

PACS numbers: 68.37.Lp, 68.55.Nq, 68.65.-k, 73.50.Jt, 73.61.At, 75.47.Np, 81.05.Rm

## **Структурно-фазовий стан, електрофізичні та магнеторезистивні властивості твердих розчинів у плівкових системах на основі Co і Cu або Ag та Fe і Cr або Cu**

Д. М. Кондрахова, Ю. М. Шабельник, О. В. Синашенко, І. Ю. Проценко

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

Наведено результати експериментальних досліджень структурно-фазового стану, електрофізичних і магнеторезистивних властивостей двокомпонентних плівкових систем на основі Co і Cu або Ag та Fe і Cr або Cu. Вибір цих систем пов'язаний із стабілізацією в них різних структурно-фазових станів: твердий розчин (системи на основі Fe і Cu або Cr) і гранульований твердий розчин (системи на основі Co і Cu або Ag). Експериментальні результати стосовно температурного коефіцієнта опору (ТКО) задовільно або добре узгоджуються зі співвідношеннями для ТКО плівкового стопу або гранульованого стопу. Це є додатковим аргументом на користь висновків про структурно-фазовий стан двокомпонентних систем. Магнетоопір (МО) досліджено у трьох геометріях міряння. Проаналізовано вплив термовідпалу зразків на величину МО, поля насату, чутливості до магнетного поля.

The results of experimental investigations of the structure and phase states, electrophysical and magnetoresistance properties of the two-component film systems based on Co and Cu or Ag, Fe and Cr or Cu are presented. The choice of the mentioned systems is due to different structure and phase states stabilized within them: solid solution (Fe- and Cu- or Cr-based systems) and granular solid solution (Co- and Cu- or Ag-based systems). Experimental results for thermal resistance coefficient (TRC) agree satisfactory or well with relations for TRC of film alloy or granular alloy. It serves as an additional argument contributing to the conclusions about the structure and phase state of two-component systems. Magnetoresistance (MR) study is performed in three measuring geometries. The analysis of influence of the thermal annealing on MR, saturation field, sensitivity to the magnetic field is carried out.

Представлены результаты экспериментальных исследований структурно-фазового состояния, электрофизических и магнеторезистивных свойств двухкомпонентных плёночных систем на основе Co и Cu или Ag, Fe и Cr или Cu. Выбор этих систем связан со стабилизацией в них различных

структурно-фазових состояний: твёрдый раствор (системы на основе Fe и Cu или Cr) и гранулированный твёрдый раствор (системы на основе Co и Cu или Ag). Экспериментальные результаты для температурного коэффициента сопротивления (ТКС) удовлетворительно или хорошо согласуются с соотношениями для ТКС плёночного сплава или гранулированного сплава. Это служит дополнительным аргументом в пользу выводов о структурно-фазовом состоянии двухкомпонентных систем. Магнитосопротивление (МС) исследовано в трёх геометриях измерения. Проанализировано влияние термоотжига образцов на величину МС, поля насыщения, чувствительности к магнитному полю.

**Ключові слова:** структурно-фазовий стан, твердий розчин, гранульований стоп, ТКО, магнетоопір.

*(Отримано 27 березня 2012 р.)*

## 1. ВСТУП

Пошук плівкових матеріалів з покращеними властивостями стимулюється їх високою функціональністю, широким застосуванням при створенні терморезисторів, тензодавачів, сенсорів магнетних характеристик та ін. [1–3]. Плівкові матеріали повинні мати термічну стійкість структурно-фазового складу та стабільні характеристики у робочому діапазоні температур, деформацій, магнетного поля. Аналізуючи роботи [3–6], можна говорити про накопичений значний теоретичний та експериментальний матеріал з досліджень електрофізичних та магнеторезистивних властивостей, мікроструктури та фазового складу, дифузійних процесів у багатошарових та багатокомпонентних плівкових матеріалах. Але пошук нових багатошарових матеріалів, удосконалення технологій та методик одержання стабільних електрофізичних або магнеторезистивних властивостей плівкових матеріалів залишається актуальною задачею.

Особливу увагу дослідників привертають плівкові системи, в яких відбувається утворення необмежених твердих розчинів (т.р.) із можливою подальшою стабілізацією в них гранульованого стану [7–15]. Це пов'язано із спостережуваним в таких системах явищем ГМО, де переважає спін-залежне розсіяння носіїв електричного струму на гранулах магнетного компонента, що розташований у немагнетній матриці. Вперше це явище спостерігалось у мультишарах на основі фрагментів Fe/Cr, Fe/Cu і Co/Cu [16–18]. У роботах А. Ферта та ін. [17–21] був більш детально досліджений ефект ГМО та вплив на його величину товщини немагнетного прошарку для цих системи.

На даний момент плівкові матеріали зі спін-залежним розсіянням електронів широко застосовуються в електронному мікроприладобудуванні, зокрема, для виготовлення давачів магнетного поля [22–25]. Не дивлячись на велику кількість робіт з дослідження

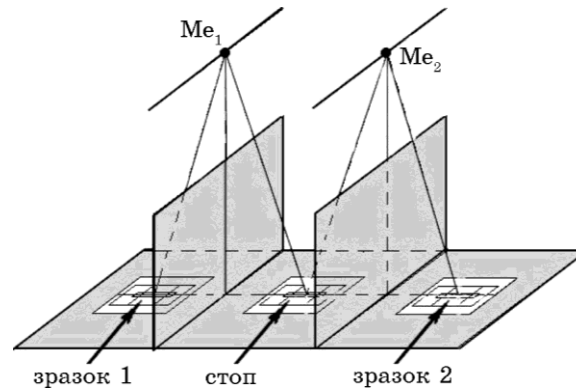
впливу на величину ГМО структури, фазового стану, умов осадження і термообробки, подальші дослідження в цьому напрямі дозволять одержати нові дані, що підтвердять відомі теоретичні моделі та розширять уявлення про явище ГМО.

Метою даної роботи стало комплексне дослідження електрофізичних та магнеторезистивних властивостей у кореляції зі структурно-фазовим станом двокомпонентних плівкових систем на основі Co і Ag, Co і Cu, Fe і Cu та Fe і Cr, що можуть бути використані як чутливі елементи термодавачів або давачів магнетного поля.

## 2. МЕТОДИКА ТА ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Двокомпонентні плівкові системи на основі Co і Cu (або Ag) та Fe і Cu (Cr) одержувалися в установці ВУП-5М ( $p = 10^{-3} - 10^{-4}$  Па). Конденсація плівок Ag, Fe, Cu та Cr здійснювалася резистивною метою випаровування, а плівок Co — електронно-променевим. Швидкість конденсації становила 1–4 нм/с. Осадження проводилось на підложжя із аморфного ситалу при температурі 300 К (для магнеторезистивних досліджень) та на відкол кристалу NaCl, на який попередньо було осаджено плівку вуглецю товщиною приблизно у 30 нм (для електронно-мікроскопічних досліджень).

Спеціальна система заслінок (рис. 1) дала змогу в одному технологічному процесі одержувати як одношарові плівки, так і двошарові системи. Осадження плівок проходило як одночасним розпошенням з двох джерел, так і по черговій конденсацією двох компонентів. У випадку систем з обмеженою взаємною розчинністю для утворення твердих розчинів застосовувалися методи одночасного осадження компонентів (Co і Ag) або пошарового осадження надтонких шарів (товщиною  $d = 0,5 - 3$  нм) без їх витримки у часі (Fe



**Рис. 1.** Схема одержання одно- і двокомпонентних зразків при одночасному випаровуванні з двох джерел.

і Cu) [26]. У випадку систем з необмеженою взаємною розчинністю компонентів методом послідовної конденсації шарів з наступною термообробкою були одержані гранульовані (Cu, Co) або негранульовані (Fe, Cr) тверді розчини.

Товщина окремих шарів плівкової системи контролювалася двома методами. В процесі конденсації за допомогою кварцового резонатора, а після осадження — методом оптичної інтерферометрії. Для одержаних різними методами двокомпонентних плівкових систем концентрація компонентів обраховувалася, виходячи із їх ефективної товщини:

$$c_1 = \frac{\rho_1 d_1 \mu_1^{-1}}{\rho_1 d_1 \mu_1^{-1} + \rho_2 d_2 \mu_2^{-1}}, \quad (1)$$

де  $\rho_i$  — густина,  $\mu_i$  — молярна маса відповідного елементу.

Відпалювання зразків проводилося в інтервалі температур від 300 до 850 К. Контроль температури здійснювався за допомогою приладу АРРА-109 та хромель-алюмелевої термопари. Подальші дослідження структурно-фазового стану і проведення електронографічної аналізи проводилися за допомогою просвітнього електронного мікроскопу ПЕМ-125К після охолодження зразків до 300 К. Розшифрування дифракційних картин відбувалося за стандартними співвідношеннями (див., наприклад, [27]).

Вивчення магнетопору проводилось при кімнатній температурі з використанням чотиротчкової методи в зовнішньому магнетному полі (0–0,5 Тл) в трьох геометріях вимірювання: повздовжній, поперечній та перпендикулярній. Величина магнетопору визначалася за співвідношенням:

$$\Delta R/R(B_s) = (R(B) - R(B_s))/R(B_s), \quad (2)$$

де  $R(B)$  — поточне значення опору плівкової системи в магнетному полі та  $R(B_s)$  — опір у полі насичення  $B_s$ .

Вимірювання проводилися в автоматичному режимі за допомогою розробленого у роботі [28] автоматичного комплексу, що складається з 8-канального 16-бітного АЦП ADAM-4118, перетворювача інтерфейсів ADAM-4520, схеми керування джерелом високого струму та персонального комп'ютера. Похибка вимірювань становить 0,02%, що пояснюється тим, що в процесі вимірювання магнетопору використовується безпосередньо величина електричного опору зразка, а не його питомий опір.

При виборі плівкових систем як елементної бази наноелектроніки значну роль, крім величини магнетопору, відіграє величина поля насити  $B_s$ . Найменше значення  $B_s$  досягається в спін-клапанних структурах за рахунок різниці величин коерцитивної сили магнетних шарів, різних за товщиною або виконаних із різних матеріалів.

В розглядуваних нами мультишарах на основі феромагнетика (Fe, Co) і немагнетного металу (Cu, Ag, Cr) поле насичення може бути зменшене в декілька разів шляхом термообробки зразка (при цьому чим більша температура відпалювання  $T_B$ , тим помітніше падіння величини  $B_s$ ). Але при цьому необхідно також враховувати і падіння величини МО з ростом  $T_B$ , яке може бути як незначним [2, 29], так і досягати десятки разів [30]. Тому в деяких роботах [2, 31], присвячених застосуванню ГМО-структур в сенсорній техніці, вводять поняття чутливості плівкової системи до магнетного поля, максимальне значення якої визначається за формулою:

$$S_B = \left| (\Delta R / R(B_s))_{\max} \right| / B_s, \quad (3)$$

де  $(\Delta R / R(B_s))_{\max}$  — максимальне значення МО;  $B_s$  — індукція поля насичу. Величина  $S_B$  вимірюється в %/Тл і дає уявлення про співвідношення величин магнетоопору та поля насичення.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТУ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

#### 3.1. Структура та фазовий склад плівок

Згідно з діаграмами стану Ag–Co для масивних зразків [32] компоненти мають дуже обмежену розчинність у порівнянні із плівковими зразками. Стабілізація твердого розчину (т.р.) (Ag, Co) із елементами гранульованого стану (рис. 2) має місце як у процесі одночасної конденсації із двох джерел, так і при послідовній конденсації із наступною термообробкою. Рисунок 3 і 4, а також відповідні їм таблиці 1 і 2 даних розшифрування електронограм ілюструють сказане на прикладі двошарової плівкової системи Ag(34 нм)/Co(15 нм)/П та систем (Ag(32) + Co(8))/П і (Ag(12) + Co(29))/П, в яких ефективна концентрація атомів Co складає  $c_{Co} \cong 32, 28, 78$  ат.% відповідно.

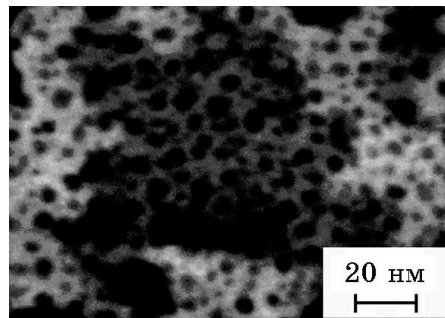
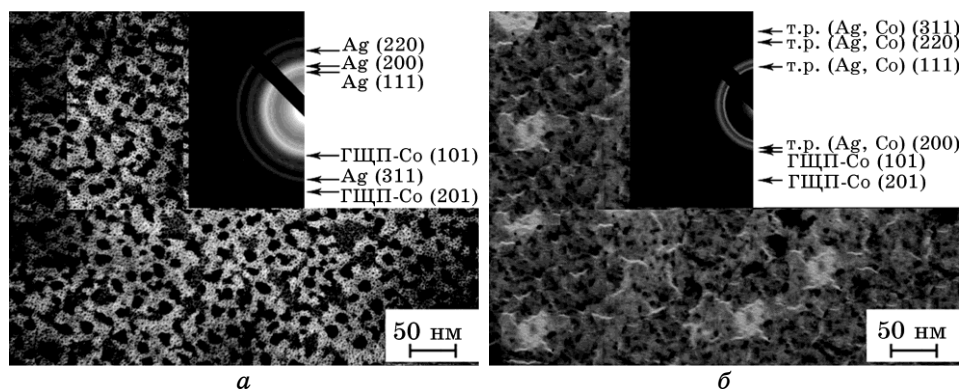
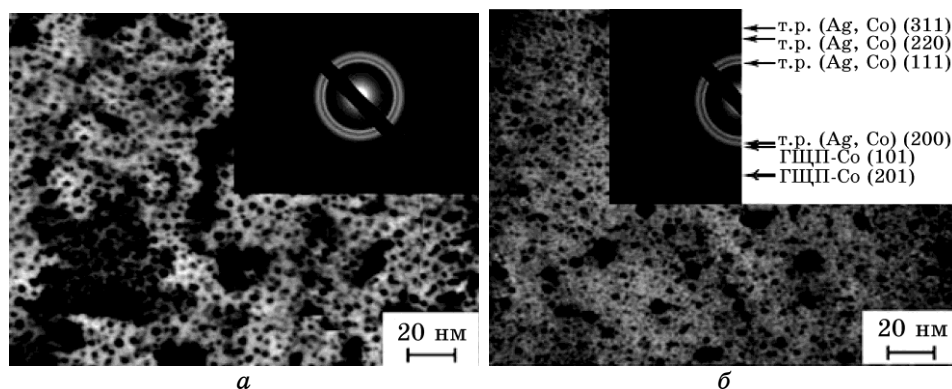


Рис. 2. Мікроструктура гранульованого стопу (Ag(32) + Co(8))/П. П — підложжя.



**Рис. 3.** Дифракційні картини та відповідна мікроструктура плівкової системи Ag(34 нм)/Co(15 нм)/П у невідпаленому (а) та відпаленому до 800 К (б) стані (ефективна концентрація — 32 ат.% Co).



**Рис. 4.** Дифракційні картини та відповідна мікроструктура плівкових систем Ag(32) + Co(8)/П (а) та Ag(12) + Co(29)/П (б) у невідпаленому стані (ефективна концентрація — 28 та 78 ат.% Co відповідно).

Оскільки т.р. (Ag, Co) утворюється на основі матриці із Ag, то його параметр ґратниці має дещо більше значення у порівнянні із параметром плівки Ag. Відмітимо, що ці результати узгоджуються із даними робіт [33, 34].

Методом одночасної конденсації металів, описаною вище, було одержано зразки типу (Ag + Co)/П з різною концентрацією атомів Co. Розшифрування електронограм показали у невідпаленому стані наявність фази т.р. (Ag, Co) з параметром кристалічної ґратниці  $a = 0,4081$  нм, що узгоджується з даними, одержаними авторами [10]. Відпал зразків до температури 800 К призводить до деякого збільшення параметра кристалічної ґратниці на рівні 0,4085 нм та

**ТАБЛИЦЯ 1.** Результати розшифрування електронограм від плівкової системи Ag(34)/Co(15)/П.

№	$T_b = 300 \text{ K}$					$T_b = 800 \text{ K}$				
	$I$ , в.о.	$d_{hkl}$ , нм	$hkl$	фаза	$a$ , нм	$I$ , в.о.	$d_{hkl}$ , нм	$hkl$	фаза	$a$ , нм
1	сер. 0,2363	111	Ag	0,4065	д.с.	0,2364	111	т.р. (Ag, Co)	0,4075	
2	д.с. 0,2046	200	Ag	0,4069	сер.	0,2046	200	т.р. (Ag, Co)	0,4077	
3	сер. 0,1921	101	ГЦП-Co	-	сер.	0,1932	101	ГЦП-Co	-	
4	сер. 0,1446	220	Ag	0,4071	сер.	0,1447	220	т.р. (Ag, Co)	0,4070	
5	сл. 0,1235	311	Ag	0,4063	сл.	0,1234	311	т.р. (Ag, Co)	0,4081	
6	д.сл. 0,1081	201	ГЦП-Co	-	д.сл.	0,1084	201	ГЦП-Co	-	
$\bar{a}(\text{Ag}) = 0,4067 \text{ нм}$					$\bar{a}(\text{т.р.}(\text{Ag, Co})) = 0,4076 \text{ нм}$					
$a_0(\text{Ag}) = 0,4086 \text{ нм [33]}$										

**ТАБЛИЦЯ 2.** Результати розшифрування електронограм від плівкових систем (Ag(32) + Co(8))/П та (Ag(12) + Co(29))/П.

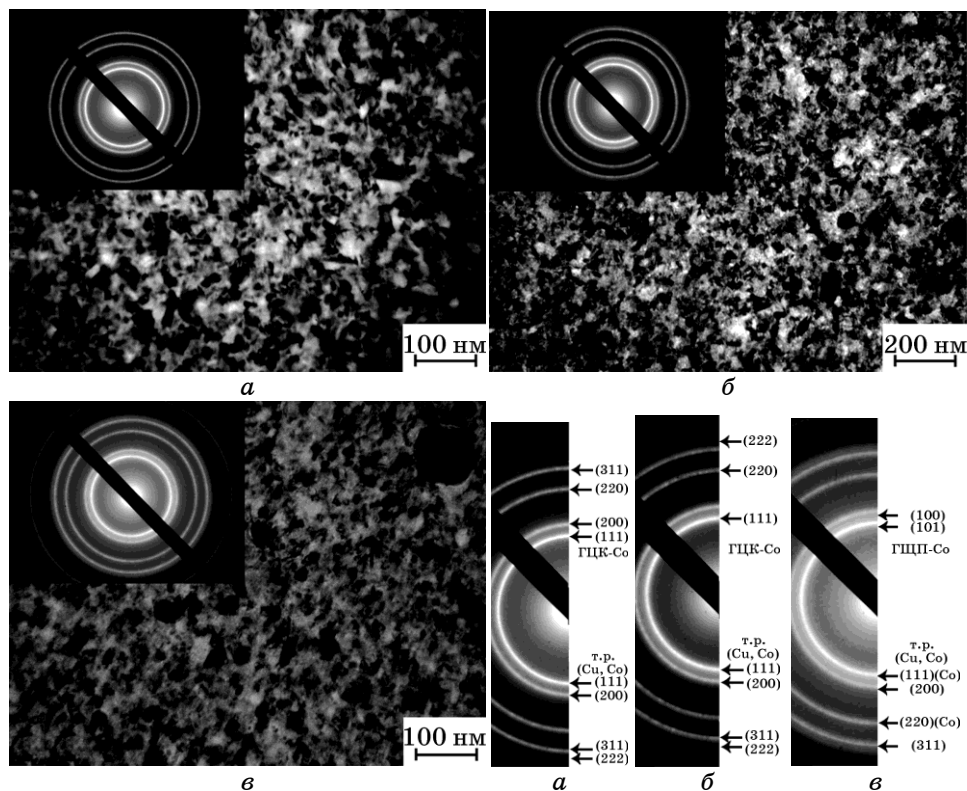
№	(Ag(32) + Co(8))/П, $T_b = 300 \text{ K}$					(Ag(12) + Co(29))/П, $T_b = 800 \text{ K}$				
	$I$ , в.о.	$d_{hkl}$ , нм	$hkl$	фаза	$a$ , нм	$I$ , в.о.	$d_{hkl}$ , нм	$hkl$	фаза	$a$ , нм
1	д.с.	0,2370	111	т.р. (Ag, Co)	4,076	д.с.	0,2355	111	т.р. (Ag, Co)	0,4079
2	сер.	0,2054	200	т.р. (Ag, Co)	4,082	сер.	0,2040	200	т.р. (Ag, Co)	0,4080
3	сер.	0,1819	101	ГЦП-Co	-	сер.	0,1921	101	ГЦП-Co	-
4	сер.	0,1451	220	т.р. (Ag, Co)	4,084	сер.	0,1444	220	т.р. (Ag, Co)	0,4081
5	сл.	0,1235	311	т.р. (Ag, Co)	4,078	сл.	0,1233	311	т.р. (Ag, Co)	0,4086
6	д.сл.	0,1099	201	ГЦП-Co	-	д.сл.	0,1179	201	ГЦП-Co	-
$\bar{a}(\text{т.р.}(\text{Ag, Co})) = 0,4080 \text{ нм}$					$\bar{a}(\text{т.р.}(\text{Ag, Co})) = 0,4081 \text{ нм}$					
$a_0(\text{Ag}) = 0,4086 \text{ нм [33]}$										

появи екстрарефлексів від гранул ГЦП-Co. На мікроструктурі прослідковується також помітне збільшення розмірів гранул Co.

Результати дослідження структурно-фазового стану багаточарових систем на основі Co і Cu вказують на утворення т.р. (Cu, Co) на основі ГЦК-ґратниці Cu ще в процесі пошарової конденсації компо-

нентів у всьому інтервалі загальної концентрації атомів Co, що пояснюється досить близькими значеннями параметра ґратниці ГЦК-Cu і ГЦК-Co (рис. 5, табл. 3). Цей висновок можна зробити виходячи з того, що визначений середній параметр ґратниці т.р. є більш наближеним до табличного значення Cu, як і в одношарових плівках, параметри яких відповідають масивним зразкам. Плівкові системи Co/Cu в досліджуваному діапазоні товщин двофазні, оскільки поряд з лініями т.р. спостерігаються також лінії, що відповідають ГЦК-Co. В зразках, де концентрація атомів Co знаходилася в межах від 70 до 80 ат.%, на електронограмах додатково фіксуються лінії від ГЦП-Co.

При температурі  $T = 690$  К має місце поліморфний ГЦП→ГЦК-перехід, який у малих частинках може відбуватися при  $T \geq 600$  К [34, 35].



**Рис. 5.** Кристалічна структура і дифракційні картини (на вставках) від плівкової системи Co(9)/Cu(3)/Co(9)/П, невідпаленої (а) та відпаленої до  $T_e = 700$  К (б) та 850 К (в) і охолодженої до 300 К.



ТАБЛИЦЯ 3. Розшифрування дифракційних картин від плівкової системи Co(9)/Cu(3)/Co(9)/П, невідпаленої та відпаленої до  $T_B = 700$  К і 850 К.

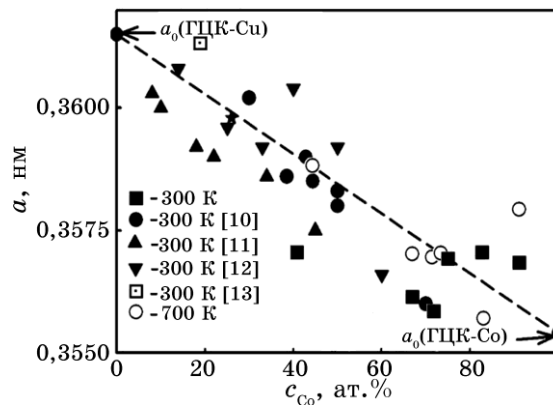
№	$hkl$	$d_{hkl}^0$ , нм	Невідпалена, $T_{II} = 300$ К			Відпалена до 700 К			Відпалена до 850 К		
			$d_{hkl}$ , нм	фаза	$a$ , нм	$d_{hkl}$ , нм	фаза	$a$ , нм	$d_{hkl}$ , нм	фаза	$a$ , нм
1	100	0,216	–	–	–	–	–	–	–	–	–
	111	0,204	0,205	ГЦК-Co	0,355	0,205	ГЦК-Co	0,355	0,205	ГЦК-Co	0,355
	101	0,192	0,206	т.р. (Cu, Co)	0,357	0,207	т.р. (Cu, Co)	0,359	0,207	т.р. (Cu, Co)	0,359
2	200	0,177	–	–	–	–	–	–	–	–	–
	220	0,125	0,178	ГЦК-Co	0,356	0,179	т.р. (Cu, Co)	0,358	0,179	т.р. (Cu, Co)	0,359
3	311	0,108	0,107	т.р. (Cu, Co)	0,357	0,108	т.р. (Cu, Co)	0,357	0,109	т.р. (Cu, Co)	0,360
	400	0,089	0,125	ГЦК-Co	0,355	0,126	ГЦК-Co	0,356	0,1260,127	ГЦК-Co	0,356
4	400	0,089	0,089	т.р. (Cu, Co)	0,356	–	–	–	–	–	–
	331	0,081	0,082	ГЦК-Co	0,355	0,082	т.р. (Cu, Co)	0,357	–	–	–
			$\bar{a}$ (т.р. (Cu, Co)) = 0,357 нм	$\bar{a}$ (т.р. (Cu, Co)) = 0,358 нм	$\bar{a}$ (т.р. (Cu, Co)) = 0,358 нм				$\bar{a}$ (т.р. (Cu, Co)) = 0,359 нм		
			$a_0$ (ГЦК-Co) = 0,362 нм[33]	$a_0$ (ГЦК-Co) = 0,362 нм[33]	$a_0$ (ГЦК-Co) = 0,362 нм[33]				$a_0$ (ГЦК-Co) = 0,362 нм[33]		

При термовідпалюванні до 700 К спостерігається збільшення середнього розміру кристалітів т.р., та поліморфний ГЦП→ГЦК-перехід, який можна пояснити, як і в попередньому випадку, проявом фазового розмірного ефекту. При подальшому відпалюванні зразків до температури  $T_b = 850$  К поряд з лініями, що відповідають ГЦК-Co та ГЦК-т.р. (Cu, Co), фіксуються також лінії від ГЦП-Co.

Певний інтерес становлять результати при концентрації  $c_{Co} = 82$  ат.%. В даній системі на електронограмі поряд з лініями ГЦК-т.р. присутні лінії, що відповідають ГЦП-Co, фаза якого стабілізується в гранулах або у залишковій плівці Co при умові, що не усі атоми плівки Co пішли на утворення т.р. або грануль. Аналогічні результати були одержані в роботі [9], де відмічається утворення метастабільного ГЦК-т.р. (Cu, Co) при концентрації атомів кобальту: 26, 60 та 82%.

На рисунку 6 представлено залежність параметра ґратниці т.р. (Cu, Co) від загальної концентрації атомів Co у всьому діапазоні досліджуваних товщин, одержаних пошаровою конденсацією у невідпаленому ( $T \cong 300$  К) та відпаленому до 700 К (наші дані) станах. Також на рисунку наведено точки, що належать зразкам, яких одержано пошаровим напорошенням з концентрацією атомів Co в межах 30–50 ат.% у невідпаленому стані ( $T \cong 300$  К) [10], та зразкам, одержаним одночасною конденсацією компонентів [11–13]. Одержана сукупність експериментальних точок гарно узгоджується з Вегардовим правилом.

Порівняння наших результатів із даними робіт [7, 8] свідчить також про можливість утворення т.р. на основі ґратниці ГЦК-Co за умови одночасної конденсації компонентів та подальшої термообробки до 700 К. В роботі [10] представлені деякі результати досліджень фазового та структурного стану двошарових плівкових сис-



**Рис. 6.** Залежність параметра решітки ГЦК-т.р. (Cu, Co) при різних температурах від загальної концентрації атомів Co у плівковій системі. Пунктирна лінія відповідає Вегардовому правилу.

тем на основі Co і Cu. В даній системі при пошаровому напорошенні сформувався т.р. (Cu, Co) з параметром ґратниці, близьким до  $a_0(\text{ГЦК-Cu})$ , що добре проілюстровано на рис. 6.

За нашими попередніми дослідженнями у мультишарах на основі Fe/Cr вже на стадії конденсації відбувається утворення т.р. ( $\alpha\text{-Fe}$ , Cr) [36, 37], який є термічно стабільним; а в мультишарових плівкових системах на основі фрагментів Fe/Cu — т.р. (Cu,  $\alpha\text{-Fe}$ ) на основі ГЦК-ґратниці (при товщинах шарів  $d_{\text{Fe}} \leq 1,5 \text{ нм}$ ) або ОЦК-ґратниці  $\alpha\text{-Fe}$  (в інтервалі товщин  $1,5 < d_{\text{Fe}} \leq 2 \text{ нм}$ ) [37].

### 3.2. Електрофізичні властивості

Одним із варіантів врахування впливу структурно-фазового стану на електрофізичні властивості плівкових систем може слугувати порівняння експериментальних величин із розрахунковими. Спробу врахування такого впливу на величину термічного коефіцієнта опору здійснено у [36, 38], де запропоновано феноменологічні моделі електрофізичних властивостей:

— для двошарової плівкової системи із індивідуальністю окремих шарів («біпластина»)

$$\beta \cong \beta_1 + \beta_2 - \frac{d_1\beta_2\rho_2 + d_2\beta_1\rho_1}{d_1\rho_2 + d_2\rho_1}, \quad (4)$$

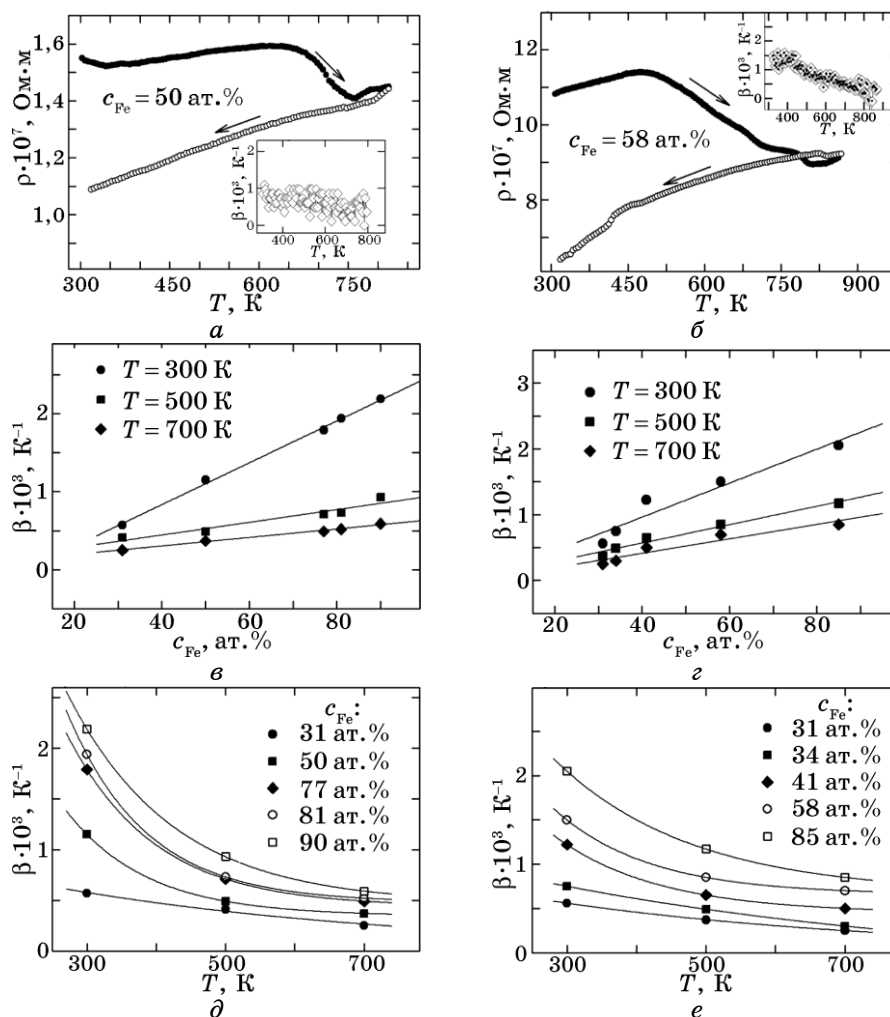
де  $\beta_i$  — ТКО і  $\rho_i$  — питомий опір окремих шарів;

— для гомогенної системи у вигляді плівкового стопу по всій товщині

$$\beta \cong \frac{\beta_1}{1 + \frac{c_2\rho_2}{c_1\rho_1}} + \frac{\beta_2}{1 + \frac{c_1\rho_1}{c_2\rho_2}}; \quad (5)$$

— для ґранульованого стопу, мова про який буде вестися нижче.

У [36] було показано, що експериментальні дані ТКО двошарових плівкових систем Fe/Cr і Fe/Cu із досить товстими шарами 10–30 нм відповідають умові плівкового стопу та «біпластині» з можливим утворенням стопу біля інтерфейсу відповідно. На рисунку 7 представлено температурні залежності питомого опору і ТКО та концентраційна залежність ТКО для багатошарових плівкових систем  $[\text{Fe/Cu}]_n/\text{П}$  і  $[\text{Fe/Cr}]_n/\text{П}$  із загальною товщиною в інтервалі 60–80 нм. При цьому в обох системах із збільшенням концентрації Fe ТКО збільшується: в системі Fe/Cu в інтервалі концентрацій 31–90 ат. % Fe — від  $0,57 \cdot 10^{-3}$  до  $2,19 \cdot 10^{-3} \text{ К}^{-1}$  (300 К), а в системі Fe/Cr в інтервалі 31–85 ат. % Fe — від  $0,56 \cdot 10^{-3}$  до  $2,05 \cdot 10^{-3} \text{ К}^{-1}$  (300 К). Необхідно відмітити задовільну кореляцію між ТКО цих систем і  $c_{\text{Fe}}$ : залежності мають лінійний характер для трьох температур вимірювання 300, 500 і 700 К. Лінійний характер  $\beta(c_{\text{Fe}})$  в принципі закладений у спів-



**Рис. 7.** Температурні залежності питомого опору (а, б) і ТКО (а, б, д, е) та концентраційна залежність ТКО для багат шарових пліткових систем на основі Fe/Cu (а, в, д) і Fe/Cr (б, г, е) із загальною товщиною  $d_{\text{зар}}$  в інтервалі 60–80 нм:  $[\text{Fe}(1,2)/\text{Cu}(1,2)]_{30}/\Pi$  (а),  $[\text{Fe}(3)/\text{Cr}(2,2)]_{15}/\Pi$  (б).

відношенні (5), яке можна перетворити до вигляду:

$$\beta \cong \frac{c_1 \rho_1 \beta_1 + c_2 \rho_2 \beta_2}{\rho}, \quad (6)$$

де враховано, що  $c_1 \rho_1 + c_2 \rho_2 = \rho$ .

Звідси видно, що для випадку  $c_1 \gg c_2$  (перенасичений стоп)  $\beta$  прямо пропорційний концентрації  $c_1$ . Також відмітимо, що ТКО

**ТАБЛИЦЯ 4.** Порівняння експериментальних ( $\beta$ ) та розрахованих ( $\beta_{\text{розра}}$ ) за співвідношеннями (4) і (5) величин ТКО при  $T \cong 300$  К.

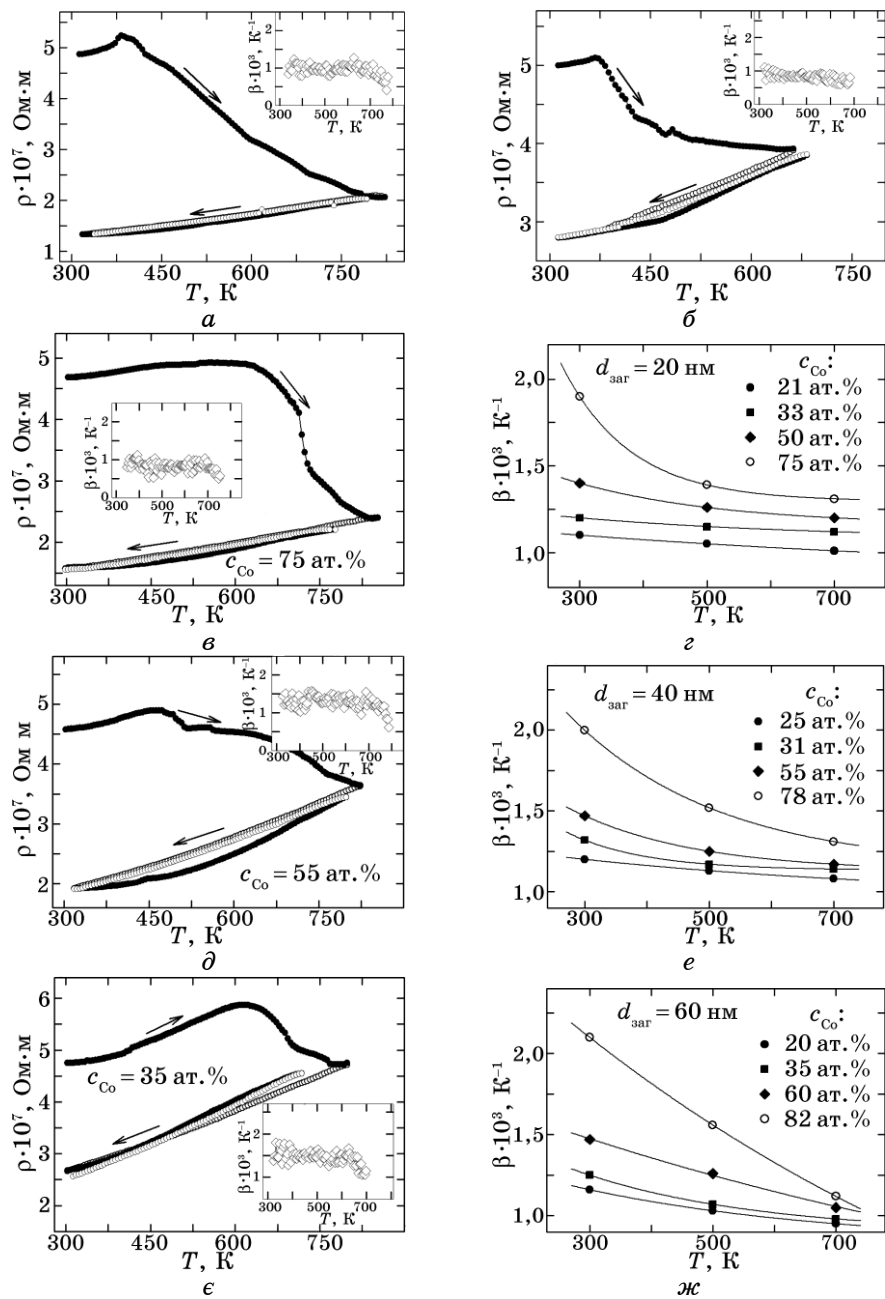
Плівкова система (нм)	$\beta \cdot 10^3, \text{K}^{-1}$	$\beta_{\text{розра}} \cdot 10^3, \text{K}^{-1}$		$ \beta - \beta_{\text{розра}} /\beta, \%$	
		(4)	(5)	(4)	(5)
[Fe(3,7)/Cu(0,4)] <sub>15</sub> /П	2,35	1,93	2,22	42,0	5,5
[Fe(2)/Cu(0,6)] <sub>15</sub> /П	1,93	1,44	1,91	25,4	1,0
[Fe(2,73)/Cr(4,07)] <sub>15</sub> /П	1,35	1,18	1,31	12,6	2,9
[Fe(3)/Cr(2,2)] <sub>15</sub> /П	1,42	1,58	1,35	11,3	4,9

обернено пропорційний температурі, якісно ця залежність має місце, якщо зафіксувати концентрацію. Таким чином, експериментально підтверджується феноменологічна теорія для ТКО твердих розчинів.

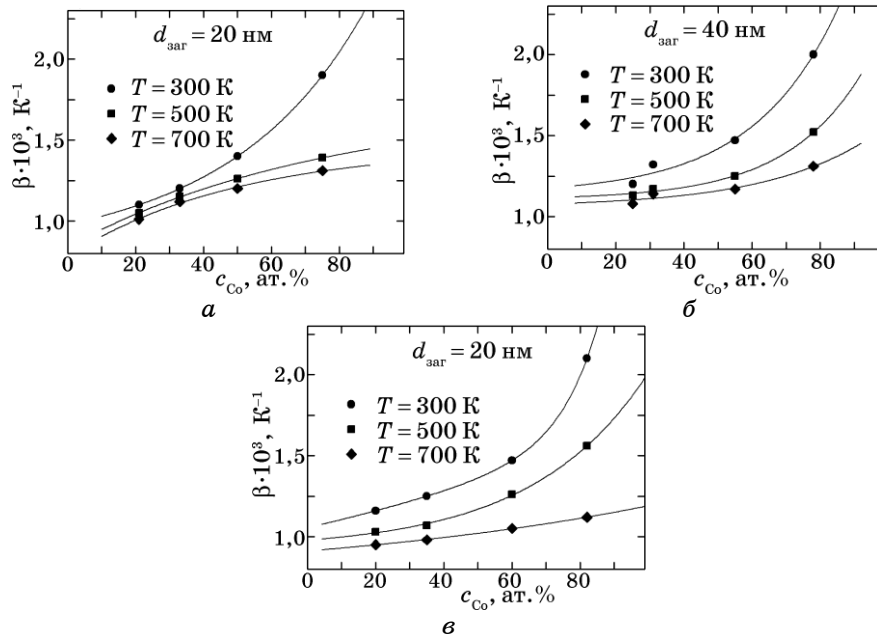
Таблиця 4 містить результати порівняння експериментальних і розрахункових значень ТКО на основі співвідношень (4) і (5). Як видно із їх відповідності, структурно-фазовий стан багатошарових систем на основі фрагментів Fe/Cu або Fe/Cr відповідає т.р., що було зазначено нами у [37] за результатами електроннографічних досліджень.

Типові температурні залежності питомого опору і ТКО для двокомпонентної плівкової системи Ag(100 - x)/Co(x)/П проілюстровано на рис. 8. При нагріванні протягом першого термостабілізаційного циклу в інтервалі температур 300–600 К має місце незначне збільшення питомого опору з його зменшенням на проміжку 600–850 К, що може бути пов'язано із залікуванням дефектної структури і процесами рекристалізації, які супроводжуються зниженням внеску зерномежового розсіювання носіїв струму у загальний опір системи. При охолодженні питомий опір монотонно зменшується, що пояснюється завершенням релаксаційних процесів вже на першому циклі термообробки. Концентраційні залежності ТКО для плівкових систем Ag(100 - x)/Co(x)/П із різними загальними товщинами наведені на рис. 9 при температурах  $T = 300, 500$  і  $700$  К. Як можна помітити, вони відрізняються від подібних залежностей для багатошарових систем [Fe/Cu]<sub>n</sub>/П і [Fe/Cr]<sub>n</sub>/П і мають експоненційний характер. В основі феноменологічного моделювання електрофізичних властивостей гранульованих плівкових стопів, запропонованих авторами [37], лежать наступні положення:

- плівковий зразок моделюється у вигляді шаруватої структури;
- окремих шар (рис. 10, а) моделюється у вигляді паралельного з'єднання рureк струму, кожна з яких складається із послідовного з'єднання фрагментів т.р. і гранул із середнім радіусом  $r_0$  (рис. 10, б);
- розрахунок опору гранулі ( $R_n$ ) сферичної форми проводиться шляхом інтегрування елемента опору по об'єму гранулі.



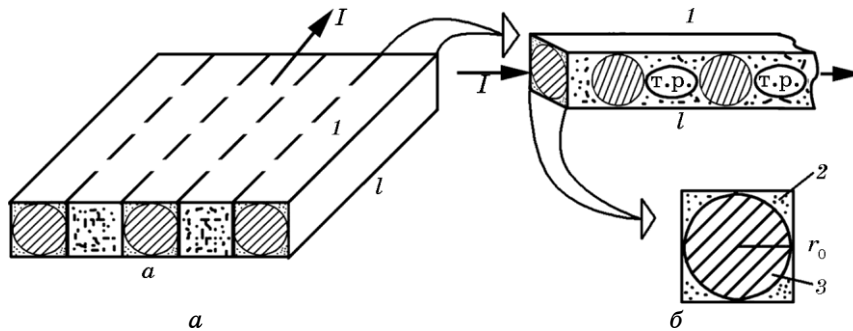
**Рис. 8.** Температурні залежності питомого опору (*a–в*, *д*, *е*) і ТКО (*a–ж*) для плівок Ag(40)/П (*a*), Co(40)/П (*б*) та двокомпонентних плівкових систем Ag(100 – *x*)/Co(*x*)/П (*в–ж*) з різною концентрацією атомів Co та загальною товщиною  $d_{\text{зар}} = 20$  нм (*в*), 40 нм (*д*), 60 нм (*е*): Ag(7)/Co(15)/П (*в*), Ag(23)/Co(19)/П (*д*), Ag(43)/Co(15)/П (*е*).



**Рис. 9.** Концентраційні залежності ТКО для двокомпонентних плівкових систем  $\text{Ag}(100-x)/\text{Co}(x)/\text{Pi}$  із загальною товщиною  $d_{\text{зар}} = 20$  нм (а), 40 нм (б), 60 нм (в) при різних температурах.

Співвідношення для розрахунку  $\beta$ , одержане авторами [38, 39], має наступний вигляд:

$$\beta = \beta_{\text{тр}} - \frac{4\beta_{\text{r}}\rho_{\text{r}}}{4\rho_{\text{r}} + \alpha\rho_{\text{тр}}} - \frac{\alpha\beta_{\text{тр}}\rho_{\text{тр}}}{4\rho_{\text{r}} + \alpha\rho_{\text{тр}}} + \frac{\beta_{\text{r}}\rho_{\text{r}} + \alpha\beta_{\text{тр}}\rho_{\text{тр}}}{\rho_{\text{r}} + \alpha\rho_{\text{тр}}}, \quad (7)$$



**Рис. 10.** Схематичне зображення окремого шару (а), rurки струму (1), її поперечного перерізу (б) із чотирма боковими (2) та центральним (3) стрижнями.  $I$  — сила струму.

ТАБЛИЦЯ 5. Результати розрахунків  $\beta$  на основі співвідношення (10).

Плівкова система	$c_{\text{Co}},$ ат. %	$\rho_{\text{Co}} \cdot 10^7,$ Ом·м	$\rho_{\text{Tp}} \cdot 10^7,$ Ом·м	$\rho_{\text{Co}} \cdot 10^3,$ К <sup>-1</sup>	$\beta_{\text{Tp}} \cdot 10^3,$ К <sup>-1</sup>	$\beta_{\text{розр}} \cdot 10^3,$ К <sup>-1</sup>	$\beta \cdot 10^3,$ К <sup>-1</sup>	$ \beta - \beta_{\text{розр}} $ %/о
Ag(15)/Co(7)/П	0,41	7,0	6,41	0,9	1,13	1,20	1,15	4,31
Ag(32)+Co(8)/П	0,28	6,9	5,89	0,9	1,23	1,32	1,5	11,80
Ag(12)+Co(29)/П	0,78	5,2	5,53	1,28	1,29	1,29	1,21	6,65
Ag(26)+Co(30)/П	0,60	5,4	3,48	1,28	1,29	1,29	1,25	3,02



де  $\alpha = \Delta l_{\text{тр}}/r_0$  — ступінь гранулярності зразка ( $\Delta l_{\text{тр}}$  — середня величина фрагменту т.р. в рурці струму);  $\rho_r$  і  $\rho_{\text{тр}}$  — питомий опір грануль і фрагментів т.р.;  $\beta_r$  і  $\beta_{\text{тр}}$  — ТКО грануль Co і фрагментів т.р. відповідно.

Співвідношення (7) можна спростити у трьох граничних випадках:

$$\beta \cong \beta_{\text{тр}} - \frac{4\beta_r \rho_r}{\alpha \rho_{\text{тр}}}, \quad \alpha \gg 1; \quad (8)$$

$$\beta \cong \beta_{\text{тр}} - \frac{\alpha \beta_{\text{тр}} \rho_{\text{тр}}}{4\rho_r}, \quad \alpha \ll 1; \quad (9)$$

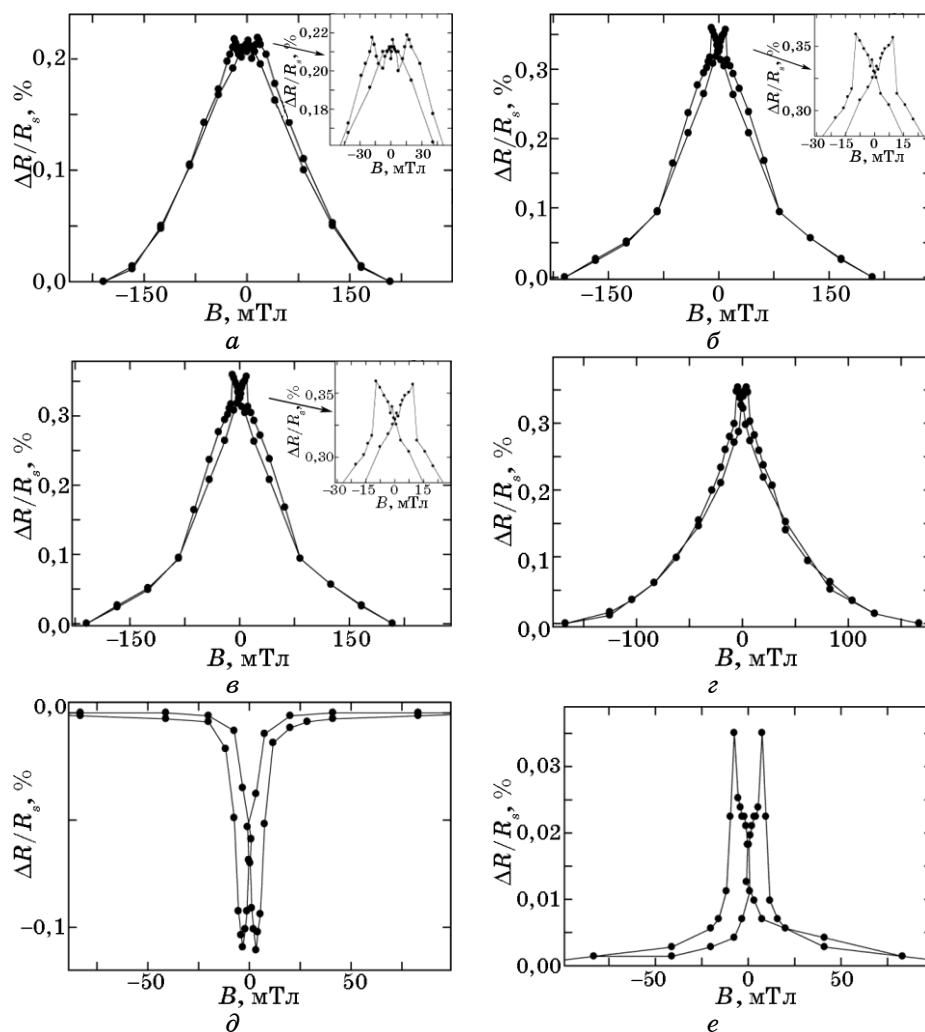
$$\beta \cong \beta_{\text{тр}} - \frac{4\beta_r \rho_r + \beta_{\text{тр}} \rho_{\text{тр}}}{4\rho_r + \rho_{\text{тр}}} + \frac{\beta_r \rho_r + \beta_{\text{тр}} \rho_{\text{тр}}}{\rho_r + \rho_{\text{тр}}}, \quad \alpha \cong 1. \quad (10)$$

Апробацію даного моделю було проведено для двошарових систем Ag/Co/П, в яких після термовідпалювання до 700 К стабілізується гранульований стан Co. Результати розрахунків  $\beta$  для двокомпонентних плівкових систем (Ag + Co)/П і Ag/Co/П та порівняння їх з експериментальними даними наведено в табл. 5. Ці результати із точністю до 12% узгоджуються із експериментальними.

### 3.3. Магнеторезистивні властивості

Магнеторезистивні властивості плівкових систем на основі Fe і Cr або Cu вивчалися для випадку мультишарів  $[\text{Fe}/\text{Cr}]_n$  та  $[\text{Fe}/\text{Cu}]_n$ , де  $n = 15$  — кількість фрагментів (бішарів), яка за даними [2] є оптимальною. На прикладі плівкової системи NiFe/Cu показано, що при  $n = 15$ –30 та загальній товщині системи 70–100 нм спостерігається насичення розмірних залежностей  $\Delta R/R$  і  $B_s$ .

Дані магнеторезистивних мірянь в мультишарах  $[\text{Fe}/\text{Cr}]_n$  представлено на рис. 11 і в табл. 6. Як видно, для двох плівкових систем з атомовою концентрацією 45 і 50 ат.% Fe характерна ізотропність польових залежностей  $R(B)$ , тобто, незалежно від геометрії міряння, спостерігається зменшення величини електроопору в магнетному полі, що є характерною ознакою ГМО [40]. Для інших систем з тонкими ( $\leq 2$  нм) або відносно товстими (4 нм) шарами Cr характерна анізотропія залежностей  $R(B)$ , подібно до феромагнетних плівок, і переважання величини магнетоопору (МО) в повздовжній геометрії у порівнянні з двома іншими геометріями. Термообробка зразків в широкому інтервалі температур (300–900 К) в більшості випадків призвела до незначного зростання величини МО у всіх трьох геометріях при  $T_b = 500$  К і спадання — при подальшому відпалюванні до 900 К, а також зникнення ознак ГМО в двох зразках при  $T_b = 900$  К.



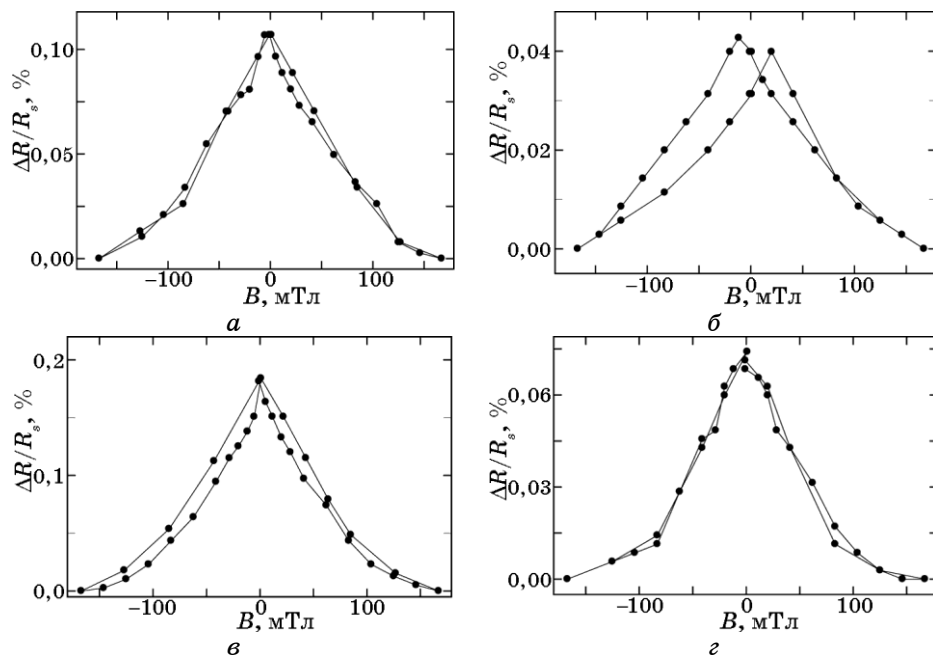
**Рис. 11.** Залежність МО від індукції магнетного поля для плівкової системи  $[\text{Fe}(2,3)/\text{Cr}(2,8)]_{15}/\text{P}$ : невідпаленої (*a, б*) і відпаленої до  $T_b = 500 \text{ K}$  (*в, г*) і  $900 \text{ K}$  (*д, е*) в двох геометріях — повздовжній (*a, в, д*) і поперечній (*б, г, е*).

В таблиці 6 також наведено дані для поля насити в досліджуваних зразках.

Необхідно відзначити великі значення  $B_s$  в системах з ознаками ГМС ( $> 200 \text{ мТл}$ ), що характерно для мультишарів із спин-залежним розсіянням електронів. Особливості гістерези в цих плівках виражаються в наявності подвійних піків на магнеторезистивних петлях (рис. 11, *a*) і великим значенням коерцитивності  $B_c$  (3,3–18,0 мТл), що може пояснюватися перемагнетуванням шарів Fe.

**ТАБЛИЦЯ 6.** Значення  $M_0$ , поля насичення та чутливості до магнетного поля для мультишарів  $[Fe/Cr]_n$  в трьох геометріях вимірювання: позадвожній ( $\parallel$ ), поперечній ( $\perp$ ) та перпендикулярній ( $\perp$ ).

$c_{Fe^*}$ ат. %	Система	$T = 300 \text{ K}$			$T = 500 \text{ K}$			$T = 3900 \text{ K}$			
		геометрія вимірювання			геометрія вимірювання			геометрія вимірювання			
		$\parallel$	$\perp$	$\perp$	$\parallel$	$\perp$	$\perp$	$\parallel$	$\perp$	$\perp$	
41	[Fe(2,7)/Cr(4,1)] <sub>15</sub> /Π	$M_0, \%$	-0,016	0,080	0,075	-	-	-	-0,037	0,085	0,033
		$B_s, \text{мТл}$	41	167	-	-	-	-	62	167	-
		$S_B, \%/ \text{Тл}$	0,390	0,479	-	-	-	-	0,597	0,509	-
45	[Fe(2,3)/Cr(2,8)] <sub>15</sub> /Π	$M_0, \%$	0,219	0,359	0,207	0,220	0,354	0,154	-0,111	0,035	0,054
		$B_s, \text{мТл}$	209	209	-	167	167	-	125	125	-
		$S_B, \%/ \text{Тл}$	1,048	1,718	-	1,317	2,120	-	0,888	0,280	-
50	[Fe(2,7)/Cr(2,7)] <sub>15</sub> /Π	$M_0, \%$	0,375	0,413	0,134	0,409	0,459	0,103	-0,127	0,061	0,081
		$B_s, \text{мТл}$	209	209	-	167	167	-	167	125	-
		$S_B, \%/ \text{Тл}$	1,794	1,976	-	2,449	2,749	-	0,760	0,488	-
62	[Fe(3,2)/Cr(2)] <sub>15</sub> /Π	$M_0, \%$	-0,026	0,142	0,079	-	-	-	-0,042	0,096	0,056
		$B_s, \text{мТл}$	41	83	-	-	-	-	125	146	-
		$S_B, \%/ \text{Тл}$	0,634	1,710	-	-	-	-	0,336	0,657	-
80	[Fe(2,4)/Cr(0,6)] <sub>15</sub> /Π	$M_0, \%$	-0,118	0,020	0,021	-0,095	0,009	0	-	-	-
		$B_s, \text{мТл}$	41	83	-	41	12	-	-	-	-
		$S_B, \%/ \text{Тл}$	2,878	0,241	-	2,317	0,750	-	-	-	-



**Рис. 12.** Залежність МО від індукції магнетного поля для плівкової системи  $[\text{Fe}(1,6)/\text{Cu}(1,7)]_{15}/\text{П}$ : невідпаленої (а, в) та відпаленої до  $T_a = 850 \text{ К}$  (б, г) у повздовжній (а, б) і поперечній (в, г) геометріях.

У анізотропних зразках на основі Fe/Cr спостерігається значне зменшення величини  $B_s$  (до 30–40 мТл), що істотно впливає на чутливість МО до магнетного поля. Зазвичай величина чутливості  $S_B$  для невідпалених зразків становить 0,4–3%/Тл, а для відпалених до 900 К не перевищує 0,9%/Тл.

У мультишарах на основі Fe і Cu (рис. 12, табл. 7) у більшості випадків спостерігається анізотропія польових залежностей  $R(B)$ , а, як наслідок, і  $\Delta R/R_s(B)$ , що може бути пояснено різним характером повороту векторів намагнетованості в сторону вісі легкого чи важкого намагнетування. Вказана закономірність характерна для зразків з атомовою концентрацією  $c_{\text{Fe}} > 50 \text{ ат.}\%$ . Необхідно відзначити, що для вказаних зразків величина МО в більшості випадків не перевищує 0,05%. При менших значеннях  $c_{\text{Fe}}$  анізотропія зникає, а величина МО значно збільшується (для  $[\text{Fe}(1,6)/\text{Cu}(1,7)]_{15}/\text{П}$  ( $c_{\text{Fe}} = 48\%$ )  $\Delta R/R_s = 0,1\text{--}0,2\%$ ), що може свідчити про наявність ГМО в мультишарах на основі Fe/Cu. Як видно, при товщині прошарку Cu 0,5–1 нм, що відповідає мінімуму на осциляційній залежності для МО [17], спостерігається значний спад його величини. Термообробка зразків до 850 К приводить до незначного зменшення магнеторезистивного ефекту в трьох геометріях, а за рахунок переважного

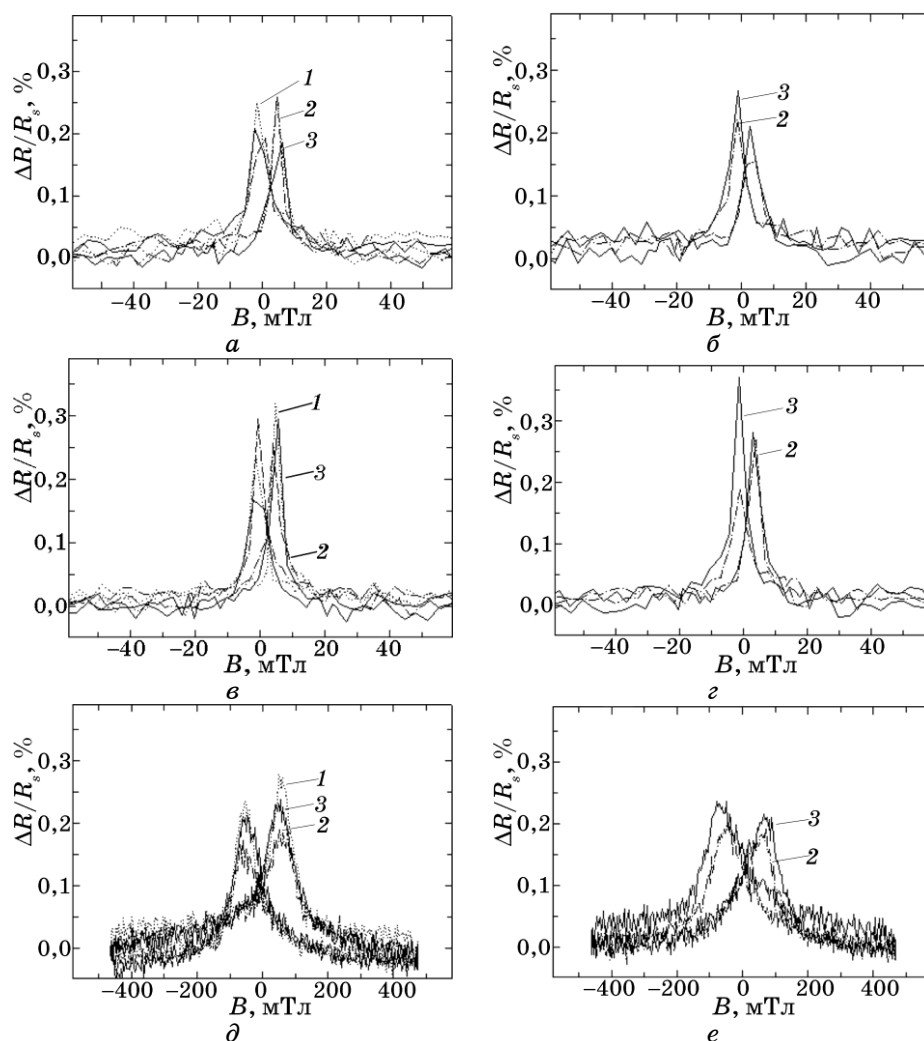
ТАБЛИЦЯ 7. Значення МО, поля насичення та чутливості до магнетного поля для мультишарів  $[\text{Fe}/\text{Cu}]_n$  в трьох геометріях вимірювання.

$c_{\text{Fe}}$ , ат. %	Система		$T = 300 \text{ К}$			$T_{\text{в}} = 850 \text{ К}$		
			геометрія вимірювання			геометрія вимірювання		
				⊥	⊥		⊥	⊥
48	$[\text{Fe}(1,6)/\text{Cu}(1,7)]_{15}/\Pi$	МО, %	0,107	0,184	0,114	0,043	0,074	0,059
		$B_s$ , мТл	167	167	–	167	167	–
		$S_B$ , %/Тл	0,641	1,102	–	0,257	0,443	–
53	$[\text{Fe}(1,9)/\text{Cu}(1,7)]_{15}/\Pi$	МО, %	–0,116	0,020	0,012	–0,103	0,022	0,017
		$B_s$ , мТл	8	167	–	8	83	–
		$S_B$ , %/Тл	14,5	0,120	–	12,9	0,265	–
62	$[\text{Fe}(2,9)/\text{Cu}(1,7)]_{15}/\Pi$	МО, %	–0,124	0,010	0,020	–0,116	0,014	0,034
		$B_s$ , мТл	41	29	–	20	125	–
		$S_B$ , %/Тл	3,024	0,345	–	5,8	0,112	–
77	$[\text{Fe}(2)/\text{Cu}(0,6)]_{15}/\Pi$	МО, %	–0,048	0,015	0,032	–0,015	0,033	0,023
		$B_s$ , мТл	41	29	–	125	167	–
		$S_B$ , %/Тл	1,171	0,517	–	0,120	0,198	–
90	$[\text{Fe}(3,7)/\text{Cu}(0,4)]_{15}/\Pi$	МО, %	–0,023	0,043	0,045	0,010	0,023	0,026
		$B_s$ , мТл	83	83	–	83	167	–
		$S_B$ , %/Тл	0,277	0,518	–	0,120	0,138	–

росту поля насичення  $B_s$  — до зменшення чутливості  $S_B$ . Також необхідно відзначити наявність на магнеторезистивних залежностях гістерези і магнетного насити при малих полях, що спричиняє досить великі значення чутливості до магнетного поля (в зразках із  $d_{\text{Cu}} = 1,7$  нм величина  $S_B$  сягає 0,6–14% /Тл).

У випадку плівкової системи на основі Co і Cu магнеторезистивні властивості досліджувалися для тришарових структур Co/Cu/Co/Π (рис. 13 і рис. 14, табл. 8) із різною концентрацією магнетного компонента. Характерним для них є відсутність анізотропії МО в залежності від геометрії вимірювання, що, як вже зазначалось, являється ознакою ГМО. Відмітимо, що анізотропний перехід МО→ГМО проходить у випадку, коли домінуючий внесок у величину МО вносить спін-залежне розсіяння електронів провідності на інтерфейсах магнетик/немагнетний метал або магнетних гранулях у порівнянні із розсіянням на магнетних моментах домен та їх стінках [40].

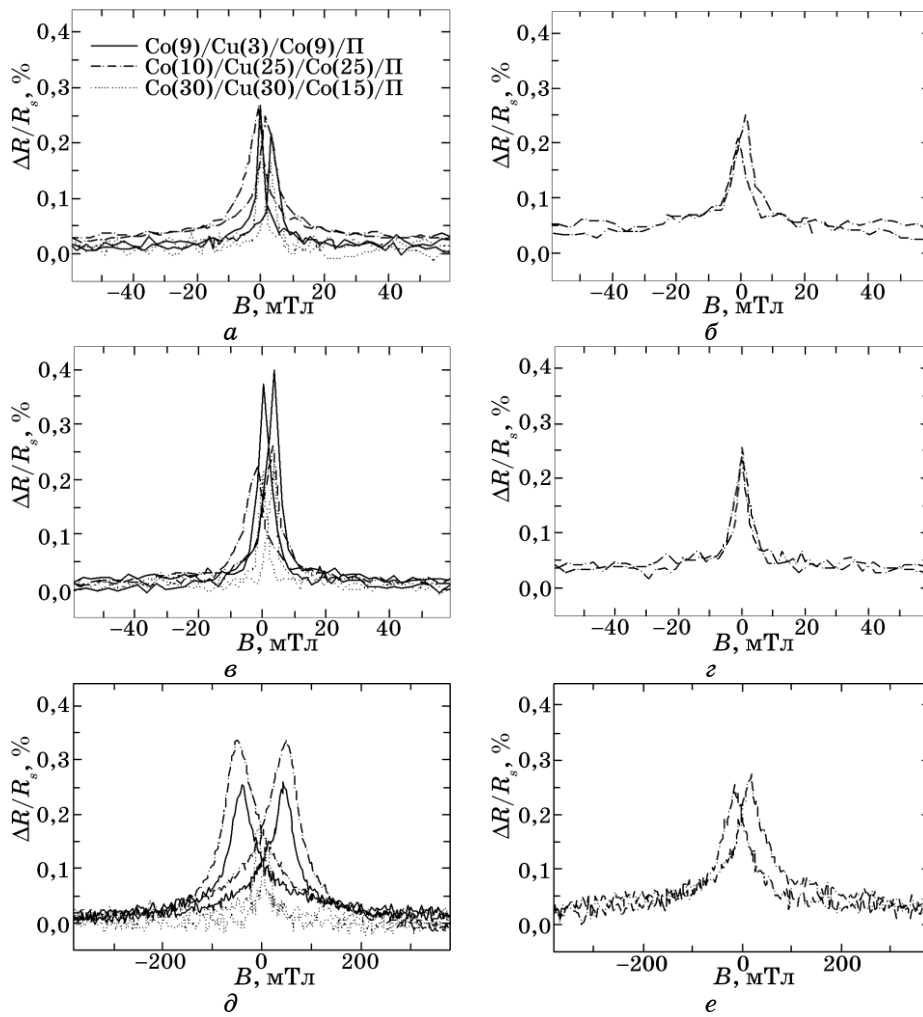
Слід відмітити, що магнеторезистивні властивості розглянутих нами плівкових систем Co/Cu/Co/Π термостабільні: після відпалювання до  $T_{\text{в}} = 700 \text{ К}$  спостерігається незначне зменшення величини МО, що також характерно і для величини поля насичення  $B_s$ . У той же час термообробка зразків Co(14)/Cu(9)/Co(14)/Π (рис. 13) приз-



**Рис. 13.** Залежність МО від індукції магнетного поля для плівкової системи  $\text{Co}(14)/\text{Cu}(x)/\text{Co}(14)/\text{П}$ , невідпаленої (*a, в, д*) та відпаленої до  $T_v = 700 \text{ K}$  (*б, г, е*), у поздовжній (*a, б*), поперечній (*в, г*) та перпендикулярній (*д, е*) геометріях вимірювання;  $x = 6$  (крива 1), 7 (2) та 9 (3) нм.

водить до зменшення магнеторезистивного ефекту в перпендикулярній геометрії та його збільшення в інших геометріях, що також властиво і для індукції  $B_s$  магнетного поля (від 140 до 24 мТл — в перпендикулярній та від 35 до 39 мТл — в поздовжній геометрії).

Для залежності МО від концентрації  $c_{\text{Co}}$  при трьох геометріях вимірювання характерне збільшення значення МО з ростом концентрації атомів  $\text{Co}$  в системі. Особливо це помітно при поперечній гео-



**Рис. 14.** Залежність МО від індукції магнетного поля для плівкових систем  $\text{Co}(9)/\text{Cu}(3)/\text{Co}(9)/\Pi$ ,  $\text{Co}(10)/\text{Cu}(25)/\text{Co}(25)/\Pi$ ,  $\text{Co}(30)/\text{Cu}(30)/\text{Co}(15)/\Pi$ , невідпалених (*a*, *в*, *д*) та відпалених до  $T_b = 700$  К (*б*, *г*, *е*), у повздовжній (*a*, *б*), поперечній (*в*, *г*) та перпендикулярній (*д*, *е*) геометріях вимірювання.

метрії, в якій при концентрації  $c_{\text{Co}} = 60$  ат. % МО становить 0,2% та при 87 ат. % — 0,4% відповідно (табл. 8).

Якщо порівнювати значення індукції насичення при різних геометріях, то зазначимо, що для перпендикулярної воно є найбільшим, що пояснюється присутністю в цій геометрії вісі важкого намагнетування. Досліджувані плівкові системи при значеннях  $\text{МО} = 0,1\text{--}0,4\%$  характеризуються досить великими значеннями величини чутливості до магнетного поля. Найбільше значення  $S_B$  зафі-

**ТАБЛИЦЯ 8.** Значення МО, поля насичення та чутливості до магнетного поля для плівкової системи Co/Cu/Co/Π при різних товщинах в трьох геометріях вимірювання.

$c_{Co}$ , ат. %	Плівкова система		$T = 300 \text{ K}$			$T_B = 850 \text{ K}$		
			геометрія вимірювання			геометрія вимірювання		
				⊥	⊥		⊥	⊥
62	Co(30)/Cu(30)/Co(15)/Π	МО, %	0,192	0,230	0,157	–	–	–
		$B_s$ , мТл	23	21	51	–	–	–
		$S_B$ , %/Тл	0,008	0,011	0,003	–	–	–
66	Co(20)/Cu(25)/Co(25)/Π	МО, %	0,259	0,262	0,337	0,252	0,256	0,250
		$B_s$ , мТл	37	35	100	39	22	100
		$S_B$ , %/Тл	0,007	0,008	0,003	0,007	0,012	0,003
77	Co(14)/Cu(9)/Co(14)/Π	МО, %	0,208	0,295	0,238	0,268	0,371	0,200
		$B_s$ , мТл	30	14	200	44	37	134
		$S_B$ , %/Тл	0,007	0,022	0,001	0,006	0,010	0,002
81	Co(14)/Cu(7)/Co(14)/Π	МО, %	0,261	0,296	0,189	0,222	0,269	0,221
		$B_s$ , мТл	35	29	140	39	37	24
		$S_B$ , %/Тл	0,007	0,010	0,001	0,006	0,007	0,009
83	Co(14)/Cu(6)/Co(14)/Π	МО, %	0,257	0,320	0,277	–	–	–
		$B_s$ , мТл	32	25	100	–	–	–
		$S_B$ , %/Тл	0,008	0,013	0,003	–	–	–
87	Co(9)/Cu(3)/Co(9)/Π	МО, %	0,269	0,400	0,259	–	–	–
		$B_s$ , мТл	28	23	99	–	–	–
		$S_B$ , %/Тл	0,010	0,017	0,003	–	–	–

ксовано для системи Co(14)/Cu(9)/Co(14)/Π і складає 22% /Тл в поперечній геометрії. Значення МО,  $B_s$  та чутливості  $S_B$  для плівкових систем Co/Cu/Co/Π зведено до табл. 8.

При зменшенні товщини проміжного немагнетного шару Cu від 9 до 6 нм поле коерцитивності зменшується від 200 до 100 мТл, відповідно значення чутливості магнетного поля при цьому збільшується від 1,2 до 2,8% /мТл. З даних результатів витікає, що нижній магнетний шар дає більший внесок у величину магнетоопору і збільшення його товщини призводить до збільшення коерцитивності системи.

#### 4. ВИСНОВКИ

У результаті комплексного дослідження структурно-фазового стану, електрофізичних та магнеторезистивних властивостей твердих розчинів у плівкових системах на основі Co і Cu або Ag та Fe і Cr або



Cu, одержаних при різних фізико-технологічних умовах конденсації, встановлено наступне.

1. У дво- та багатошарових плівкових системах на основі Co і Cu вже під час конденсації утворюється метастабільний т.р.(Cu, Co), який при  $T_b \cong 850$  К починає частково розпадатися із виділенням наночастинок Co. Аналогічне утворення т.р. в системах на основі Ag і Co починається при  $T_b \cong 700$  К, причому, поряд з утворенням т.р., спостерігається виділення наногранул Co, хоча після конденсації в них зберігається індивідуальність шарів.

2. У мультишарах на основі Fe/Cr вже на стадії конденсації відбувається утворення т.р.( $\alpha$ -Fe, Cr), який є термічно стабільним; в мультишарових плівкових системах на основі фрагментів Fe/Cu — т.р.(Cu,  $\alpha$ -Fe) на основі ГЦК-ґратниці (при товщинах шарів  $d_{Fe} \leq 1,5$  нм) або ОЦК-ґратниці  $\alpha$ -Fe (в інтервалі товщин  $1,5 < d_{Fe} \leq 2$  нм).

3. Побудовані концентраційні залежності ТКО для плівкових систем Fe/Cu, Fe/Cr і Co/Ag. Врахування впливу структурно-фазового стану плівок на величину термічного коефіцієнта опору здійснено при апробації феноменологічних моделей для ТКО. У випадку багатошарових плівкових систем на основі Fe і Cr та Cu експериментальні величини ТКО узгоджуються із теоретичним моделюванням плівкового стопу, в той час як у випадку систем на основі Co і Ag має місце добре узгодження із граничними випадками моделювання гранульованого стопу.

4. Одержані нові дані про концентраційні та температурні залежності магнетопору мультишарів  $[Fe/Cr]_{15}/\Pi$  і  $[Fe/Cu]_{15}/\Pi$  при трьох геометріях вимірювання, відповідно до яких встановлено:

— для системи Fe/Cr при  $c_{Fe} \geq 45$  ат. % характерна ізотропність польових залежностей  $R(B)$ , що є ознакою ГМО, яка зникає при відпалюванні до 700 К;

— у системі Fe/Cu проявляється анізотропія залежностей  $R(B)$  при концентрації  $c_{Fe} > 50$  ат. %, яка зникає при зменшенні  $c_{Fe}$ ;

— для магнеторезистивного ефекту в плівковій системі Fe/Cu характерні мала величина (0,05%) для невідпалених зразків та її збільшення до 0,2% після термообробки;

— термовідпалювання зразків, збільшення товщини немагнетного прошарку та зменшення товщини магнетного шару приводять до загального зменшення значення МО в плівковій системі Fe/Cr;

— термовідпалювання зразків спричиняє значне зменшення індукції насичення  $B_s$ , що пояснюється рекристалізаційними процесами, а відповідно і збільшенням розміру домен.

5. Здійснено розрахунок чутливості опору до магнетного поля плівок Fe та мультишарів  $[Fe/Cr]_n/\Pi$  і  $[Fe/Cu]_n/\Pi$ ; у невідпалених зразках величина  $S_B = 1-3\%/Tл$  і після відпалу до 900 К зменшується до 0,1-1%/Тл.

6. Величина магнетопору в тришарових плівкових системах

Со/Cu/Со/П характеризується відсутністю анізотропії в трьох геометріях вимірювання та досить великими значеннями величини чутливості магнетного поля; такі результати можуть свідчити про наявність ефекту ГМО в цих структурах.

Роботу виконано в рамках держбюджетної теми № 0112U001381 (2012–2014 рр.).

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. G.-S. Chung, *Sens. Actuators A*, **135**: 355 (2007).
2. S. Tumanski, *Thin Film Magnetoresistive Sensors* (London: Institute of Physics Publishing: 2001).
3. R. Trivedi, G. Mathur, and A. Mathur, *Int. J. Soft Comp. Eng.*, **1**: 23 (2011).
4. Ш. Ковач, Б. Дани, С. Р. Тейгзейра, О. Редон, *Физ. мет. металловед.*, **79**, № 1: 98 (1995).
5. І. Ю. Проценко, І. В. Чешко, Я. Яворський, *Вісник СумДУ. Серія: Фізика, математика, механіка*, **10** (69): 65 (2004).
6. С. І. Проценко, І. В. Чешко, Л. В. Однодворець, І. М. Пазуха, *Структура, дифузійні процеси і магніторезистивні та електрофізичні властивості плівкових матеріалів* (Суми: Вид-во СумДУ: 2008).
7. H. Nabika, K. Akamatsu, M. Mizuhata, A. Kajinami, and S. Deki, *J. Mater. Chem.*, **208**: 244 (2000).
8. M. Kitada, *J. Magn. Magn. Mater.*, **208**: 244 (2000).
9. H. F. Yan, Y. X. Shen, H. B. Guo, and B. X. Liu, *J. Phys. Condens. Matter*, **19**: 026219 (2007).
10. І. В. Чешко, І. Ю. Проценко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **31**, № 7: 963 (2009).
11. K. Yamamoto and M. Kitada, *Thin Solid Films*, **263**: 111 (1995).
12. G. H. Yang, K. W. Geng, F. Zeng, and F. Pan, *Thin Solid Films*, **484**: 283 (2005).
13. O. F. Bakkaloglu and I. H. Karahan, *Turk. J. Phys.*, **25**: 27 (2001).
14. K. Wakoh, T. Hihara, T. J. Konno, K. Sumiyama, and K. Suzuki, *Mater. Sci. Eng. A*, **217–218**: 326 (1996).
15. P. Gorria, D. Martinez-Blanco, J. A. Blanco, M. J. Perez, M. A. Gonzalez, and J. Campo, *Physica B*, **384**: 336 (2006).
16. M. N. Baibich, J. M. Broto, A. Fert, F. Nguyen Van Dau, F. Petroff, P. Eitenne, G. Creuzet, A. Friederich, and J. Chazelas, *Phys. Rev. Lett.*, **61**: 2472 (1988).
17. F. Petroff, A. Barthelemy, D. H. Mosca, D. K. Lottis, A. Fert, P. A. Schroeder, W. P. Pratt, R. Laloee, and S. Lequien, *Phys. Rev. B*, **44**: 5355 (1991).
18. D. H. Mosca, F. Petroff, A. Fert, P. A. Schroeder, W. P. Pratt, Jr., and R. Laloee, *J. Magn. Magn. Mater.*, **94**: L1 (1991).
19. S. S. P. Parkin, N. More, and K. P. Roche, *Phys. Rev. Lett.*, **64**: 2304 (1990).
20. D. H. Mosca, A. Barthelemy, F. Petroff, A. Fert, P. A. Schroeder, W. P. Pratt, Jr., R. Laloee, and R. Cabanel, *J. Magn. Magn. Mater.*, **93**: 480 (1991).
21. A. Fert, A. Barthelemy, P. Etienne et al., *J. Magn. Magn. Mater.*, **104–107**: 1712 (1992).
22. C. P. O. Treutler, *Sens. Actuators A*, **91**: 2 (2001).
23. T. Duenas, A. Sehrbrock, M. Lohndorf, A. Ludwig, J. Wecker, P. Grunberg,

- and E. Quandt, *J. Magn. Magn. Mater.*, **242–245**: 1132 (2002).
24. L. Romashev, A. Rinkevich, A. Yuvchenko, and A. Burkhanov, *Sens. Actuators A*, **91**: 30 (2001).
  25. H. Zhang and W. Wang, *Microsystem Technol.*, **9**: 436 (2003).
  26. С. І. Воробйов, А. О. Степаненко, А. М. Черноус, Ю. М. Шабельник, *Металлофиз. новейшие технол.*, **31**, № 6: 837 (2009).
  27. І. Ю. Проценко, А. М. Черноус, С. І. Проценко, *Прилади та методи дослідження плівкових матеріалів* (Суми: Вид-во СумДУ: 2007).
  28. М. Г. Демиденко, С. І. Проценко, *Образовательные, научные и инженерные приложения в среде LabVIEW и технологии National Instruments: Сб. трудов IX Международной научно-практической конференции* (Москва: РУДН: 2010), с. 379.
  29. Л. А. Чеботкевич, Ю. Д. Воробьев, И. Н. Буркова, А. В. Корнилов, *Физ. мет. металловед.*, **89**, № 3: 56 (2000).
  30. В. Б. Лобода, В. О. Кравченко, Ю. О. Шкурдода, *Ж. нано- та електрон. фіз.*, **1**, № 2: 21 (2009).
  31. К.-М. Н. Lenssen, H. W. van Kesteren, Th. G. S. M. Rijks, J. C. S. Kools, M. C. de Nooijer, R. Coehoorn, and W. Folkerts, *Sens. Actuators A*, **60**: 90 (1997).
  32. Н. П. Лякишев, *Диаграммы состояния двойных металлических систем* (Москва: Машиностроение: 1996).
  33. С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков, *Рентгенографический и электронографический анализ металлов* (Москва: ГНТИ: 1963).
  34. А. И. Кузьменко, Т. А. Прокофьева, И. Е. Проценко, А. В. Яременко, *Известия Акад. наук. Серия: Физическая*, **50**, № 8: 1590 (1986).
  35. Г. И. Фролов, В. С. Жигалов, В. К. Мальцев, *Физ. твердого тела*, **42**, № 2: 326 (2000).
  36. С. І. Проценко, І. В. Чешко, Д. В. Великодний, І. М. Пазуха, Л. В. Одноворець, І. Ю. Проценко, О. В. Синашенко, *Успехи физ. мет.*, **8**, № 4: 247 (2007).
  37. О. В. Сынашенко, Д. Н. Кондрахова, И. Е. Проценко, *Ж. нано- та електрон. фіз.*, **2**, № 4: 96 (2010).
  38. С. І. Проценко, Л. В. Одноворець, І. В. Чешко, *Вісник СумДУ. Серія: Фізика, математика, механіка*, **1**: 22 (2008).
  39. С. І. Проценко, І. В. Чешко, А. Н. Черноус, Ю. М. Шабельник, *'HighMat-Tech-2011': Материалы 3-й Международной конференции* (Киев: 2011), с. 257.
  40. I. Bakonyi and L. Peter, *Prog. Mater. Sci.*, **55**: 107 (2010).

