

PACS numbers: 68.37.Lp, 68.55.jd, 68.55.Nq, 68.60.Dv, 73.50.Lw, 73.61.At, 81.15.Ef

Структурно-фазовий стан та електрофізичні властивості плівкових систем на основі пермалою і срібла

Д. О. Шуляренко, І. М. Пазуха, О. В. Пилипенко, Л. В. Одноворець

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

Представлено експериментальні результати стосовно структурно-фазового стану й електрофізичних властивостей плівкових систем на основі пермалою та срібла, одержаних методом одночасної конденсації компонентів. Одержано концентраційні залежності питомого опору, термічного коефіцієнта опору, а також концентраційну залежність температури заліковування дефектів у системі. Показано, що зміна концентрації атомів немагнетного матеріалу в діапазоні від 20 до 85 ат. % приводить до появи мінімуму або максимуму на залежностях $\rho(c_{Ag})$ і $\beta(c_{Ag})$ відповідно, що пов'язане зі змінами у кристалічній структурі зразків.

The experimental results concerning crystal structure, phase state, and electrophysical properties of thin-film systems based on permalloy and silver prepared by co-evaporation methods are presented. The concentration dependences of resistivity and temperature coefficient of resistance, and the concentration dependence of temperature of the healing of defects are obtained. As demonstrated, the change of concentration of non-magnetic atoms in the range from 20 to 85 at.% leads to appearing minimum or maximum on the $\rho(c_{Ag})$ and $\beta(c_{Ag})$ dependences, respectively, that is conditioned by the changes in a crystal structure of samples.

Представлены экспериментальные результаты, относящиеся к структурно-фазовому состоянию и электрофизическим свойствам плёночных систем на основе пермаллоя и серебра, полученных методом одновременной конденсации компонентов. Получены концентрационные зависимости удельного сопротивления, температурного коэффициента сопротивления, а также концентрационная зависимость температуры залечивания дефектов в системе. Показано, что изменение концентрации атомов немагнитного материала в диапазоне от 20 до 85 ат.% приводит к появлению минимума или максимума на зависимостях $\rho(c_{Ag})$ и $\beta(c_{Ag})$ соответственно, что связано с изменениями в кристаллической структуре образцов.

Ключові слова: плівковий стоп, одночасна конденсація, питомий опір, термічний коефіцієнт опору, температура заліковування дефектів, концентраційна залежність.

Key words: thin-film alloy, co-evaporation, resistivity, temperature coefficient of resistance, temperature of the healing of defects, concentration dependences.

Ключевые слова: плёночный сплав, одновременная конденсация, удельное сопротивление, температурный коэффициент сопротивления, температура залечивания дефектов, концентрационная зависимость.

(Отримано 13 листопада 2018 р.)

1. ВСТУП

Плівкові стопи на основі Ni та Fe при концентрації атомів Fe (c_{Fe}) до 50 ат.% відносяться до пермалоїв магнетом'яких феромагнетних матеріалів, які широко використовуються при формуванні спін-вентильних структур, магнетних тунельних переходів тощо [1–3]. Властивості таких стопів можуть бути змінені у широких межах шляхом додавання третього компонента [4, 5]. Так, наприклад, додаючи до складу пермалоїєвих плівкових стопів $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ чи $\text{Ni}_{50}\text{Fe}_{50}$ немагнетний матеріал Ag, Au чи Cu, можна сформувати структури, в яких проявляється ефект гігантського магнетопору (ГМО) [6, 7]. Саме завдяки прояву даного ефекту різні аспекти та особливості структурних, магнетних і магнеторезистивних властивостей плівкових систем на основі феромагнетних і шляхетних металів широко вивчаються протягом останніх десятиліть. Зокрема, у роботі [6] було показано, що величина ГМО системи $(\text{Ni}_{50}\text{Fe}_{50} + \text{Cu})/\text{П}$, одержаної методом одночасного магнетронного розпорошення, залежить від концентрації компонентів та пов'язана зі змінами середнього розміру гранул магнетного компонента. Так, найбільше значення амплітуди ефекту 1,8% було одержано при $c_{\text{Cu}} = 68$ ат.%, за якої середній розмір гранул пермалою становить 3,5 нм. Автори роботи [8] дослідили вплив процесу термовідпалювання на магнеторезистивні властивості плівкової системи $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20} + \text{Ag})/\text{П}$ для широкого діапазону концентрацій $c_{\text{Ag}} = 5\text{--}95$ ат.%. У роботі [9] наведено результати комплексного дослідження кристалічної структури, фазового складу, електрофізичних і магнеторезистивних властивостей гранульованих плівкових стопів на основі Fe і Ag або Au. У той же час, детальні експериментальні дослідження електрофізичних властивостей структур на основі плівкового стопу $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag не були проведені, не дивлячись на те, що параметри питомого опору ρ та β — це базові параметри впливу на електронні, деформаційні, магнетні й інші вла-

стивості плівкових матеріалів.

У нашій попередній роботі [10] були проведені дослідження впливу загальної товщини плівкової системи на основі $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag лише при концентрації атомів немагнетного компонента 63 ат.%. Вибір даної концентрації був обумовлений тим, що саме при $c_A = 63$ ат.% в системі спостерігалось найбільше значення ізотропного магнеторезистивного ефекту. У роботі [10] були одержані розмірні залежності питомого опору та термічного коефіцієнта опору. Мета даної роботи полягає у дослідженні електрофізичних властивостей (питомий опір та термічний коефіцієнт опору) плівкових систем на основі стопу $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag , одержаних методом одночасної конденсації компонентів у вакуумі, залежно від концентрації атомів немагнетного компонента. Також буде з'ясовано вплив концентраційного ефекту на величину температури заліковування дефектів (T_d) досліджуваних структур.

2. МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Тонкоплівкові зразки одержувалися за методом одночасного електронно-променевого випарування пермалою $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ (Пу) та Ag за кімнатної температури у вакуумній камері приладу ВУП-5М при тиску газів залишкової атмосфери у 10^{-4} Па. Зразки осаджувалися на серію ситалових підкладок, розташованих в ряд (рис. 1). Це уможливило в одному технологічному циклі одержати плівкові структури, концентрація складових компонентів яких змінювалася у широких межах. Швидкість конденсації компонентів мала величину близько 0,1 нм/с. Загальна товщина зразків, яка контролювалася методом *in situ* кварцового резона-

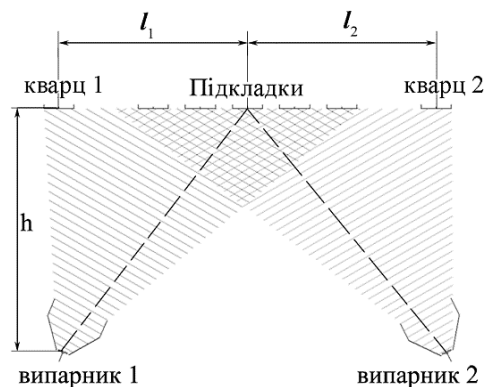


Рис. 1. Геометрія системи (випарники (1, 2), підкладки та кварцові резонатори (1, 2)) для одержання плівкових систем на основі Пу та Ag з різною концентрацією компонентів і схеми для розрахунку концентрації.¹

тора, становила 55 нм. Виходячи із геометрії розташування випарників, підкладинок і кварцових пластин (рис. 1), їх розрахунок здійснювався виходячи із товщини окремих компонентів для заданої точки підкладинки за співвідношенням для точкового випарника [11]:

$$d_1 = d_{01} \left[1 + \left(\frac{l_1}{h} \right)^2 \right]^{\frac{3}{2}}, \quad d_2 = d_{02} \left[1 + \left(\frac{l_2}{h} \right)^2 \right]^{\frac{3}{2}},$$

де d_0 — товщина півки в точці над випарником; h — висота випарника над кварцовим резонатором; l_1 та l_2 — віддаль від точки, в якій визначається товщина до першого та другого кварцових резонаторів відповідно.

Хемічний склад і співвідношення концентрацій елементів контролювалися методом енергодисперсійної аналізи (прилад Tescan VEGA3). Точність визначення концентрації компонентів становила $\pm 1\%$. Приклад EDX-спектру для системи з концентрацією $c_{Ag} = 34$ ат. % представлено на рис. 2, із якого видно, що EDX-спектер містить піки Ni і Fe як компонентів Pu та Ag. Пік з найбільшою інтенсивністю при 1,5 кВ відповідає матеріялу підкладинки. Таким чином було одержано серію зразків (Pu + Ag)/П, концентрація компонентів яких змінювалася у діапазоні $c_{Ag} = 20$ –85 ат. %.

Термооброблення зразків проводилося у вакуумній камері при тиску газів 10^{-4} Па у автоматизованому режимі, який уможливорює здійснювати контроль швидкості нагрівання зразків, проводити запис та обробку експериментальних даних. З метою дослідження терморезистивних властивостей зразки після осадження

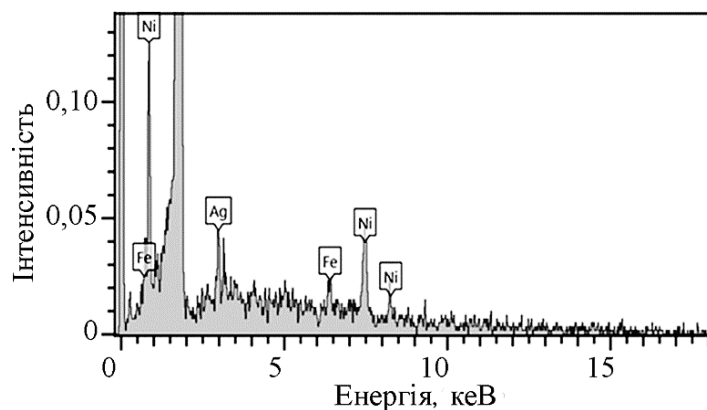


Рис. 2. Енергодисперсійні спектри для плівкових систем на основі Pu та Ag загальною товщиною 55 нм при концентрації $c_{Ag} = 34$ ат. %.²

відпалювалися протягом двох циклів «нагрівання↔охолодження» в температурному інтервалі 300–520 К. Виходячи з експериментальних даних, були побудовані температурні залежності питомого опору $\rho(T)$. Величина термічного коефіцієнта опору (ТКО) розраховувалася виходячи з даних для другого циклу охолодження за співвідношенням $\beta = \rho^{-1}(300)(\Delta\rho/\Delta T)$, де $\rho(300)$ — початкове значення питомого опору, $\Delta T = 5$ К.

Дослідження фазового складу та кристалічної структури зразків до та після термовідпалювання проводилося методами електроннографії й електронної мікроскопії (прилад ПЕМ-125К).

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ

3.1. Структурно-фазовий стан

Істотний вплив на електрофізичні властивості плівкових наносистем мають процеси конденсаційно-стимульованої та термодифузії, які можуть спричинити зміни у структурно-фазовому стані зразків як у процесі конденсації (по відношенню до вихідного складу компонентів системи), так і при подальшому термовідпалюванні. Тому на першому етапі даної роботи були проведені дослідження структурно-фазового стану тонкоплівкових систем на основі Pb та Ag до та після термовідпалювання для всього діапазону концентрацій. На рисунках 3 та 4 представлено типові електроннограми та мікроснімки кристалічної структури для плівкових систем $(\text{Pb} + \text{Ag})/\text{Si}$ загальною товщиною у 55 нм, одержаних методом одночасної конденсації компонентів, при $c(\text{Ag}) = 60$ ат. % у свіжосконденсованому стані та після термовідпалювання до температури заліковування дефектів у 500 К. Для більш детальної

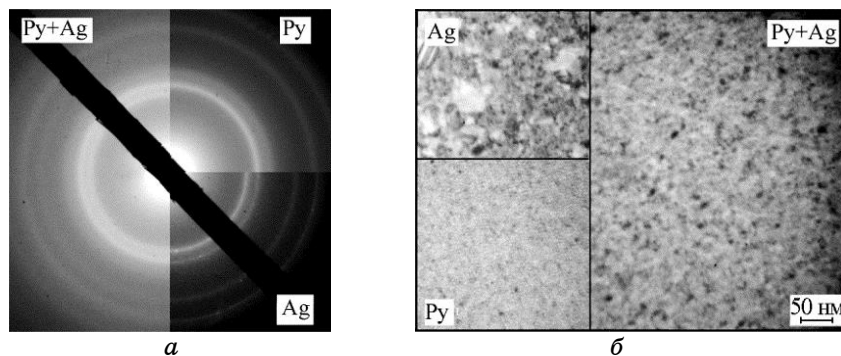


Рис. 3. Дифракційні картини (а) та мікроснімки кристалічної структури (б) плівкового зразка $(\text{Pb} + \text{Ag})/\text{Si}$ при $c_{\text{Ag}} = 60$ ат. % загальною товщиною у 55 нм і його складових компонентів після конденсації.³

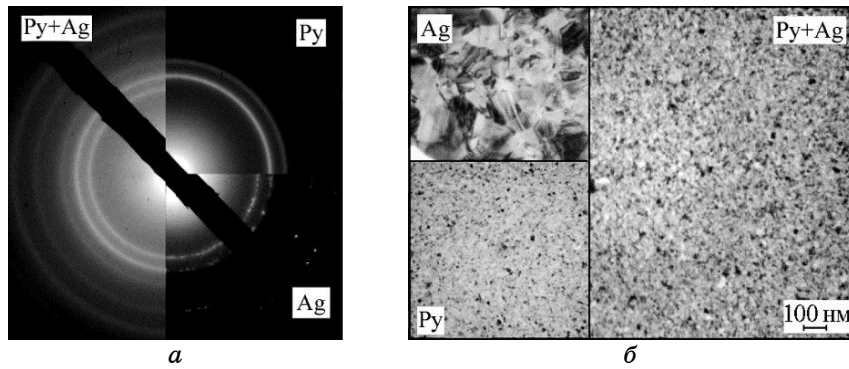


Рис. 4. Дифракційні картини (*a*) та мікроснімки кристалічної структури (*б*) плівкового зразка (Pu + Ag)/П при $c_{Ag} = 60$ ат. % загальною товщиною у 55 нм і його складових компонентів після термовідпалювання до 500 К.⁴

аналізи поруч із системою (Pu + Ag)/П були проведені дослідження структурно-фазового стану складових компонентів системи — Pu та Ag відповідно (відповідні електронोगрами та мікроснімки також представлено на рис. 3 та 4).

Аналіза одержаних даних показала, що фазовий стан зразків після конденсації, незалежно від концентрації атомів Ag у системі, представляє собою комбінацію двох ГЦК-ґратниць, які достатньо чітко збігаються з дифракційними картинами для одношарових зразків пермалою та срібла. Отже, можна зробити висновок: в системі (Pu + Ag)/П фіксується двофазовий склад, який відповідає комбінації ГЦК-Ni₃Fe + ГЦК-Ag із середніми значеннями параметрів ґратниць \bar{a} (ГЦК-Ni₃Fe) = 0,3532 нм і \bar{a} (ГЦК-Ag) = 0,4075 нм, що відповідає даним для одношарових плівок ГЦК-Ag ($\bar{a} = 0,4076$ нм) і ГЦК-Pu ($\bar{a} = 0,3537$ нм) та у межах похибки експерименту величинам параметра ґратниці для масивних матеріалів для Ag [12] та Pu [13]. Відсутність додаткових ліній на електронोगрамах, як від досліджуваного зразка, так і його складових компонентів, свідчить, що домішкові фази (оксиди, карбіди тощо) не утворюються або знаходяться в такій кількості, що електронграфічно не фіксуються.

Аналізуючи розподіл інтенсивностей ліній на електронोगрамах, слід відмітити, що внаслідок збігу ліній з міжплощинними відстанями $d_{200}(Ag)$ і $d_{111}(Ni_3Fe)$ та $d_{311}(Ag)$ і $d_{220}(Ni_3Fe)$ на електронोगрамах від зразків (Pu + Ag)/П відбувається перерозподіл інтенсивностей на дифракційній картині (рис. 3.3, *a*). Також на електронogramі для зразка на основі Pu і Ag, одержаного одночасною конденсацією компонентів, дифракційні кільця є дещо розмитими, що пов'язано з тим, що зразок у вихідному стані має нанокристалічну структуру. Даний висновок підтверджують результати

досліджень кристалічної структури зразків після конденсації (рис. 3, б). Використання методи одночасної конденсації приводить до істотного зменшення кристалітів Ag, на відміну від одношарової плівки Ag, яка у вихідному стані складається з кристалітів з середнім розміром зерна $L=20$ нм. Це відбувається за рахунок додавання магнетного компонента, який у вихідному стані має типову для феромагнетних матеріалів лабіринтну структуру з середнім розміром зерна, що не перевищує 5 нм. Нанорозмірні кристаліти магнетного матеріалу при одночасній конденсації сповільнюють зростання кристалів немагнетного матеріалу в об'ємі зразка. Це узгоджується з даними роботи [6], авторами якої для системи (Pу + Cu)/П показано, що при $c(\text{Cu}) = 68$ ат. % середній розмір зерна магнетного компонента становить 3,5 нм.

Процес термовідпалювання зразка не приводить до змін його фазового стану (рис. 4, а). Плівкова система на основі Pу і Ag залишається двофазовою (ГЦК- $\text{Ni}_3\text{Fe} + \text{ГЦК-Ag}$ з параметрами 0,3562 та 0,4084 нм відповідно). При цьому вплив процесу термооброблення на кристаліти магнетного та немагнетного матеріа-

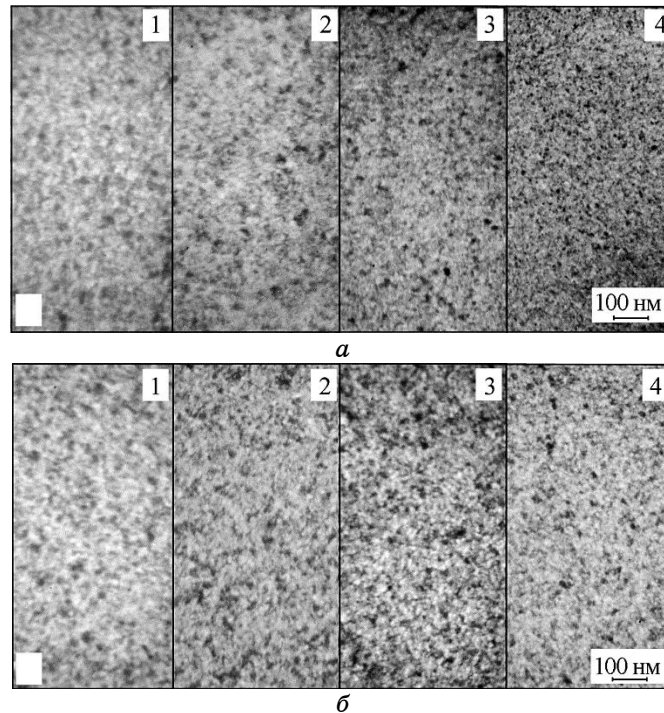


Рис. 5. Мікроснімки кристалічної структури плівкових систем (Pу + Ag)/П загальною товщиною у 55 нм до (а) та після термовідпалювання до 500 К при $c_{\text{Ag}} = 82$ (1), 60 (2), 34 (3), 26 ат. % (4).⁵

лів різних. Нанорозмірні зерна пермалою, які неістотно зростають у процесі відпалювання, залишаються нанорозмірними і не перевищують 5 нм. В той же час кристаліти Ag зростають більш істотно, хоча і не настільки істотно у порівнянні з одношаровими плівками Ag (рис. 4, б).

Зміна концентрації немагнетного компонента при $c_{Ag} = 20\text{--}82$ ат. % не впливає на фазовий склад зразків, але приводить до змін у їхній кристалічній структурі, а саме, змінює розподіл зерен магнетного компонента у об'ємі зразка. На рисунку 5 представлено мікроснімки кристалічної структури плівкових систем (Pu + Ag)/П при $c_{Ag} = 82, 60, 34, 26$ ат. % до та після термовідпалювання до 500 К. Зменшення середнього розміру кристалів для зразки (Pu + Ag)/П з незначним вмістом немагнетного компонента (до 35 ат. %) пов'язане зі збільшенням середньої кількості зерен магнетного компонента з нанокристалічною структурою.

3.2. Електрофізичні властивості

Розглянемо результати досліджень електрофізичних властивостей плівкових зразків (Pu + Ag)/П залежно від концентрації немагне-

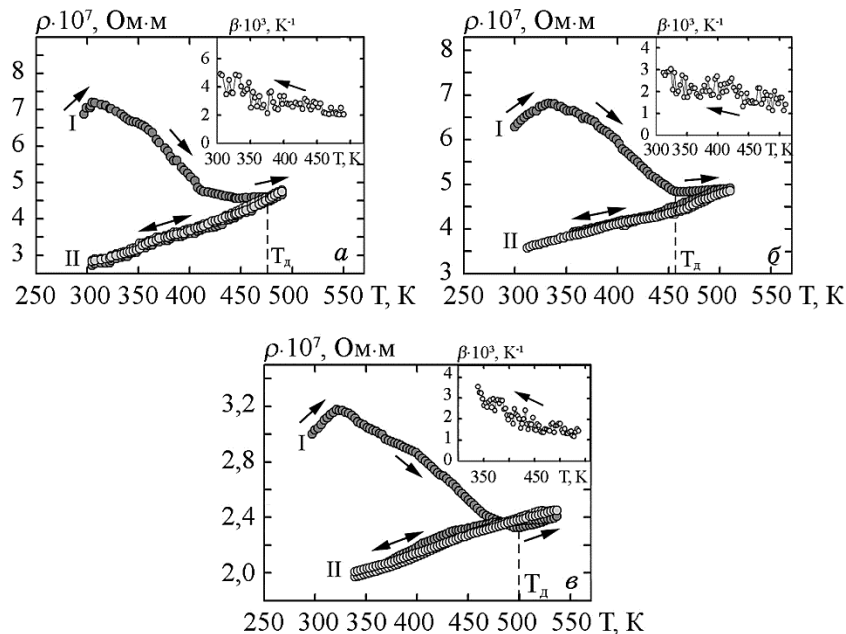


Рис. 6. Температурні залежності питомого опору та ТКО (на вставках) для плівкових зразків (Pu + Ag)/П загальною товщиною у 55 нм при $c_{Ag} = 26$ (а), 48 (б), 77 ат. % (в) для двох циклів «нагрівання↔охолодження».

тного компонента. Приклади температурних залежностей $\rho(T)$ та $\beta(T)$ для систем при концентрації $c_{\text{Ag}} = 26, 48$ і 77 ат. % представлено на рис. 6. Їхній характер зумовлений такими процесами, що відбуваються в об'ємі плівкових зразків: необоротне зменшення величини питомого опору на першому циклі нагрівання, пов'язане з процесами рекристалізації та заліковування дефектів, які приводять до зростання рухливості електронів вздовж плівкового зразка та понижують ймовірність розсіяння електронів на межах зерен і домішках. Подальший процес охолодження спричинює появу типової для металів температурної залежності питомого опору (величина ρ зменшується за лінійним законом при охолодженні зразків до кімнатної температури). Температуру, за якої на першому циклі відпалювання спостерігається мінімум питомого опору на залежності $\rho(T)$, ми позначаємо як температуру заліковування дефектів (T_d). На величину даної температури впливають процеси заліковування дефектів, рекристалізації та, особливо, швидкість конденсації. Відмітимо, що лінійна залежність питомого опору від температури зберігається і на другому циклі охолодження, що свідчить про завершення термостабілізаційних процесів у системі (Pу+Ag)/П. На температурній залежності ТКО, розрахованій за другим циклом охолодження, спостерігається залежність $\beta \propto 1/T$, тобто при збільшенні температури відбувається поступове зменшення величини β (вставки на рис. 6). При цьому зміна концентрації c_{Ag} від 26 до 77 ат. % не вносить змін у загальний характер залежностей $\rho(T)$.

Слід відмітити, що питомий опір невідпалених зразків, незалежно від концентрації компонентів, має величину порядку 10^{-7} Ом·м, що пов'язане з високою дефектністю зразків, одержаних методом одночасної конденсації компонентів. Величина β у всіх зразків має порядок 10^{-3} K^{-1} .

Узагальнену концентраційну залежність величини питомого опору та термічного коефіцієнта опору представлено на рис. 7, а, із якого випливає, що додавання до складу системи (Pу+Ag)/П атомів Аргентуму у діяпазоні концентрації $c_{\text{Ag}} = 26-48$ ат. % приводить до зростання величини питомого опору ($\rho(\text{Pу+Ag}) = 2,5 \cdot 10^{-7}$ Ом·м при $c_{\text{Ag}} = 48$ ат. %) у порівнянні з даними для одношарових плівок пермалою товщиною у 55 нм $\rho(\text{Pу}) = 2,0 \cdot 10^{-7}$ Ом·м. При подальшому ж зростанні концентрації атомів немагнетного матеріалу спостерігається різке зменшення ρ до питомого опору одношарової плівки Ag(55)/П, яка становить $1,7 \cdot 10^{-7}$ Ом·м. Це пов'язане з тим, що при $c_{\text{Ag}} = 63-85$ ат. % кристаліти магнетного матеріалу все менше і менше стримують ріст кристалітів немагнетного Ag у процесі конденсації при термооброблянні. Про це свідчать результати дослідження кристалічної структури зразків системи (Pу+Ag)/П (рис. 5). Для термічного коефіцієнта опору характер-

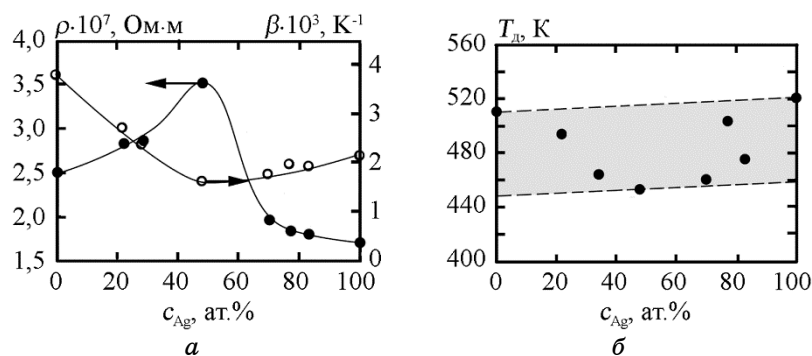


Рис. 7. Концентраційні залежності питомого опору ρ і термічного коефіцієнта опору β (а) та температури заліковування дефектів T_d (б) для плівок (Pb + Ag)/Pb.⁷

ним є поступовий спад на концентраційній залежності при додаванні атомів Ag з концентрацією до 50 ат.%, при якій фіксується, хоч і не такий виражений у порівнянні з даними для питомого опору, мінімум $\beta = 1,8 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$ (рис. 7, а).

Таким чином, залежно від концентрації компонентів тонкоплівкових систем на основі Pb та Ag, змінюється середня концентрація та тип структурних дефектів (вакансій, дефектів пакування, меж зерен). При $c_{\text{Ag}} < 50$ ат.% структура системи в цілому є нанорозмірною з середнім розміром кристалітів у 5 нм, а основним механізмом заліковування дефектів є процес заліковування вакансій атомами N, O, C, H із залишкової атмосфери та частково атомами Ag. При зростанні вмісту атомів Ag відбувається збільшення середнього розміру кристалітів і збільшення концентрації зерен з дефектами пакування. У результаті в діапазоні c_{Ag} від 20 до 50 ат.% відбувається перехід від структури з переважальними дефектами типу вакансійних комплексів до структури, для якої характерні дефекти пакування. Концентраційна залежність T_d (рис. 7, б) має нелінійний характер, що пов'язане із залікуванням дефектів (вакансійних комплексів і дефектів пакування) та частково рекристалізаційними процесами. Хоча цей висновок не підтверджено експериментально і носить гіпотетичний характер, він уможлиблює якісно пояснити результати, представлені на рис. 7, б.

4. ВИСНОВКИ

У роботі проведено аналізу структурно-фазового стану й електрофізичних властивостей плівкових систем на основі Pb та Ag, одержаних методом одночасної конденсації компонентів у діапазоні

концентрацій атомів Ag від 20 до 85 ат. %.

Незалежно від концентрації компонентів, фазовий склад зразків (Ru + Ag)/Π відповідає комбінації ГЦК-Ni₃Fe + ГЦК-Ag із параметрами ґратниці $\bar{a} = 0,3537$ та $0,4076$ нм відповідно, які не змінюються і після термовідпалювання до 500 К. Кристалічна структура зразків залишається дрібнодисперсною при зміні c_{Ag} у діапазоні від 20 до 50 ат. %, оскільки в процесі одночасної конденсації Ru і Ag відбувається сповільнення росту кристалітів обох типів.

Проведена порівняльна аналіза експериментальних результатів дослідження залежностей $\rho(T)$ та $\beta(T)$ нанорозмірних плівкових зразків на основі пермалою Ni₈₀Fe₂₀ та Ag показала, що:

характери температурних залежностей питомого опору і ТКО є типовими для складових компонентів системи; при цьому ρ має величину порядку 10^{-7} Ом·м, а β — 10^{-3} К⁻¹;

на концентраційній залежності питомого опору спостерігається максимум при $c_{Ag} = 48$ ат. %, якому відповідає величина $\rho = 3,5 \cdot 10^{-7}$ Ом·м, що пов'язане зі змінами типу та середньої концентрації структурних дефектів (поступовий перехід від дефектів вакансійного типу при $c_{Ag} = 50$ ат. % до появи дефектів пакування), а також середнього розміру зерен кристалічної структури;

на залежності $\beta(c_{Ag})$ спостерігається мінімум при $c_{Ag} = 48$ ат. %, якому відповідає величина $\beta = 1,8 \cdot 10^3$ К⁻¹;

температура заліковування дефектів T_{π} в інтервалі концентрацій $c_{Ag} = 20-85$ ат. % лежить у межах від 450 до 520 К.

Роботу виконано в рамках держбюджетної теми 0116U002623 (2016–2018 рр.).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. Y. Jiang, S. Yao, and W. Zhang, *Thin Solid Films*, **516**: 3210 (2008); <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2007.12.109>.
2. K. Zhao, Y. Xing, J. Han, J. Feng, W. Shi, B. Zhang, and Z. Zeng, *J. Magn. Magn. Mater.*, **432**: 10 (2017); <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2017.01.066>.
3. B. B. Singh, S. Chaudhary, and D.K. Pandya, *Mater. Res. Bull.*, **47**, No. 11: 3786 (2012); <https://doi.org/10.1016/j.materresbull.2012.06.020>.
4. C. Luo, L. Sun, Y. Zhang, H. B. Huang, M. Yang, Y. Zhai, J. Du, and H. R. Zhai, *Phys. Status Solidi C*, **9**, No. 1: 81 (2012); <https://doi.org/10.1002/pssc.201084182>.
5. Іа. М. Лютвєненко, І. М. Пазуха, and V. V. Bibyk, *J. Nano- Electron Phys.*, **6**, No. 2: 02014 (2014).
6. G. Mandal, V. Srinivas, and V. V. Rao, *J. Alloy. Comp.*, **484**, Nos. 1–2: 851 (2009); <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.05.058>.
7. C. Wang, X. Xiao, H. Hu, Y. Rong, and T. Y. Hsu, *Phys. B*, **392**: 72 (2007); <https://doi.org/10.1016/j.physb.2006.11.001>.

8. A. N. Pohorilyi, A. F. Kravets, E. V. Shypil, D. Y. Pod'yalovsky, A. Y. Vovk, C. S. Kim, M. V. Prudnikova, and H. R. Khan, *Thin Solid Films*, **423**: 218 (2003); [https://doi.org/10.1016/S0040-6090\(02\)01056-8](https://doi.org/10.1016/S0040-6090(02)01056-8).
9. L. V. Odnodvorets, I. Y. Protsenko, Y. M. Shabelnyk, M. O. Shumakova, and O. P. Tkach, *J. Nano- Electron. Phys.*, **8**, No. 3: 03034 (2016); [http://dx.doi.org/10.21272/jnep.8\(3\).03034](http://dx.doi.org/10.21272/jnep.8(3).03034).
10. I. M. Pazukha, O. V. Pylypenko, and L. V. Odnodvorets, *Mater. Res. Express*, **5**, No. 10: 106409 (2018); <https://doi.org/10.1088/2053-1591/aadb54>.
11. V. B. Loboda, S. M. Pyrogova, and S. I. Protsenko, *Visnyk Sums'kogo DU*, **3**, No. 24: 74 (2001) (in Ukrainian); B. B. Лобода, С. М. Пирогова, С. І. Проценко, *Вісник СумДУ*, **3**, № 24: 74 (2001).
12. S. S. Gorelik, L. N. Rastorguyev, and Yu. A. Skakov, *Rentgenograficheskiy i Ehlektronograficheskiy Analiz Metallov* [X-Ray and Electron Diffraction Analysis of Metals] (Moscow: GNTI: 1963) (in Russian); С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков, *Рентгенографический и электронографический анализ металлов* (Москва: ГНТИ: 1963).
13. W. Gasior, Z. Moser, and A. Debski, *J. Alloy. Compd.*, **487**: 132 (2009); <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.07.160>.

*Sumy State University,
2, Rymskyi-Korsakov Str.,
40007 Sumy, Ukraine*

¹ Fig. 1. Geometry of system (evaporators (1, 2), substrates and quartz resonator (1, 2)) for preparation of film systems based on Py and Ag with different component concentrations, and scheme for calculation of component concentrations.

² Fig. 2. Energy dispersive x-ray spectrum of thin film based on Py and Ag with total thickness of 55 nm at the concentration $c_{Ag} = 34$ at. %.

³ Fig. 3. Diffraction pattern (a) and crystal structure (b) of thin-film (Py + Ag)/S sample at $c_{Ag} = 60$ at. % with total thickness of 55 nm and its components after condensation.

⁴ Fig. 4. Diffraction pattern (a) and crystal structure images (b) of thin-film (Py+Ag)/S sample at $c_{Ag} = 60$ at. % with total thickness of 55 nm and its components after thermal annealing to 500 K.

⁵ Fig. 5. Crystal structure images of thin-film (Py + Ag)/S systems with total thickness of 55 nm before (a) and after annealing to 500 K (b) at $c_{Ag} = 82$ (1), 60 (2), 34 (3), 26 at. % (4).

⁶ Fig. 6. Temperature dependences of resistivity and TCR (in the insert) for thin-film (Py + Ag)/S samples with total thickness of 55 nm at $c_{Ag} = 26$ (a), 48 (b), and 77 at. % (c) for two cycles 'heating↔cooling'.

⁷ Fig. 7. Concentration dependences of resistivity ρ and temperature coefficient of resistance β (a), and temperature of the healing of defects, T_d (b).