

SUMMARY

The review of statistical properties of complex network structures is carried out to include definitions of typical characteristics of random graphs, description of the most popular models, construction of related statistical ensembles, study of both local and global properties, as well as the consideration of topological phase transitions. As an example of the above method applications, statistical characteristics of some computer network Internetis studied.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Albert R., Barabasi A.-L. Statistical mechanics of complex networks //Rev. Mod. Phys.- 2002.- V.74. – P. 42-97.
2. Mendes J. F. F., Dorogovtsev S. N. Evolution of Networks: From Biological Nets to the Internet and WWW.- Oxford: Oxford University Press, 2003.
3. Handbook of Graphs and Networks, From the Genome to the Internet / Ed. By S. Bornholdt and H. G. Schuster. - Berlin: Wiley-VCH, 2002.
4. Dall J., Christensen M. Random geometric graphs //Phys. Rev. E. – 2002. - V.66. – P. 016121.
5. Watts D. J., Strogatz S. H. Collective Dynamics of 'Small-World' Networks // Nature. –1998. - V.393. –P. 440.
6. Berg J., Lassig M. Correlated Random Networks // Phys. Rev. Lett. – 2002. - V.99. – P. 328701.
7. Baiesi M., Manna S. Small-world properties of the Indian Railway networks // Phys. Rev. E. – 2003. - V.78. – P.047103.
8. Farkas I. J., Derenyi I., Barabasi A.-L., Vicsek T. Spectra of “real-world” graphs: Beyond the semicircle law // Phys. Rev. E. – 2001. - V.64. – P.026704.
9. Palla G., Farkas I., Derenyi I., Vicsek T. Statistical mechanics of topological phase transitions in networks // Phys. Rev. E – 2004.- V.69. – P.046117.
10. Burda Z., Correia J. D., Krzywicki A. Statistical ensemble of scale-free random graphs //Phys. Rev. E. – 2001. - V.64. – P.046118.

Поступила в редакцію 27 февраля 2006 г.

УДК 535.24.2

МАГНІТОТРАНСПОРТНІ І ТЕРМОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ БАГАТОШАРОВИХ ПЛІВКОВИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ Fe і Cr (ОГЛЯД)

**В. В. Бібик, здобувач; Л. В. Однорець, канд. фіз.-мат. наук, доцент;
Н. І. Шумакова, канд. фіз.-мат. наук, доцент;
С. І. Проценко, канд. фіз.-мат. наук**
Сумський державний університет

Представлений короткий огляд літературних і власних даних про магніторезистивні і електрофізичні властивості багатошарових плівкових систем періодичного (мультишари) або загального типу на основі Fe і Cr. Проаналізовано питання про вплив іонного опромінення на ефект гігантського магнітного опору та про перспективи технічного застосування названих плівкових матеріалів.

ВСТУП

Особлива увага до мультишарів [Fe/Cr]_n/Π або багатошарових плівкових систем Fe/Cr.../Fe/Cr/Π (Π - підкладка) пов'язана з тим, що в цих мультишарах вперше [1] в 1988 році спостерігався ефект спин-залежного розсіювання електронів, або ефект гігантського магнітного опору (ГМО). Подальші дослідження показали, що ГМО має місце і в інших плівкових структурах, наприклад, Co/Cu, Co/Ag, Ru/Cu та ін. (більш детально див. [2]). Крім того, система Fe/Cr вважається однією з

найбільш перспективних для практичного використання в пристроях надщільного магнітного запису.

Було встановлено, що ГМО проявляє себе в мультишарах із загальною формулою $\Phi_2/\text{НФ}/\Phi_1$, де Φ_1 і Φ_2 – шари 3d-ферромагнітного металу (Fe, Co, Ni), а НФ – шари неферромагнітного металу (V, Cr, Nb, Mo, Ru, Re, Os, Ir) [3]. У 3d-металах у процесі провідності беруть участь не тільки 4s-електрони, але і "магнітні" 3d-електрони. Магнітний момент 3d-металів пов'язаний із різницею ($N_+ - N_-$) електронів, спіни яких спрямовані "вверх" (за напрямом зовнішнього магнітного поля (N_+)) або "вниз" (проти магнітного поля N_-). Підкреслимо, що для ГМО дуже важливо, що велика частина поляризованих 3d-електронів беруть участь у процесі електропровідності поряд з валентними s-електронами.

Оцінка [3] відстані l_s , на якій електрон провідності зберігає орієнтацію свого спіну ($l_s \approx \bar{v} \cdot \tau_s$, де \bar{v} - середня швидкість; τ_s - час спінової релаксації), дає величину 1-10 нм, що дозволяє отримувати плівкові системи із спин-залежним розсіюванням електронів. До них прийнято відносити мультишари, які були охарактеризовані вище, і ті, які складаються із ферромагнітних шарів з різними коерцитивними силами (наприклад, $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}(\text{Au})/\text{Co}/\text{Cu}/\text{Au}$), спин-вентильні структури та плівкові системи із частково гранульованим станом. Така структура може бути створена при сумісній конденсації нерозчинних ферромагнітних (наприклад, сплав CoFe [2], Co) і немагнітних (наприклад, Cu і Ag) компонент. Згідно з [3] гранульована структура може утворитися в процесі зерномежової дифузії атомів неферромагнітного матеріалу в ферромагнітний шар, в результаті чого зерна останнього будуть ізолюватися одне від одного.

У мультишарах $[\text{Fe}/\text{Cr}]_n/\text{П}$ товщина окремих шарів Fe має величину $d_{\text{Fe}} \approx 3$ нм, а $\text{Cr} - d_{\text{Cr}} \approx 1 - 1,8$ нм при $n = 30 - 60$ [3]. Ефект ГМО виникає у зв'язку з тим, що магнітні моменти двох сусідніх шарів Fe мають антипаралельну (антиферромагнітну) орієнтацію. У магнітному полі певної величини, прикладеному паралельно площині шарів, руйнується обмінний антиферромагнітний зв'язок між сусідніми шарами Fe і електричний опір різко зменшується (при $T = 4,2$ К величина ГМО більше 90%). Величина ГМО залежить не тільки від геометрії його дослідження [3], але і від товщини окремих шарів (у результаті чого спостерігається його осцилююча залежність), квантових розмірних ефектів та будови інтерфейсу [4].

Мета даної роботи полягає в аналізі літературних даних, які не наводилися в роботі [3], про магніторезистивні властивості мультишарів $[\text{Fe}/\text{Cr}]_n/\text{П}$, електрофізичні властивості (питомий опір, термічний коефіцієнт опору (ТКО)) багатшарових систем Fe/Cr та перспективи технічного застосування цих плівкових матеріалів.

1 ГМО В МУЛЬТИШАРАХ Fe/Cr

Згідно з [5, 6] енергія міжшарової ферромагнітної взаємодії описується співвідношенням

$$E(\theta) = -j_1 \cos \theta - j_2 \cos^2 \theta, \quad (1)$$

де θ - кут між векторами намагнічення сусідніх ферромагнітних шарів;

j_1, j_2 - параметри, які пов'язані з непрямою обмінною взаємодією через електрони провідності (s і p-типу) неферромагнітного шару (j_1) із особливостями структури межі поділу ферромагнітного і неферромагнітного шарів із електронною будовою останнього (j_2).

Таким чином, на даний момент встановлено, що, крім обмінної взаємодії в ефекті ГМО, велику роль відіграє інтерфейсний механізм

розсіювання. Причому згідно [6-9] якість інтерфейсу між феромагнітними і антиферомагнітними шарами має надзвичайно сильний вплив на величину і характер ефективної обмінної взаємодії. Оскільки інтерфейси мають як маломасштабні флуктуації в межах декількох моношарів біля межі поділу, обумовлені взаємною дифузією атомів, так і великомасштабні (геометричні) флуктуації рельєфу межі поділу шарів, які отримали назву "шорсткість" (roughness), то для розуміння механізму обмінної взаємодії необхідно досліджувати як морфологію інтерфейсів, так і процеси перерозподілу зарядів і спінової густини квазічастинок [6]. Відмітимо також, що геометричні флуктуації впливають і на інші фізичні властивості, зокрема на електропровідність [10] металевих плівок. Крім того, температура підкладки, швидкість конденсації, матеріал окремих шарів спричиняють перемішування атомів в області інтерфейсу [4].

Специфіка [5, 6] магнітотранспортних властивостей системи Fe/Cr (як і системи Co/Cr) пов'язана з тим, що Cr має власний антиферомагнітний порядок нижче температури Нееля $T_N = 310$ К. Цей магнітний стан шару Cr описується зарядово-індукованою хвилею спінової густини [5, 6]. На відміну від роботи [5, 11], в якій вважалося, що поверхня інтерфейсу має ідеальну будову, в роботі [6] поряд з цим випадком розглянутий механізм міжшарової обмінної взаємодії в тришаровій системі Fe/Cr(001)/Fe із шорсткими інтерфейсами. Відносний успіх теоретичної моделі [6] у порівнянні з іншими, в яких розглядається ідеальна структура інтерфейсу [5] або в рамках класичної кінетичної теорії при допущенні про відсутність міжшарових переходів електронів [12], можна пояснити використанням більш правильної моделі інтерфейсів.

Автори робіт [13, 14] звертають особливу увагу на вплив на спін-залежне розсіювання електронів на межах зерен в магнітних шарах, які збагачені атомами немагнітного металу, які продифундували із сусіднього шару. Автор [11] підкреслює, що величина ГМО, обумовлена зерномежовим розсіюванням, буде залежати від розміру зерна (внутрішній розмірний ефект в ГМО) точно так, як в мультишарах від товщини феромагнітних шарів (своєрідний зовнішній розмірний ефект в ГМО). Відомо (див., наприклад, [14]), що в останньому випадку спостерігається осциляційний ефект в ГМО, хоча автор [11] не відмічає можливості спостереження певного аналогу цього ефекту при збільшенні середнього розміру зерен.

У роботі [2] зазначалося про велику зацікавленість у вивченні ГМО в плівкових гранульованих сплавах. Оскільки в системі Fe/Cr згідно з високотемпературною частиною діаграми стану (Fe-Cr) [15] повинен утворюватися безперервний ряд твердих розчинів¹, то автори [8] поставили під сумнів можливість утворення кластерів Fe в матриці Cr (див. їх критичний аналіз висновків в одній із цитованих робіт). Але поряд із цим автори [17] відмічають, що гранулярний характер інтерфейсу має місце не тільки в системі Ag/Fe/Ag, але і в системі Cr/Fe/Cr. У зв'язку з цим необхідно зауважити на адресу [8], що умови формування і дослідження мультишарів скоріше за все відповідають області евтектики, коли сторінні кристали (залежно від концентрації це можуть бути кристали як α -Fe, так і Cr) можуть утворюватися [18] не тільки на межах, але і в об'ємі кристалів материнської фази.

Закінчуючи цей розділ, сформулюємо основні особливості ефекту ГМО в системі Fe/Cr, про які йде мова в процитованих вище роботах.

¹ Див. розділ 3 і роботу [16], в яких на основі даних про теплоємність плівок Cr, Fe і мультишарів Fe/Cr зроблено висновок про утворення твердих розчинів на інтерфейсі Fe/Cr.

По-перше, досить переконливо показано, що величина ГМО залежить не тільки від товщини окремих шарів, але і від структури інтерфейсів (тобто від наявності мало- або великомасштабних флуктуацій рельєфу). По-друге, атоми Cr поблизу інтерфейсу або в об'ємі шару Cr кардинально відрізняються за магнітними властивостями (індукують ефективні магнітні поля на ядрах Fe, які відрізняються на один порядок), що можна пояснити поляризацією атомів Cr біля інтерфейсів. По-третє, при температурах, менших T_N , завдяки антиферомагнітному стану Cr в тришарових системах Fe/Cr/Fe або в мультишарах Fe/Cr реалізується міжшаровий об'ємний механізм за допомогою зарядово-індукованої хвилі спінової густини в шарі Cr. Насамкінець зазначимо, що в полікристалічних мультишарах надзвичайно велику роль відіграє зерномежове спін-залежне розсіювання електронів, яке, в свою чергу, залежить від розміру зерна. Крім цього, дифузійні процеси обумовлюють утворення твердого розчину (сплаву) біля межі інтерфейсу.

2 ВПЛИВ ОПРОМІНЕННЯ ІОНАМИ НА СТРУКТУРНИЙ СТАН ІНТЕРФЕЙСІВ І ВЕЛИЧИНУ ГМО

Коло питань, пов'язаних із впливом структури інтерфейсів, на які наголошувалося в роботах [4, 6 та ін.], знайшло своє експериментальне вирішення в роботах [19 - 21]. Мета цих досліджень полягала у вивченні двох проблем, важливих з точки зору розуміння впливу стану інтерфейсів і ефекту перемішування шарів під дією іонів на величину ГМО.

Мультишари $[\text{Fe/Cr}]_{20}/\text{Si}$ (100) отримувалися методом термічного випаровування в надвисоковакуумній установці (тиск не більше $5 \cdot 10^{-6}$ Па) при кімнатній температурі, а потім відпалювалися протягом 1 години при 700 К [19, 20]. Чистота плівкової системи контролювалася методом оже-електронної спектроскопії. Товщина шару Fe змінювалася в межах 0,5 – 2 нм, а Cr – від 1 до 2,3 нм, що корелює із величиною l_S . Структурні, магнітні та магнітотранспортні властивості модифікувалися опроміненням іонами Au^{+15} з енергією 163 MeV і флюенсами від 10^{15} до $5 \cdot 10^{16}$ іон/м². Ефекти перемішування біля інтерфейсів контролювалися методом конверсійної електронної мессаурівської спектроскопії (КЕМС). Незважаючи на те, що це непрямий метод контролю, він дуже ефективний в такого роду експериментах, про що відмічалось і в роботі [4]. Характер досліджень авторів [21] в методичному відношенні має аналогічний характер за тим винятком, що зразки $[\text{Fe}(1, 4 \text{ нм}) / \text{Cr}(0,97 - 1,85 \text{ нм})]/\text{оксид Si}$ загальною товщиною $d \approx 100$ нм отримувалися методом магнетронного розпилення, а модифікація властивостей здійснювалася іонами Ar з енергією 200 keV і флюенсом $5 \cdot 10^{16} - 2 \cdot 10^{18}$ іон/м².

Аналіз спектрів КЕМС (типовий приклад яких наведений на рис.1) дозволяє зробити певні висновки про структурний стан і певне розмиття інтерфейсів після опромінення іонами. По-перше, при зменшенні дози опромінення зменшується шорсткість інтерфейсів. Збільшення дози опромінення стимулює перемішування атомів біля інтерфейсів, причому як тих, що локалізуються у верхній області зразка, так і для нижніх областей.

Узагальнені результати досліджень методом КЕМС можна подати у вигляді таблиці 1 [20].

Результати таблиці 1 дають можливість зробити висновки про ступінь перемішування атомів Fe і Cr, а також, якісно за величиною V_{ef} , про кількість атомів Cr, які знаходяться в найближчих координаційних сферах атомів Fe.

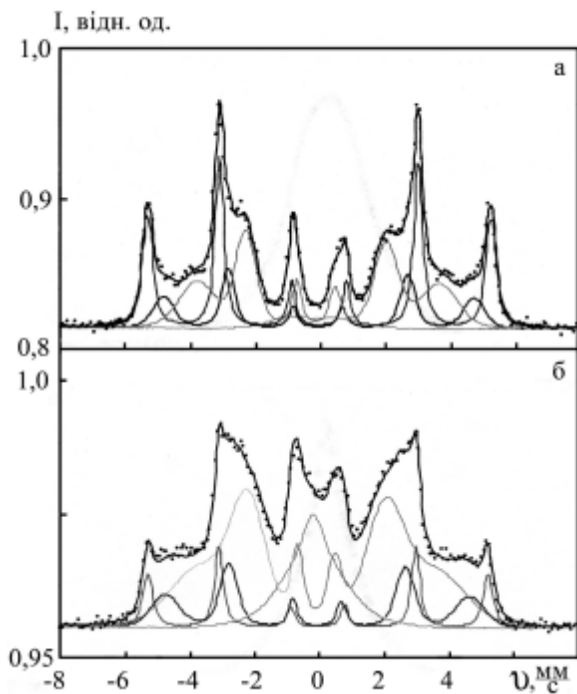


Рисунок 1 – Спектр КЕМС для мультишару $[Fe(2)/Cr(1,2)]_{20}$:
 а – після осадження;
 б – після опромінення іонами Au^{+15} при флюенсі $5 \cdot 10^{16}$ іон/м².
 Дані із роботи [19]

Таблиця 1 – Залежність концентрації компонент надтонкої структури від індукції ефективного магнітного поля ($B_{\text{еф}}$) [20]

| $B_{\text{еф}}$, Тл | Концентрація компонент, % | | | | |
|-------------------------|---------------------------|----------------------|----------------------------|-------------------|----|
| | Нижні інтерфейси | | | | |
| | до опромінення | після опромінення | флюенс, іон/м ² | | |
| $8 \cdot 10^{15}$ | | | $1,5 \cdot 10^{16}$ | $5 \cdot 10^{16}$ | |
| - 33 | 39 | 37 | 23 | 11 | 6 |
| - 30 | 23 | 18 | 15 | 16 | 20 |
| - 24 | 33 | 41 | 49 | 55 | 52 |
| - 7 | 5 | 4 | 13 | 18 | 22 |

На основі вимірювання величини ГМО автори [21] отримали залежність відношення j_1/j_2 від флюенсу іонів Ag (рис.2) і дали якісне пояснення причин зменшення величини параметра j_1 .

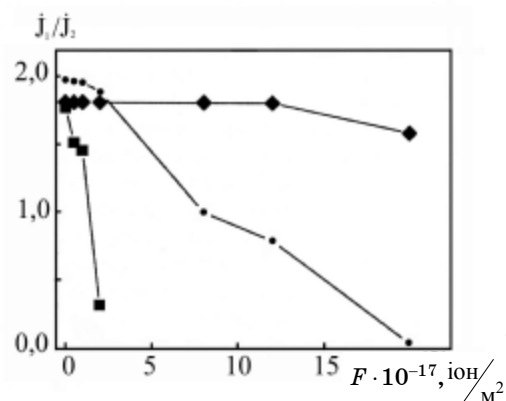


Рисунок 2 – Залежність параметрів j_1 і j_2 від дози опромінення іонами Ag для мультишарів із різною товщиною плівки Cr: ■ – 0,97 нм; ● – 1,4 нм і ♦ – 1,55 нм.
 Дані із роботи [21]

Результати робіт [18, 20] свідчать про дуже сильну деградацію ефекту ГМО при збільшенні флюенсу іонів. Рис. 3 дає можливість простежити за цим процесом на прикладі опромінення іонами Au^{+15} [19] трьох ідентичних зразків у вигляді мультишару $[Fe/Cr]_{20}$. Ми бачимо, що процеси переміщення атомів і структурні зміни на інтерфейсах призводять до зменшення величини ГМО на 95% при збільшенні флюенсу від 0 до $1,5 \cdot 10^{16}$ іон/м².

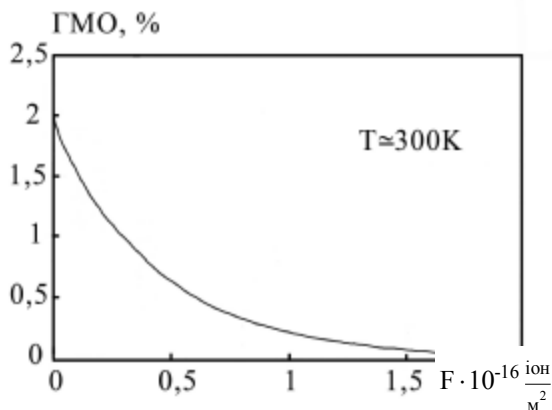


Рисунок 3 – Залежність ГМО від дози опромінення іонами Au^{+15} мультишарів $[Fe(2)/Cr(1,2)]_{20}$. Дані із роботи [19]

З ЕЛЕКТРОФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ДВОШАРОВИХ ПЛІВОК НА ОСНОВІ Cr і Fe

Через великий інтерес до магнітотранспортних властивостей плівкових систем на основі Cr і Fe вивчення їх електрофізичних властивостей і структурно - фазового стану не проводилося. Разом з тим до цього часу залишається не з'ясованим питання про можливість утворення твердих розчинів не тільки поблизу інтерфейсу, але і у всьому об'ємі плівки при відносно низьких температурах (300 – 800 К), коли в масивних зразках мають місце [15] або обмежені тверді розчини (α -Fe, Cr) або евтектика між ними ($T_e = 713$ К і інтервал концентрації атомів Cr – (8 - 87) ат.%). У зв'язку із тим, що в дисперсних плівкових системах зменшуються температури фазових і структурних перетворень і мають місце інтенсивні дифузійні процеси, то діаграма їх стану буде відрізнятися [22] від аналогічної для масивних зразків. Враховуючи сказане, нами були проведені електронно-мікроскопічні дослідження фазового складу двошарових плівок Cr/Fe, що дало можливість більш коректно обговорити результати з електрофізичних властивостей (питомий опір (ρ) і термічний коефіцієнт опору ТКО (β)).

Зразки отримувалися у вакуумі $\sim 10^{-4}$ Па при кімнатній температурі, а потім відпалювалися до $T \cong 700-800$ К. Були досліджені плівкові системи, в яких товщина верхнього шару (Cr) змінювалася, в той час як нижнього (Fe) залишалася фіксованою: Cr(10нм)/Fe(30нм)/П, Cr(30)/Fe(30)/П, Cr(60)/Fe(30)/П та Cr(70)/Fe(30)/П, а також одношарові плівки Cr, які виступали компонентами двошарових систем та плівки Fe товщиною $d = 30, 40, 65$ і 100 нм. На прикладі цих самих плівок вивчалися і електрофізичні властивості за методикою, описаною в роботі [23].

Електронно-графічні дослідження двошарових плівок дали в значній мірі неочікуваний результат, оскільки мали ОЦК-структуру (рис.4, таблиця 2), хоча згідно з діаграмою стану [15] концентраційно-температурні інтервали відповідають евтектичному стану. Причину утворення твердого розчину (т.р.) (α -Fe, Cr) ми пов'язуємо не з

термодинамічними факторами (фазовий розмірний ефект), а з кінетичними умовами конденсації, коли осадження верхнього шару призводить до перегрівання плівкової системи в цілому, до температури T_e і спричиняє утворення т.р. (α -Fe-Cr), який стабілізується навіть при кімнатній температурі. Проведені нами дослідження електрофізичних властивостей значною мірою підтверджують цей висновок.

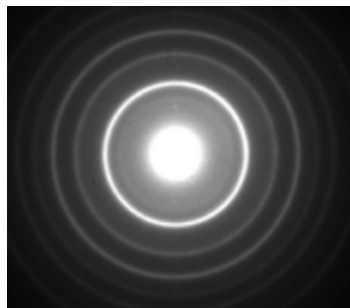


Рисунок 4 – Дифракційна картина від плівкової системи Cr(30)/Fe(30)

Таблиця 2 – Розшифрування дифракційної картини від плівкової системи Cr(30)/Fe(30)

| | I , в.о. | d , нм | hkl | a , нм | Фаза |
|--|------------|----------|-------|---|------------------------|
| 1 | Д.С. | 0,205 | 110 | 0,289 | т.р.(α -Fe-Cr) |
| 2 | ср. | 0,145 | 200 | 0,290 | - "- |
| 3 | ср. | 0,180 | 211 | 0,289 | - "- |
| 4 | сл. | 0,102 | 220 | 0,288 | - "- |
| 5 | сл. | 0,091 | 310 | 0,288 | - "- |
| 6 | сл. | 0,077 | 321 | 0,289 | - "- |
| т.р.-твердий розчин; Д.С. – дуже сильна, ср. – середня; сл. - слабка | | | | \bar{a} (α -Fe -Cr)=0,289 нм a (Cr) = 0,288 нм a (α -Fe) = 0,287 нм | |

На рис.5 наведена серія експериментальних залежностей електричного опору плівкових систем для перших трьох термостабілізаційних циклів. Характерною особливістю цих залежностей при першому нагріванні є їх немонотонний характер з проходженням через максимум при $T_1 = 400 - 500$ К (для плівок α -Fe різної товщини) та $T_2 = 480 - 630$ К (для двошарових плівок сумарної товщини від 100 до 40 нм). У випадку плівок α -Fe такий хід залежності можна пов'язати із процесом заліковування дефектів кристалічної будови, в той час як у двошарових плівках даний процес супроводжується утворенням (до температури T_2) або упорядкуванням (після T_2) т.р. (α -Fe-Cr).

Отримані експериментальні результати узагальнені нами у вигляді таблиці 3. Звертають на себе увагу такі особливості. По-перше, плівки Cr і α -Fe мають дуже малу величину ТКО у порівнянні з масивними зразками ($\beta_0^{Fe}(300K) = (6,2 - 6,5) \cdot 10^{-3} K^{-1}$, а $\beta_0^{Cr}(300K) = (2,2 - 2,5) \cdot 10^{-3} K^{-1}$), що пояснюється відносно великим значенням питомого опору. Поряд з цим у двошарових системах значення ТКО має проміжну величину між β_0^{Fe} і β_0^{Cr} , що може розглядатися як підтвердження висновку про утворення т.р.(α -Fe -Cr).

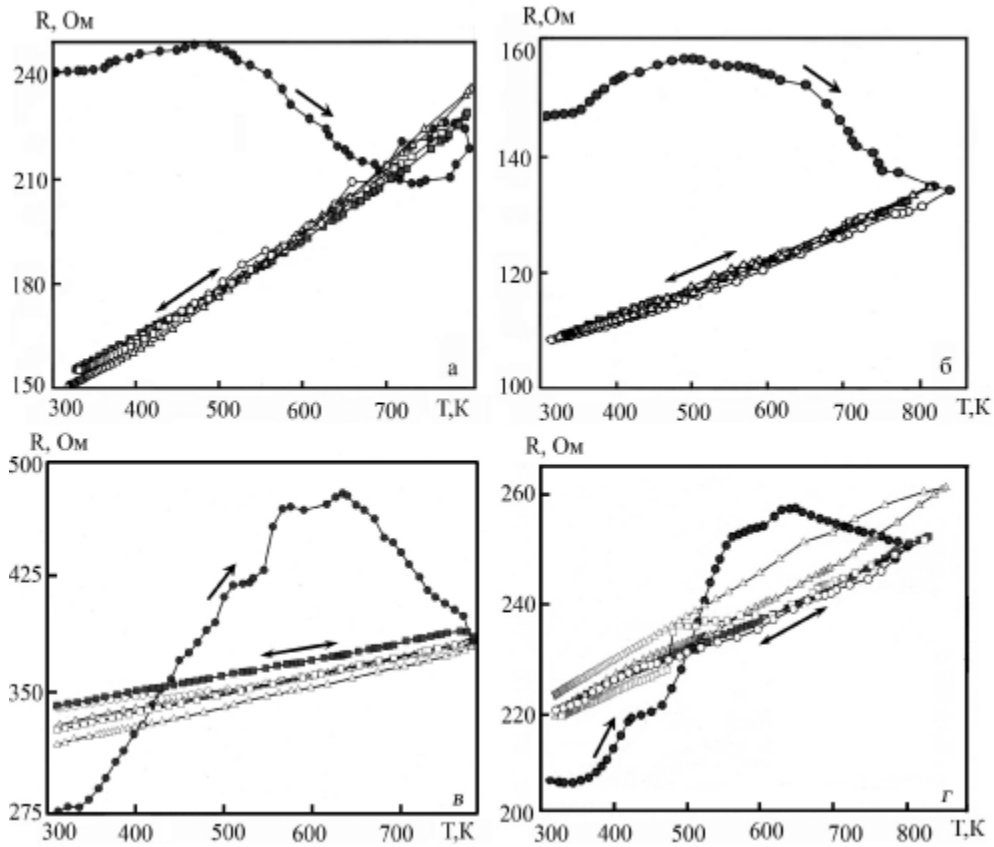


Рисунок 5 – Залежність опору від температури для різних плівкових систем:
 а – Fe(40)/П; б – Fe(65)/П; в – Cr(10)/Fe(30)/П; г – Cr(30)/Fe(30)/П. Номери
 термостабілізаційних циклів – I (●,○); II (■,□); III (▲,△)

Додатковим аргументом цього є результати теоретичної оцінки ТКО за співвідношенням [24] для двошарової системи, в якій зберігається індивідуальність окремих шарів

$$\beta \cong \beta_1 + \beta_2 - \frac{d_1\beta_2\rho_2 + d_2\beta_1\rho_1}{d_1\rho_2 + d_2\rho_1} \quad (2)$$

або утворюється плівковий сплав

$$\beta \cong \frac{\beta_1}{1 + \frac{c_2\rho_2}{c_1\rho_1}} + \frac{\beta_2}{1 + \frac{c_1\rho_1}{c_2\rho_2}}, \quad (3)$$

де c_i – концентрація атомів i -го шару ($i=1,2$), яка визначається за співвідношенням

$$c_i = \frac{D_i d_i / \mu_i}{D_1 d_1 / \mu_1 + D_2 d_2 / \mu_2},$$

де D_i – густина матеріалу i -го шару; μ – молярна маса.

Порівняння розрахункових величин ТКО за співвідношеннями (2) і (3) з експериментальними даними свідчить про кращу відповідність формули (3) для плівкового сплаву.

Подальші дослідження електрофізичних властивостей плівкових матеріалів необхідно провести у напрямі більш достовірного встановлення структурного стану дво- і багатошарових плівкових систем та їх хімічного складу, а також причини майже постійного значення ТКО плівок Fe/Cr в інтервалі товщин 30 - 100 нм і температур 300 - 800 К.

Таблиця 3 – Електрофізичні властивості плівкових матеріалів на основі Fe і Cr при різних температурах

| Зразок, (нм) | Температура, К | | | | | |
|-----------------|-----------------------------|---|-----------------------------|---|-----------------------------|---|
| | 300 | | 400 | | 700 | |
| | $\rho \cdot 10^7$, Ом·м | $\beta \cdot 10^3$, К ⁻¹ | $\rho \cdot 10^7$, Ом·м | $\beta \cdot 10^3$, К ⁻¹ | $\rho \cdot 10^7$, Ом·м | $\beta \cdot 10^3$, К ⁻¹ |
| Fe(30) | 14,0 | 0,31 | - | 0,42 | - | - |
| Fe(45) | 9,76 | 0,41 | - | 1,00 | - | - |
| Fe(65) | 8,71 | 1,80 | - | 2,50 | - | - |
| Cr(10) | 8,1 | 0,12 | - | - | - | - |
| Cr(30) | 4,3 | 0,40 | - | - | - | - |
| Cr(70) | 3,2 | 0,70 | - | - | - | - |
| Cr(10)/Fe(30) | 43,3 | 0,40 | 44,8 | 0,35 | 49,8 | 0,33 |
| Cr(30)/Fe(30) | 43,0 | 0,42 | 44,4 | 0,30 | 48,3 | 0,21 |
| Cr(60)/Fe(30) | 24,5 | 0,24 | 25,6 | 0,26 | 27,6 | 0,26 |
| Cr(70)/Fe(30) | 29,2 | 0,56 | 30,8 | 0,45 | 33,4 | 0,30 |

4 ПЕРСПЕКТИВА ТЕХНІЧНОГО ЗАСТОСУВАННЯ

Автор роботи [3] відмічає, що системи із спін-залежним розсіюванням електронів (в тому числі і мультишари Fe/Cr) можуть мати успішне застосування у високочутливих голівках як високочутливі датчики для зчитування інформації із жорстких магнітних дисків. Суть проблеми полягає у тому, що при щільності запису інформації 1 Гбіт/дюйм² індуктивні голівки стають непридатними, тому на їх зміну прийшли магніторезистивні датчики (наприклад, із пермалою), але вони, в свою чергу, мають відносно малу чутливість до магнітного поля. Тому новий стрибок у вирішенні проблеми зчитування інформації при більших щільностях її запису прогнозується при впровадженні магніторезистивних датчиків ГМО.

Автори робіт [25,26] на основі своїх експериментальних досліджень мікрохвильових властивостей мультишарів Fe/Cr, їх взаємодії із електромагнітними хвилями у хвильоводах з П- подібним перерізом дійшли висновку про їх майбутнє використання при створенні широкосмугових ліній одночасної передачі двох сигналів у 3 – і 5 – сантиметровому діапазоні хвиль.

Автори виражають подяку проф. Проценку І.Ю., під керівництвом якого була підготовлена стаття.

Робота виконана при фінансовій підтримці НАТО (грант CLG982024 від 28.11.2005р.) і Міністерства освіти і науки України (договір № М/134 – 2006 від 19.04.2006р.).

SUMMARY

The brief review of literary and own results about magnetoresistance and electrophysical properties of periodical multilayered film systems (multilayers) and the general type systems on the basis of Fe and Cr is presented. The question on influence of ionic radiation on effect giant

magnetic resistance (GMR) and about prospects of technical application of the specified film materials is analysed.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Magnetoresistance of (001) Fe / (001) Cr Giant magnetic superlattices / Vaibich M.N., Broto J.M., Fert A. et al. // Phys. Rev.Lett. – 1988. – V.61. – P.2472 – 2475.
2. Проценко І.Ю., Чешко І.В., Яворський Я. Явище гігантського магнітного опору в багатослоєвих плівкових системах (огляд) // Вісник Сумського державного університету. Серія: Фізика, математика, механіка. – 2004. - №10(69). – С.65 – 81.
3. Никитин С.А. Гигантское магнитосопротивление // Соросовский образовательный журнал. – 2004. – Т.8, №2. – С.92 – 98.
4. Гитпович В.Н., Семенов В.Г., Сергеев И.А. Изучение структуры интерфейсов и распределения эффективных магнитных полей в сверхрешетках Fe/Cr методом ядерного гамма-резонанса // Поверхность. – 2000. - №1. – С. 148 – 154.
5. Устинов В.В., Куркин М.И., Хусаинов Д.З. Магнитные свойства наноструктур "ферромагнетик/антиферромагнетик" с волной спиновой плотностью // ФММ. – 2002. – Т.93, №2. – С.27 – 37.
6. Меньшов В.Н., Тугушев В.В. Механизм межслоевой магнитной связи в наноструктурах типа Fe/Cr // ЖЭТФ. – 2004. – Т.125, Вып.1. – С. 136 – 149.
7. Influence of the roughness of the buffer layer on the magnetoresistance of Co/Cu multilayers / M. Marszalek, J. Jaworski, J.Lekki et al. // Phys. stat. sol. – 2002. – V.189A, №3. – P. 653 – 658.
8. Influence of a Pb buffer layer on structural and magnetotransport properties of Co/Cu multilayers / Marszalek M., Jaworski J., Kas M. et al. // Vacuum. – 2004. – V. 74. – P. 287 – 291.
9. Горюнов Ю.В. Исследование магнитных свойств ультратонких эпитаксиальных слоев Fe (001), разделенных несколькими монослоями Cr методом ФМР // Структура и динамика мол. систем. – 2003. – Вып. X, Часть 3. – С.164-167.
10. Palasantzas G. Influence of anomalous roughness growth on the electrical conductivity of thin films // Phys.Rev.-V.71B.- P.205320-1-205320-5.
11. Сви́рков Н.Н. Влияние рассеяния электронов на межзеренных границах магнитных слоев на магниторезистивное отношение поликристаллического сэндвича при поперечном переносе заряда // ЖТФ. – 2004. – Т.74, Вып.3. – С. 14-19.
12. Окулов В.И. К объяснению ГМС в магнитных сверхрешетках // ФНТ. – 1994. – Т.20, №4. – С.400-402.
13. Sun H., Yu K.W., Li Z.Y. Magnetoresistance through grain boundaries in a resonant – tunneling mechanism // Phys. Rev. – 2003. – V.68B. – P. 054413-1-054413-7.
14. Warda K., Wojtczak L., Wiatrowski G. et al. Giant magnetoresistance of thin multilayer // J.Mag.Mat. – 2004. – V. 272 – 276. – P. 1433 – 1434.
15. Диаграммы состояния двойных металлических систем / Под ред. Н.П.Лякишева. – Москва: Машиностроение, 1997. – Том 2. – С. 118 – 120.
16. Enhancement of the electronic contribution to the low-temperature specific heat of an Fe/Cr magnetic multilayer / Revaz B., Cyrille M.-C., Zink B.L. et al. // Phys. Rev. – 2002. – V.65B. – P.094417-1-094417-8.
17. Magnetoresistance of Ag/Fe/Ag and Cr/Fe/Cr trilayer / Balogh J., Kiss L.F., Halbritter A. et al. // Solid State Comm. – 2002. – V.122. – P. 59 – 63.
18. Зиман З.З., Сиренко А.Ф. Основи фізичного матеріалознавства. – Харків: ХНУ, 2005. – 288 с.
19. Ion modification of the magnetotransport properties of Fe/Cr multilayers / Kas M., Toulemonde M., Jaworski J., Juraszek J., Kruk R., Protsenko S. et al. // Mol. Phys. Rep. – 2004. – V. 40. – P.84 – 89.
20. Swift heavy-ion modification of the interface structure in Fe/Cr multilayers / Kas M., Toulemonde M., Jaworski J., Juraszek J., Kruk R., Protsenko S. et al. // Vacuum. – 2005. – V.78. – P.661 – 665.
21. Modification of microstructure and magnetic properties of Fe/Cr multilayers caused by ion irradiation / Korsecwicz M., Stobiecki F., Jagielski J. et al. // J. Mag. Mag. Mater. – 2005. – V.286. – P.437 – 441.
22. Ларін В.І. Змочування, поверхнева енергія і фазові переходи рідина → кристал в одно- і двокомпонентних конденсованих плівках: Автореф. дис. д-ра ф.-м. наук: 01.04.07 / ХНУ. – Харків, 2006. – 34 с.
23. Бібик В.В., Гричановська Т.М., Проценко І.Ю. Електрофізичні властивості плівкових систем на основі Ni і Fe // Металлофіз. новітні технол. – 2005. – Т.27, №6. – С. 1001 – 1010.
24. Температурні та розмірні ефекти в електрофізичних властивостях двослоєвих плівок на основі Ni і V / Т.М.Гричановська, І.Ю. Проценко, А.М. Чорноус та ін. // Металлофіз. новітні технол. – 2006. – Т.28, №2. – С. 267 – 279.
25. Ринкевич А.Б., Ромашев Л.Н., Устинов В.В. Микроволновые свойства металлических наноструктур, обладающих гигантским магниторезистивным эффектом // Тонкие пленки в оптике и электронике. – Харьков: ННЦ "ХФТИ", 2003. – С. 189 – 204.
26. Ринкевич А.Б., Ромашев Л.Н., Кузнецов Е.А. Взаимодействие электромагнитных волн со сверхрешетками Fe/Cr в волноводе П-образного сечения // Тонкие пленки в оптике и электронике. – Харьков: ННЦ "ХФТИ", 2003. – С. 221 – 224.

Надійшла до редакції 16 червня 2006 р.