

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
СУМСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ  
Факультет електроніки та інформаційних технологій

Кафедра електроніки,  
загальної та прикладної фізики

Кваліфікаційна робота магістра  
**НАНОРОЗМІРНІ ФЕРОМАГНІТНІ ПРИЛАДОВІ ЕЛЕМЕНТИ:  
ВЛАСТИВОСТІ ТА ГАЛУЗІ ЗАСТОСУВАННЯ**  
спеціальності 171 Електроніка

Здобувач вищої освіти гр. ЕП.м-01н

С. Р. Долгов-Гордійчук

Науковий керівник

канд. фіз.-мат. наук, доцент

І. М. Пазуха

Завідувач кафедри ЕЗПФ

д-р фіз.-мат. наук, професор

І. Ю. Проценко

Суми – 2022

СУМСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ  
ФАКУЛЬТЕТ ЕЛЕКТРОНІКИ ТА ІНФОРМАЦІЙНИХ ТЕХНОЛОГІЙ  
Кафедра електроніки, загальної та прикладної фізики  
Спеціальність 171 – Електроніка, освітньо-наукова програма  
«Електронні інформаційні системи»

ЗАТВЕРДЖУЮ  
Зав. кафедри ЕЗПФ  
І.Ю. Проценко  
«02» травня 2022 року

## ЗАВДАННЯ

### НА КВАЛІФІКАЦІЙНУ РОБОТУ МАГІСТРА

Долгова-Гордійчука Сергія Романовича

Тема роботи **Нанорозмірні феромагнітні приладові елементи: властивості та галузі застосування**

затверджена наказом по університету від «18» квітня 2022 р., № 0270-VI

2. Термін здачі студентом закінченої роботи 17 травня 2022 року

3. Вихідні дані до роботи (актуальність, мета) Серед феромагнітних матеріалів, які знайшли широке практичне застосування в сучасних технологіях магнітного запису та сенсорики, можна виділити пермалоевий сплав  $Ni_{80}Fe_{20}$ . Даний матеріал відноситься до класу магнітом'яких феромагнетиків і характеризується низьким значенням коерцитивної сили, великою намагніченістю насичення та високою магнітною сприйнятливістю. Введення атомів Cu, Ag або Au дозволяє отримати нанорозмірні матеріали, у яких реалізується спін-залежне розсіювання електронів. У зв'язку з цим метою роботи було дослідження магніторезистивних властивостей нанорозмірних феромагнітних систем, сформованих на основі феромагнітного сплаву  $Ni_{80}Fe_{20}$  та немагнітного металу Au, та дослідити як впливає зміна концентрації компонент та температура відпалювання на характер польових залежностей магнітоопору та величину магніторезистивного ефекту.

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, що належить їх розробити)

1. Магніторезистивні властивості нанорозмірних приладових елементів.

2. Галузі застосування нанорозмірних приладових елементів.
3. Методика формування та дослідження магніторезистивних властивостей нанорозмірних приладових елементів.
4. Концентраційні та температурні ефекти в магніторезистивних властивостях нанорозмірних приладових елементів.
5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень)  
Слайди № 1-2. Актуальність роботи, мета.  
Слайди № 3-5. Методика формування та особливості магніторезистивних властивостей нанорозмірних плівкових матеріалів.  
Слайди № 6. Галузі застосування.  
Слайди № 7-8. Методика і техніка експерименту.  
Слайди № 9-12. Експериментальні результати.  
Слайди №13, 14. Висновки, публікації.
6. Дата видачі завдання 02.05.2022 р.

### КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

| №  | Назва етапів виконання кваліфікаційної роботи             | Термін виконання етапів роботи | Примітка    |
|----|---|--------------------------------|-------------|
| 1. | Аналіз літературних даних                                 | до 02.05.2022 р.               | <i>вик.</i> |
| 2. | Проведення експерименту, розрахунків, обробка результатів | до 12.05.2022 р.               | <i>вик.</i> |
| 4. | Оформлення тексту кваліфікаційної роботи.                 | до 17.05.2022 р.               | <i>вик.</i> |
| 5. | Попередній захист роботи                                  | 18.05.2022 р.,<br>онлайн       | <i>вик.</i> |
| 6. | Захист роботи в екзаменаційній комісії                    | 24.05.2022 р.,<br>онлайн       |             |

Здобувач вищої освіти

Долгов-Гордійчук С.Р.

Науковий керівник

Пазуха І.М.

## РЕФЕРАТ

Мета кваліфікаційної роботи магістра полягає в дослідженні магніторезистивних властивостей нанорозмірних феромагнітних систем, сформованих на основі феромагнітного сплаву  $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$  та немагнітного металу Au, та проведенні аналізу того як впливає зміна концентрації компонент та температури відпалювання на характер польових залежностей магнітоопору та величину магніторезистивного ефекту.

Для формування нанорозмірних феромагнітних приладових елементів на основі композитних матеріалів типу магнітний – немагнітний метал була обрана методика одночасної конденсації з двох незалежних джерел у вакуумі. Метод високоточної резистометрії був використаний для проведення досліджень магніторезистивних властивостей.

У результаті проведених досліджень встановлено, що величина магніторезистивного ефекту залежить від концентрації атомів Au та сягає свого максимального значення 0,45% за концентрації немагнітної компоненти  $c_{\text{Au}} = 30$  ат.%. При цьому ізотропний характер польових залежностей спостерігається  $c_{\text{Au}} = 20-45$  ат.%. При  $c_{\text{Au}} < 20$  ат.%, спостерігається анізотропний магніторезистивний ефект, а при  $c_{\text{Au}} > 50$  ат.% магнітоопір взагалі не фіксується.

Робота викладена на 35 сторінках, зокрема містить 17 рисунків, список використаних джерел із 23 найменувань.

**КЛЮЧОВІ СЛОВА:** НАНОРОЗМІРНІ ФЕРОМАГНІТНІ ПРИЛАДОВІ ЕЛЕМЕНТИ, МАГНІТОРЕЗИСТИВНИЙ ЕФЕКТ, ЧУТЛИВІСТЬ ДО МАГНІТНОГО ПОЛЯ, ВПЛИВ КОНЦЕНТРАЦІЙ КОМПОНЕНТ, ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ ВІДПАЛЮВАННЯ.

## ЗМІСТ

|  | С. |
|--|----|
| <b>ВСТУП</b> .....   | 6  |
| <b>РОЗДІЛ 1. НАНОРОЗМІРНІ ФЕРОМАГНІТНІ ПРИЛАДОВІ ЕЛЕМЕНТИ: ВЛАСТИВОСТІ ТА ГАЛУЗІ ЗАСТОСУВАННЯ</b> .....  | 7  |
| 1.1. Магніторезистивні властивості.....  | 7  |
| 1.2. Галузі застосування нанорозмірних приладових елементів.....   | 17 |
| <b>РОЗДІЛ 2. МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ</b> .....   | 21 |
| 2.1. Методика формування нанорозмірних феромагнітних систем.....   | 21 |
| 2.2. Методика дослідження магніторезистивних властивостей.....   | 23 |
| <b>РОЗДІЛ 3. РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ</b> .....   | 26 |
| 3.1. Вплив концентрацій компонент на величину магніторезистивного ефекту нанорозмірних плівкових систем на основі пермалою $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Au.....   | 26 |
| 3.2. Вплив температури відпалювання на величину магніторезистивного ефекту нанорозмірних плівкових систем на основі пермалою $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Au..... | 29 |
| <b>ВИСНОВКИ</b> .....  | 32 |
| <b>СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ</b> .....  | 33 |

## ВСТУП

На сьогоднішній день досить актуальним є проведення фундаментальних досліджень фізичних властивостей нових нанорозмірних функціональних матеріалів. Актуальною дана тема є в контексті розвитку елементної бази спінтроники. Дослідження та вивчення фізичних властивостей плівкових систем на основі феромагнітних і благородних металів все ще є актуальною тематикою як фізики твердого тіла, так і матеріалознавства мікроелектроніки. У зв'язку з цим до таких матеріалів ставлять високі технологічні вимоги, такі як: чутливість або, навпаки, стабільність робочих характеристик до дії температури, деформації, магнітного поля, термічна стійкість структурно-фазового складу, тощо. Досягти таких вимог можна, підбравши методику та умови формування/створення плівкових матеріалів, а також під час самого процесу формування змінюючи товщину чи концентрацію атомів окремих компонент системи.

Так як у плівкових системах, на основі феромагнітних і благородних металів із спін-залежним розсіюванням електронів, досить часто може утворюватися явище гігантського магнітоопору (ГМО), яке досить широко використовується у приладобудуванні, то це спричинило нову хвилю як експериментальних, так і теоретичних досліджень властивостей цих систем.

Метою даної роботи було дослідження магніторезистивних властивостей нанорозмірних феромагнітних систем, сформованих на основі феромагнітного сплаву  $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$  та немагнітного металу Au, та проведення аналізу того як впливає зміна концентрації компонент та температура відпалювання на характер польових залежностей магнітоопору та величину магніторезистивного ефекту.

Результати даної роботи були представлені на Міжнародній науковій конференції «Фізика, електроніка, електротехніка :: ФЕЕ» (м. Суми, 2021, 2022).

## РОЗДІЛ 1

# НАНОРОЗМІРНІ ФЕРОМАГНІТНІ СИСТЕМИ: МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА ГАЛУЗІ ЗАСТОСУВАННЯ

### 1.1. Магніторезистивні властивості

Серед всього різноманіття елементної бази сучасної мікро- і наноелектроніки можна виокремити такі типи нанорозмірних феромагнітних приладових елементів: багатошарові плівкові системи та мультишари (принцип їх формування базується на по черговому нанесенні на підкладку шарів магнітних і немагнітних металів); гранульовані плівкові матеріали (як правило отримуються методом одночасної конденсації магнітної і немагнітної компоненти); комбіновані багатошарові системи (поєднують в собі магнітні шари у вигляді гранульованих нанокompatитів, що складаються з феромагнітних гранул, впроваджених у немагнітну матрицю, шарів магнітних і немагнітних металів, а також проміжних шарів твердих розчинів). Також, у системах метал/метал (Me/Me) можуть утворюватися кристалічні фази з певними особливостями: хімічна сполука має чітко визначене співвідношення атомів елементів, яке відповідає стехіометричному складу; хімічна сполука має кристалічну решітку, що може відрізнятися від решіток вихідних компонент і мати сталу температуру плавлення або певні унікальні властивості.

На рисунку 1.1 наведені схематичні зображення основних видів нанорозмірних феромагнітних приладових елементів. Найпростішою є система, що складається із трьох шарів: двох феромагнітних (М) та одного немагнітного (НМ), який їх розділяє (рис. 1.1 а). Як правило як матеріали феромагнітних шарів використовуються Ni, Fe або Co, а як немагнітні – матеріали із високою провідністю (Pd, Pt, Ag, Au тощо). Необхідною умовою для практичного застосування таких систем є реалізація спін залежного розсіювання на межі М/НМ. Це стає можливим у тому випадку, коли феромагнітні шари мають вектори намагнічування спрямовані антипаралельно. Більш складною є

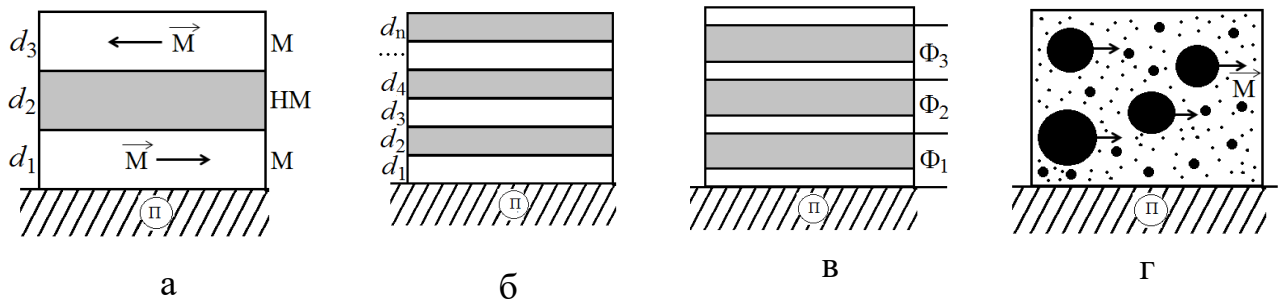


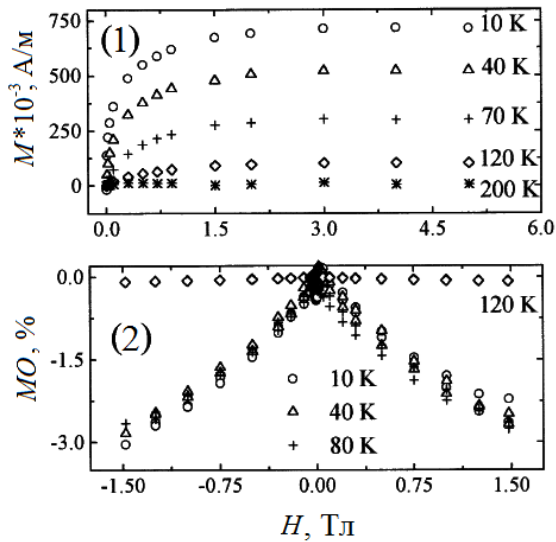
Рисунок 1.1 – Типи багатошарових плівкових матеріалів: тришарова система (а); багатошарова плівка загального типу (б); мультишар (періодична багатошарова система) (в) і гранульований сплав (г). П – підкладка;  $d$  – товщина окремого шару;  $\vec{M}$  – вектор намагніченості;  $\Phi$  – фрагмент. Із роботи [1]

структура нанорозмірних феромагнітних приладових елементів у вигляді багатошарових систем та мультишарів (структури, в яких певну кілька разів повторюється бішар М/НМ). Такі структури наведені відповідно на рисунках 1.1б та 1.1в. Широке застосування в різних галузях таких приладових елементів пов'язано з можливістю реалізації в них ефекту гігантського магнітоопору за відносно малих полях насичення. Для гранульованих структур (рис. 1.1 г) важливим стає характер розподілу феромагнітних наногранул в об'ємі немагнітної матриці та їх середній розмір. Лише за рахунок зміни концентрації компонент в таких систем можна реалізувати як анізотропний, так і гігантський магніторезистивні ефекти.

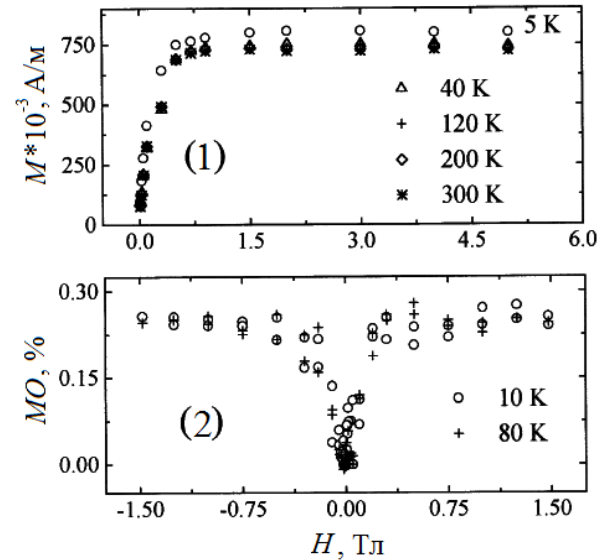
Комплексні дослідження фізичних властивостей нанорозмірних плівкових систем сприятиме розширенню галузей їх практичного застосування. Розглянено результати досліджень магнітних та магніторезистивних властивостей феромагнітних плівкових систем.

У роботі [2] наведені польові залежності намагніченості та магнітоопору отримані при різних температурах вимірювання для зразків до та після відпалювання на прикладі системи (Au+NiFe)/П. Дана система є прикладом гетерогенних сплавів, що складаються з магнітних частинок нанометрового розміру, диспергованих в немагнітній металевій матриці. Типові залежності отримані для зразків (Au+NiFe)/П при концентрації атомів  $c(\text{Au}) = 70$  ат.%





а



б

Рисунок 1.2 – Польові залежності намагніченості (1) та магнітоопору (2) плівки  $(\text{Au}+\text{Ni}_{0,8}\text{Fe}_{0,2})/\text{П}$  при концентрації атомів Au 70 ат.% після осадження (а) та термовідпалювання (б) за температури 673 К протягом 30 хв. Адаптовано із роботи [2]

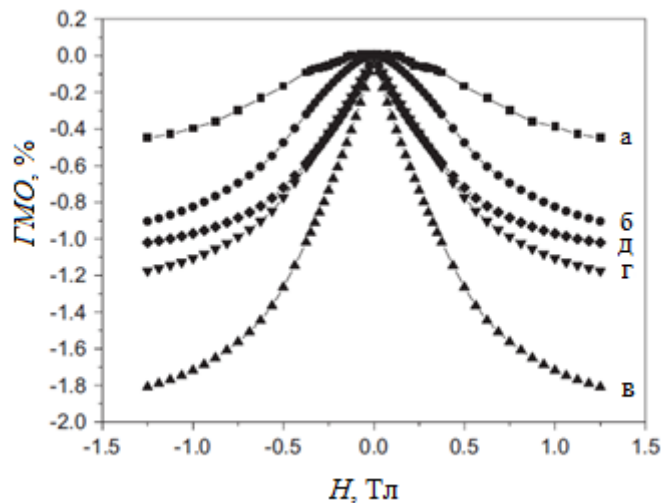


Рисунок 1.3 – Польові залежності ГМО для плівок  $(\text{FeNi}+\text{Cu})/\text{П}$  при різному вмісті феромагнітної компоненти: (а) 15%, (б) 25%, (в) 32%, (г) 37%, (д) 42%. Адаптовано із роботи [3]

представлені на рисунку 1.2. Згідно даних роботи [2] тонкоплівкові зразки після осадження демонструють криві намагнічування типу Ланжевена (рис. 1.2 (1)) і негативний МО при температурах нижче  $T \sim 120$  К (рис. 1.2 (2)). Виявилось, що температура феромагнітного переходу більшості частинок NiFe в плівках становить  $T_c < 200$  К і, отже, є значно нижчою, ніж  $T_c$  для масивних зразків. Отже, авторами роботи [2] було зроблене припущення, що середній розмір феромагнітних наночастинок менше 2 нм. Частинки такого розміру вважаються однодоменними.

Процес термовідпалювання при 673 К протягом 30 хвилин спричиняє різке покращення феромагнітних властивостей плівки, про що свідчать більш висока  $T_c$  і слабка залежність  $M$  від температури аж до 300 К (див. рис. 1.2 б (1)). Наслідком цього є також зміна природи магніторезистивного ефекту на позитивний анізотропний МО. При цьому характерних для польових залежностей МО є вихід на насичення при відносно малих  $H$  (рис. 1.2 б (2)).

На рисунку 1.3 показані польові залежності ГМО для нанорозмірних феромагнітних плівок (FeNi+Cu)/П із різним вмістом феромагнітної та немагнітної компонент [3]. Як видно з рис. 1.3, величина ГМО спершу збільшується, а потім зменшується зі збільшенням концентрації феромагнітної компоненти, досягаючи максимуму при вмісті близько 32%. З іншого боку, також виявлено, що чутливість ГМО змінюється зі збільшенням об'ємної частки феромагнітних наночастинок. Аналіз отриманих результатів, проведений у роботі [3] свідчить про те, що для нанорозмірних феромагнітних плівок (FeNi+Cu)/П оптимальним є вміст у 32% для феромагнітної компоненти, що забезпечує поєднання відносно високого значення ГМО з високою чутливістю.

Аналіз мікроснімків кристалічної структури, проведений у роботі [4], свідчить, що про те що при низькій об'ємній частці феромагнітних наночасинок, оточені матрицею Cu, вони мають рівновісну форму. В той час як збільшенням об'ємної частки частинок феромагнітних наночастинок призводить до поступового відхилення від рівновісної форми. В результаті намагніченість системи в цілому залежить від напрямку прикладання

зовнішнього магнітного поля. Це в свою чергу призводить до відмінностей у польових залежностях магнітоопору у поздовжній та перпендикулярній геометрії вимірювання.

Згідно даних роботи [5], феромагнітні наночастинки у гранульованому матеріалі у залежності від їх розміру можна розділити на три категорії по двом критичним розмірами  $D_1(T)$  і  $D_2(T)$ : суперпарамагнітні, однодоменні феромагнітні і багатодоменні феромагнітні частинки, де  $D_1(T)$  - критичний розмір між суперпарамагнітними і однодоменними частинками при певній температурі, званої температурою блокування [6], а  $D_2(T)$  - інший критичний розмір між однодоменними і багатодоменними частинками. Всі перераховані вище три види частинок мають різні магнітні властивості під дією зовнішнього магнітного поля, та по різному впливають на ймовірність спін-залежного розсіювання електронів та, як наслідок, на характер магніторезистивного ефекту. При цьому варто зазначити, що середній розмір феромагнітних наночастинок буде залежати від концентрації компонент в системі.

З рисунку 1.4 видно, що величина ГМО спочатку збільшується, а потім зменшується зі збільшенням середнього розміру часток, досягаючи максимуму при певному середньому розмірі [3]. У гранульованих матеріалах з низькою об'ємною часткою всі магнітні частинки настільки малі, що ведуть себе майже

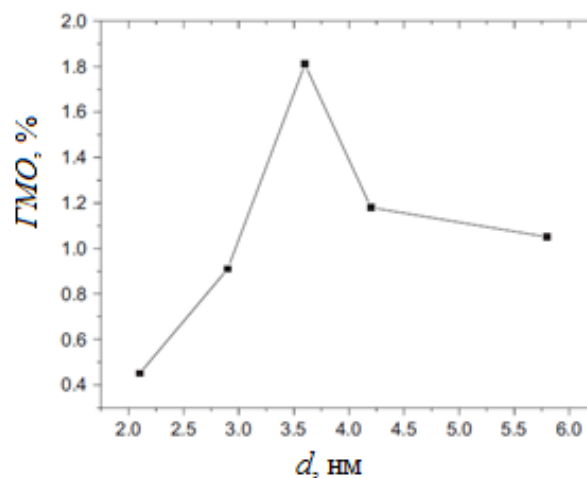


Рисунок 1.4. – Залежність величини ГМО від діаметру  $d$  феромагнітних гранул для плівок (FeNi+Cu)/П. Адаптовано із роботи [3]

як суперпарамагнітні, що призводить до низького ГМО. Зі збільшенням об'ємної частки частинки поступово стають більшими, що призводить до збільшення частки однодомених частинок, а потім до поліпшення ГМО. При подальшому збільшенні об'ємної частки частинки будуть зростати або стикатися один з одним, перетворюючись в багатодоменні частинки, що призведе до зниження ГМО через несприятливий вплив багатодомених частинок на реалізацію ефекту ГМО. Іншими словами, ГМО може досягти пікового значення при середньому розмірі частинок.

Автори роботи [7] показали, що свіжосконденсовані тонкі плівки на основі феромагнітного сплаву  $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$  та немагнітного металу Ag можуть проявляти як ізотропний, так і анізотропний магнітоопір. Величина магніторезистивного

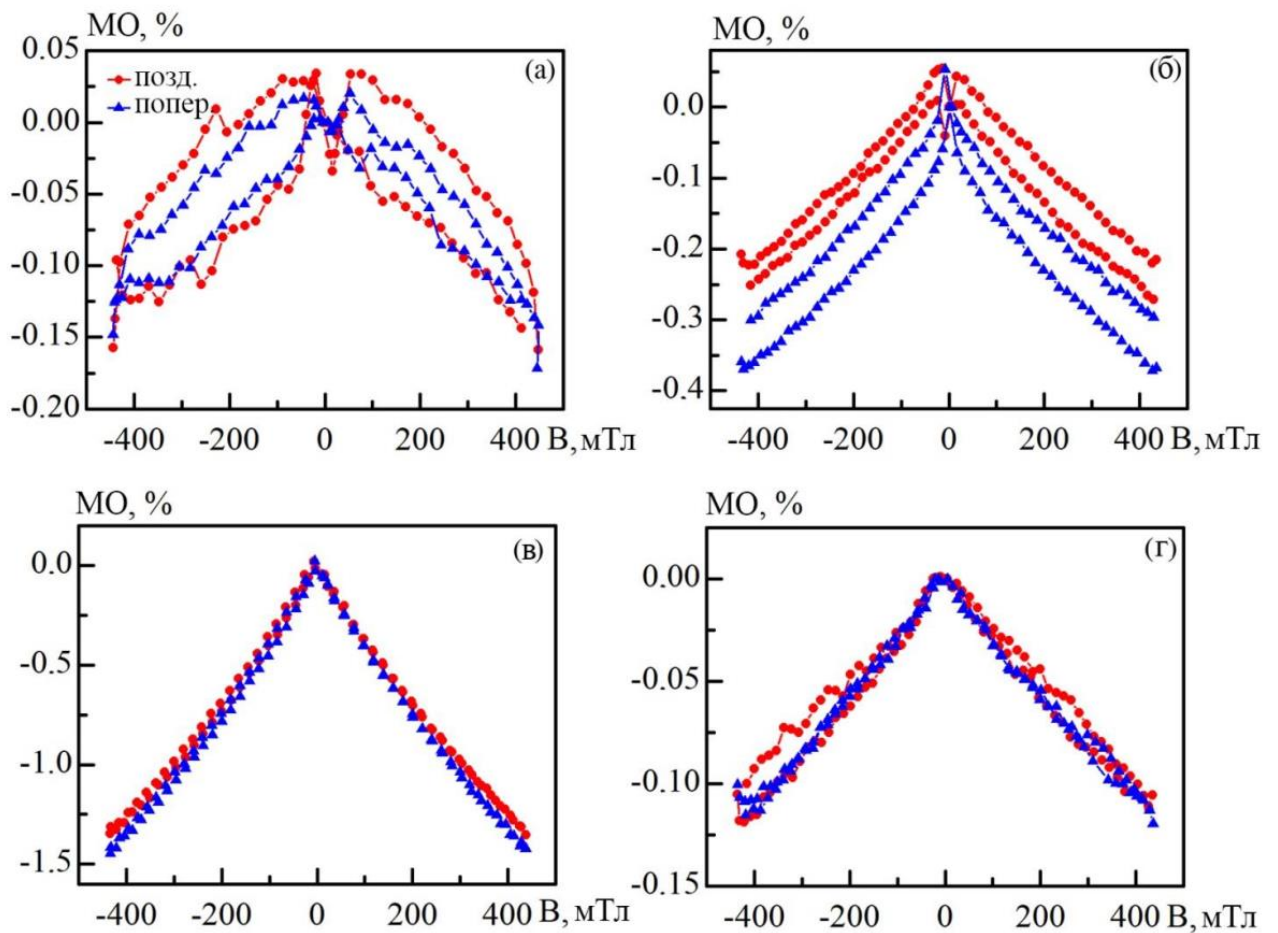


Рисунок 1.5 – Польові залежності поздовжнього і поперечного магнітоопору для свіжосконденсованих тонких плівок  $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}+\text{Ag})/\text{Pi}$  при  $c_{\text{Ag}} = 20$  (а), 32 (б), 60 (в) і 78 ат.% (г) із загальною товщиною 55 нм. Із роботи [7]

ефекту залежить від концентрації компонент та температури відпалювання. Польові залежності поздовжнього і поперечного магнітоопору, виміряні при кімнатній температурі для свіжосконденсованих тонкоплівкових систем  $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}+\text{Ag})/\text{П}$  з різною концентрацією атомів немагнітного компонента, представлені на рисунку 1.5. Як видно з рисунку 1.5, при малих значеннях  $c_{\text{Ag}}$  спостерігається анізотропний магніторезистивний ефекту (АМО) [8], що є однією з особливостей феромагнітного сплаву  $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$  [3], [9, 10]. Збільшення  $c_{\text{Ag}}$  до 60 ат.% дозволяє отримати ізотропні залежності магнітоопору, які однак не виходять на насичення у полях до 500 мТл. Для зразків із вмістом  $c_{\text{Ag}} = 78$  ат.% гістерезис на польових залежностях не спостерігається, але величина магнітоопору мала (менше 0,1%). Авторами [9] показано, що амплітуда магніторезистивного ефекту незначно збільшуються в діапазоні концентрацій немагнітної компоненти від 20 до 52 ат.%, після чого різко зростає і досягає максимуму 1,45% при концентрації 60 ат.%. Подальше збільшення концентрації немагнітної компоненти призводить до монотонного зменшення величини МО.

У роботі [12] було показано, що для гомогенізації гранульованого твердого розчину необхідна термічна обробка плівкових зразків. Крім того, оптимальний розмір гранул, при якому гранульована плівка буде мати максимальне значення ГМО, може бути досягнуто шляхом підбору режиму термообробки (температури та часу відпалювання).

На рисунку 1.6 показані польові залежності магнітоопору плівкових сплавів на основі Со та Си, виміряні в перпендикулярній і поздовжньої геометрії при кімнатній температурі. Як видно з рис. 1.6, при  $c_{\text{Co}} \leq 22$  ат. % Криві магнітоопору не виходять на насичення навіть в зовнішньому магнітному полі  $H_{\text{max}} = \pm 15$  кТл. Відсутність насичення може бути обумовлено тим, що структура плівкових сплавів складається в основному з суперпарамагнітних (СПМ) гранул.

Система невзаємодіючих магнітних гранул характеризується СПМ-поведінкою в тому випадку, коли міжфазова енергія феромагнітної взаємодії набагато менше теплової енергії  $kV \ll k_B T$  (де  $k$  - постійна анізотропії,  $V$  - об'єм

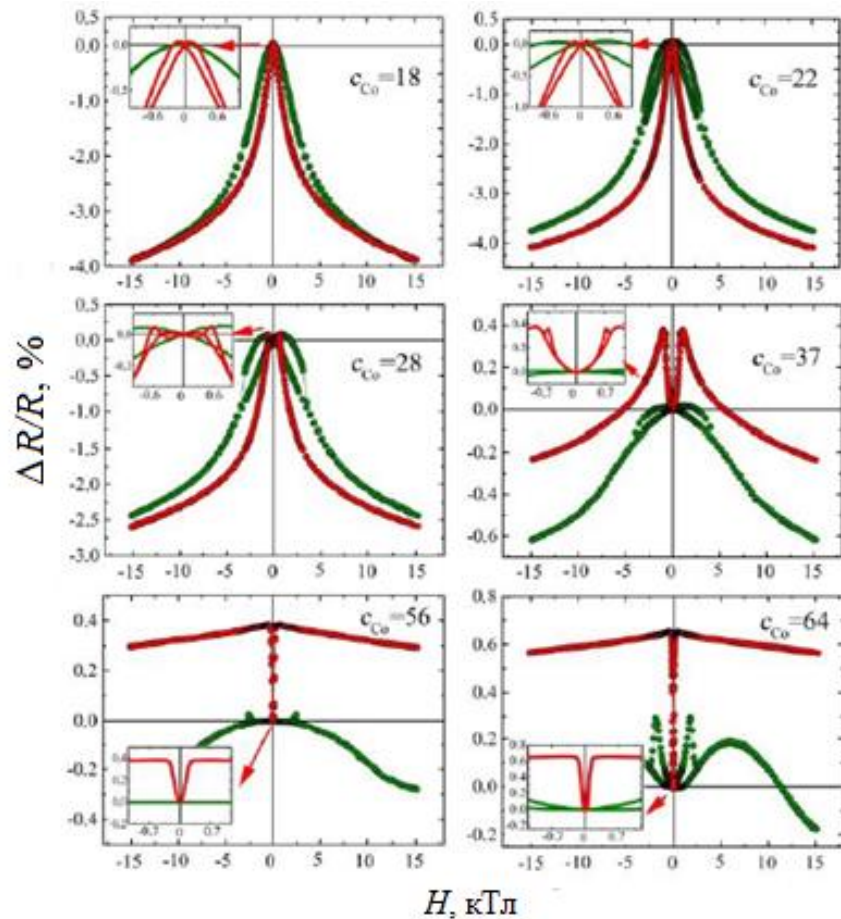


Рисунок 1.6 – Польові залежності магнітоопору, виміряні в перпендикулярній (●) і поздовжній (●) геометріях при кімнатній температурі для гранульованих тонкоплівкових сплавів на основі Co та Cu з різною загальною концентрацією атомів Co  $c_{Co}$  (ат.%). Адаптовано із роботи [11]

гранули,  $k_B$  - стала Больцмана). Автори роботи [12] також зазначають, що плівкові сплави такого складу магнітно-ізотропні. При загальній концентрації Co  $c_{Co} = 28$  ат. % значення ГМО зменшується і з'являється анізотропний магнітоопір (АМО). Це автори [12] пояснюють тим, що збільшення концентрації кобальту спричиняє збільшення розмірів магнітних гранул і зменшення відстані між ними. При цьому посилюється дипольна взаємодія між сусідніми гранулами.

На рисунку 1.7 представлена температурна залежність намагніченості  $M$ , отриману при охолодженні зразка плівкового сплаву з  $c_{Co} = 22$  ат.%, отримана авторами роботи [12]. В магнітному полі  $H = 100$  Тл (крива FC) і після

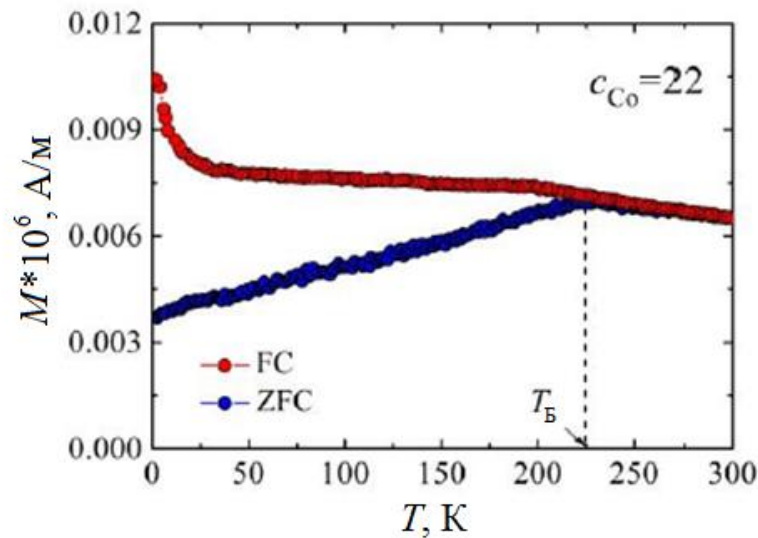


Рисунок 1.7 – Криві ZFC/FC для гранульованого тонкоплівкового сплаву на основі Co та Cu з  $c_{Co} = 22$  ат. %. Виміри проводилися для геометрії магнітного поля, прикладеного «в площині» при  $H = 100$  Тл. Адаптовано із роботи [11]

нагрівання без магнітного поля (крива ZFC). Точка розбіжності кривих ZFC і FC визначає максимальну температуру блокування ( $T_B \approx 225$  К) для вимірюваного зразка плівки. Ця температура визначає енергію магнітної анізотропії. Як видно з рис. 1.7, гранульований плівковий сплав на основі Co та Cu з концентрацією Co  $c_{Co} = 22$  ат. % При температурах вимірювання  $T_B$  демонструє поведінку СПМ. Навпаки, при  $T = T_B$  гранульований плівковий сплав характеризується феромагнітним станом. Наявність широкого переходу на кривих ZFC-FC поблизу температури блокування  $T_B$  вказує на те, що розмір гранул Co в цьому зразку варіюється в широкому діапазоні. Отже, гранули знаходяться в обох станах: однодоменному СПМ і однодоменному-феромагнітному (SD-FM).

Польові залежності магнітоопору (рис. 1.8 а) показують, що перемикання зразка з положення поздовжньої геометрії в положення перпендикулярної геометрії привело до переходу від анізотропного до ізотропного магнітоопору. При повороті зразка з геометрії "в площині" в геометрію "поза площиною" (рис. 1.8 б) коерцитивна сила зразка збільшилася з  $H_c = 0,27$  кТл до  $H_c = 1,65$  кТл.

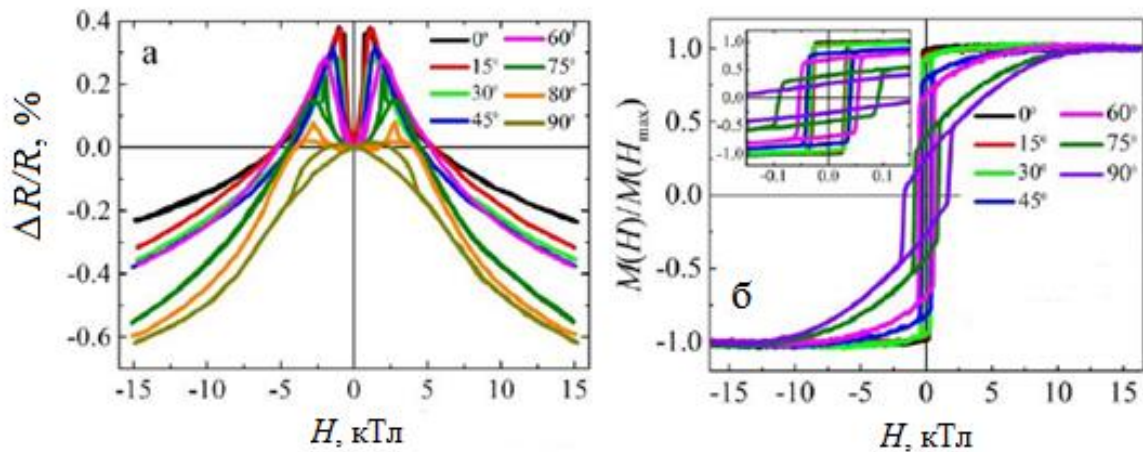


Рисунок 1.8 – Польові залежності магнітоопору (а) і петлі магнітного гистерезису (б) для гранульованого тонкоплівкового сплаву на основі Со та Си з  $c_{Co} = 37$  ат. %. Виміри проводилися при кімнатній температурі.  $0^\circ$  відповідає поздовжній (а) геометрії та «в площині» (б),  $90^\circ$  відповідає геометрії перпендикулярній (а) та «поза площиною» (б). Адаптовано із роботи [11]

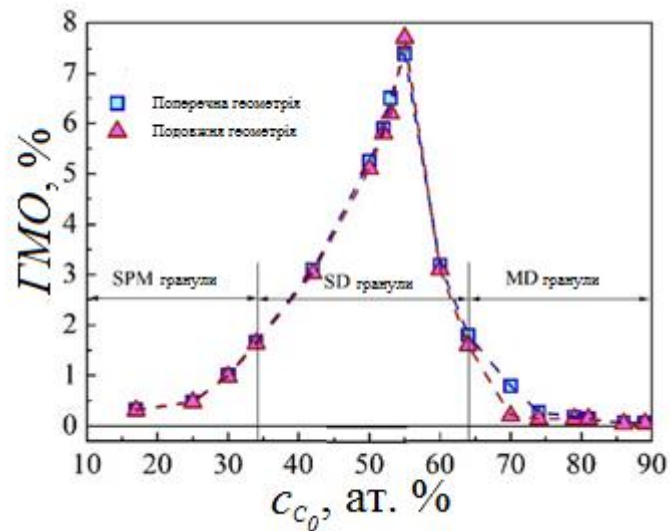


Рисунок 1.9 – Залежність величини ГМО гранульованих тонких плівок на основі сплавів Со і Аg від концентрації атомів Со ( $x$ , ат.%). Із роботи [13]



Поле насичення також збільшилося з  $H = 0,5$  кТл до  $H = 12,4$  кТл [12].

У роботі [13] було проаналізовано як впливає на МО ефект зміна концентрації компонент в системі (Co+Ag)/П. Зокрема, було показано, що максимальна амплітуда ГМО ефекту у 7,5% була отримана для зразків з концентрацією кобальту у 60 ат.%. Залежність величини ГМО гранульованих тонких плівок на основі сплавів Co і Ag від концентрації атомів Co представлена на рисунку 1.9.

Автори роботи [13] на підставі проведених досліджень зробили висновок, що в ультратонких гранульованих плівках ( $17 < x < 70$  ат.%) одночасно присутні суперпарамагнітні, однодоменних і багатодоменному гранули в певній пропорції. При цьому існують три діапазону концентрацій з переважним внеском певного типу гранул в величину магніторезистивного ефекту. У першому діапазоні малої концентрацій суперпарамагнітні гранули впливають на магніторезистивні властивості. Зі збільшенням їх концентрації збільшується ймовірність спін-залежного розсіювання, що приводить до збільшення магнітоопору. При  $x > 34$  ат.% концентрація однодоменних гранул досить висока, і їх вплив на магніторезистивні властивості стає визначальним. Величина магнітоопору досягає максимуму на нижній межі структурного порога перколяції. Подальше збільшення концентрації феромагнітної компоненти призводить до збільшення розмірів гранул і переходу їх в багатодоменному стан, в результаті чого величина магнітоопору різко зменшується і досягає свого мінімуму при формуванні твердої феромагнітної плівки [13].

## **1.2. Галузі застосування нанорозмірних приладових елементів**

На даний час нанорозмірні приладові елемент широко використовують у різних галузях. Різноманіття їх практичного використання пов'язано з широкими можливостями комбінації магнітних і немагнітних матеріалів у вигляді мультишарів, спін-вентилів, багатошарових структур періодичного типу чи

композиційних матеріал як це було зазначено у попереднього пункті. Як правило мова йде про різноманітні датчики неелектричних величин (кут повороту, переміщення, безконтактне вимірювання струму тощо), магніторезистивні запам'ятовуючі елементи та базові елементи мікро- та наноелектроніки, в т.ч. при плівкові транзистори

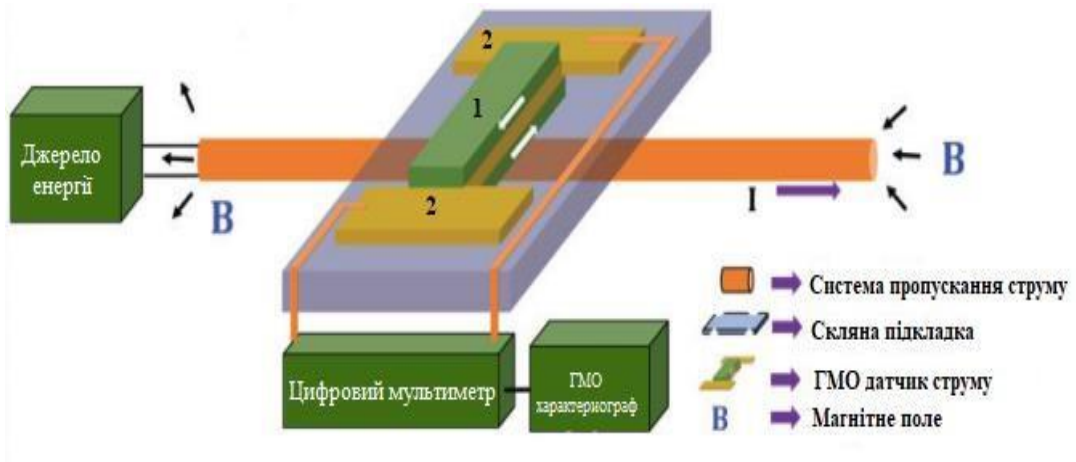
Наведемо декілька прикладів застосування нанорозмірних приладових елементів. На рисунку 1.10 показані схема структур реалізованих на основі магнітних і немагнітних матеріалів для формування датчиків струму (позиція а) і магнітного поля (позиція б) та плівкового транзистора (позиція в).

Застосування нанорозмірних приладових елементів при виготовленні різноманітних датчиків стимулювало розвиток та подальшу мініатюризацію сенсорної техніки в цілому. Такі датчики мають високій чутливості та стабільності, а отже ефективні у використанні.

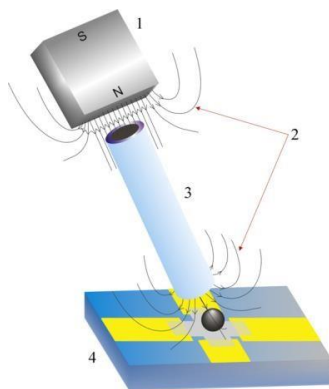
Так, наприклад, чутливий елемент датчику струму, сформований на основі спін-клапану NiFe(300)/Cu(100)/NiFe(300), який був запропонований авторами роботи [15], застосовується для вимірювання струму. Особливістю цього датчика є можливість безконтактного вимірювання струму у лініях передачі, а також висока чутливість (визначається за співвідношенням  $S = \Delta R / (\Delta H)$ ) і становить 7,6 Ом/Тл.

Модифікована спін-вентильна структура Ta(5 нм)/NiFe(16 нм)/Cu(1,2 нм)/NiFe(2 нм)/IrMn(15 нм)/Ta(5 нм) використовується як детектор біологічно активних речовин низької концентрації [16]. Це досягається завдяки високій чутливості сенсора  $S = 7.2 \cdot 10^{-2}$  В/Тл у діапазоні слабких магнітних полів  $B = \pm 7 \cdot 10^{-4}$  Тл.

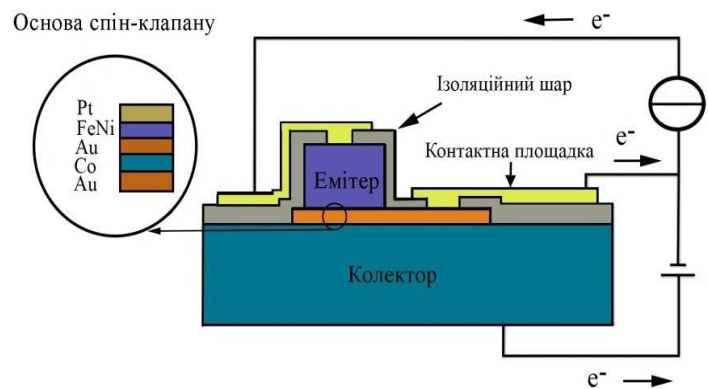
На позиції в рисунку 1.10 наведено схематичне зображення структури мініатюрного тонкоплівкового транзистора. У даному тонко плівковому транзисторі область бази виконую багатосарова структура періодичного типу Pt(2 нм)/NiFe(3 нм)/Au(3,5 нм)/Co(3 нм)/Au(4 нм). Дана структура розташовується між емітером, виготовленим із напівпровідникового матеріалу Si та колектором, що також виготовляється із напівпровідникового матеріалу Si



а



б



в

Рисунок 1.10 – Приклади практичного застосування плівкових наноструктур як функціонального елементу датчика струму (а), датчика магнітного поля для детектування магнітних наночастинок (б) та плівкового транзистора (в). Із роботи [14]

[17]. Поєднання двох напівпровідникових шарів з багат шаровою структурою періодичного типу дозволяє сформувати два бар'єри Шотткі. Перший бар'єр створюється на межі Si/Pt і характеризується висотою бар'єру у 0,86 еВ розташовується з боку емітера. Другий бар'єр створюється на межі Si/Au та має висоту у 0,75 еВ розташовується з боку колектора. Характерною особливістю такого мініатюрного транзистора є те, забезпечується реалізація магнітоструму у 275% за 87 К і 170 % за кімнатної та утливість 56%/Oe.

## РОЗДІЛ 2

### МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

#### 2.1. Методика формування нанорозмірних феромагнітних систем

Для формування нанорозмірних феромагнітних приладових елементів на основі композитних матеріалів типу магнітний, в якості якого був вибраний сплав пермалой, з концентрацією складових –  $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ , та немагнітний метал, в якості якого – благородний метал – золото (Au), була обрана методика одночасного електронно-променевого випарування з двох незалежних джерел у вакуумі. Для підкладок, на які проводилася конденсація використовувалася ситалові пластина. Ситалова пластина розділялась на фрагменти, які намагались зробити якомога однаковими. Геометричні розміри фрагментів пластини намагались зробити приблизно  $10 \times 10$  мм, для подальшого їх використання у дослідженнях.

Конденсація нанорозмірних елементів проводилася у вакуумній камері установки ВУП-5М (рис. 2.1). У камері установки, протягом усього процесу отримання зразків, був, так званий, робочий вакуум, до  $10^{-5}$  мм рт. ст. або  $10^{-4}$  Па. В якості випарників матеріалів було використано дві електронно-променеві гармати, які конструктивно дещо відрізнялись одна від одної. У кожній з гармат було різне розташування анодів: для випаровування пермалою – нижнє розташування аноду, а для випаровування золота – верхнє. Різне розташування анодів пов'язане з різною температурою випарування/плавлення для золота та пермалою. Осадження проводилося за кімнатної температури (300 К).

Задля реалізації методу одночасного електронно-променевого випарування було виготовлено спеціальний металевий підкладкотримач, у вигляді прямокутної пластини з невеличкими зажимами, по всьому об'єму пластини, за допомогою яких закріплювалися підкладки, за самий край куточка, на які потім проводилось напилення. Так як підкладкотримач був виготовленим досить вмістким, то була можливість конденсувати одразу всі зразки, а не

кожний окремо, що скоротило витрату ресурсів та часу. Всього на підкладкотримач було розміщено 7 підкладок. Таким чином була отримана серія зразків  $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}+\text{Au})/\text{П}$  загальною товщиною 45 нм з концентрацією атомів золота  $c_{\text{Au}} = 10\text{-}60$  ат. %.

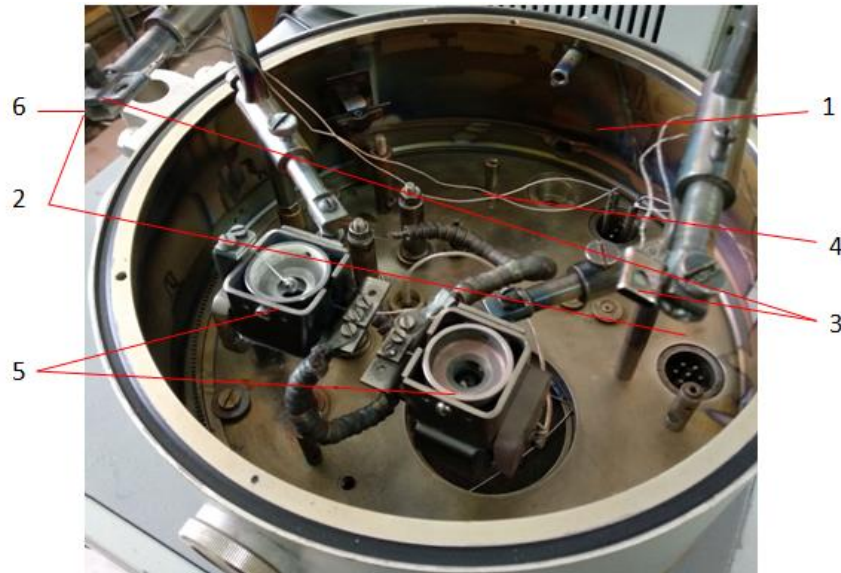


Рисунок 2.1 – Фотознімок робочої камери приладу ВУП-5М: 1 – робоча камера; 2 – підкладкотримач; 3 – кварцовий резонатор для контролю товщини; 4 – термопара для контролю температури підкладки; 5 – електронно-променеві гармати для пошарової конденсації в одному технологічному циклі; 6 – підкладка з ситалу

За допомогою методу кварцового резонатора виконувався контроль товщини конденсованого матеріалу. Для цього по обидві сторони від підкладкотримача були розташовані два кварцові резонатори. Далі за отриманими даними з резонаторів та за формулою (2.1) розраховувалась товщина тонкої плівки:

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

де  $N_q$  – частотна стала для сколу кварцового кристалу,  $N_q = 1,668 \cdot$

$10^5$  Гц \* см;  $\rho_q, \rho_f$  – густина плівки та кварцу відповідно,  $\rho_q = 2,65$  г/см<sup>3</sup>;  $f_q, f$  – резонансні частоти кварцової пластини до та після осадження на неї плівки відповідно [14].

Використання методу одночасної конденсації обумовлено можливістю формування в одному технологічному циклі серії таких зразків, у яких концентрація компонент змінюється в досить широкому інтервалі [14].

## 2.2. Методика дослідження магніторезистивних властивостей

Аналіз магніторезистивних властивостей сформованих феромагнітних приладових елементів проводився з метою встановлення особливостей польових залежностей магнітоопору у залежності від концентрації компонент в системі та від процесу термообробки.

Дослідження магніторезистивних властивостей сконденсованих зразків проводилось для станів: до термовідпалювання (при кімнатній температурі (300 К)) та після термовідпалювання зразка (до 400, 500, 600 та 700 К). Для дослідження використовувалась чотирьох точкова схема вимірювання електричного опору у змінному магнітному полі. Необхідне магнітне поле створювалось досить габаритними електромагнітами, для яких максимальна величина магнітної індукції ( $B$ ) виставлялась в 500 мТл. Зразок, що досліджувався закріплювався на спеціальний підкладкотримач з притискними контактами, який у свою чергу був закріплений на поворотній вісі та розміщувався між магнітами (рис. 2.2).

За рахунок закріплення на поворотній вісі підкладкотримач мав можливість обертатися, що дозволяло змінювати кут між площиною зразка та напрямком ліній магнітної індукції. Окрім механічної зміни шляхом обертання підкладкотримача на вісі, також була можливість програмно-технологічної зміни напрямку магнітного поля, шляхом перемикання відповідної кнопки біля електромагнітів. Вимірювання проводилося у двох геометріях: поперечній та поздовжній (рис. 2.3).

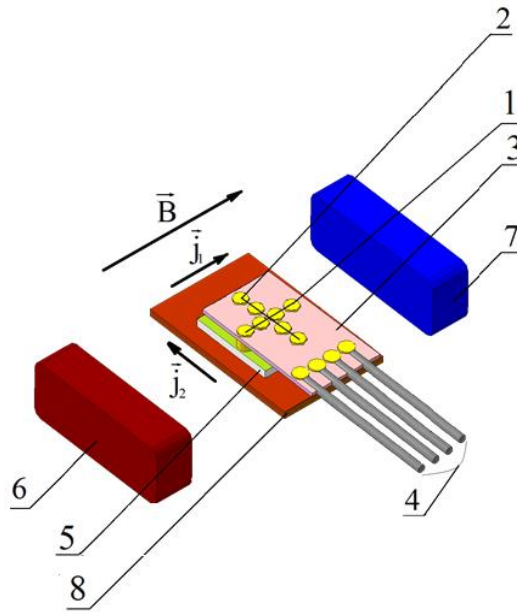


Рисунок 2.2 – Схематичне підключення контактів та розташування зразка відносно полюсів магніту при вимірюванні магнітоопору у поздовжній і поперечній геометріях вимірювання: 1, 2 – притискні контакти; 3 – підкладка з притискними контактами; 4 – виводи для підключення омметра; 5 – досліджуваний зразок; 6, 7 – електромагніти; 8 – підкладка тримач. Із роботи [14]

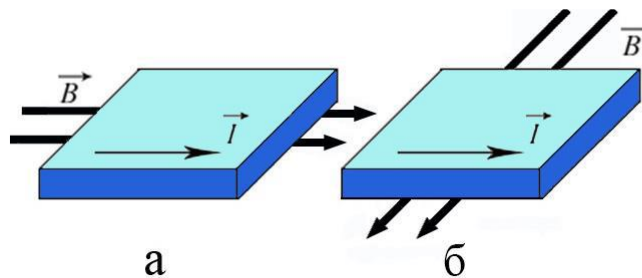


Рисунок 2.3 - Схеми поздовжньої (а) та поперечної (б) геометрій вимірювання магнітоопору



Після проведення вимірювання були отримані набори залежностей  $R(B)$  для кожного досліджуваного зразка. Отримані набори необхідно було перетворити у відповідні значення величин магнітоопору. Для розрахунку величини магнітоопору використовувалося співвідношення (2.2):

$$MO = \frac{\Delta R}{R_S} = \frac{R(B) - R(B_0)}{R(B_0)}, \quad (2.2)$$

де  $R(B)$  – опір плівки при заданому полі;  $R(B_0)$  – опір плівки за відсутності поля [14].

Після розрахунку величин магнітоопору будувалися графіки  $MO(B)$  у програмі OriginPro 8.5.

## РОЗДІЛ 3

### РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ

#### 3.1. Вплив концентрацій компонент на величину магніторезистивного ефекту нанорозмірних плівкових систем на основі пермалою $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Au

Свіжосконденсовані плівкові системи на основі феромагнітного сплаву пермалою та золота мають, як ізотропний, так і анізотропний магнітоопір. При цьому величина магнітоопору залежить від концентрації компонент.

На рисунку 3.1 представлені польові залежності магнітоопору, виміряні у поздовжній і поперечній геометрії на прикладі зразків  $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}+\text{Au})/\text{П}$  при  $d = 45$  нм та  $c_{\text{Au}} = 20, 30, 36, 40$  ат. %.

Аналізуючи дані залежності, слід зазначити, що при малій концентрації атомів Au ( $c_{\text{Au}} \leq 20$  ат. %), залежності  $\text{MR}(B)$  мають анізотропний характер (рис. 3.1а). Причиною прояву анізотропного магнітоопору є формування вже на стадії конденсаційного процесу великих феромагнітних кластерів, що й викликає появу магнітної анізотропії у площині зразка. При цьому частина магнітних кластерів, що ростуть у процесі конденсації, дотикаються один до одного і формують багато доменну магнітну структуру. Таким чином, зразки при даній концентрації компонент мають властивості близькі до одношарових плівок пермалоєвого сплаву.

У діапазоні концентрацій  $c_{\text{Au}} = 21-36$  ат. % (рис. 3.1б та 3.1в) відбувається зміна форми польових залежності магнітоопору у поздовжній та поперечних геометріях вимірювання. При цьому величина МО лінійно зростає при збільшенні індукції прикладеного зовнішнього магнітного поля. Також слід відмітити відсутність насичення на залежностях, а також той факт, що залежності  $\text{MO}(B)$  фактично накладаються одна на одну у поздовжній та поперечній геометріях. Отже в даному випадку можна говорити про виникнення ізотропного МО ефекту. Ізотропний МО ефект пов'язаний із

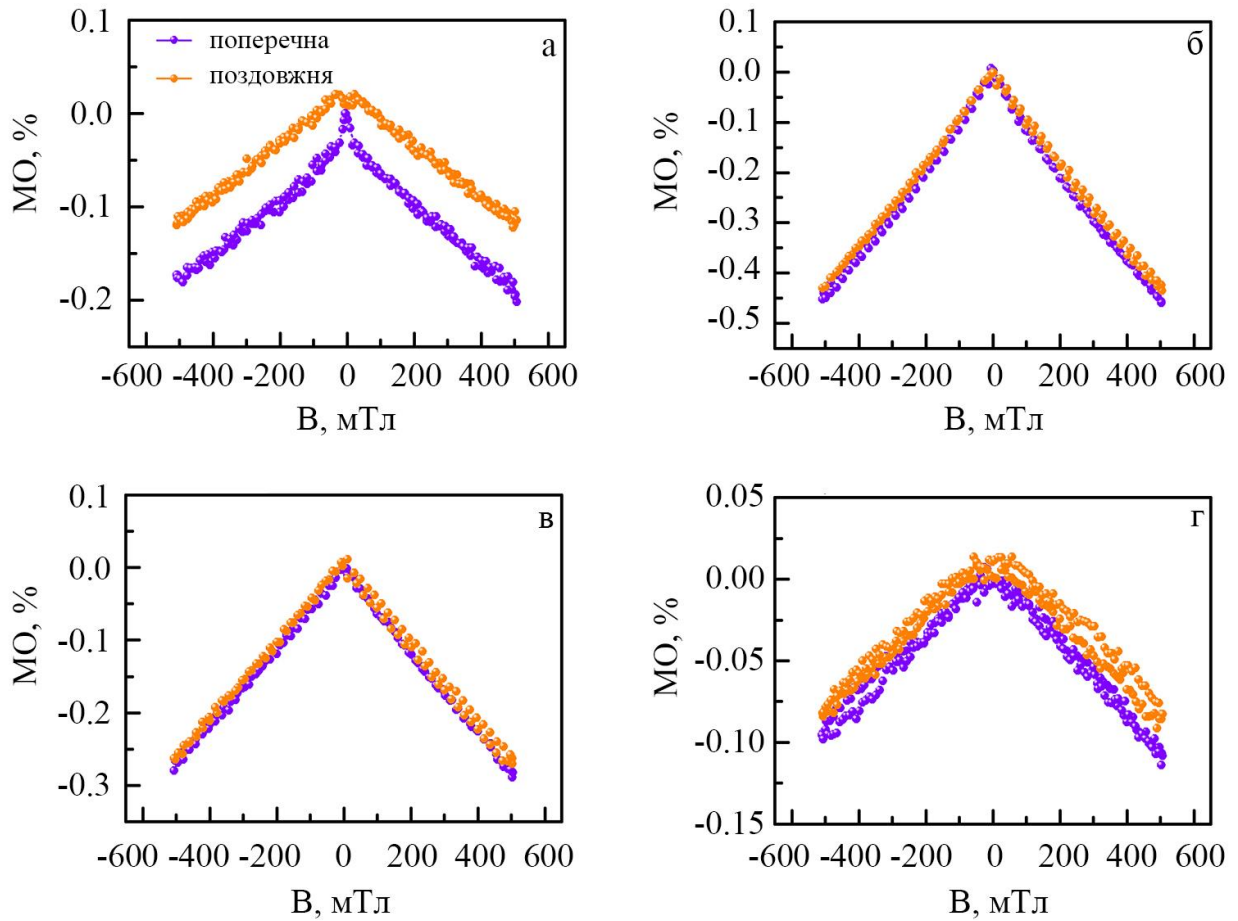


Рисунок 3.1 – Польові залежності магнітоопору для свіжосконденсованих плівкових зразків  $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}+\text{Au})/\text{П}$  загальною товщиною  $d = 45$  нм при  $c_{\text{Au}} = 20$  (а), 30 (б), 36 (в) та 40 ат. % (г)

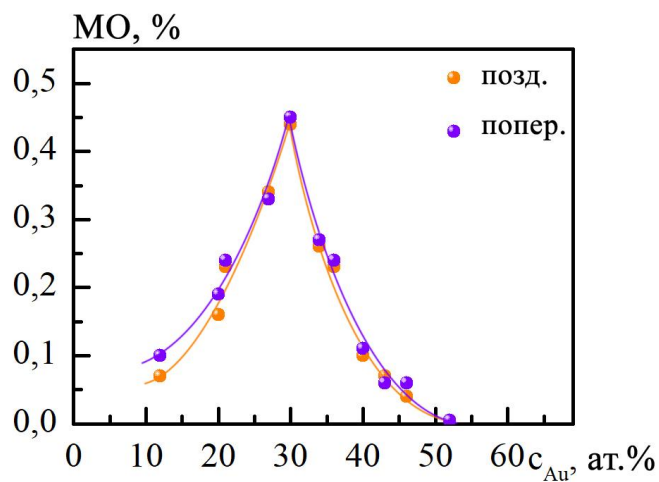


Рисунок 3.2 – Концентраційні залежності магнітоопору для свіжосконденсованих плівкових зразків  $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}+\text{Au})/\text{П}$  загальною товщиною  $d = 45$  нм

реалізацією спін-залежного розсіювання електронів на інтерфейсі магнітна гранула/ немагнітна матриця. Саме тому розмір феромагнітних гранул та характер їх розподілу у немагнітній матриці це важливі фактори для реалізації ізотропного МО. Зокрема, у роботах [2, 3] було показано, що наявність однодомених феромагнітних гранул та впливає на ефективність реалізації спін-залежного розсіювання в нанорозмірних феромагнітних системах, сформованих на основі феромагнітних сплавів  $Ni_xFe_{1-x}$  та благородних металів Cu чи Au. Як правило, амплітуда ізотропного МО досягає свого максимуму тоді, коли в системі досягається поріг перколяції. Слід також відмітити, що перколяційні параметри не є універсальними та є чутливими саме до характеру розподілу феромагнітних гранул та топології провідної матриці [18]. Також, метод формування феромагнітних плівкових систем суттєво впливає на їх магніторезистивні властивості.

При збільшенні  $c_{Au}$  в діапазоні від 21 до 30 ат.%, швидше за все відбувається зменшення середнього розміру феромагнітних гранул, що й спричиняє збільшення кількості однодомених гранул. Наслідком цього є збільшення ймовірності спін-залежного розсіювання та збільшення величини ізотропного МО.

Подальше збільшення концентрації  $c_{Au}$  до 40 ат.% призводить до зміни форми польових залежностей МО на куполоподібну (рис. 3.1г). При цьому на залежностях  $MO(B)$  у поздовжній та поперечній геометрії виникає незначний гістерезис, хоча на насичення не досягається. Така поведінка свідчить про наявність суперпарамагнітних гранул.

При подальшому збільшенні  $c_{Au}$  їх густина феромагнітних гранул зменшується, а відстань між ними збільшується, що й спричиняє зменшення величини МО. При  $c_{Au} > 50$  ат.%, МО наближається до нуля.

На рисунку 3.2 представлена концентраційна залежність магнітоопору, вимірюваного у поздовжній та поперечній геометрії вимірювання для свіжосконденсованих систем  $(Ni_{80}Fe_{20+Au})/P$ . Аналізуючи дану залежність, відмітимо, що величина МО в обох геометріях зростає при збільшенні

концентрації атомів Au та досягає свого максимуму 0,45% при  $c_{Au} = 30$  ат.%. Після цього величина МО різко падає при зростанні концентрації  $c_{Au}$ . Такий результат узгоджується з даними роботи [19], автори якої показали, що максимум на концентраційні залежності МО для системи  $(Ni_{80}Fe_{20}+Cu)/P$  фіксується при  $c_{Cu} = 34$  ат.%. У той же час, у роботах [3, 20, 21], для свіжосконденсованих феромагнітних нанорозмірних плівкових систем, сформованих на основі феромагнітних сплавів  $Ni_xFe_{1-x}$  та благородних металів, максимум ізотропного МО фіксується у діапазоні концентрацій благородного металу  $60 \leq c \leq 80$  ат.%. На нашу думку таке зміщення максимуму на концентраційні залежності МО пов'язано із суттєвим зменшенням загальної товщини зразків. При  $d < 50$  нм ріст феромагнітних гранул є обмеженим в одному з напрямків у порівнянні з більш товстими зразками, які досліджувалися у роботах [3, 20, 21].

### **3.2. Вплив температури відпалювання на величину магніторезистивного ефекту нанорозмірних плівкових систем на основі пермалою $Ni_{80}Fe_{20}$ та Au**

Дослідження впливу температури відпалювання на магніторезистивні властивості наноструктурних феромагнітних плівкових систем  $(Ni_{80}Fe_{20}+Au)/P$  були проведені для зразка, у якого спостерігалось найбільше значення МО у свіжо сконденсовано стані, а саме для зразка з  $c_{Au} = 30$  ат.%. Польові залежності МО, виміряні у поздовжній та поперечній геометріях вимірювання для зразків після відпалювання до температур 400, 500, 600 та 700 К наведені на рисунку 3.3. Рисунок 3.4 ілюструє результуючі температурні залежності МО для поздовжньої та поперечної геометрій вимірювання. Аналізуючі рисунки 3.4 та 3.5, можна відмітити, що величина МО несуттєво зростає після відпалювання зразків до температур 400 К та 500 К. При цьому характер польових залежностей залишається ізотропним. Таку поведінку можна пояснити наступним чином. Швидше за все феромагнітні гранули слабо зростають у

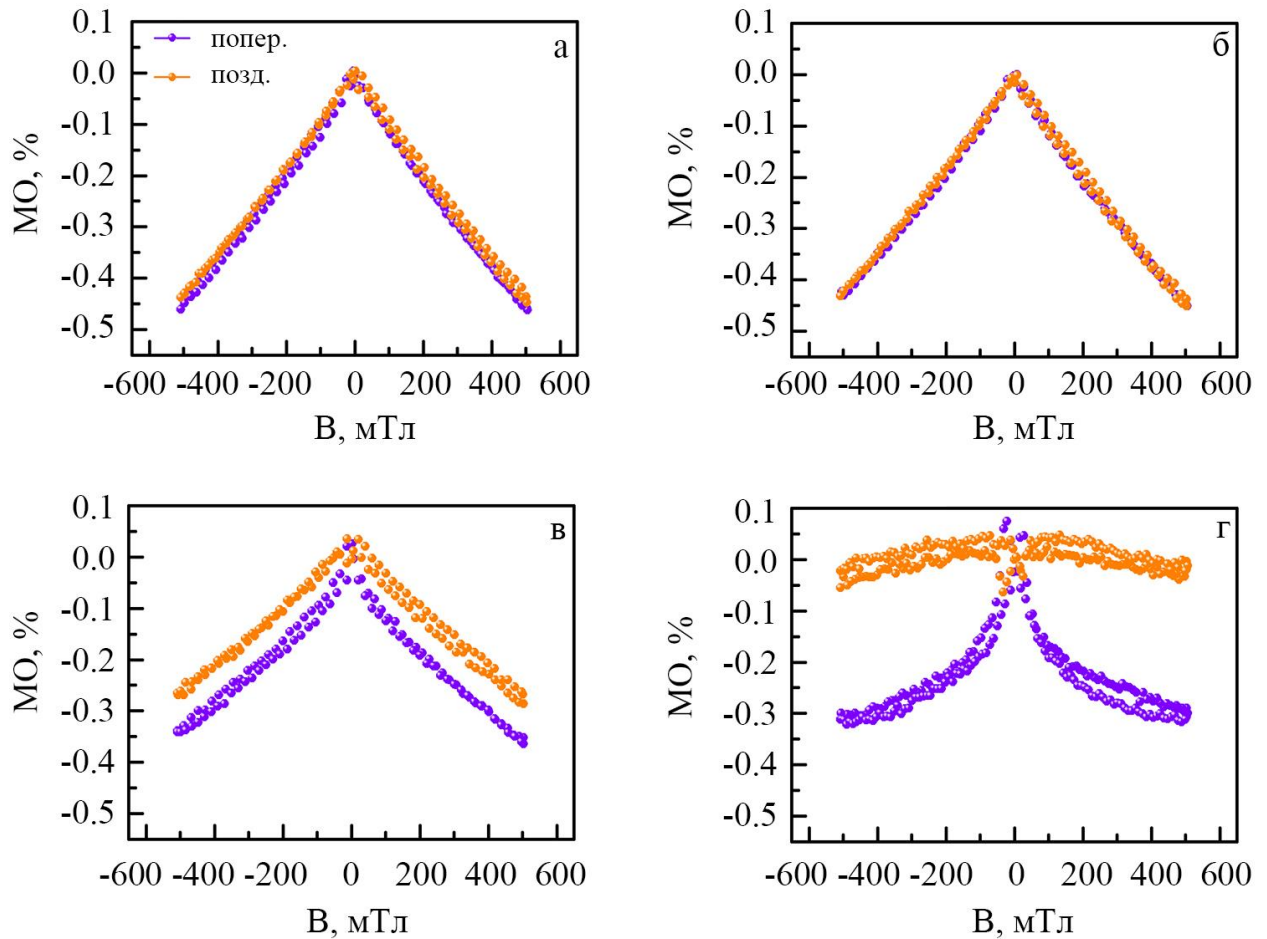


Рисунок 3.3 - Польові залежності магнітоопору для свіжосконденсованих плівкових зразків  $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}+\text{Au})/\text{П}$  загальною товщиною  $d = 45$  нм при  $c_{\text{Au}} = 30$  (а), після відпалювання до температур 400 (а), 500 (б), 600 (в) та 700 К (г)

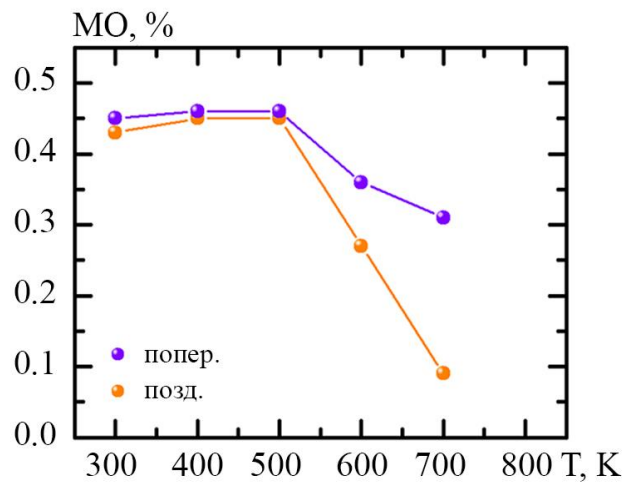


Рисунок 3.4 – Температурні залежності магнітоопору для плівкових зразків  $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}+\text{Au})/\text{П}$  при  $c_{\text{Au}} = 30$  at.% та загальною товщиною  $d = 45$  нм

процесі термовідпалювання. В результаті цього умови спін-залежного розсіювання фактично не змінюються. Отже, форма польових залежностей  $\text{MO}(B)$  в обох геометрія вимірювання залишається незмінною (рис. 3.3а та рис. 3.3б), а природа ефекту ізотропною.

Збільшення температури відпалювання до 600 К спричиняє появу незначної анізотропії польових залежностей  $\text{MO}(B)$  (рис. 3.3в). Причиною цього є процеси росту та коалесценції феромагнітних зерен у процесі відпалювання. При збільшенні температури відпалювання до 700 К, ізотропність на польових залежностях  $\text{MO}$  зникає повністю та постерігається анізотропний характер магнітоопору. Причиною цього є те, що при високотемпературному відпалюванні кількість ізольованих феромагнітних гранул суттєво зменшується, що різко зменшує ймовірність спін-залежного розсіювання. З іншого боку, збільшення середнього розміру феромагнітних гранул збільшує ймовірність процесу електрон-фононного розсіювання. Цей механізм розсіювання перешкоджає проходженню носіїв заряду між гранулами.

Результати кваліфікаційної роботи були представлені у роботах [22, 23].

## ВИСНОВКИ

1. На магніторезистивні властивості нанорозмірних феромагнітних структур впливають технологічні умови отримання: ступінь вакууму і склад газів залишкової атмосфери, підкладка, її тип і температура у процесі осадження, швидкість осадження. При цьому вибір методу формування суттєво впливає на мікроструктуру зразків, визначає особливості протікання дифузійних процесів, а також механізми реалізації спін-залежного розсіювання носіїв заряду.

2. До основних галузей застосування багатокомпонентних плівкових наноструктур на основі феромагнітних і немагнітних компонент слід виділити наступні: прилади наноелектроніки та спінтроніки (галузь, що пов'язана з розробкою приладів, заснованих на використанні спінового стану їх елементів як ідентифікаторів інформації), сенсори різного призначення, інтегровані елементи магнітної пам'яті.

3. Методом одночасного електронно-променевого осадження отримано серію нанорозмірних плівкових систем  $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}+\text{Au})/\text{П}$ . Загальна товщина всіх зразків становила 45 нм, а концентрація атомів немагнітної компоненти становила  $c_{\text{Au}} = 10\text{-}60$  ат. %.

4. Було показано, що величина магніторезистивного ефекту залежить від концентрації атомів Au та сягає свого максимального значення 0,45% за концентрації немагнітної компоненти  $c_{\text{Au}} = 30$  ат. %. При цьому ізотропний характер польових залежностей спостерігається  $c_{\text{Au}} = 20\text{-}45$  ат. %. При  $c_{\text{Au}} < 20$  ат. %, спостерігається анізотропний магніторезистивний ефект, а при  $c_{\text{Au}} > 50$  ат. % амплітуда МО наближається до нуля, що пов'язано із шунтуванням провідниковою матрицею феромагнітної компоненти.

5. Амплітуда ізотропного ефекту для зразка з  $c_{\text{Au}} = 30$  ат. % фактично залишається незмінним при відпалюванні до температур  $T_{\text{в}} = 400$  та  $500$  К (МО = 0,46 %). Перехід до анізотропного характеру магніторезистивного ефекту для діапазону  $c_{\text{Au}} = 20\text{-}45$  ат. % спостерігається у процесі термовідпалювання зразків за  $T_{\text{в}} = 600$  К.



**СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ**

1. Куницький Ю.А., Курилюк В.В., Однодворець Л.В. та ін. Основи спінтроніки: Матеріали, прилади та пристрої. – Суми: Сумський державний університет, 2013. – 127 с.
2. Rozenberg E., Shames A. I., Gorodetsky G. et al. Magnetic and magnetoresistive properties of nanostructured Au-NiFe films // *J. Magn. Magn. Mater.* – 1999. – V. 203, No. 1–3. – P. 102–104.
3. Wang C., Xiao X., Hu H. et al. Nanoparticle morphology in FeNi-Cu granular films with giant magnetoresistance // *Phys. B Condens. Matter.* – 2007. – V. 392, No. 1–2. – P. 72–78.
4. Xiao J. Q., Jiang J. S., Chien C. L. Giant magnetoresistance in nonmultilayer magnetic systems // *Phys. Rev. Lett.* – 1992. – V. 68, No. 25. P. 3749–3752.
5. Wang C., Rong Y., Hsu T.Y. (Zuyao Xu) Designs of higher tunnelling giant magnetoresistance in granular films // *Mater. Lett.* – 2006. – V. 60, No. 3. – P. 379–382.
6. Gittleman J. I., Goldstein Y., Bozowski S. Magnetic Properties of Granular Nickel Films // *Phys. Rev. B.* – 1972. – V. 5, No. 9. – P. 3609–3621.
7. Pazukha I. M., Shuliarenko D. O, Pylypenko O. V. et al. Concentration and heat treatment effects on magnetoresistive properties of Ag-added Ni<sub>80</sub>Fe<sub>20</sub> film systems // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2019. – V. 485. – P. 89–94.
8. McGuire T., Potter R. Anisotropic magnetoresistance in ferromagnetic 3d alloys // *IEEE Trans. Magn.* – 1975. – V. 11, No. 4. – P. 1018–1038.
9. Nahrwold G., Scholtyssek J. M., Motl-Ziegler S. et al. Structural, magnetic, and transport properties of Permalloy for spintronic experiments // *J. Appl. Phys.* – 2010. – V. 108, No. 1 – P. 013907.
10. Wang S., Gao T., Wang C. et al. Studies of anisotropic magnetoresistance and magnetic property of Ni<sub>81</sub>Fe<sub>19</sub> ultra-thin films with the lower base vacuum // *J. Alloys Compd.* – 2013. – V. 554. – P. 405–407.
11. I. O. Shpetnyi. Magnetic and Magnetoresistive Properties of Thin Film Alloys

- Based on Cobalt and Copper // *J. Nano- Electron. – Phys.* – 2020. – V. 12, No. 5. – P. 1–6.
12. Garcia-Torres J., Vallés E., Gómez E. Temperature dependence of GMR and effect of annealing on electrodeposited Co–Ag granular films // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2010. – V. 322, No. 20. – P. 3186–3191.
  13. Shpetnyi I. O., Vorobiov S. I., Kondrakhova D. M. et al. Correlation between the structural state and magnetoresistive properties of granular  $\text{Co}_x\text{Ag}_{100-x}$  alloy thin films // *Vacuum.* – 2020. – V. 176. – P. 111-115.
  14. Шуляренко Д.О. Температурні та концентраційні ефекти в електро- і магніторезистивних властивостях багатоконпонентних плівкових наноструктур : Дис. на здобуття наукового ступеня доктора філософії : Прикладна фізика і наноматеріали. – Суми, 2021. – 169 с.
  15. Kondalkara V. V., Lia X., Yanga S. et al. Current Sensor Based on Nanocrystalline NiFe/Cu/NiFe Thin Film // *Procedia Engineering.* – 2016. – V. 168. – P. 675–679.
  16. Hung T. Q., Oh S., Jeong J. et al. Spin-valve planar Hall sensor for single bead detection // *Sens. Actuat. A: Phys.* – 2010. – V. 157. – P. 42–46.
  17. Kim S. D., Van Erve O. M. J, Jansen R. et al. Fabrication technology for miniaturization of the spin-valve transistor // *Sens. Actuat.* – 2001. – V. 91. – P. 166–168.
  18. Tamisari M., Spizzo F., Sacerdoti M. et al. Correlation between structural and giant magnetoresistance properties of Fe-Ag nanogranular films // *J. Nanoparticle Res.* – 2011. – V.13, No. 10. – P. 5203 – 5210.
  19. Shpetnyi I.O., Tyschenko K.V., Pak V.Ya. et al. Structural-Phase State and Magnetotransport Properties of Thin Film Alloys Based on Permalloy and Copper // *J. Nano- Electron. Phys.* – 2021. – V.13, No. 1. – P. 1-6.
  20. Pohorilyi A.N., Kravets A.F., Shypil' E.V. et al. Magnetic properties of heterogeneous (FeNi)-Ag films in a wide composition range // *Thin Solid Films.* – 2003. – V.423, No. 2. – P. 218-223.
  21. Dieny B., Teixeira S.R., Rodmacq B. et al. Structural, magnetic and transport

- properties of  $\text{NiFe}_x\text{Ag}(1-x)$  heterogeneous alloys // J. Magn. Magn. Mater. – 1994. – V.130, No. 1 – 3. – P. 197-215.
22. Шуляренко Д.О., Долгов-Гордійчук С.Р., Пазуха І.М. Концентраційні ефекти в магніторезистивних властивостях компонентів електронних систем на основі пермалою та золота // Матеріали міжнародної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка ФЕМ :: 2021». – Суми: Сумський державний університет, Суми, 2021. – С. 73-74.
23. Долгов-Гордійчук С.Р., Пилипенко О.В. Пазуха І.М. Температурні ефекти в магніторезистивних властивостях компонентів електронних систем на основі пермалою та золота // Матеріали науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка ФЕМ :: 2022». – Суми: Сумський державний університет, Суми, 2022. – С. 32.