вказують на те, що невідпалені плівки знаходяться у полікристалічному стані з малим розміром кристалітів (менше 5 нм). На електроннограмах невідпалених плівок фіксуються розмиті лінії, які належать ГЦК фазі (ГЦК-CoNi та ГЦК-FeNi) та слабкі лінії ГЦК-Ag. Для плівок з мідним прошарком внаслідок близьких міжплощинних відстаней для Cu, пермалою та сплаву CoNi лінії, які належать цим фазам, не розрізняються. Параметри решітки фаз у межах точності збігаються з параметрами для одношарових плівкових сплавів CoNi ($a = 0,355-0,357$ нм) та FeNi ($a = 0,359-0,361$ нм) відповідної концентрації.

Після відпалювання плівок при 700 К на електроннограмах також спостерігаються розширені лінії, що належать ГЦК-фазі. Розширення ліній як для плівок з мідним прошарком, так і для плівок зі срібним прошарком можна пояснити накладанням дифракційних максимумів від різних фаз.

Основними причинами магнітного і магніторезистивного гістерезису є необоротний зсув доменних стінок, необоротне обертання спонтанної намагніченості та затримка утворення і росту зародків перемагнічування. Для всіх досліджуваних зразків CoNi/Ag/FeNi з товщиною немагнітного шару до 2 нм спостерігається позитивний поздовжній магніторезистивний ефект (опір збільшується при прикладенні зовнішнього магнітного поля), що є ознакою звичайного анізотропного магнітоопору, властивого однорідним феромагнітним матеріалам. Причиною анізотропного магнітоопору є взаємодія електронів провідності із зовнішніми електронами атома, спінові моменти яких спричиняють спонтанну намагніченість [7]. Слід зазначити, що величина МО для невідпалених плівок CoNi, FeNi та CoNi/Ag(Cu)/FeNi з АМО становить дуже малу величину і при кімнатній температурі не перевищує 0,15 %. У роботі [8] показано, що при малій товщині немагнітного прошарку у тришарових плівках існує пряма обмінна взаємодія між магнітними шарами через феромагнітні містки у немагнітному прошарку. Таку плівку можна розглядати як двошарову плівку товщиною $2d_F$ із включенням острівців срібла чи міді між феромагнітними шарами. Гігантський магнітоопір у таких плівках нами не був виявлений.

Для невідпалених тришарових плівок з товщиною прошарку $d_{Ag} = 3-15$ нм (рис. 2) спостерігається тільки зменшення електричного опору незалежно від напрямку прикладеного магнітного поля, струму й орієнтації зразка (відсутність анізотропії МО). Знак "–" показує, що електроопір падає при внесенні розмагніченого зразка у магнітне поле. Цей факт є характерною ознакою ГМО, наявність якого свідчить про

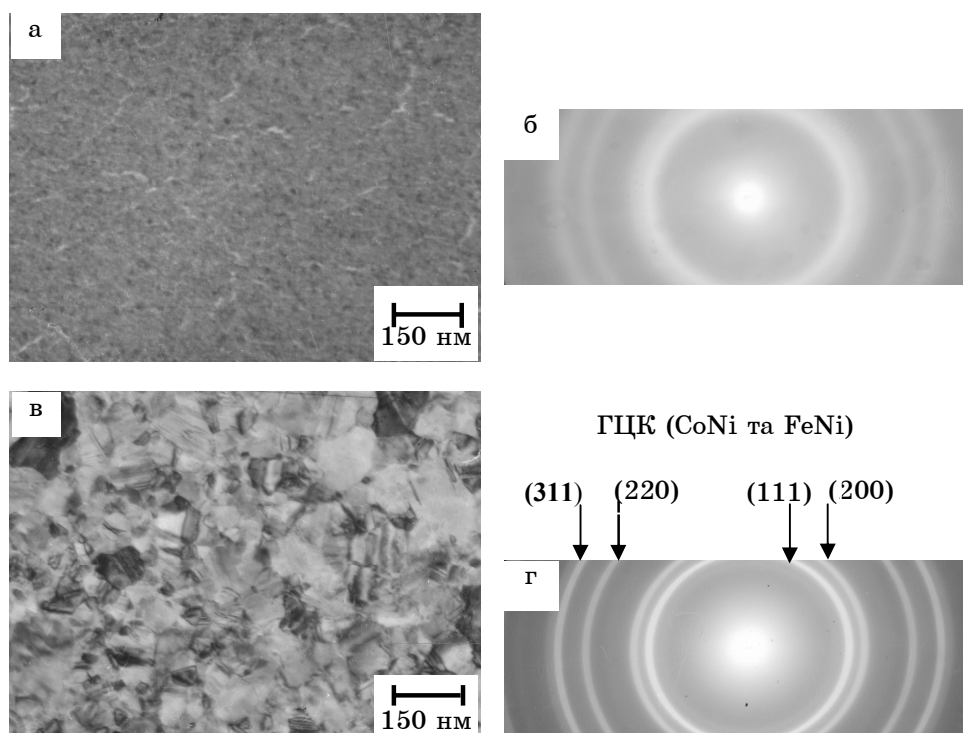


Рис. 1 - Мікроструктура (а, в) та електронограми (б, г) невідпаленої (а, б) та від-паленої (в, г) при 700 К тришарової структури CoNi(25 нм)/ Ag(7 нм)/FeNi(25 нм)

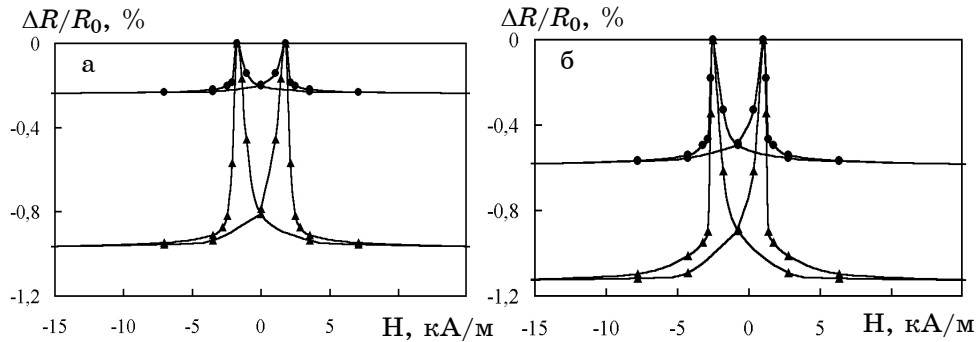


Рис. 2 - Залежність поздовжнього (●●●) та поперечного (▲▲▲) магнітоопору від напруженості зовнішнього магнітного поля для свіжосконденсованої тришарової структури CoNi/Ag/FeNi ($d_{\text{CoNi}} = 30$ нм, $d_{\text{Ag}} = 5$ нм, $d_{\text{FeNi}} = 30$ нм): температура вимірювання 300 К (а); температура вимірювання 150 К (б)

магнітну гетерогенність об'єкта і зміну відносної орієнтації магнітних моментів його частин. На рис. 2 як ілюстрації подані залежності поздовжнього та поперечного магнітоопору від напруженості зовнішнього магнітного поля для тришарової системи CoNi/Ag/FeNi з $d_F = 30$ нм і $d_{\text{Ag}} = 5$ нм, отримані при різних температурах. Як бачимо з рисунка, характерною ознакою для всіх залежностей $(\Delta R/R_0)(H)$ є різка зміна МО в інтервалі полів ~ 2 -2 кА/м і явна тенденція до насичення у більш сильних полях.

Отже, як бачимо, відносно слабе магнітне поле переводить систему від антиферомагнітного впорядкування до феромагнітного, що й приводить до зменшення опору провідника, тобто реалізується ГМО. Ефект ГМО обумовлений спін-залежним розсіюванням електронів на межах поділу шарів плівки [9] та в об'ємі шарів металу [10].

Крім того, саме існування ГМО несе деяку інформацію про параметри гетерогенної системи. Зокрема, характерний розмір магнітних елементів, відповідальних за ГМО, і середня відстань між ними не повинні значно перевищувати довжину вільного пробігу електронів провідності [11-13]. У нашому випадку такими елементами є магнітні шари, розділені досить тонкими немагнітними прошарками. Можливо, що при товщині шару срібла $d_{\text{Ag}} > 3$ нм проміжний шар стає структурно-суцільним і феромагнітні шари вже не зв'язуються прямою обмінною взаємодією в таких плівках. Величина ГМО, за яку брали відносну різницю між максимальним і мінімальним значеннями опору за цикл перемагнічування у полі з максимальною напруженістю 1,5 кЕ, при цьому досягає 1% при кімнатній температурі.

При подальшому збільшенні товщини срібного прошарку ($d_{\text{Ag}} = 5$ -15 нм) зберігається ізотропність польових залежностей, але величина ГМО зменшується ($(\Delta R/R_0)_{\text{max}} < 0,5\%$).

При охолодженні зразків до 150 К (рис. 2б) вид петель гістерезису магніторезистивного ефекту практично не змінюється (незалежно від товщини шарів). Спостерігається тільки збільшення ефекту і незначне зміщення піків на залежності $(\Delta R/R_0)(H)$ в область більш сильних полів та збільшення амплітуди ефекту. Зменшення амплітуди ефекту при підвищенні температури пов'язане з розсіюванням електронів на фононах (особливо в немагнітному прошарку), що приводить до зменшення ролі процесів спін-залежного розсіювання, які і формують амплітуду ефекту, а

також перешкоджає проходженню електронів з одного феромагнітного шару в інший [14].

Особливістю МО невідпалених зразків з мідним прошарком (рис. 3) є наявність лише поперечного магніторезистивного ефекту. Відсутність поздовжнього ефекту, на нашу думку, пов'язане з появою незначного спін-залежного розсіяння носіїв заряду. Але про реалізацію ефекту гігантського магнітоопору в даних тришарових плівках говорити важко, бо характерною ознакою ГМО є ізоτροпність польових залежностей.

При відпалюванні плівок при температурі 550 К спостерігається поява поздовжнього (до 0,08-0,1 %) та поперечного (до 0,3-0,4 %) МО. Піки польових залежностей зміщуються в область більш сильних полів. Відпалювання при 700К приводить до подальшого зростання анізотропного магнітоопору (рис. 4а) 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 атомів у сусідні шари.

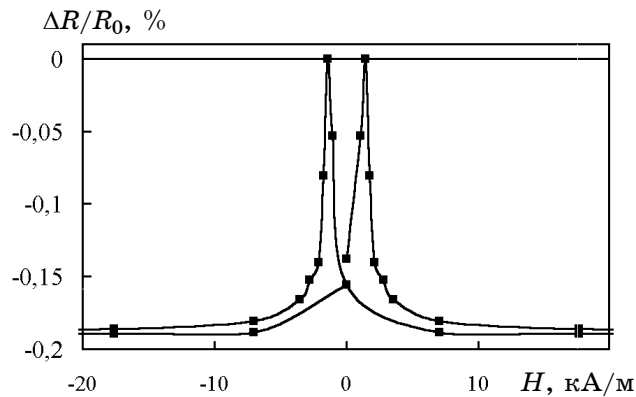


Рис. 3 - Залежність поперечного магнітоопору від напруженості зовнішнього магнітного поля для невідпаленої тришарової структури CoNi/Cu/FeNi

Зі зниженням температури до 150 К величина магнітоопору зростає в 1,2-1,3 рази, а піки польових залежностей зміщуються в область сильніших полів (рис. 4б).

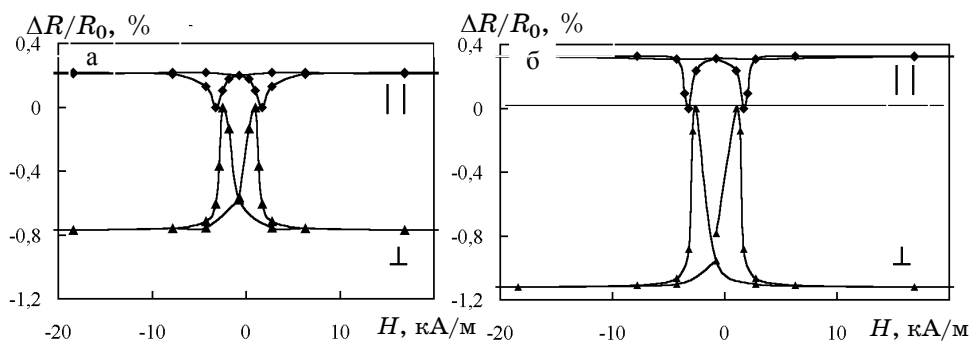


Рис. 4 - Залежність поздовжнього (||) та поперечного (⊥) магнітоопору від напруженості зовнішнього магнітного поля для відпаленої при температурі 700К тришарової структури CoNi/Cu/FeNi: температура вимірювання 300 К (а); температура вимірювання 150 К (б)

Отже, виходячи з отриманих результатів, основною перевагою несиметричних систем є досить малі поля насичення ($H_s \sim 5$ кА/м), при яких проявляється ефект ГМО, що важливо при практичному використанні магніторезистивних елементів.

4. ВИСНОВКИ

У роботі вивчені структурно-фазовий стан та магніторезистивні властивості тришарових плівкових систем, отриманих методом почергової конденсації. Проведені дослідження показують, що в невідпалених системах зі срібним прошарком ($d_{Ag} = 5-15$ нм) реалізується ефект ГМО. Для невідпалених систем з мідним прошарком ($d_{Cu} = 5-15$ нм) поздовжній магніторезистивний ефект не спостерігається. Після відпалювання тришарових плівок при 700 К спостерігається перехід від гігантського магнітоопору до анізотропного.

STRUCTURE AND MAGNETORESISTIVE PROPERTIES OF THREE-LAYER FILM SYSTEMS CoNi/Ag(Cu)/FeNi

V.B. Loboda, V.O. Kravchenko, Yu.O. Shkurdoda

Sumy State Pedagogical University,
87, Romens'ka Str., 40002, Sumy, Ukraine
E-mail: loboda@sspu.sumy.ua

We present the investigation results of the structure-phase state and magnetoresistive properties (anisotropic and giant magnetoresistances) of three-layer nanocrystalline film systems CoNi/Ag(Cu)/FeNi in conditions of ultrahigh oil-free vacuum

Keywords: CRYSTAL STRUCTURE, PHASE COMPOSITION, THREE-LAYER NANO-CRYSTALLINE FILMS, ANISOTROPIC and GIANT MAGNETORESISTANCE.

СТРУКТУРА И МАГНИТОРЕЗИСТИВНЫЕ СВОЙСТВА ТРЕХСЛОЙНЫХ ПЛЕНОЧНЫХ СИСТЕМ CONI/Ag(Cu)/FeNi

В.Б. Лобода, В.А. Кравченко, Ю.О. Шкурдода

Сумский государственный педагогический университет им. А.С. Макаренко,
ул. Роменская 58, 40002, Сумы, Украина
E-mail: loboda@sspu.sumy.ua

В работе приведены результаты исследований структурно-фазового состояния и магниторезистивных свойств (анизотропное магнитосопротивление, гигантское магнитосопротивление) трехслойных нанокристаллических пленочных систем в условиях сверхвысокого безмасляного вакуума.

Ключевые слова: КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, ТРЕХСЛОЙНЫЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ПЛЕНКИ, АНИЗОТРОПНОЕ МАГНИТОСОПРОТИВЛЕНИЕ, ГИГАНТСКОЕ МАГНИТОСОПРОТИВЛЕНИЕ.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Ч.П. Пул, Ф.Дж. Оуэнс, *Нанотехнологии* (Москва: Техносфера: 2006).
2. A. Fert, P. Grunberg, A. Barthelemy et al., *J. Magn. Magn. Mater.* **140-144 No1, 1** (1995).
3. P.M. Levy, *J. Magn. Magn. Mater.* **140-144 No1, 485** (1995).
4. Н.П. Василева, А.Б. Грановский, С.И. Касаткин, А.М. Муравьев, *Зарубеж. электрон. техн.* № 1, 32 (1995).

5. V.B. Loboda, Yu.A. Shkurdoda, V.A. Kravchenko, *Functional materials* **14** No1, **37** (2007).
6. L. Kond, Q. Pan, B. Cui et al., *J. Appl. Phys.* **85** No8, **5492** (1999).
7. С.В. Вонсовский, *Магнетизм* (Москва: Наука: 1971).
8. 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** No3, **263** (2000)).
9. M.N. Vaibich, J.M. Broto, A. Fert et al., *Phys. Rev. Lett.* **61** No21, **2472** (1988).
10. E.Y. Tsyumbal, D.G. Pettifor, *Solid State Phys.* **56**, **113** (2001).
11. В.М. Федосюк, Х.П. Ривас, О.И. Касютич, *ЖТФ* **67** № 12, **89** (1997) (V.M. Fedosyuk, Kh.P. Rivas, O.I. Kasuyutich, *Tech. Phys.* **42** No12, **1451** (1997)).
12. И. Иноуэ, Х. Ито, И. Асано, А. Огури, С. Маекава, *ФММ* **79** №1, **54** (1995).
13. В.О. Васьковский, А.А. Ювченко, В.Н. Лепаловский, *ФММ* **93** №3, **43** (2002) (V.O. Vas'kovskii, A.A. Yuvchenko, V.N. Lepalovskii, N.N. Shchegoleva, A.V. Svalov, *Phys. Met. Metallogr.* **93** No3, **232** (2002)).
14. B. Dieny, *J. Magn. Magn. Mater.* **136** No3, **355** (1994).