

І.М. Пазуха, Ю.М. Шабельник, І.Ю. Проценко

Особливості магніторезистивних властивостей гранульованих плівкових сплавів на основі Ag та Co

Сумський державний університет, вул. Римського-Корсакова, 2, 40007,
Суми, Україна, protsenko@aph.sumdu.edu.ua

Представлено аналіз експериментальних даних стосовно магніторезистивних властивостей гранульованих плівкових сплавів на основі Ag та Co. Проаналізовано питання про вплив на величину магнітоопору режимів термообробки, концентрації магнітної компоненти та ін. факторів. Здійснено порівняння отриманих експериментальних даних із магніторезистивного ефекту з літературними даними.

Ключові слова: спін-залежне розсіювання, гранульовані сплави, магнітоопір, геометрія вимірювання.

Стаття постуила до редакції 21.07.2012; прийнята до друку 15.09.2012.

Вступ

Матеріали зі спін-залежним розсіювання електронів мають покращені магніторезистивні (магнітоопір (МО), гігантський магнітоопір (ГМО), коерцитивність) властивості та стабільність характеристик, що дозволяє створювати на їх основі елементну базу мікро- і наноелектроніки та спінтроники [1 - 6].

Гранульовані плівкові сплави на основі Ag та Co відносяться до систем зі спін-залежним розсіювання. Вони мають матрицю із немагнітного матеріалу на основі якої формується твердий розчин т.р. (Ag, Co) і система феромагнітних гранул Co різного розміру (від декількох ангстрем до декількох нанометрів [7 - 9]). Утворення гранульованого плівкового сплаву в системах на основі Ag та Co пов'язане з тією обставиною, що компоненти даної системи мають обмежену взаємну розчинність у масивному стані [10] і тому із надлишкових атомів Co, які про дифундували у решітку Ag, формується система гранул (структура такого сплаву та мікрознімок представлені на рис. 1).

При отриманні гранульованих плівкових зразків із спін-залежним розсіюванням електронів використовуються в основному такі методи: пошарова або одночасна вакуумна конденсація; випарування масивних сплавів; електрохімічне осадження та високочастотне розпилення.

Аналіз робіт, присвячених вивченню магнітоопору зразків, отриманих різними методами (див., наприклад [11 - 17]), показав, що при отриманні методами електрохімічного і високочастотного розпилення величина МО суттєво

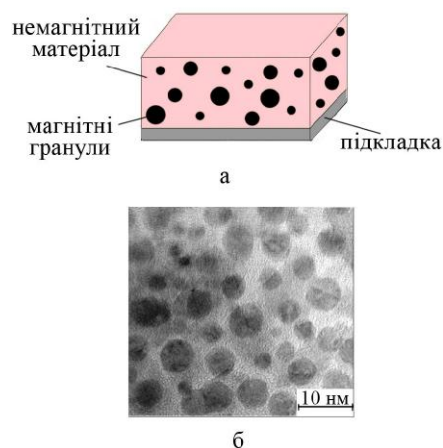


Рис. 1. Схематична структура гранульованого сплаву на основі Co і Ag (а) та його мікроструктура після відпалювання до температури 600 К, отримана в режимі високої розрізняльної здатності (б) [9].

не змінюється. Як видно з рис. 2, величина МО лежить у межах від 1,5 до 7 % (всі вимірювання проводилися при температурі $T = 300$ К). Це пояснюється тим, що у всіх випадках відбувається утворення обмеженого твердого розчину з виділенням наногранул Co.

Суттєва зміна величини МО спостерігається в залежності від температури вимірювання та при переході від перпендикулярної (т.зв. CPP-геометрія – струм протікає перпендикулярно площині зразка) до паралельної (т.зв. CIP-геометрія – струм протікає паралельно площині зразка) геометрії протікання струму. Так в серії робіт В. Пратта та ін. [18 - 20] на прикладі мультишарів на основі Co і Cu або Ag та Fe

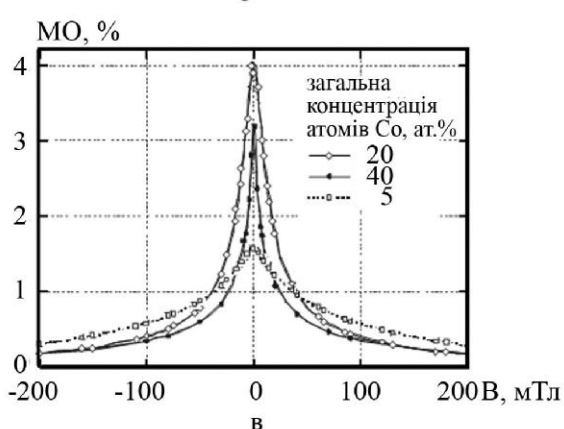
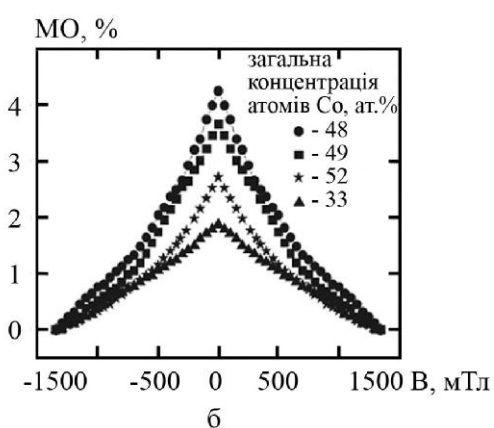
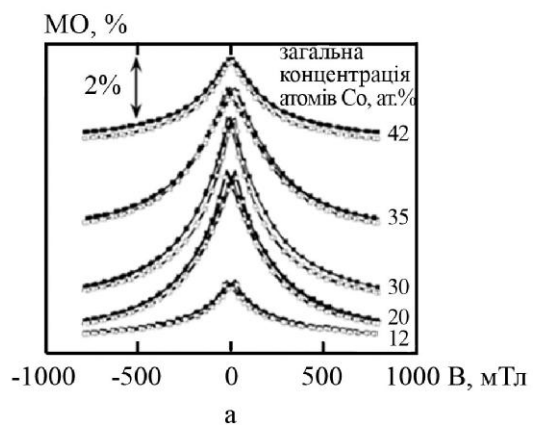


Рис. 2. Залежність МО при $T = 300$ К від величини поля для сплавів на основі Со і Аg, які були отримані різними методами: електрохімічне осадження (а) [11], (в) [13] та височастотне розпилення (б) [12].

і Сг. Отриманих методом пошарової конденсації, було показано, що при вимірюванні у перпендикулярній геометрії величина МО не перебільшує 10 %, в той час як при паралельній геометрії МО досягає 40 % (температура вимірювання $T = 4,2$ К). Аналогічний результат був отриманий при дослідженні магніторезистивних властивостей гранульованих сплавів на основі Со і Аg у паралельній геометрії в роботах [21 - 27].

Широкий інтервал значень магнітоопору (від 1 до 40 %) пов'язаний із режимами термообробки [9, 10]

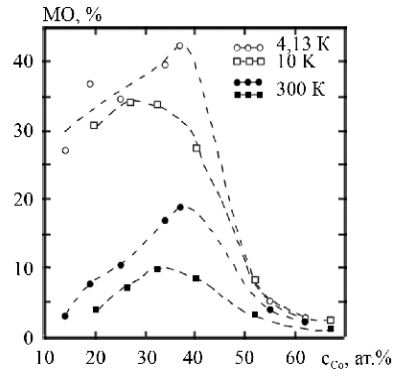


Рис. 3. Залежність величини магнітоопору від концентрації атомів Со при різних температурах вимірювання: ● та ○ із роботи [21]; □ та ■ із роботи [22].

та зміною концентрації атомів Со [13, 21, 22]. Як видно із рис. 3 розмірна залежність магнітоопору від індукції магнітного поля має нелінійний характер. Згідно даних [21] на концентраційних залежностях для плівкового сплаву на основі Аg та Со при $T = 4,2$ К величина МО зростає з 27 до 43 % при збільшенні загальної концентрації c_{Co} в інтервалі від 14 до 37 ат.%. При подальшому збільшенні концентрації атомів Со відбувається різке зменшення величини МО і при $c_{Co} = 60$ ат.% досягає мінімального значення (МО = 2 %). При температурі вимірювання 300 К спостерігається аналогічний характер залежності (максимум спостерігали при $c_{Co} = 38$ ат.%, величина МО = 20 %). Аналогічний характер концентраційної залежності отримали автори роботи [22]. У роботі [13] величина магнітоопору також змінюється в залежності від концентрації атомів кобальту, однак при цьому максимальне значення магнітоопору складає величину 4 % при 300 К і 20 ат.% Со та 14 % при 13 ат.% Со при 10 К, тобто має місце зміщення максимуму на залежностях в сторону менших концентрацій у порівнянні з даними робіт [21, 22]. Зазначимо, що відносно велика величина МО в [13, 21, 22] пов'язана із спин-залежним розсіюванням електронів на магнітних моментах гранул, в результаті чого має місце ефект гігантського магнітоопору. У зв'язку з цим виникає необхідність аналізу динаміки руху електронів у магнітному полі при різній його орієнтації відносно площини плівки. Даний аналіз був проведений і узагальнений автором роботи [28].

Вплив термовідпалювання на величину МО у гранульованих сплавах на основі Аg та Со пов'язаний в першу чергу зі збільшенням розміру наногранул Со та зі зменшенням концентрації дефектів кристалічної будови [8, 9, 24]. Так, у роботі [8] на прикладі сплаву із загальною концентрацією 22 ат.% Со показано, що величина МО змінюється приблизно в межах від 9 ($T = 300$ К) до 12 і 13 % при відпалюванні до $T_b = 400$ і 500 К відповідно. Подальше збільшення температури відпалювання до 600 та 700 К призводить до зменшення величини магнітоопору до значень менших, ніж у невідпаленого зразка (відповідно до 8 та 5 %).

Отримані результати автори пояснюють особливостями гранульованого стану плівок, тобто при збільшенні температури відпалювання відбувається поступове зростання середнього розміру гранул Co від 2,3 до 30 нм. При цьому має місце нерівномірність розподілу гранул Co в матриці Ag та розмиття інтерфейсу на межі поділу гранула/матриця внаслідок переорієнтації кристалів Ag. При термообробці лазерним пучком сплаву із загальною концентрацією 10 ат.% Co 10 імпульсами потужністю $1 \cdot 10^{-5}$, $1,5 \cdot 10^{-5}$ та $2 \cdot 10^{-5}$ Дж/м² магнітоопір зменшується в 4 рази у порівнянні з невідпаленими

зразками, для яких МО складає 16 (10 К), 12 (77 К) і 4 % (300 К) [17]. У даному випадку, як і в роботі [8], при відпалюванні відбувається нерівномірний перерозподіл магнітної компоненти, що призводить до зменшення внеску спін-залежного розсіювання електронів у загальну величину опору плівки.

У роботах [27, 29] було проведено дослідження температури відпалювання та температури підкладки на величину магнітоопору. Авторами роботи [27] було показано, що незалежно від температури підкладки (дослідження проводилися при $T_n = 300, 400$ К, де T_n – температура підкладки) максимум на

Таблиця 1

Залежність величини МО від загальної концентрації атомів Co, температури вимірювання та режиму термообробки

Загальна концентрація c_{Co} , ат. %	Температура вимірювання T , К	Режим термообробки	МО, %	Методика отримання	Література		
14	4,2	-	27	одночасна конденсація	[21]		
37			43				
60			2				
14	300	-	3				
38			20				
60			2				
20	10	-	31	одночасна конденсація	[22]		
28			34				
68			2,5				
20	300	-	4	із масивних сплавів		[13]	
32			10				
68			1				
13	10	-	14		одночасна конденсація		[8]
20	300		4				
22	300	термо-відпалювання, $T_v = 500$ К $T_v = 700$ К	9		високочастотне розпилення		[17]
	300		13				
			5				
10	10	опромінення лазерним пучком	16	одночасна конденсація	[27]		
	77		12				
	300		4				
	10		4				
	77		3				
300	1						
22	300	-	9	молекулярно-променева епітаксія	[29]		
		термо-відпалювання, $T_v = 500$ К	13				
		$T_v = 700$ К	5				
37	370	-	19,5	молекулярно-променева епітаксія	[29]		
		термо-відпалювання, $T_v = 670$ К	9				

концентраційній залежності магнітоопору відповідає $c_{Co} = 22$ ат.% Со, найбільше ж значення МО було отримано при $T_n \cong 300$ К і складає 9%. При відпалюванні в інтервалі температур від 300 до 900 К найбільше значення величини $MO = 13\%$ було отримано при $T_b = 500$ К та $c_{Co} = 22$ ат.% Со. Згідно [29] максимальна величина МО для гранульованого сплаву із загальною концентрацією 37 ат.% Со спостерігалася при температурі підкладки $T_n \cong 370$ та 470 К ($MO = 19,5\%$). Відпалювання до $T_b = 670$ К призводить до поступового зменшення величини МО до 9%. Для зразків, отриманих при температурі підкладки $T_n = 300$ К, температурна залежність МО має максимум 14% при $T_b = 520$ К.

Узагальнення проведеного аналізу літературних даних стосовно залежності величини магніторезистивного ефекту від загальної концентрації атомів Со, температури вимірювання та режимів термообробки представлено у таблиці 1.

Метою даної роботи було вивчення магніторезистивних властивостей гранульованих плівкових сплавів на основі Со Аg, отриманих методом пошарового напilenня у вакуумі з подальшим термовідпалюванням, дослідження концентраційних, температурних залежностей МО; встановлення кореляції отриманих результатів зі структурно-фазовим станом зразків; порівняння ефективності використання пошарової та одночасної конденсації при отриманні гранульованих плівкових сплавів.

I. Методика та техніка експерименту

Гранульовані плівкові сплави були отримані шляхом пошарової конденсації тришарових систем Со/Аg/Со із наступною термообробкою у вакуумній установці типу ВУП-5М (тиск газів залишкової атмосфери 10^{-3} - 10^{-4} Па). Конденсація здійснювалася методами термічного (Аg) та електронно-променевого (Со) випаровування при температурі підкладки (П) $T_n = 300$ К, термовідпалювання до $T_b = 700, 800$ і 900 К терморезистивним методом.

Дослідження магніторезистивних властивостей проводилося при кімнатній температурі з використанням чотириточкової системи у зовнішньому магнітному полі від 0 до 600 мТл. При цьому струм був направлений паралельно площині зразка, а вимірювання магнітоопору проводилися у трьох геометріях – повздовжній (лінії магнітної індукції B направлені вздовж напрямку протікання струму та паралельно площині зразка), поперечній (лінії B направлені перпендикулярно до лінії протікання струму та паралельно площині зразка) та перпендикулярній (лінії B перпендикулярні площині зразка). Схеми геометрій представлена на рис. 4. Величина магнітоопору визначалася за

$$\text{співвідношенням } MO = \frac{\Delta R}{R_S} = \frac{R(B) - R_S}{R_S}, \text{ де } R(B) \text{ і}$$

R_S – опір плівки при заданому полі і полі насичення B_S .

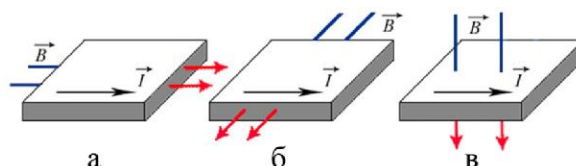


Рис. 4. Схеми повздовжньої (а), поперечної (б) та перпендикулярної (в) геометрій вимірювання магнітоопору.

Кристалічна структура і фазовий склад зразків досліджувався методами електронної мікроскопії та електронографії (прилад ПЕМ-125К).

II. Результати і їх обговорення

Аналіз літературних даних показав, що на магніторезистивні властивості гранульованих плівкових матеріалів впливають різні фактори, тому магнітні дослідження проводилися враховуючи умови одержання, режими термообробки та структурно-фазовий стан зразків.

Дослідження фазового складу тришарових систем Со/Аg/Со/П показали, що після термовідпалювання до $T_b = 700$ К відбувається утворення твердого розчину т.р. (Аg, Со) на основі ГЦК ґратки з середнім параметром $\bar{a} = 0,406$ нм та виділення наногранул Со (рис. 5, табл. 2). Наявність на електронограмах ліній від ГЦК та ГЦП-Со свідчить про те, що твердий розчин утворився не по всьому об'єму плівкової системи. Такий результат підтверджують попередні детальні дослідження структурно-фазового стану плівкових систем на основі Аg і Со, проведені у роботі [30].

Типові магніторезистивні залежності гранульованих плівкових сплавів, отриманих після термовідпалювання тришарових систем Со/Аg/Со до

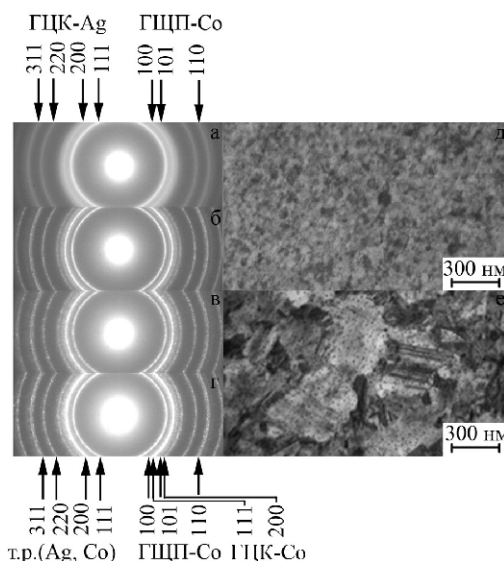


Рис. 5. Дифракційні карти (а-г) та кристалічні структури (д, е) системи Со(10)/Аg(20)Со(10)/П після конденсації (а, д) та після відпалювання до $T_b = 700$ К(б), 800 К (в), 900 К (г, е). В дужках вказана товщина в

Таблиця 2

Фазовий склад плівкової системи Co(10)/Ag(20)Co(10)/П після конденсації та після термовідпалювання до $T_b = 700$ та 900 К

№	невідп.				T_b, K				hkl	фаза
					700		900			
	$d_{hkl},$ нм	a, нм	hkl	фаза	$d_{hkl},$ нм	a, нм	$d_{hkl},$ нм	a, нм		
1	0,236	0,408	111	ГЦК-Ag	0,235	0,407	0,236	0,408	111	т.р. (Ag, Co)
2	0,217	0,250	100	ГЦП-Co	0,215	0,251	0,216	0,251	100	ГЦП-Co
3	0,204	0,408	200	ГЦК-Ag	0,203	0,406	0,203	0,407	200	т.р. (Ag, Co)
						0,351		0,351	111	ГЦК-Co
4	0,191	-	101	ГЦП-Co	0,192	-	0,191	-	101	ГЦП-Co
5	-	-	-	-	0,176	0,352	0,176	0,352	200	ГЦК-Co
5	0,144	0,407	220	ГЦК-Ag	0,144	0,406	0,144	0,406	220	т.р. (Ag, Co)
6	0,124	0,251	110	ГЦП-Co	0,123	0,356	0,123	0,356	110	ГЦП-Co
7	0,123	0,408	311	ГЦК-Ag	0,122	0,405	0,122	0,405	311	т.р. (Ag, Co)
\bar{a} (ГЦК-Ag) = 0,408 нм; \bar{a} (ГЦП-Co) = 0,250 нм					\bar{a} (Ag, Co) = 0,406нм; \bar{a} (ГЦП-Co) = 0,251 нм \bar{a} (ГЦК-Co) = 0,352 нм		\bar{a} (Ag, Co) = 0,407нм; \bar{a} (ГЦП-Co) = 0,251нм \bar{a} (ГЦК-Co) = 0,352 нм			
a_0 (ГЦК-Ag) = 0,408 нм; a_0 (ГЦП-Co) = 0,250 нм; a_0 (ГЦК-Co) = 0,355 нм [6]										

Таблиця 3

Величина магнітоопору у трьох геометріях вимірювання для гранульованих сплавів, сформованих після термовідпалювання тришарових систем Co/Ag/Co до $T_b = 700, 800$ і 900 К

Зразок	Загальна товщина, d, нм	$c_{Co},$ ат. %	МО, %								
			поздовжн. геом.			попереч. геом.			перпенд. геом.		
			700 К	800 К	900 К	700 К	800 К	900 К	700 К	800 К	900 К
Co(5)/Ag(5)/Co(5)/П	15	75	-	0,55	0,50	-	0,60	0,60	-	0,45	0,40
Co(5)/Ag(10)/Co(5)/П	20	60	-	1,35	1,60	-	1,5	1,80	-	0,9	0,75
Co(5)/Ag(15)/Co(5)/П	25	50	0,50	0,55	0,45	0,6	0,7	0,60	0,50	0,50	0,40
Co(15)/Ag(10)/Co(5)/П	30	75	0,25	0,25	-	0,35	0,45	-	0,25	0,20	-
Co(5)/Ag(25)/Co(5)/П	35	38	0,30	0,55	0,40	0,5	0,55	0,55	0,40	0,50	0,45
Co(10)/Ag(20)/Co(10)/П	40	60	0,70	0,79	0,75	0,70	0,78	0,72	0,65	0,72	0,65

$T_b = 800$ К, представлені на рис. 6, 7. Результати вимірювання магнітоопору зведені у табл. 3. Як видно із рис. 6, у плівковому зразку Co(10)/Ag(20)/Co(10)/П (у дужках вказана товщина в нм) реалізується гігантський магнітоопір, величина якого становить 0,8% у поздовжній і поперечній геометріях та 0,7% у перпендикулярній геометрії при загальній концентрації атомів $c_{Co} = 60$ ат.%. При зменшенні товщини окремих шарів відбувається зміна характеру польових залежностей (рис. 7). У даному випадку має місце магнітоопір з ознаками ГМО [32], хоча на прикладі зразка Co(5)/Ag(15)/Co(5)/П, проілюстровано все-таки ГМО, величина якого неізотропна, та має місце гістерезис. Можливим поясненням відмінності характеру магніторезистивних залежностей для плівкових систем, представлених на рис. 7, може бути невдалий

підбір товщини окремих шарів ($d_{Co} = 5$ нм, $d_{Ag} = 10 - 15$ нм), в результаті чого гранульований стан практично не реалізується внаслідок неефективності дифузійних процесів при термовідпалюванні. Концентрація гранул Co незначна у порівнянні з загальною концентрацією атомів Co. При цьому, швидше за все, наногранули Co в матриці Ag розподілені нерівномірно, що і призводить до зменшення долі спін-залежного розсіювання в загальну величину опору плівки. Таким чином, при використанні методу пошарової конденсації для того, щоб збільшити величину МО та отримати ГМО досить важливо правильно підібрати товщини окремих компонентів. При цьому треба відмітити, що для зразків, представлених в табл. 3, величина МО не перебільшує 2%. Найбільше значення було отримано у поперечній геометрії вимірювання. Якщо

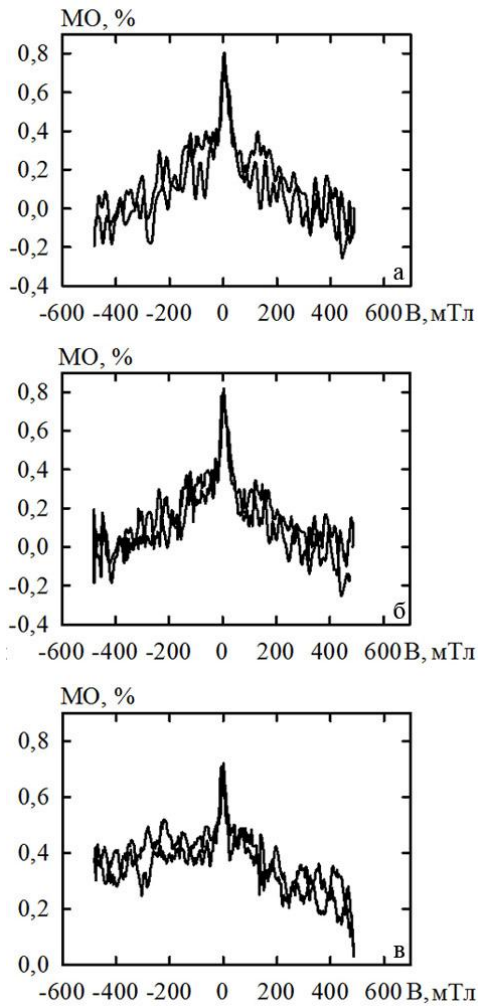


Рис. 6. (Залежність МО від індукції магнітного поля для плівкової системи $\text{Co}(10)/\text{Ag}(20)/\text{Co}(10)/\text{P}$ відпаленої до $T_b = 800$ К. Геометрії вимірювання: поздовжня (а), поперечна (б) та перпендикулярна (в).

порівнювати даний результат з даними для гранульованих плівкових сплавів на основі Ag і Co, отриманих іншими методами [11 - 17], то величина МО дещо менша. Як зазначалося вище за даними цих робіт величина МО лежить у межах від 1,5 до 7 % при температурі вимірювання 300 К.

Порівняльний аналіз результатів, представлених у табл. 2 свідчить про те, що при термообробці до 800 К відбувається незначне зростання величини МО у всіх трьох геометрії, а при термообробці до 900 К – незначне зменшення. Винятком є система $\text{Co}(5)/\text{Ag}(10)/\text{Co}(5)/\text{P}$, для якої МО збільшувався у всьому діапазоні температур у поздовжній та поперечній геометрії вимірювання. Також треба зауважити, що зменшення величини МО при збільшенні температури відпалювання спостерігалось при $T_b = 900$ К, в той час як в роботі [8] зменшення МО спостерігається вже при 600 К.

Результати, представлені на рис. 8 ілюструють вплив концентрації атомів Co на величину МО. Було встановлено, що розмірні залежність магнітоопору

для гранульованих сплавів, сформованих після термовідпалювання тришарових систем $\text{Co}(5)/\text{Ag}(x)/\text{Co}(5)/\text{P}$ до $T_b = 800$ (а) та 900 К (б), в трьох геометріях вимірювання (рис. 7) мають нелінійний характер. Максимум на залежностях спостерігається при $d_{\text{Ag}} = 10$ нм для всіх трьох геометрій. Концентрація атомів Ag та Co при цьому становить 40 та 60 ат.% відповідно. Порівнюючи отриманий результат з даними інших авторів треба зазначити, що спостерігається деяка невідповідність, а саме має місце зміщення максимуму на залежностях в бік більших концентрацій у порівнянні з даними робіт [13, 21, 22].

Висновки

Величина ГМО суттєво не залежить від методики одержання гранульованих сплавів, а визначається умовами одержання, структурними особливостями зразка, режимами термообробки, концентрацією компонент та ін. факторами.

У плівкових системах на основі Co та Ag, отриманих методом пошарової конденсації з подальшим термовідпалюванням, відбувається утворення твердого розчину (Ag, Co) з виділення наногранул Co при $T_b > 700$ К, що призводить до виникнення ГМО у всіх трьох геометрії вимірювання.

Для магніторезистивного ефекту плівкових гранульованих сплавів на основі Ag та Co характерна величина 0,40-0,50% при $c_{\text{Co}} = 38$ ат.% у залежності від геометрії вимірювання. Збільшення концентрації атомів Co спочатку призводить до зростання величини МО майже в три рази ($\Delta R/R_s = 1,5 - 1,8$ %; $c_{\text{Co}} = 60$ ат.%), а потім до зменшення ($\Delta R/R_s = 0,4 - 0,5$ % при $c_{\text{Co}} = 70$ ат.%). Термовідпалювання призводить до незначного зростання величини МО при $T_b = 800$ К та зменшення МО при $T_b = 900$ К у всіх трьох геометрії вимірювання.

Аналіз дослідження структурно-фазового стану і магніторезистивних властивостей плівкових систем на основі Ag і Co вказують на те, що методика пошарової конденсації із наступним термовідпалюванням даних систем може бути ефективно використана для формування гранульованих плівкових сплавів та подальшого дослідження їх магніторезистивних залежностей.

Робота виконана в рамках бюджетної тематики № 0112U001381 Міністерства освіти і науки, молоді та спорту України.

Пазуха І.М. – к.ф.-м.н., старший викладач кафедри прикладної фізики;
Проценко І.Ю. – д.ф.-м.н., професор, зав. каф. прикладної фізики;
Шабельник Ю.М. – аспірант кафедри прикладної фізики СуМДУ.

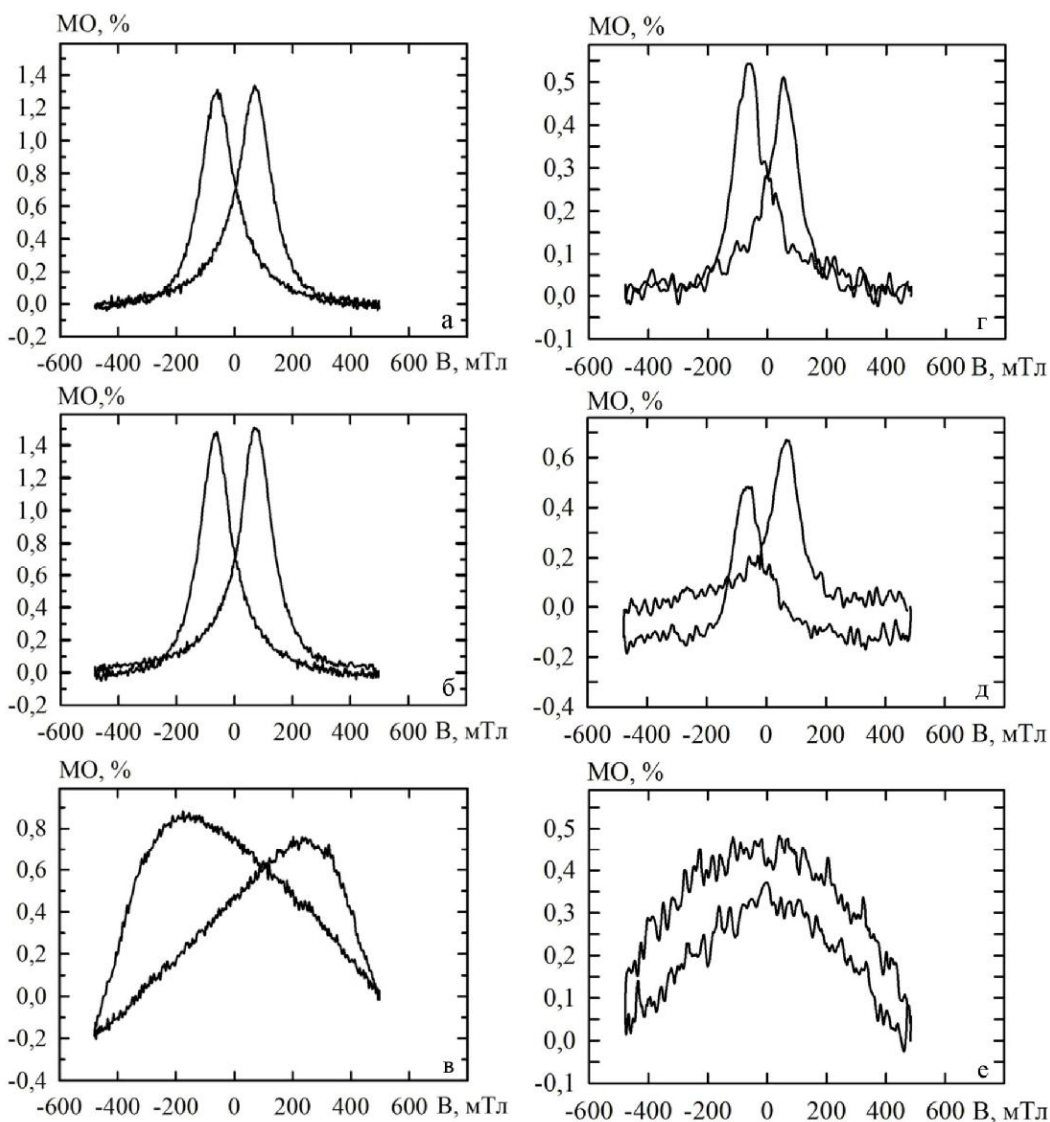


Рис. 7. Залежність МО від індукції магнітного поля для плівкових систем Co(5)/Ag(10)/Co(5)/П (а-в) та Co(5)/Ag(15)/Co(5)/П (г-е), відпалених до $T_b = 800$ К. Геометрії вимірювання: поздовжня (а, б), поперечна (в, г) і перпендикулярна (д, е)

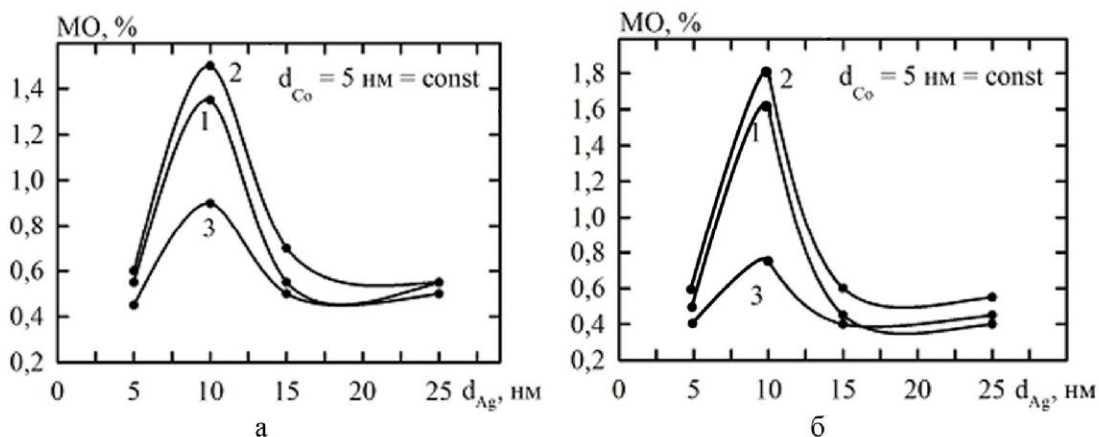


Рис. 8. Розмірні залежності магнітоопору для гранульованих сплавів, сформованих після термовідпалювання тришарових систем Co(5)/Ag(x)Co(5)/П до $T_b = 800$ (а) та 900 К (б). Геометрія вимірювання: 1 – поздовжня; 2 – поперечна; 3 – перпендикулярна

- [1] Mitra Djamal, Ramli. Proc. Eng. 32, 60 (2012).
- [2] M. Tanaka. J. Cryst. Growth 278(1-4), 25 (2005).
- [3] S. Arana, N. Arana, F.J. Gracia, E. Castano. Sensor. Actuat. A: Phys. 123–124, 116 (2005).
- [4] O.V. Tretjak, V.A. L'vov, O.V. Baranov. Fizichni osnovi spinovoi elektroniki (KNU, Kiev, 2002).
- [5] J.M. Daughton. J. Magn. Magn. Mater. 192(2), 334 (1999).
- [6] S. Rubin, M. Holdennried, H. Micklitr. J. Magn. Magn. Mater. 203(1-3), 97 (1999).
- [7] P. Grunberg, J. Barnas, F. Saurenbach. J. Magn. Magn. Mater. 93, 58 (1993).
- [8] J.H. Du, W.J. Liu, Q. Li, H. Sang, S.Y. Zhang, Y.W. Du, D. Feng. J. Magn. Mag. Mater. 191(1-2), 17 (1999).
- [9] J. Du, B. Zhang, R.K. Zheng. Phys. Rev. B 75(1), 014415 (2007).
- [10] Diagrammy sostojanija dvojnih metallicheskih sistem. Pod. red. N.P. Ljakisheva. 2 (Mashinostroenie, Moskva, 1997).
- [11] Jose Garcia-Torres, Elisa Vallés, Elvira Gómez. Mater. Lett. 65(12), 1865 (2011).
- [12] S. Kenane, J. Voiron, N. Benbrahim, E. Chainet, F. Robaut. J. Magn. Magn. Mater. 297(2), 99 (2006).
- [13] V.V. Hiep, N. Chau, D.M. Hong, N.H. Luong. J. Magn. Magn. Mater. 310(2), 2524 (2007).
- [14] S.P. Wong, M.F. Chiah, W.Y. Cheung, N. Ke, J.B. Xu. Nucl. Instrum. Meth. B 148(1-4), 813 (1999).
- [15] S. Honda, H. Yamane, M. Nishino, M. Nawate. J. Magn. Magn. Mater. 193(1-3), 492 (1999).
- [16] F. Zeng, X.W. Li, Y. Gu, C. Song, R.L. Zong, K.W. Geng, Y.L. Gu, F. Pan, J. Wang, W.S. Yan, B. He. J. Alloy. Compd. 458(1-2), 5 (2008).
- [17] E. Agostinelli, D. Fiorani, S. Foglia. Mater. Sci. Eng. C 19(1-2), 151 (2002).
- [18] W.P. Pratt, S.F. Lee, J.M. Slaughter, R. Loloee, P.A. Schroeder, J. Bass. Phys. Rev. Lett. 66(23), 3061 (1991).
- [19] W.P. Pratt Jr., S.-F. Lee, P. Holody, Q. Yang, R. Loloee, J. Bass, P.A. Schroeder. J. Magn. Magn. Mater. 126(1-3), 406 (1993).
- [20] J. Bass, W.P. Pratt Jr. J. Magn. Magn. Mater. 200(1-3), 274 (1999).
- [21] F. Conde, C. Gomez-Polo, A. Hemando. J. Magn. Magn. Mater. 138(1-2), 123 (1994).
- [22] M.M. Pereira de Azevedo, G.N. Kakazei, A.F. Kravetz, V.S. Amara, Yu.G. Pogorelov, J.B. Sousa. J. Magn. Magn. Mater. 196-197, 40 (1999).
- [23] V.G. Kravets, D. Bozes, J.A.D. Matthew, S.M. Thompson. Phys. Rev. B 65(5), 054415-1 (2004).
- [24] E.A.M. Alphen, P.A.A. Heijden, W.J.M. Jonge. J. Magn. Magn. Mater. 140-144(1), 609 (1995).
- [25] T. Lorenz, M. Moske, H. Geisler, R. Helmolt. Thin Solid Films 275(1-2), 220 (1996).
- [26] S. Kenane, E. Chainet, B. Nguyen, A. Kadri. Electrochem. Commun. 4(2), 167 (2002).
- [27] H. Sang, Z.S. Jiang, G. Guo. J. Magn. Magn. Mater. 140-144(1), 589 (1995).
- [28] S. V. Panchenko, O.A. Sologub. Physics and Chemistry of Solid State, 4(1), 7 (2003).S.
- [29] M. Gester, K. Ounadjela. J. Magn. Magn. Mater. 165(1-3), 323 (1997).
- [30] I.V. Cheshko, I.Ju. Procenko. Metallofiz. novejshe tehnol. 31(7), 963 (2009).
- [31] C.C. Gorelik, L.N. Rastorguev, Ju.A. Skakov, Rentgenograficheskij i jelektronno-opticheskij analiz. Prilozhenija (Metallurgija, Moskva, 1970).
- [32] I. Bakonyi, L. Peter. Prog. Mater. Sci. 55(3), 107 (2010).

I.M. Pazukha, I.Yu. Protsenko, Yu.M. Shabelnyk

Magneto-resistive Properties of Granular Films Based on Ag and Co

Sumy State University, 2, Rimsky-Korsakov Str., Sumy, 40007, Ukraine, protsenko@ahp.sumdu.edu.ua

The analyses experimental data of magneto-resistive properties of granular films based on Ag and Co were presented. The magneto-resistance dependence on thermal treatment, magnetic component concentration and others factors was analyzed. The comparison of the experimental data of magneto-resistance effect investigation with literary data was presented.