

Шифр: НАНОРОЗМІРНІ СТРУКТУРИ

**КОНЦЕНТРАЦІЙНІ ТА ТЕМПЕРАТУРНІ ЕФЕКТИ В
МАГНІТОРЕЗИСТИВНИХ ВЛАСТИВОСТЯХ НАНОРОЗМІРНИХ
СТРУКТУР НА ОСНОВІ ПЕРМАЛОЮ ТА СРІБЛА**

ЗМІСТ

С.

ВСТУП	3
РОЗДІЛ 1 МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ ТОНКИХ ПЛІВОК НА ОСНОВІ ПЕРМАЛОЮ ТА СРІБЛА	4
1.1. Магніторезистивні властивості плівок пермалою $Ni_{80}Fe_{20}$	4
1.2. Вплив додавання Ag на магніторезистивні властивості тонких плівок сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$	7
РОЗДІЛ 2 МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ	12
2.1. Формування нанорозмірних плівкових систем на основі $Ni_{80}Fe_{20}$ та Ag методом одночасної конденсації	12
2.2. Методика вимірювання магнітоопору	15
2.3. Методика дослідження фазового складу і кристалічної структури.....	18
РОЗДІЛ 3 КОНЦЕНТРАЦІЙНІ ТА ТЕМПЕРАТУРНІ ЕФЕКТИ В МАГНІТОРЕЗИСТИВНИХ ВЛАСТИВОСТЯХ НАНОРОЗМІРНИХ СТРУКТУР НА ОСНОВІ ПЕРМАЛОЮ ТА СРІБЛА	20
3.1. Електронографічні та структурні дослідження.....	20
3.2. Результати досліджень магніторезистивних властивостей.....	25
ВИСНОВКИ	31
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	32

ВСТУП

Актуальним на сьогодні в контексті розвитку елементної бази спінтроники [1] залишається проведення фундаментальних досліджень фізичних властивостей нових нанорозмірних функціональних матеріалів (гранульовані плівкові сплави [2, 3], композити [4], масиви магнітних наночастинок [5], вакуумні тунельні структури [6]), а також графенового матеріалу, який може стати ефективною заміною металевим провідним матрицям [7]. Вивчення фізичних властивостей плівкових систем на основі феромагнітних і благородних металів залишається актуальною тематикою як фізики твердого тіла, так і матеріалознавства мікроелектроніки. У зв'язку з цим до таких матеріалів ставлять високі технологічні вимоги: термічна стійкість структурно-фазового складу і стабільність або, навпаки, чутливість робочих характеристик до дії температури, деформації, магнітного поля тощо. Досягти цього можна насамперед підібравши метод (пошарова або одночасна конденсація компонент) та умови формування (тиск у вакуумній камері, швидкість конденсації, температура підкладки) плівкових матеріалів, а також змінюючи товщину чи концентрацію атомів окремих компонент системи. Широке використання явища гігантського магнітоопору (ГМО) у приладобудуванні спричинило нову хвилю як експериментальних, так і теоретичних досліджень властивостей плівкових систем із спін-залежним розсіюванням електронів.

Як показав аналіз попередніх досліджень [8-11], комбінуючи матеріали феромагнітної компоненти та провідної матриці можна сформувати структури, які поєднують в собі високі поля насичення з високою термостабільністю.

Метою даної роботи було дослідження магніторезистивних властивостей плівкових систем на основі плівкового сплаву пермалою $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ (Py) та Ag, отриманих методом одночасної електронно-променевої конденсації та встановлення особливостей їх польових залежностей магнітоопору у залежності від концентрації атомів немагнітного матеріалу, а також вивчення впливу режиму термообробки на його величину.

РОЗДІЛ 1

МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ ТОНКИХ ПЛІВОК НА ОСНОВІ ПЕРМАЛОЮ ТА СРІБЛА

1.1. Магніторезистивні властивості плівок пермалою $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$

Пермалой – це магнітом’який феромагнітний матеріал на основі Ni та Fe при концентрації атомів Fe (c_{Fe}) до 50 ат.%. Не зважаючи на те, що різні аспекти та особливості структурних, магнітних, магніторезистивних, електрофізичних, механічних та ін. властивостей широко вивчаються протягом останніх десятиліть, дослідження плівкових сплавів пермалою залишається актуальним і на даний час. Це пов’язано, в першу чергу, з сучасним і потенціальним використанням магнітом’яких матеріалів при виготовленні різних типів магнітних пристроїв (наприклад, датчиків, електродвигунів, трансформаторів [12-14]) або в електронному обладнанні [15, 16]. Комплексний аналіз впливу температури відпалювання і температури підкладки на електрофізичні (питомий опір) та магнітні (залишкова намагніченість, коерцитивність) властивості, магнітну мікроструктуру, спінову поляризацію, центри пінінгу сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ був проведений у роботі [17]. Мета роботи [17] полягала у покращенні зазначених вище властивостей для подальшого використання пермалою при розробці нового типу енергонезалежної “race track” пам’яті, запатентованої у 2008 році Паркіном та ін. [18] або як спін-інжектора в спін-клапанних структурах [19, 20].

У плівках пермалою проявляється магнітна анізотропія – фундаментальна властивість магнітних матеріалів, яка широко використовується на практиці (наприклад, при розробці магніторезистивної оперативної пам’яті [21]). Відомі різні типи магнітної анізотропії: кристалічна, обмінна, індукована, анізотропія форми. Однак фізика цих явищ вивчена не повністю. Тому одним із напрямків досліджень останніх робіт стало вивчення природи магнітної анізотропії різних типів як з експериментальної [22-24], так і теоретичної [25, 26] точок зору. Так,

у роботі [22] з метою вивчення природи перпендикулярної магнітної анізотропії були проведені дослідження мікроструктури та магнітних властивостей плівкового сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$. Авторами [23] було показано, що, змінюючи орієнтацію зовнішнього магнітного поля відносно напрямку протікання струму у плівці в процесі конденсації, можна зменшити або збільшити її структурну анізотропію. Спроба пояснити природу індукованої магнітної анізотропії в плівках пермалою товщиною 100 нм була здійснена в роботі [24]. Аналіз результатів, представлених у роботі [24], свідчать про сильний взаємозв'язок між індукованою магнітною анізотропією та анізотропією мікронапружень, однак, фізика цього зв'язку залишається незрозумілою і потребує подальших досліджень. Необхідно зазначити, що подібні дослідження дозволяють проводити моделювання процесів, що відбуваються в плівках під дією зовнішнього магнітного поля (див., наприклад, [27]), та формувати структури на основі плівок пермалою з наперед заданими властивостями.

На рисунку 1.1 представлені польові залежності MO для плівок сплаву пермалою загальною товщиною 17 нм до та після конденсації, отримані авторами роботи [28]. На основі даних залежностей визначалися такі параметри як магнітоопір, коерцитивна сила та поле насичення. Серед характерних особливостей залежностей $\text{MO}(B)$ слід виділити анізотропний характер MO при переході до перпендикулярної геометрії відносно напрямку протікання струму та відсутність поля насичення для всіх геометрій вимірювання MO для зразків після конденсації. Як видно з рисунку 1.1 а для плівки $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(17)/\text{П}$ найбільша величина магнітоопору 0,35% була отримана у перпендикулярній геометрії. При переході до поперечної геометрії відбувається зменшення величини MO у 4 рази (за кімнатної температури не перевищує 0,1%). Слід зазнач, що величина коерцитивна сили у поперечній і поздовжній геометріях близька до нуля, в той час як при переході перпендикулярній геометрії B_c змінюється в межах від 200 до 10 мТл при збільшенні товщини зразків від 10 до 45 нм.

На рисунках 1.1 б-г показана зміна польових залежностей MO для плівок сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ у процесі термообробки до 500, 700 та 900 К. Установлено, що

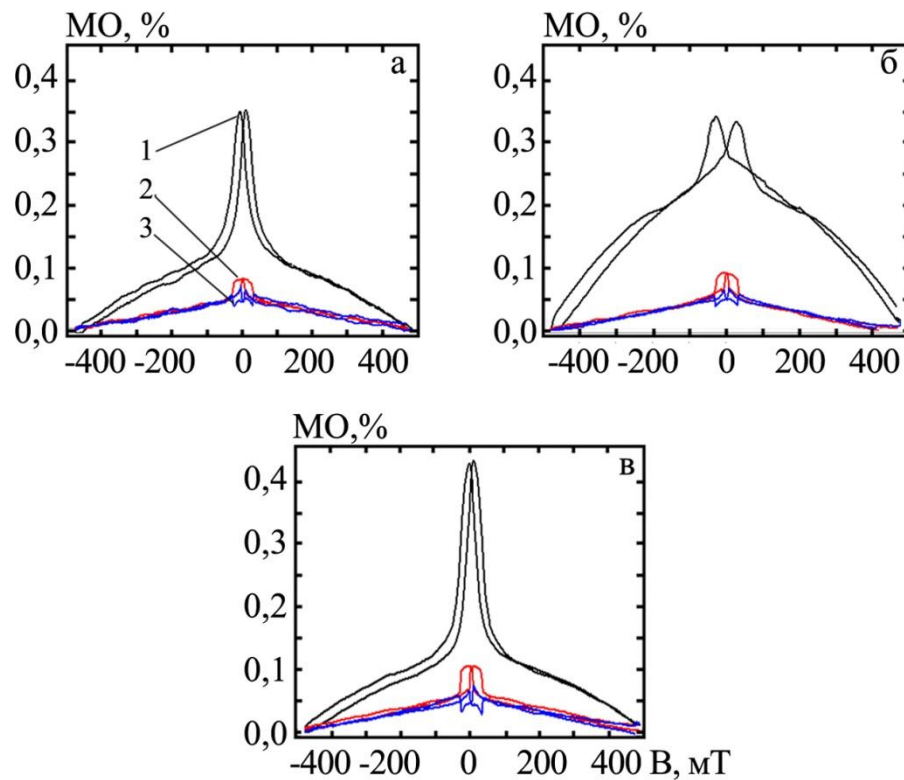


Рис. 1.1. Польові залежності магнітоопору для плівки $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(37)/\text{П}$ після конденсації (а) та термовідпалювання до $T_{\text{в}} = 700$ (б) і 900 К (в). Орієнтація магнітного поля відносно напрямку протікання струму: перпендикулярна (1), поперечна (2) і поздовжня (3). Із роботи [28]

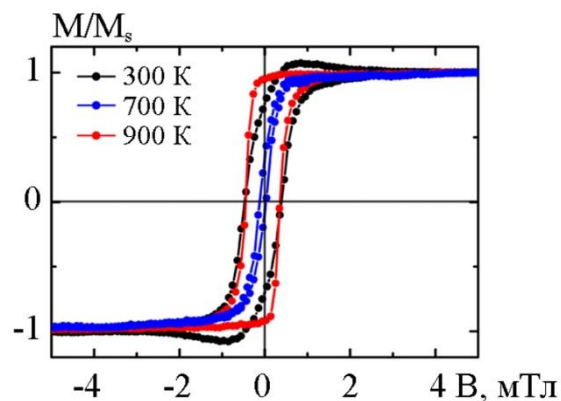


Рис. 1.2. Нормований гістерезис M/M_s для свіжосконденсованої та відпаленої до 700 і 900 К плівки пермалою $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(17)/\text{П}$ при орієнтації ліній магнітної індукції паралельно площині зразка. Із роботи [28]

процес термообробки приводить до змін форми петель магніторезистивних приводить до зростання величини у МО у всіх трьох геометріях при цьому при 700 К відбувається зміна характеру польових залежностей магнітоопору та зростання коерцитивності, що пов'язано з інтенсивними рекристалізаційними процесами, які викликають зміни в доменній структурі зразка [28].

Серед характерних особливостей польових залежностей також необхідно відзначити, що МО має анізотропний характер. Причина виникнення анізотропного магнітоопору у феромагнітних металах пов'язана із процесами s-d розсіювання шляхом спин-орбітальної взаємодії електронів провідності [29]. Опір плівки залежить від взаємної орієнтації векторів намагніченості і густини електричного струму. Розрахунки величини анізотропного магнітоопору на основі польових залежностей опору, показали, що його величина становить (1,5-2) % при кімнатній температурі.

Для більш точного визначення величини коерцитивної сили тонкоплівкових зразків пермалою до та після термовідпалювання авторами роботи [28] були проведені додаткові дослідження магнітних характеристик VSM-методом. На рисунку 1.2 зображено петлі магнітного гістерезису при орієнтації ліній магнітної індукції паралельно площині зразка для свіжосконденсованих та відпалених до різних температур плівок пермалою товщиною 17 нм. Аналіз даних, представлених на рисунку 1.2, показує наступне: по-перше, петлі магнітного гістерезису мають майже прямокутну форму, що характерно для магнітних плівок, в яких вісь легкого намагнічування знаходиться в площині зразка. Величина B_c змінюється у межах від 0,39 до 0,74 мТ, B_s – від 2,22 до 7,74 мТ у процесі збільшення температури термообробки з 300 до 900 К.

1.2. Вплив додавання Ag на магніторезистивні властивості тонких плівок сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$

У роботі [13] були проведені дослідження плівкових систем на основі

$\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ та Ag в діапазоні концентрації атомів срібла в діапазоні $5 \leq c(\text{Ag}) \leq 95$ ат.%, отриманих методом електронно-променевої одночасної конденсації у вакуумі 10^{-4} Па з використанням двох незалежних джерел $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$. Була сформована серія плівкових зразків загальною товщиною 200 нм на підкладки, розміщені в ряд довжиною 450 мм.

Результати досліджень МО для поздовжньої та поперечної геометрій вимірювання для зразків з різною концентрацією атомів срібла представлені на рисунку 1.3. Аналіз даних залежностей показав, що при великих концентраціях $c(\text{Ag}) \geq 88$ ат.% величина магнітоопору зразків менше 1%, при цьому на польових залежностях магнітоопору відсутні гістерезис та насичення у магнітному поля до 8.2 кОе. Амплітуда МО збільшується при зменшенні концентрації срібла і досягає максимального значення при $c(\text{Ag}) = 79$ ат.%. Форма польових залежностей магнітоопору змінюється, зберігається ізотропність за відсутності поля насичення. При подальшому зменшенні концентрації немагнітного матеріалу відбувається зменшення амплітуди магнітоопору зменшується та починає проявлятися анізотропія при переході від поперечної до поздовжньої геометрій вимірювання. Залежності $\text{MO}(H)$ для плівкових зразків з концентрацією $c(\text{Ag}) = 8$ ат. % мають форму характерну для феромагнітних плівок, що не містять домішок атомів немагнітного матеріалу.

Як показали автори роботи [31] процес відпалювання призводить до зменшення величини МО для всього досліджуваного діапазону концентрацій.

Концентраційна залежність магнітоопору до (при кімнатній та гелевій температурах) та після термообробки, отримані в роботі [31] для поздовжньої геометрії вимірювання представлена на рисунку 1.4. Як видно з рис. 1.4 максимальна величина МО була отримані при $c(\text{Ag}) \geq 79$ ат.% і становить 6% при кімнатній температурі та 13% при вимірюванні при температурі рідкого азоту.

У роботі [32] було досліджено вплив температури термообробки на магніторезистивні властивості багат шарових плівкових системи зразків $[\text{NiFe}(2 \text{ нм})/\text{Ag}(4 \text{ нм})]_{20}/\text{П}$, отриманих методом магнетронного розпилення на

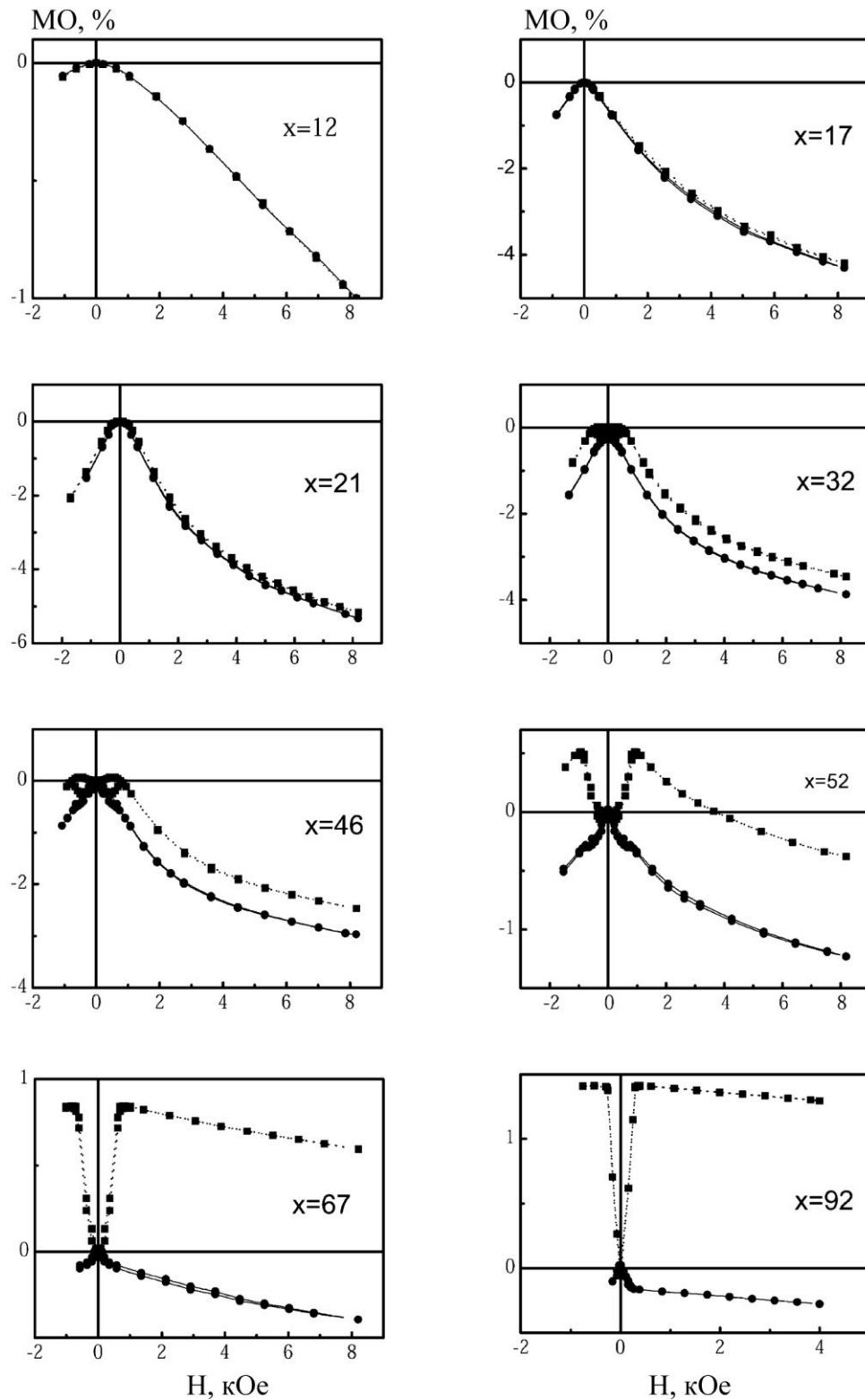


Рис. 1.3. Польові залежності МО для плівкових систем на основі пермаллою Ni₈₀Fe₂₀ (Py) та Ag при різних концентраціях атомів пермаллою, отриманих методом одночасного електронно-променевого осадження, для поздовжньої \parallel (\blacksquare) та поперечної \perp (\circ) геометрій вимірювання. Із роботи [31]

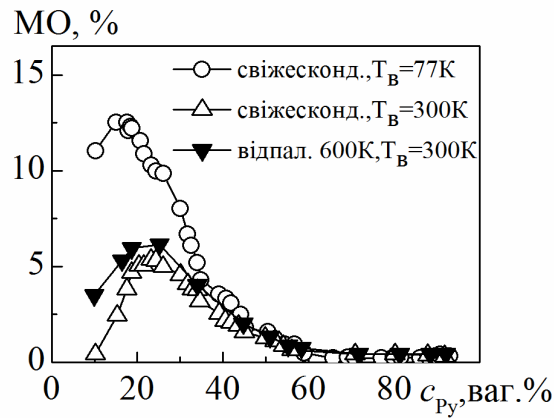


Рис. 1.4 Залежність величини МО від концентрації атомів пермалюю у плівкових системах на основі пермалюю $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ (Py) та Ag, отриманих методом одночасного електронно-променевого осадження. Із роботи [31]

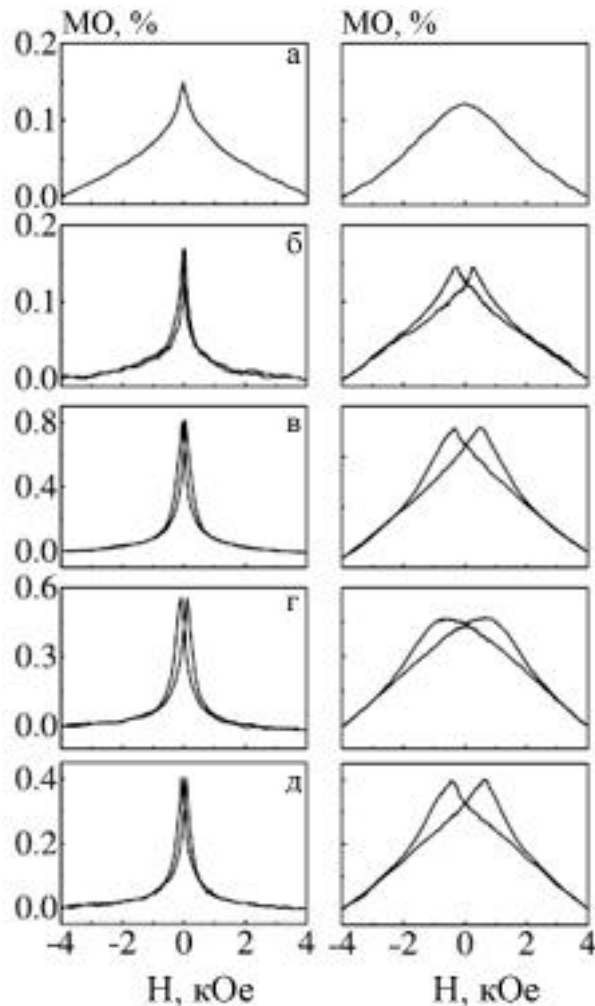


Рис. 1.5. Зміна форми польових залежностей магнітоопору для плівкових зразків $[\text{NiFe}(2 \text{ нм})/\text{Ag}(4 \text{ нм})]_{20}/\text{П}$ при вимірювання у поздовжній (ліворуч) та перпендикулярній (праворуч) геометрія вимірювання після конденсації та відпалювання протягом 1,5; 2; 2,5 та 3 годин. Із роботи [32]

підкладки монокристалічного кремнію Si(100). Загальна товщина зразків становила 300 нм.

Як показали автори роботи [32], під час процесу відпалювання відбувається зміна магнітних властивостей системи, яка відображається на рисунку 1.5. У лівій колонці показані результати вимірювання польових залежностей магнітоопору у поздовжній геометрії вимірювання, а у правій колонці показані результати вимірювання польових залежностей магнітоопору у перпендикулярній геометрії вимірювання на рис. 3.1 а-е для обох геометрій вимірювання представлена еволюція залежностей $MO(H)$ для свіжо сконденсованого зразка та зразків відпалених протягом різного інтервалу часу. Час відпалювання становив: 1,5, 2, 2,5 і 3 год. Як видно з рис. 1.3. вже після відпалювання протягом 1,5 год. польові залежності магнітоопору у поздовжній геометрії вимірювання починають виходити на насичення, в той час як у перпендикулярній геометрії насичення не спостерігається навіть при відпалюванні протягом 3,5 год. Це свідчить про той факт, що вісь легкого намагнічування знаходиться у площині зразка. Максимальна величина для обох геометрій вимірювання була отримана після відпалювання протягом 2 год (0,8 %). Подальший процес відпалювання призводить до зменшення величини MO внаслідок розмиття межі поділу шарів та інтенсивного росту зерен магнітного і немагнітного матеріалів.

На основі проведеного аналізу можна зробити висновок, що більш перспективними з точки реалізації ефекту ГМО та отримання більш високих його значень, є системи на основі Ru та Ag, отримані методом одночасного електронно-променевого випарування з двох незалежних джерел у порівнянні з пошаровою конденсацією.

РОЗДІЛ 2

МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

2.1 Формування нанорозмірних плівкових систем на основі $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag методом одночасної конденсації

У роботі була поставлена задача дослідження магніторезистивних властивостей тонкоплівкових структур на основі пермалою Ru та срібла, отриманих методом одночасної конденсації, з метою встановлення особливостей їх польових залежностей магнітоопору у залежності від концентрації атомів немагнітного матеріалу, а також вивчення впливу режиму термообробки на його величину.

Осадження плівкових зразків відбувалося у вакуумній камері установки ВУП-5М при тиску газів залишкової атмосфери $p \cong 10^{-4}$ Па на різні типи підкладок. Як випарники використовувались електронно-променеві гармати з водяним охолодженням, які дають можливість підтримувати стабільну швидкість випаровування матеріалів протягом досить довгого часу (від декількох хвилин до декількох годин). Як вихідні матеріалів використовувалися метали високої чистоти: Ag(999,99), Ru(промисловий сплав 79 НМ (79-80 мас.% Ni, 2-5 мас.% Mo, 13-16 мас.% Fe)). Швидкість осадження досліджуваних зразків для кожного металу підбиралася індивідуально в процесі експерименту, виходячи з поставленої задачі, і становила (0,05 – 0,15) нм/хв.

Товщина осадженого металу контролювалася “*in situ*” методом кварцового резонатора, принцип роботи якого базується на зменшенні частоти кварцевої пластини зі збільшенням її маси. Для забезпечення необхідної термостабільності використовували кварц РГ-08 із низьким температурним коефіцієнтом лінійного розширення при кімнатних температурах. Частота вихідного сигналу вимірювалась частотоміром побудованим на мікроконтролері АТmega 328, який має можливість передачі даних на персональний комп’ютер через послідовний інтерфейс USB. Для кращої

візуалізації та контролю товщини осаджуваного матеріалу було розроблено програмне забезпечення у середовищі програмування Arduino. Метою розробки даної програми була реалізація розрахунку миттєвої швидкості конденсації, загальної товщини та концентрації компонент. Для роботи програмно-апаратного комплексу необхідно лише ввести у відповідні графи густину вихідних матеріалів, під'єднати дроти до кварцевих резонаторів, подати живлення до приладу та натиснути кнопку Start/restart.

Для розрахунку товщини тонкої плівки використовувалася формула:

$$d = \frac{N_q \cdot \rho_q}{\rho_f \cdot f^2} \cdot (f_q - f), \quad (2.1)$$

де N_q – частотна стала для сколу кварцового кристалу, $N_q = 1,668 \cdot 10^5$ Гц·см; ρ_q , ρ_f – густина плівки та кварцу відповідно, $\rho_q = 2,65$ г/см³; f_q , f – резонансні частоти кварцової пластини до та після осадження на неї плівки відповідно.

Метод одночасної конденсації був використаний з метою формування в одному технологічному циклі серії зразків, у яких концентрація компонент змінюється в широкому інтервалі (від 5 до 95 ат.%). Для реалізації методу одночасної конденсації було виготовлено підкладкотримач особливої конструкції, на якому розташовувалось в ряд між кварцовими резонаторами до 10 підкладок одночасно (рис. 2.1 а). При конденсації плівкових сплавів однією з головних характеристик є дотримання заданої стехіометрії по всій товщині плівкової системи. У цьому випадку особливо важливим є контроль швидкості конденсації на протязі всього часу осадження. Вирішити дану проблему також можна за рахунок реалізації програми контролю швидкості конденсації одночасно з двох джерел з використанням двох кварцових пластин [33].

Виходячи із геометрії розташування випарників, підкладок та кварцових пластин, схематично представлено на рисунку 2.1 б, здійснювався розрахунок ефективної товщини окремих компонент для заданої точки підкладки II за співвідношенням для точкового випарника [33]:

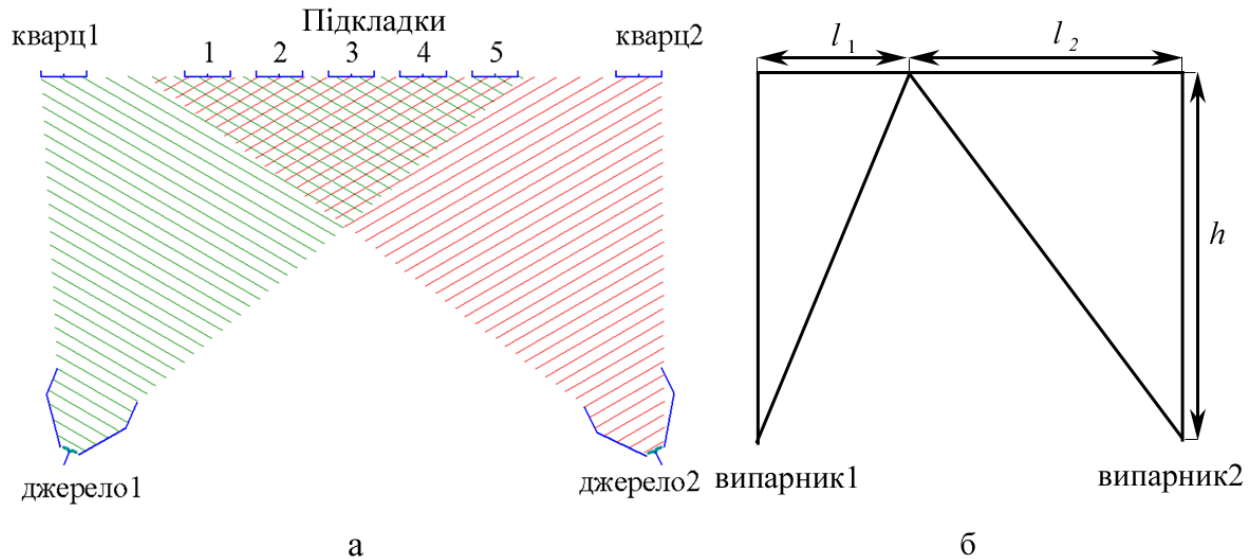


Рис. 2.1. Геометрія системи випарники-підкладки-вимірювачі товщини для отримання плівкових сплавів з різною концентрацією компонент (а) та розрахунку їх концентрації (б)

$$d_1 = d_{01} \cdot \left[1 + \left(\frac{l_1}{h} \right)^2 \right]^{-\frac{3}{2}}, \quad d_2 = d_{02} \cdot \left[1 + \left(\frac{l_2}{h} \right)^2 \right]^{-\frac{3}{2}}, \quad (2.2)$$

де d_0 – товщина плівки в точці над випарником.

На основі розрахункових даних за співвідношенням (2.2), враховуючи що конденсація проводилася безперервно зі сталою швидкістю, проводилися розрахунки концентрації компонент для кожного з отриманих зразків за співвідношенням:

$$c_{Fe} = \frac{D_{Fe} d_{Fe} \mu_{Fe}^{-1}}{D_{Fe} d_{Fe} \mu_{Fe}^{-1} + D_{Ag} d_{Ag} \mu_{Ag}^{-1}}, \quad (2.3)$$

де D – густина матеріалу; d – ефективна товщина компонентів плівкового зразка; μ – молярна маса елементів.

У подальшому контроль концентрації компонент сконденсованої серії плівкових зразків, здійснювався за допомогою енерго-дисперсійного аналізу (прилад Tescan VEGA3). Порівняльний аналіз розрахункових та експериментальних даних стосовно концентрації компонент у системах

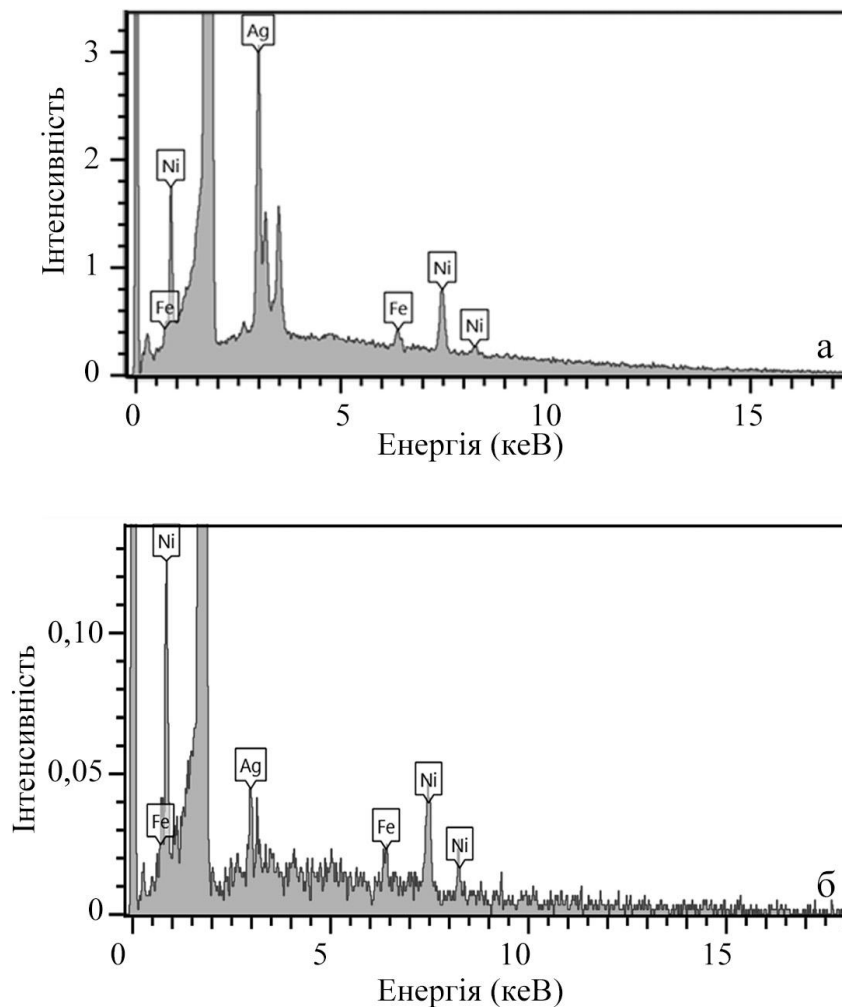


Рис. 2.2. Енергодисперсійні спектри для плівкових наноструктур сплаву (Cu+Ag)/П товщиною 55 нм при концентрації срібла 80 ат.% (а) та 20 ат.% (б) після конденсації. П – підкладка

показав, що вони співпадають у межах похибки вимірювання. Приклади енергодисперсійних спектрів наведені на рисунку 2.2.

2.2 Методика вимірювання магнітоопору

При дослідженні магніторезистивних властивостей досліджуваних зразків як підкладки були використані полікристалічні ситалові пластини з геометричними розмірами 10×10 мм.

З метою визначення впливу температури на магніторезистивні властивості, всі зразки проходили термообробку за схемою «нагрівання → витримка при

заданій температурі протягом 20 хв. → охолодження до кімнатної температури». Процес термообробки здійснювався при використанні мідного столику із площею рівномірного прогріву 20 см^2 . Це дозволяло розміщувати на його поверхні одночасно до 20 зразків та проводити їх термообробку за ідентичних умов. Рівномірний прогрів столику та зразків забезпечувався використанням екранів та мінімальним контактом даної конструкції зі стінками вакуумної камери. Контакт термопари при цьому фіксувався безпосередньо на ситаловій пластині такого ж розміру, як і ті, на які було сконденсовано досліджувані плівкові системи.

Дослідження магніторезистивних властивостей свіжесконденсованих зразків проводилися за кімнатної температури $T \cong 300 \text{ К}$ з використанням чотириточкової схеми вимірювання електричного опору у змінному магнітному полі. Магнітне поле забезпечувалося електромагнітами, а максимальна величина магнітної індукції B складала 500 мТл . Досліджуваний зразок закріплювався на підкладкотримачі, який розташовувався між сердечниками магніту та мав можливість обертатися, змінюючи кут між площиною зразка та напрямком ліній магнітної індукції (рис. 2.3). Це дало можливість проводити вимірювання в двох геометріях: поздовжній та поперечній (рис. 2.4).

Вимірювання проводилися в автоматизованому режимі для чого була розроблена відповідна програмна та апаратна частина. Автоматизований комплекс складається з електромагніту, уніполярного блока живлення електромагніту Philips PM 2811, мультиметра для вимірювання опору Keithley 2000 Digital, 12-ти бітного АЦП-ЦАП NI USB 6008, системи реле для зміни полярності магнітного поля та модуля повороту зразка. Більш детально принцип проведення вимірювань описано у роботі [34].

Для розрахунку величини магнітоопору використовувалися співвідношення (2.4) для зразків, у яких спостерігався ефект ГМО, та співвідношення (2.5) для зразків, в яких спостерігалася гістерезисна польова магніторезистивна залежність:

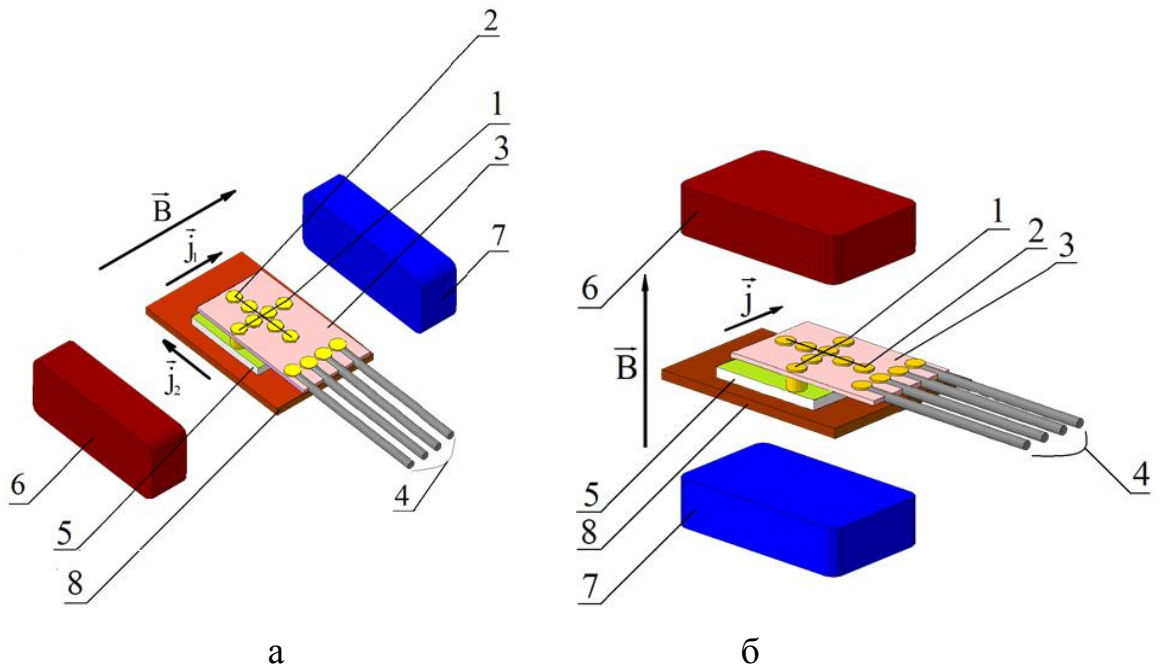


Рис. 2.3. Схематичне підключення контактів та розташування зразка відносно полюсів магніту при вимірюванні магнітоопору у поздовжній і поперечній (а) та перпендикулярній (б) геометріях вимірювання: 1, 2 – притискні контакти; 3 – підкладка з притискними контактами; 4 – виводи для підключення омметра; 5 – досліджуваний зразок; 6, 7 – електромагніти; 8 – підкладка-тримач

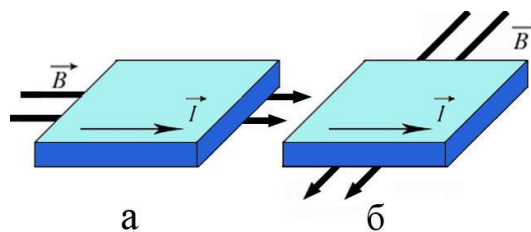


Рис. 2.4. Схематичне зображення геометрій вимірювання магнітоопору: поздовжньої (а) та поперечної (б)

$$MO = \frac{\Delta R}{R_S} = \frac{R(B) - R(B_S)}{R(B_S)}, \quad (2.4)$$

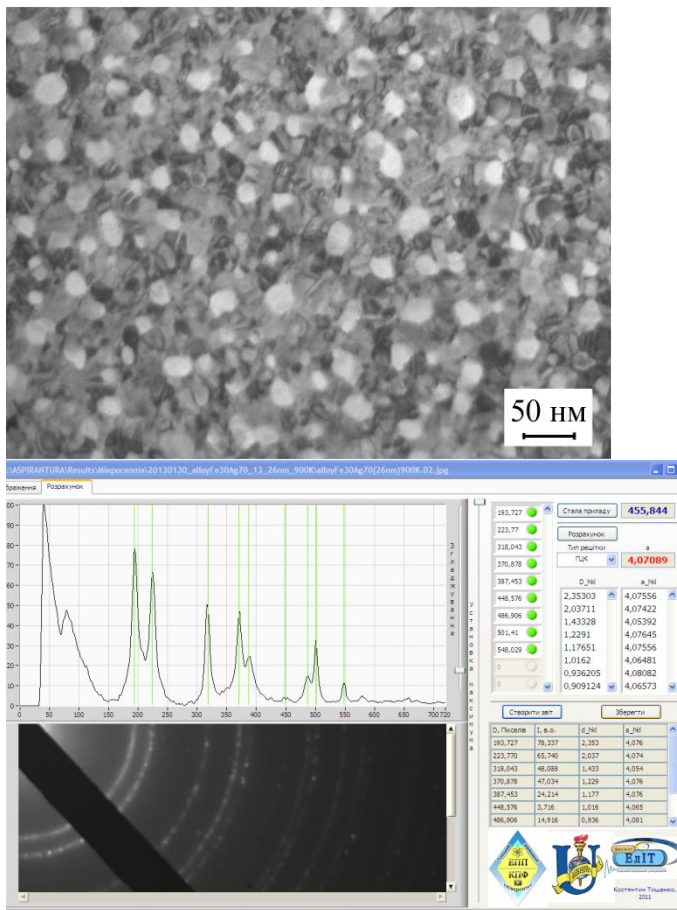
$$MO = \frac{\Delta R}{R(B_{max})} = \frac{R(B_{max}) - R(B)}{R(B_{max})}, \quad (2.5)$$

де $R(B)$ – опір плівки при заданому полі; $R(B_S)$ – опір плівки при полі насичення B_S ; $R(B_{max})$ – опір плівки при максимальному полі B_{max} .

2.3. Методика дослідження фазового складу і кристалічної структури

Структура плівкових зразків та їх фазовий склад залежить від ряду факторів, серед яких слід відмітити умови одержання та вплив на зразок як в процесі конденсації так і по її завершенню різних фізичних факторів: температури, магнітних та електричних полів, деформації тощо. Для проведення електроннографічних та електронно-мікроскопічних досліджень був використаний просвічувальний електронний мікроскоп з високою розрізнявальною здатністю ПЕМ-125К. Діапазон збільшень в режимі ПЕМ складає величину $(1-200) \cdot 10^3$ разів, точність визначення параметру кристалічної ґратки $\pm 0,0001$ нм. Як підкладки використовувалися вуглецеві плівки попередньо сконденсовані на скол монокристалу NaCl та препаровані на мікроскопічні мідні або платинові сіточки.

Обробка електроннограм отриманих методом ПЕМ досліджень плівкових зразків проводилась за стандартною методикою детально описаною в роботах [35]. Спочатку на основі дифракційної картини від тонкої плівки Al (еталон) товщиною 30-40 нм визначалася стала приладу (С). Потім на електроннограмах отриманих для досліджуваних зразків проводились вимірювання діаметрів дифракційних кілець, розраховувались відповідні ним міжплощинні відстані (d_{hkl}) та параметр ґратки (a) за допомогою співвідношень для кристалів кубічної сингонії:



а

б

Рис. 2.5. Структура (а) та зовнішній вигляд вікна програми аналізу дифракційної картини (б) плівкового зразка

$$C = D_{hkl}^0 \cdot d_{hkl}^0, \quad d_{hkl} = \frac{C}{D_{hkl}}, \quad a = d_{hkl} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}. \quad (2.6)$$

Приклад мікроструктури та електронограми від плівкової системи на основі Fe та Ag представлено на рис. 2.5 а. Для аналізу картин дифракції нами була використано програмне забезпечення, зовнішній вигляд вікна програми якого представлено на рис. 2.5 б. Дана програма дає можливість видаляти фон з отриманого спектру, який не несе в собі корисної інформації, проводити операції згладжування для зниження рівня шуму, пов'язаного з оцифруванням зображення. За положенням піків на отриманих спектрах для еталонного зразка проводиться визначення сталої приладу, після чого – безпосереднє розшифрування дифракційних картин згідно методики описаної

вище. Основними перевагами даного програмного забезпечення є знаходження на електронограмах положення кілець малої інтенсивності, точне визначення інтенсивності всіх кілець відносно найяскравішого та можливість аналізу їх ширини.

РОЗДІЛ 3

СТРУКТУРНО-ФАЗОВИЙ СТАН ТА МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ ЧУТЛИВИХ ЕЛЕМЕНТІВ ДАТЧИКА МАГНІТНОГО ПОЛЯ

3.1. Електронографічні та структурні дослідження

Суттєвий 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 компонент системи), так і при подальшому термовідпалюванні. Тому на першому етапі даної роботи були проведені дослідження структурно-фазового стану тонкоплівкових систем на основі Pu та Ag до та після термовідпалювання для всього діапазону концентрацій. На рисунках 3.1 та 3.2 представлені типові електронограми та мікроснімки кристалічної структури для плівкових систем $(Pu+Ag)/\Pi$ загальною товщиною 55 нм, отриманих методом одночасної конденсації компонент, при $c(Ag) = 60$ ат.% у свіжосконденсованому стані та після термовідпалювання до температури заліковування дефектів 500 К. Для більш детального аналізу поруч із системою $(Pu+Ag)/\Pi$ були проведені дослідження структурно-фазового стану складових компонент системи, відповідно Pu та Ag (відповідні електронограми та мікроснімки також представлені на рис. 3 та 4).

Аналіз отриманих даних показав, що фазовий стан зразків після конденсації, незалежно від концентрації атомів срібла у системі, представляє собою комбінацію двох ГЦК-граток, які достатньо чітко співпадають з дифракційними картинами для одношарових зразків пермалою та срібла. Отже, можна зробити висновок, в системі $(Pu+Ag)/\Pi$ фіксується двофазний склад, який відповідає комбінації ГЦК- Ni_3Fe + ГЦК- Ag з середніми значеннями параметрами граток \bar{a} (ГЦК- Ni_3Fe) = 0,3532 нм та \bar{a} (ГЦК- Ag) = 0,4075 нм, що відповідає даним для одношарових плівок ГЦК- Ag ($\bar{a} = 0,4076$ нм) і ГЦК- Pu

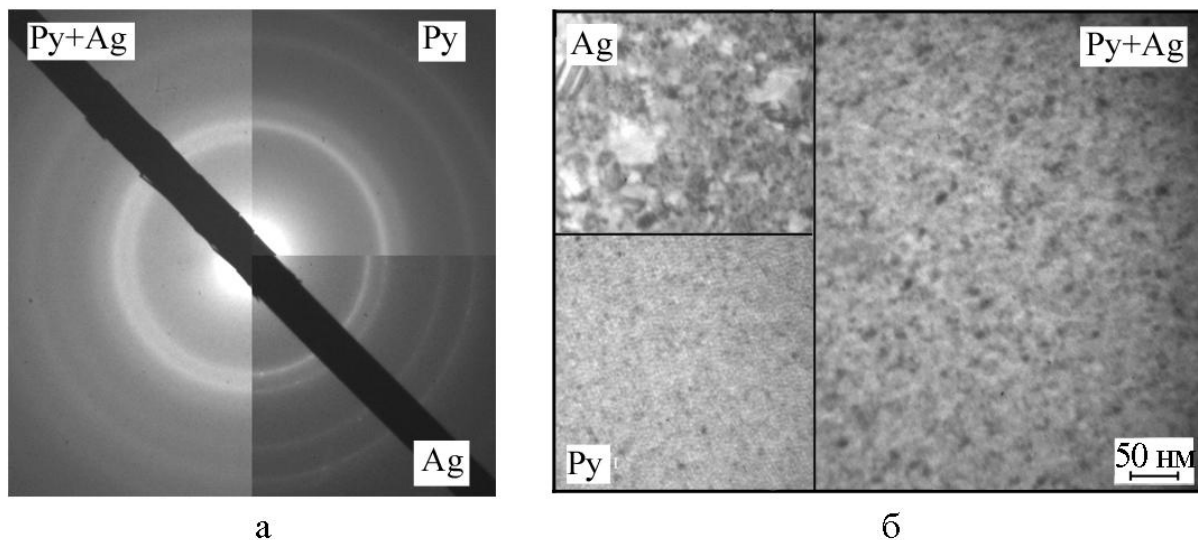


Рис. 3.1. Дифракційні картини (а) та мікроснімки кристалічної структури (б) плівкового зразка (Py+Ag)/П при $c_{Ag} = 60$ ат. % загальною товщиною 55 нм та його складових компонент після конденсації

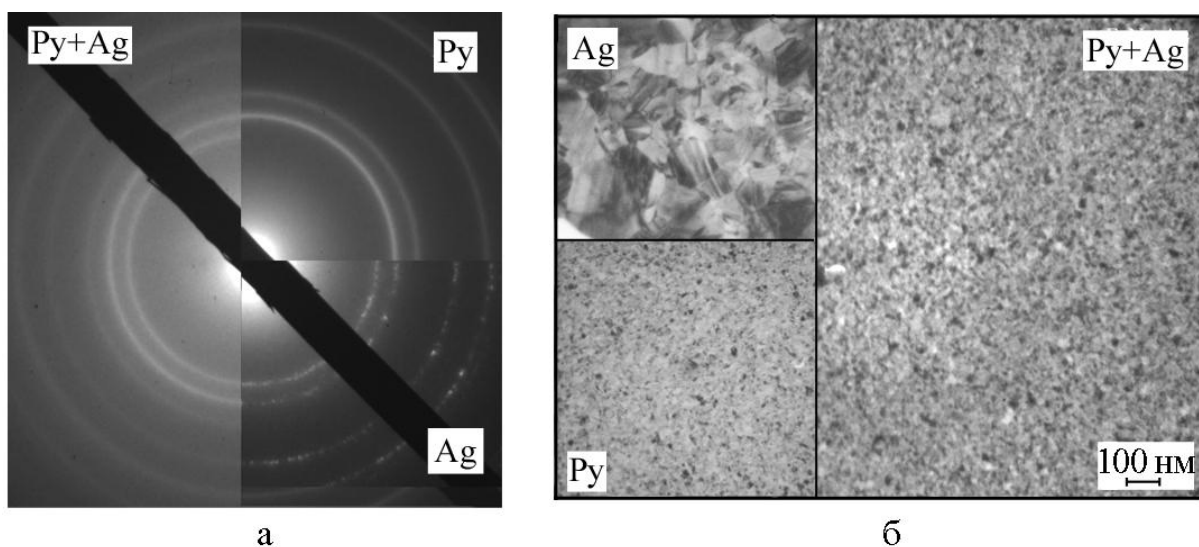


Рис. 3.2. Дифракційні картини (а) та мікроснімки кристалічної структури (б) плівкового зразка (Py+Ag)/П при $c_{Ag} = 60$ ат. % загальною товщиною 55 нм та його складових компонент після термовідпалювання до 500 К

($\bar{a} = 0,3537$ нм) та у межах похибки експерименту величинам параметра ґратки для масивних матеріалів для Ag та Ru. Відсутність додаткових ліній на електронограмах як від досліджуваного зразка, так і його складових компонент, свідчить, що домішкові фази (оксиди, карбіди тощо) не утворюються або знаходяться в такій кількості, що електронографічно не фіксуються.

Аналізуючи розподіл інтенсивностей ліній на електронограмах слід відмітити, що внаслідок співпадання ліній з міжплощинними відстанями $d_{200}(\text{Ag})$ і $d_{111}(\text{Ni}_3\text{Fe})$ та $d_{311}(\text{Ag})$ і $d_{220}(\text{Ni}_3\text{Fe})$ на електронограмах від зразків (Ru+Ag)/П відбувається перерозподіл інтенсивностей на дифракційній картині (рис. 3.1 а). Також на електронограмі для зразка на основі Ru і Ag, отриманого одночасною конденсацією компонент, 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. 3.1 б). Використання методу одночасної конденсації призводить до суттєвого 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 магнітної компоненти, яка у вихідному стані має типову для феромагнітних матеріалів лабіринтну структур з середнім розміром зерна, що не перевищує 5 нм. Нанорозмірні кристали магнітного матеріалу при одночасній конденсації сповільнюють зростання кристалів немагнітного матеріалу в об'ємі зразка.

Процес термовідпалювання зразка не призводить до змін його фазного стану (рис. 3.2 а). Плівкова система на основі Ru і Ag залишається двофазною (ГЦК-Ni₃Fe + ГЦК-Ag з параметрами 0,3562 та 0,4084 нм, відповідно). При цьому вплив процесу термообробки на кристаліти магнітного і немагнітного матеріалів різний. Нанорозмірні зерна пермалою, які несуттєво зростають у процесі відпалювання, залишаються нанорозмірними і не перевищують 5 нм. В той же час кристаліти Ag зростають більш суттєво, хоча і не настільки суттєво у порівнянні з одношаровими плівками Ag (рис. 3.2 б).

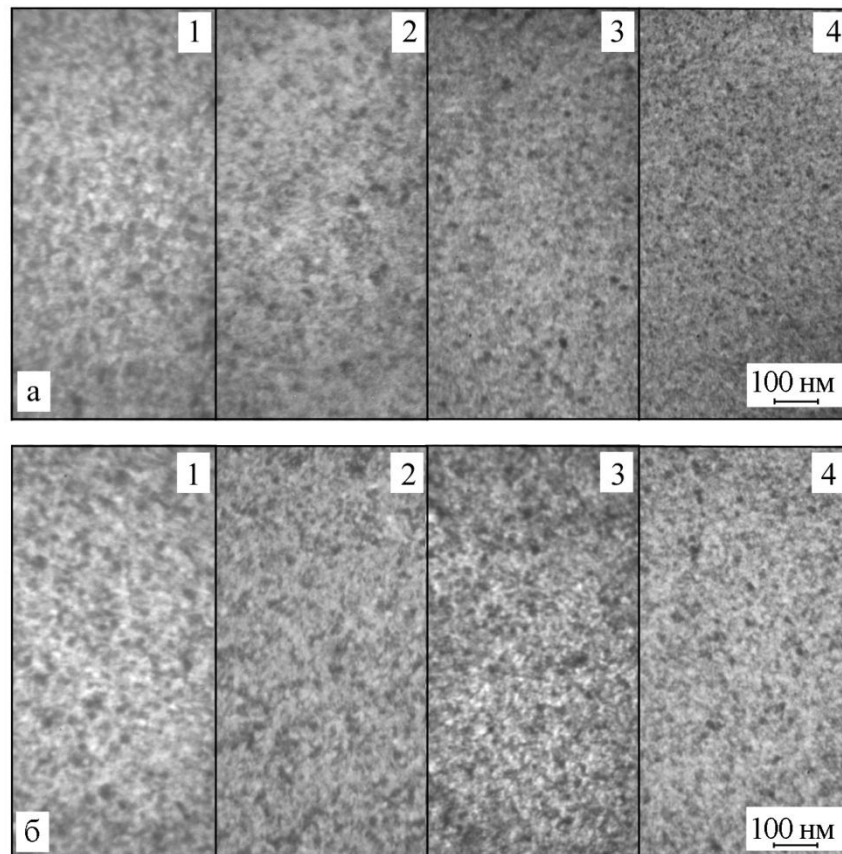


Рис. 3.3. Мікроснімки кристалічної структури плівкових систем (Pu+Ag)/П загальною товщиною 55 нм до (а) та після термовідпалювання до 500 К при $c_{Ag} = 82$ (1), 60 (2), 34 (3), 26 ат.% (4)

Зміна концентрації немагнітної компоненти при $c_{Ag} = 20-82$ ат.% не впливає на фазовий склад зразків, але призводить до змін у їх кристалічній структурі, а саме змінює розподіл зерен магнітної компоненти у об'ємі зразка. На рисунки 3.3 представлені 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 немагнітної компоненти (до 35 ат.%) пов'язано зі збільшенням середньої кількості зерен магнітної компоненти з нанокристалічною структурою.

Рисунок 3.4 ілюструє дифракційні картини та мікроснімки кристалічної структури системи (Pu+Ag)/П при зменшенні загальної товщини до 55 нм та збільшенні температури відпалювання до 700 К.

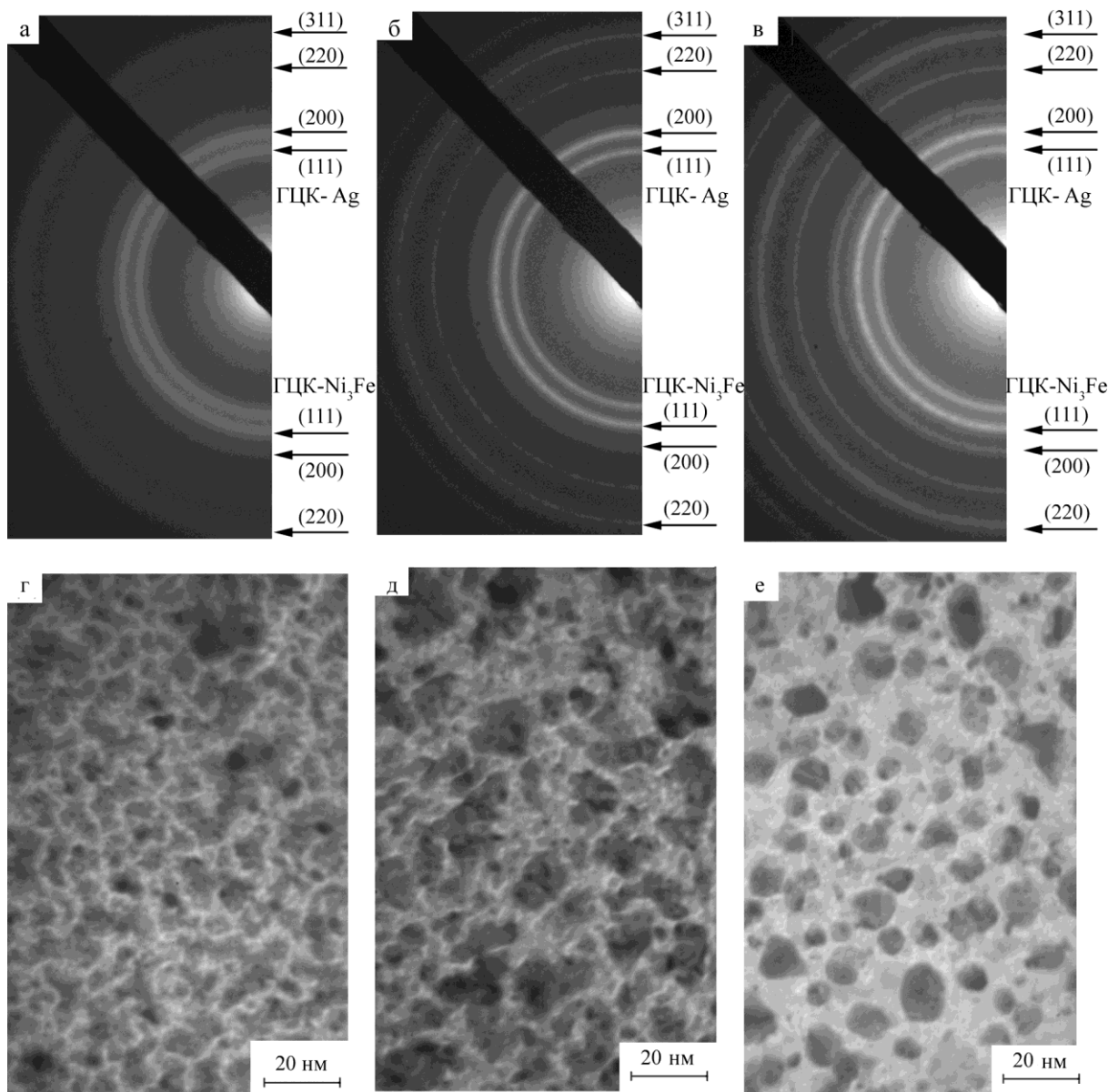


Рис. 3.4. Дифракційні картини (а-в) та мікроснімки кристалічної структури (г-є) тонкоплівкової системи (Ru+Ag)/П загальною товщиною 20 до (а, г) та після термовідпалювання до 500 (б, д) і 700 К (в, е)

Чітко видно, що зміна умов термообробки зразка до 700 К не приводить до змін його фазового стану (рис. 3.4в). Дифракційні картини представляють собою комбінацію двох ГЦК ґраток з параметрами 0,3562 та 0,4084 нм, відповідно для пермалою та срібла. Вплив процесу термообробки до 700 К на кристаліти Ru та Ag різний. Кристаліти Ru нанорозмірні ($L = 2-5$ нм) і несуттєво зростають у процесі відпалювання. В той же час кристаліти Ag зростають більш

суттєво (рис. 3.4 е), хоча збільшення їх знов-таки не настільки суттєве у порівнянні з одношаровими плівками Ag.

3.2. Результати досліджень магніторезистивних властивостей

Аналіз літературного огляду показав, що свіжо сконденсовані плівкові системи на основі феромагнітного сплаву Ni_xFe_{1-x} та Ag, як ізотропний, так і анізотропний магнітоопір, а його величина залежить від умов осадження, загальної товщини системи, концентрації компонент та умов термообробки. Згідно результатів досліджень даної роботи, то необхідно зауважити, що додавання до феромагнітного сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ атомів Ag у діапазоні концентрацій 20-82 ат.% впливає на характер польових залежностей МО та його величину. Польові залежності для поздовжньої та поперечної геометрій для свіжосконденсованих тонкоплівкових систем на основі Ru та Ag при різних концентраціях атомів немагнітної компоненти представлені на рисунку 3.5 У випадку малих значень c_{Ag} очікувалося, що проявиться анізотропний магніторезистивний ефект (ефект, який залежить від взаємної орієнтації векторів намагніченості та густини струму), який є характерною особливістю феромагнітного сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ [17]. Однак, з рисунка 3.5 а видно, що додавання малої концентрації атомів Ag спричиняє появу польових залежностей МО з незначним гістерезисом та без насичення. Збільшення концентрації атомів Ag до 32 ат.%, призводить до зміни форми петлі МО(B), однак незначний гістерезис все ще зберігається. Збільшення ж кількості ізольованих магнітних кластерів, призводить до зростання ефективності спін-залежного розсіювання, та як наслідок зростання амплітуди МО. Подальше збільшення c_{Ag} до 60 ат.% призводить дозволило отримати польові залежності МО, які повністю співпадають, не мають гістерезису. При цьому величина МО зменшується при зростанні величини прикладеного магнітного поля до 500 мТ майже лінійно. У даному випадку, зростання кількості ізольованих магнітних зерен призводить до зменшення відстані між ним до величини, при якій

ймовірність розсіювання електронів на немагнітних зернах зменшується. Процес розсіювання електронів на інтерфейсах та в об'ємі магнітних кристалітів стає домінуючим у цьому випадку. Отже, для даної концентрації спостерігається ізотропний характер польових залежностей магнітоопору. Для свіжосконденсованих систем на основі Ru та Ag при $c_{Ag} = 78$ ат.%, гістерезис на залежностях $MO(B)$ не спостерігається, але величина ефекту різко падає (стає меншою ніж 0,1 %). Відмітимо, що насичення на польових залежностях MO не спостерігається для всього діапазону концентрацій. Дана поведінка підтверджує той факт, що кристалічна структура досліджуваних систем складається з ізольованих суперпарамагнітних зерен, які дають внесок у величину магніторезистивного ефекту за відносно високих полів за кімнатної температури.

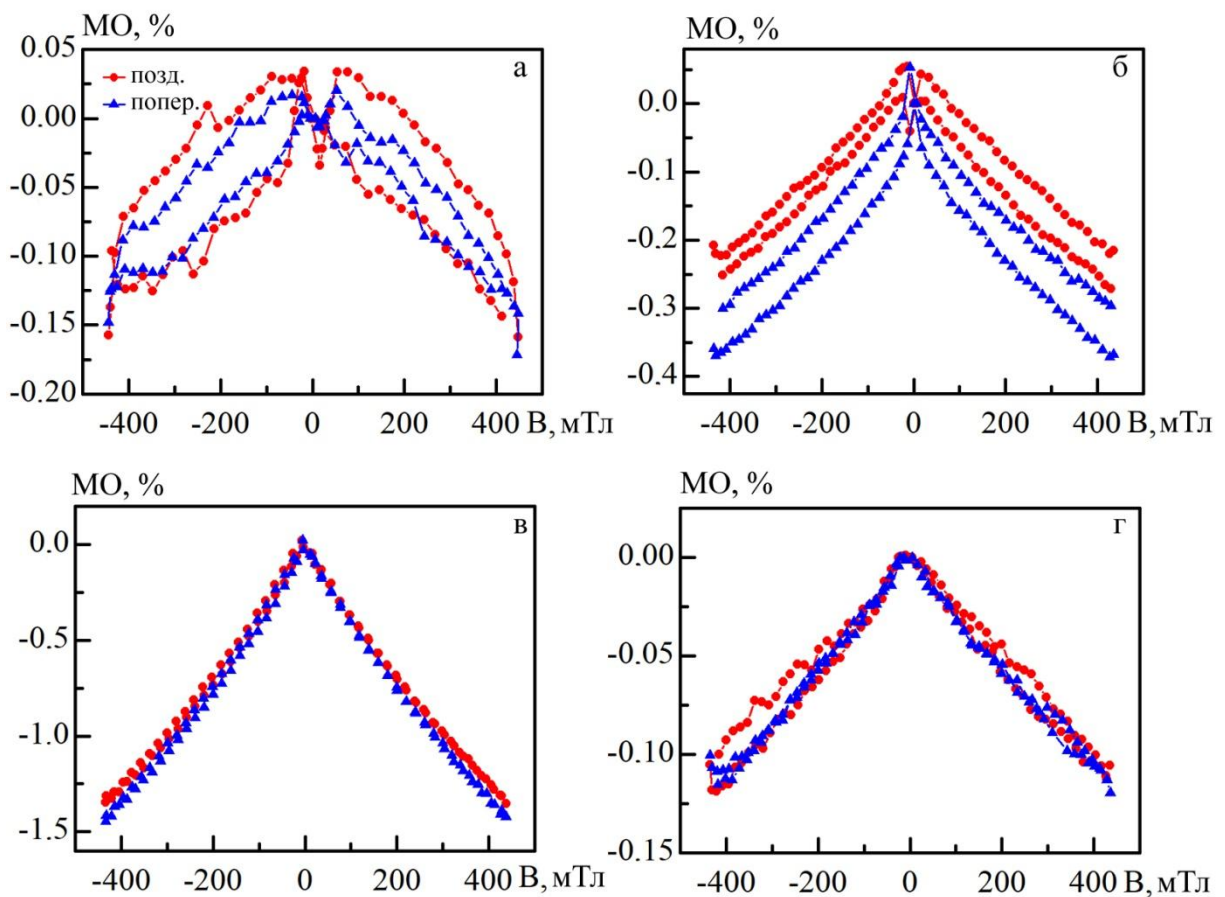


Рис. 3.5. Польові залежності поздовжнього та поперечного магнітоопору для свіжосконденсованих тонких плівок на основі Ru та Ag при $c_{Ag} = 20$ (а), 32 (б), 60 (в), and 78 ат.% (г) загальною товщиною 55 нм

На основі проведених досліджень магніторезистивних властивостей для свіжосконденсованих зразків була побудована концентраційна залежність величини МО виміряної при поздовжній та поперечній геометріях (рис. 3.6). Аналізуючи дану залежність, відмітимо, що амплітуда МО ефекту для обох геометрій збільшується у діапазоні концентрацій немагнітної компоненти від 20 до 52 ат.%, після чого різко зростає і досягає максимуму 1,45% при $c(\text{Ag}) = 60$ ат.%. Подальше збільшення концентрації немагнітної компоненти призводить до монотонного зменшення величини МО в обох геометріях. Дані результати є близькими до тих, що були отримані у роботах [34, 35] для систем на основі пермалою та благородних металів, отриманих методом одночасної конденсації.

Рисунки 3.7 а-г ілюструють як змінювався характер польових залежностей МО у поздовжній та поперечній геометрії у процесі термообробки при 400, 500, 600, та 700 К. Відмітимо, що наводяться дані лише для системи при $c_{\text{Ag}} = 60$ ат.%, оскільки саме за цієї концентрації спостерегається максимальне значення МО. Отже, у процесі відпалювання відбувається зміна форми залежностей та амплітуда МО ефекту. Починаючи з ізотропного МО у сіжосконденсованому стані (рис. 3.5 г), амплітуда МО ефекту зростає до 1,55 та

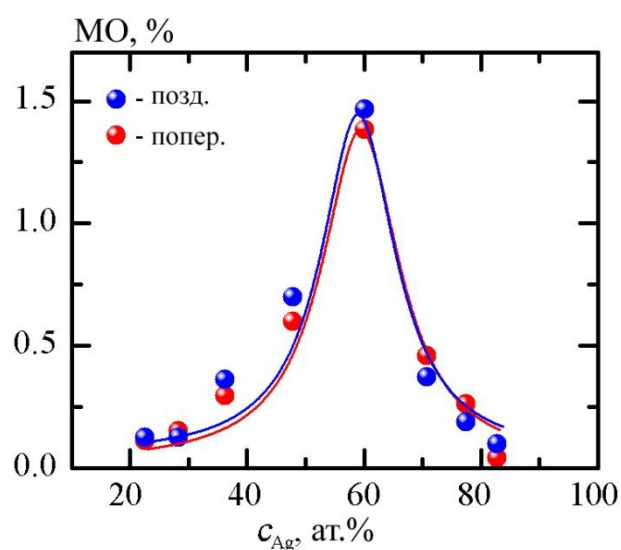


Рис. 3.6. Концентраційна залежність поздовжнього та поперечного магнітоопору для плівкових зразків на основі Ru та Ag

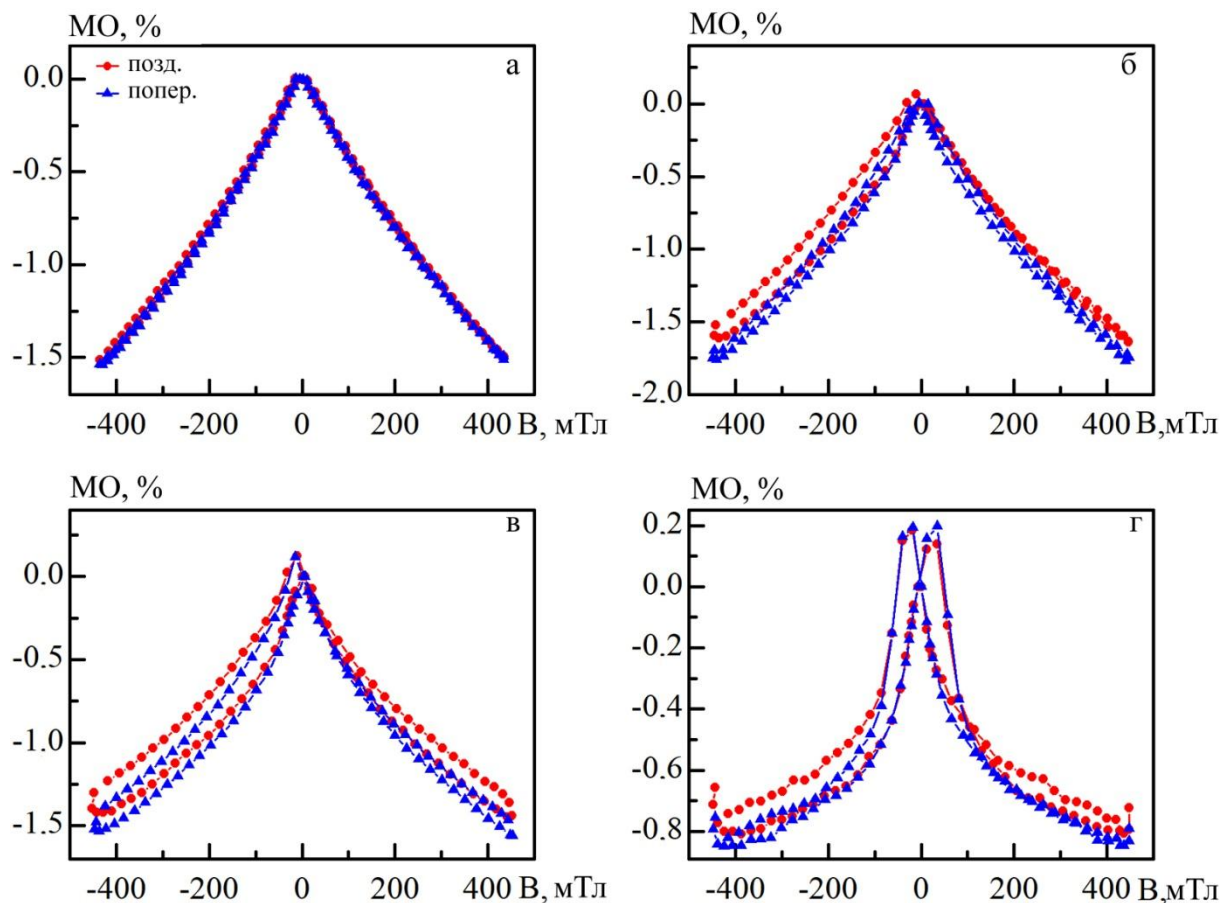


Рис. 3.7. Польові залежності поздовжнього та поперечного магнітоопору для відпалених до 400 (а), 500 (б), 600 (в) та 700 К (г) тонких плівок на основі Ru та Ag при $c_{Ag} = 60$ ат.% при загальній товщині 55 нм

1,82 % після відпалювання до 400 та 500 К відповідно. Оскільки, згідно досліджень фазового стану зразків, у процесі термообробки зберігається двофазний склад ГЦК-Ag та ГЦК-Ni₃Fe, то однією з можливих причин зростання величини МО є збільшення розміру магнітних зерен та формування більшої кількості феромагнітних областей у мікроструктурі [35]. Це призводить до збільшення ймовірності спін-залежного розсіювання та, як результат, до зростання величини МО. При подальшому збільшенні температури відпалювання до 600 К, МО ефект залишається ізотропним, але його величина зменшується. Це пов'язано зі змінами у кристалічній структурі зразка та послаблення ролі спін-залежного розсіювання та зростанням ролі електрон-фононного розсіювання. Зростання ймовірності процесів електрон-фононного розсіювання стримує перехід електронів від одного феромагнітного зерна до

іншого [35]. Подальше зростання температури відпалювання до 700 К спричиняє зміну форми залежності $MO(B)$ та появи коерцитивності та насичення (рис. 3.7 г). Це свідчить про перехід магнітних зерен у багато доменний стан.

Результуюча температурна залежність MO наведена на рисунку 3.7. Згідно даної залежності суттєве падіння амплітуди MO відбувається при високотемпературному відпалюванні до 900 К, але при цьому MO ефект не зникає повністю. Інтенсивна термодифузія стимулює коалесценцію магнітних зерен та формування багатодомених магнітних частинок у об'ємі зразка. Отже, після високотемпературного відпалювання, MO ефект набуває ознаки характерні для суцільної магнітної структури.

Для кращого розуміння поведінки магнітоопору у процесі термовідпалювання, необхідно проаналізувати як змінюються величини ρ та $\Delta R_{\max} = R(B_0) - R(B_{\max})$ при відпалюванні (рис. 3.9). Для побудови температурної залежності питомого опору були використані величини ρ виміряні після відпалювання зразків до заданих температур та відповідного охолодження.

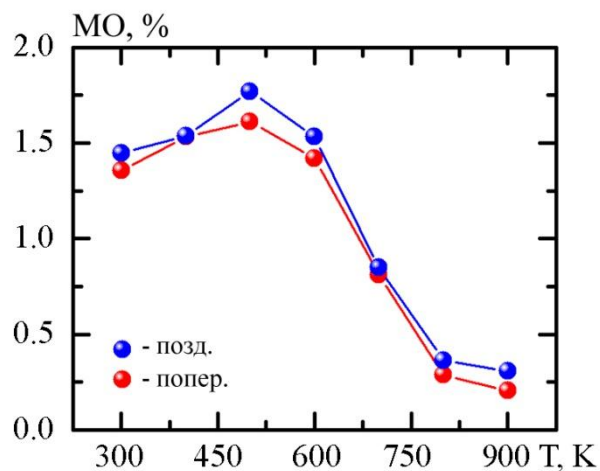


Рис. 3.8. Залежність величини поздовжнього і поперечного MO від температури відпалювання для плівкових систем на основі Pu та Ag при $c_{Ag} = 60$ ат.% загальною товщиною 55 нм

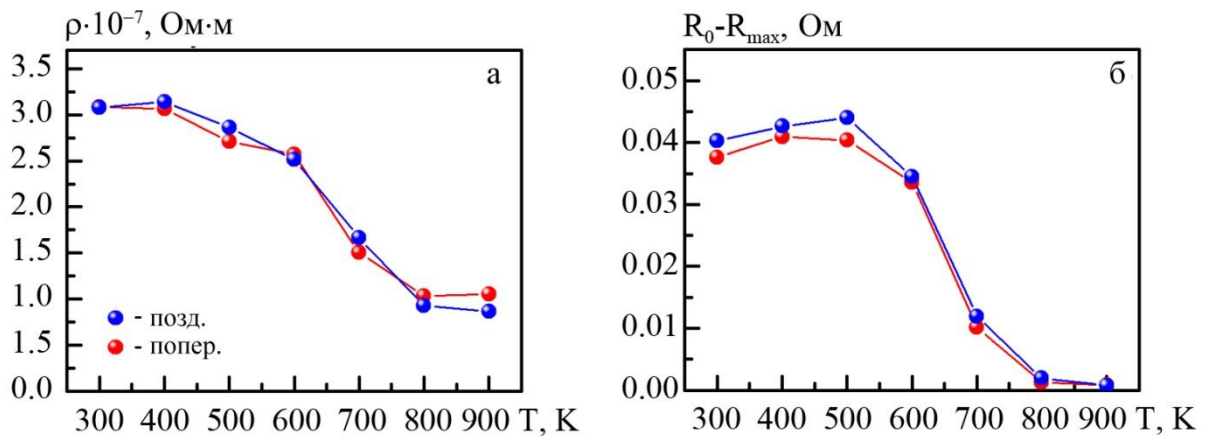


Рис. 3.9. Температурна залежність величини питомого опору (а) та ΔR_{\max} (б) для плівкових систем на основі Ru та Ag при $c_{\text{Ag}} = 60$ ат.% загальною товщиною 55 нм

Перш за все, слід відмітити, що питомий опір для зразка при $c_{\text{Ag}} = 60$ ат.% у поздовжній та поперечній геометріях зменшується з $3 \cdot 10^{-7}$ Ом·м до $1 \cdot 10^{-7}$ Ом·м у температурному діапазоні 300-900 К (рис. 3.9 а). Основна причина такого падіння опору є процеси заліковування дефектів та рекристалізації. У той же час, при низькотемпературному відпалюванні до 500 К спостерігається збільшення величини ΔR_{\max} у 1,1 разів (рис. 3.9 б). Дане зростання of ΔR_{\max} після відпалювання зразків до 500 К пов'язано зі змінами ймовірності спин-залежного розсіювання електронів. Внаслідок характерної зміни ρ та ΔR_{\max} після відпалювання до 500 К, відбувається зростання величини МО у 1,2 разів у обох геометріях. При високотемпературному відпалюванні спостерігається зменшення як величини ρ , так і величини ΔR_{\max} , що й спричиняє падіння амплітуди магніторезистивного ефекту.

ВИСНОВКИ

1. Аналіз літературних даних показав, що більш перспективними з точки реалізації ефекту ГМО та отримання більш високих його значень, є системи на основі Ru та Ag, отримані методом одночасного електронно-променевого випарування з двох незалежних джерел у порівнянні з пошаровою конденсацією.

2. Аналіз структурно-фазового показав, що у свіжосконденсовано та відпаленому до 700 К станах зразки мають двофазний склад, що представляє собою комбінацію двох ГЦК ґраток з параметрами $a(\text{ГЦК-Ni}_3\text{Fe}) = 0,353 \text{ нм}$ і $a(\text{ГЦК-Ag}) = 0,407 \text{ нм}$ для діапазону концентрацій $c(\text{Ag}) = 20\text{-}82 \text{ ат.}\%$.

3. Використання методу одночасної конденсації призводить до суттєвого зменшення кристалітів Ag за рахунок додавання магнітної компоненти, нанорозмірні кристаліти якої сповільнюють зростання кристалітів немагнітного матеріалу в об'ємі зразка. Процес відпалювання у інтервалі температур 300-500 К суттєво не змінює розміри (не перевищують 5 нм) і характер розподілу кристалітів в об'ємі зразка, у той час як вплив процесу термообробки до 700 К на кристаліти Ru та Ag різний. Зерна Ru нанорозмірні ($L = 2\text{-}5 \text{ нм}$) і несуттєво зростають у процесі відпалювання, зерна ж Ag зростають більш суттєво.

4. Показано, що величина магніторезистивного ефекту для даних систем залежить від концентрації компонент у системі. Максимальне значення МО за кімнатної температури після конденсації становить 1,45% при $c(\text{Ag}) = 60 \text{ ат.}\%$. Внаслідок збільшення ймовірності спін-залежного розсіювання при термообробці зразків до 500 К його величина зростає і досягає 1,82 %.

5. Зміна форми залежностей $\text{МО}(B)$ (поява коерцитивної сили та вихід на насичення при 500 мТ) та суттєве падіння амплітуди МО при високотемпературному відпалюванні до 900 К пов'язане з інтенсивною термодифузією, яка стимулює коалесценцію магнітних зерен та формування багатодомених магнітних частинок у об'ємі зразка.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. A. Hirohata, K. Takanashi, Future perspective of spintronic devices // *J. Phys. D: Appl. Phys.* – 2014. – V. 19, No 47. – P. 193001.
2. I.Yu. Protsenko, P.K. Mehta, L.V. Odnodvoretz et al. Magnetoresistive Properties of Quasi Granular Film Alloys $\text{Fe}_x\text{Pt}_{1-x}$ at the Low Concentration of Pt Atoms // *J. Nano Electron. Phys.* – 2014. – V. 6. – P. 01031.
3. Ia.M. Lytvynenko, I.M. Pazukha, B.B. Bibyk, Structural, Magnetic and Magnetoresistive Properties of Ternary Film Ni-Fe-Co Alloy // *J. Nano Electron. Phys.* – 2014. – V. 2. – P. 02014.
4. A.P. Singh, M. Mishra, S.K. Dhawan, Chapter in book “Nanomagnetism” (One Central Press: UK: 2014).
5. D. Lisjak, A. Mertelj, Anisotropic magnetic nanoparticles: A review of their properties, syntheses and potential applications // *Progress in Mater. Sci.* – 2018. – V. 38, No 9. – P. 2532.
6. Yu. O. Shkurdoda, I.M. Pazukha, A. M. Chornous, Magnetic and Magnetoresistive Properties of Nanocomposites Based on Co and SiO // *Int. J. Min., Metall. Mater.* – 2017. – 24, No 12. – P. 1459.
7. L. Vicarelli, S.J. Heerema, C. Dekker, H.W. Zandbergen, Controlling Defects in Graphene for Optimizing the Electrical Properties of Graphene Nanodevices // *ACS Nano.* – 2015. – V. 9, No 4. – P. 3428.
8. S.B. Dalavi, J. Theerthagiri, M.M. Raja, R.N. Panda, Synthesis, characterization and magnetic properties of nanocrystalline $\text{Fe}_x\text{Ni}_{80-x}\text{Co}_{20}$ ternary alloys // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2014. – V. 344. – P. 30.
9. A.R. Akbashev, A.V. Telegin, A.R. Kaul, Yu.P. Sukhorukov, Granular and layered ferroelectric–ferromagnetic thin-film nanocomposites as promising materials with high magnetotransmission effect // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2015. – V. 384. – P. 75.
10. S. Behrens, I. Appel, Magnetic nanocomposites // *Current Opinion in Biotechnol.* – 2016. – V. 39. – P. 89.

11. Yu.I. Dzhezherya, A.F. Kravets, I.M. Kozak, A.Ya. Vovk, A.M. Pogorily, Indirect Exchange Interaction Fields in Magnetic Nanogranular Films // *J. Nano-Electron. Phys.* – 2014. – V. 6. – P. 02027.
12. Bas J. A. Sintered soft magnetic materials. Properties and applications / J. A. Bas, J. A. Calero, M. J. Dougan // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2003. – Vol. 254–255. – P.391.
13. Ripka P. Sensors based on bulk soft magnetic materials: Advances and challenges / P. Ripka // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2008. – Vol. 320. – P. 2466.
14. The use of soft magnetic composite materials in synchronous electric motor // A. Hamler, V. Gorican, B. Sustarsic, A. Sirc // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2006. – Vol. 304. – P. e816.
15. O’Handley R. Modern Magntic Materials / R. O’Handley. – Wiley : New York, 2000. – 768 p.
16. Cullity B. D. Introduction to Magnetic Materials / B. D. Cullity, C. D. Graham. – John Wiley & Sons, Inc., Hoboken : NJ. – 2009.
17. Structural, magnetic, and transport properties of Permalloy for spintronic experiments / G. Nahrwold, J. M. Scholtyssek, S. Motl-Ziegler, et al. // *J. Appl. Phys.* – 2010. – Vol. 108 – P. 013907.
18. Parkin S. S. P. Magnetic Domain-Wall Racetrake Memory / S. S. P. Parkin, M. Hayashi, L. Thomas // *Science.* – 2008. – Vol. 320. – P. 190–194.
19. Kong L. Magnetotransport and domain structures in nanoscale NiFe/Cu/Co spin-valve / L. Kong, Q. Pan, B. Cui et al. // *J. Appl. Phys.* – 1999. – Vol. 85, No. 8. – P. 5492.
20. Jiang Y. [Ni₈₀Fe₂₀/Cu/Co/Cu] spin-valve multilayers electrodeposited on NiFe buffer layers / Y. Jiang, S. Yao, W. Zhang // *Thin Solid Films.* – 2008. – Vol. 516. – P. 3210.
21. Dou L. Bayesia. Inference Theory Applied to Hyperfine Field Distribution Extraction / L. Dou, R. J. W. Hodgson, D. G. Rancourt // *Phys. Canada.* – 1995. – Vol. 45. – P. 3.
22. Structure and magnetic properties of thin permalloy films near the “transcritical”

- state / A. V. Svalov, I. R. Aseguinolaza, A. Garcia-Arribas et al. // *IEEE Trans. Magn.* – 2010. – Vol. 46. – P. 333–336.
23. In-situ magnetic deposition field effect on sheet resistance of Permalloy films / S. U. Jen, T. C. Wu, C. M. Wong et al. // *Thin Solid Films.* – 2007. – Vol. 515. – P. 7382.
24. Induced magnetic anisotropy and strain in permalloy films deposited under magnetic field / E. B. Park, S.-U. Jang, J.-H. Kim et al. // *Thin Solid Films.* – 2012. – Vol. 520. – P. 5981.
25. An ab-initio theoretical investigation of the soft-magnetic properties of permalloys / S. Ostanina, J. B. Staunton, S. S. A. Razee et al. // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2005. – Vol. 295. – P. 110.
26. Waeckerle T. To a phenomenological modeling of permalloy behavior / T. Waeckerle, H. Fraisse // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2000. – Vol. 215–216. – P.184.
27. Volmer M. Micromagnetic simulation of hysteresis curves for Permalloy based thin films / M. Volmer, J. Neamtu // *J. Optoelectr. Advanc. Mater.* – 2007. – Vol. 9, No 4. – P. 1147–1150.
28. Структурно-фазовий стан, магніторезистивні та магнітні властивості плівок пермалою / Я. М. Литвиненко, І. М. Пазуха, **О. В. Пилипенко**, В. В. Бібик // *Металлофізика и новейшие технологии.* – 2015. – Т. 37, № 10. – С. 1001–1017.
29. R. O’Handley *Materials: Principles and Applications* // *Modern Magn. Mater.* (Wiley, New York, 2000).
30. Pohorilyi A. Magnetic properties of heterogeneous (FeNi)–Ag films in a wide composition range / A. Pohorilyi, A. Kravets, E. Shypil // *Thin Solid Films.* – 2003. – V.423, №2. – P. 218-223.
31. Лобода В.Б. Структура та електрофізичні властивості плівок сплаву Ni-Cu в температурному інтервалі 300-700 К / Лобода В.Б., Пирогова С.М., Проценко С.І. // *Вісник СумДУ. Серія Фізика, математика, механіка.* – 2001. – № 3(24)-4(25). – С. 74-83.
32. Демиденко М.Г. Магніторезистивні властивості спін-вентильних структур

- на основі Co та Cu або Au / Демиденко М.Г., Проценко С.І., Костюк Д.М., та ін. // *J. Nano- Electron. Phys.* – 2011.– Т.3, №4. – С.106–113.
33. Проценко І.Ю. Технологія одержання і фізичні властивості плівкових матеріалів та основи мікроелектроніки: лабораторні і практичні заняття [навч. посібник] / І.Ю. Проценко, Л.В. Одноворець. – Суми: СумДУ, 2011. – 232 с.
34. Dieny B. Structural, magnetic and transport properties of NiFexAg(1-x) heterogeneous alloys / B. Dieny, S.R. Teixeira, B. Rodmacq, C. Cowache, S. Auffret, O. Redon, J. Pierre // *J. Magn. Magn. Mat.* – 1994. – V.130. – P.197 – 215.
35. Yang Y.K. Microstructure, magnetic and transport properties of melt-spun Cu₆₀(Ni_{0.8}Fe_{0.2})₄₀ alloys, / Y.K. Yang, L.H. Chen, Y.H. Chang, Y.D. Yao // *J. Magn. Magn. Mater.* – 1998. – V.189. – P.195-201.