

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

Кафедра електроніки,
загальної та прикладної фізики

Кваліфікаційна робота бакалавра

**МАГНІТНІ ТА МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ ЧУТЛИВИХ
ЕЛЕМЕНТІВ СЕНСОРНОЇ ТЕХНІКИ НА ОСНОВІ Co I Ag АБО Cu**

Студент гр. ЕП -61

К.С. Шингарьов

Науковий керівник

к-т. фіз.-мат. наук, доцент

І.О. Шпетний

Завідувач кафедри ЕЗПФ

д-р фіз.-мат. наук, професор

І.Ю. Проценко

Суми – 2020

ЗМІСТ

ВСТУП.....	4
РОЗДІЛ 1. МАГНІТНІ ТА МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ ЧУТЛИВИХ ЕЛЕМЕНТІВ СЕНСОРНОЇ ТЕХНІКИ	5
1.1 Магнітнорезистивні властивості плівкових структур.....	6
1.1.1. Фізичний зміст явища гігантського магнітоопору у плівках	7
1.1.2. Анізотропний магнітоопір матеріалів	8
1.2. Магнітні властивості плівкових матеріалів.....	13
1.2.1 Доменна структура плівкових матеріалів	14
1.2.2. Види магнітної анізотропії плівкових матеріалів.....	17
1.3. Магніторезистивні та магнітні властивості плівкових матеріалів на основі Co і Ag або Cu.....	19
РОЗДІЛ 2. МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ	21
2.1. Методика отримання плівок шляхом конденсації у вакуумі	21
2.2. Методика дослідження магніторезистивних властивостей плівкових матеріалів	25
РОЗДІЛ 3. АНАЛІЗ ЕКСПЕРЕМЕНТАЛЬНИХ РЕЗУЛЬТАТІВ	28
ВИСНОВКИ.....	32
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	33

РЕФЕРАТ

Об'єктом дослідження дипломної роботи є фізичні процеси та явища в гранульованих плівках на основі Co і Ag, пов'язані зі зміною їх магнітотранспортних властивостей та структурного стану.

Мета роботи полягає у дослідженні магнітних та магніторезистивних властивостей чутливих елементів сенсорної техніки на основі Co і Ag або Cu.

Під час виконання роботи проведено аналіз методів осадження плівок за допомогою вакуумного універсального посту ВУП-5М. Виконано аналіз літературних даних на тему магнітних та магніторезистивних властивостей плівкових матеріалів.

Робота складається з 3 розділів, в першому з яких проведений аналітичний огляд літературних даних щодо особливостей магнітних та магнітотранспортних властивостей плівок. Проаналізовано структурно фазовий стан плівок на основі кобальту та срібла. Другий розділ присвячений опису техніки й методики експерименту. У третьому розділі наведений аналіз результатів дослідження магнітотранспортних властивостей та структурно-фазового стану плівок на основі кобальту та срібла. Робота викладена на 33 сторінках, включаючи 1 таблицю, 21 рисунок, список цитованої літератури із 13 джерел.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: ГІГАНТСЬКИЙ МАГНІТО ОПІР, КОЕРЦИТИВНА СИЛА, ДОМЕННА СТРУКТУРА, АНІЗОТРОПІЯ, НАНОМАТЕРІАЛИ

ВСТУП

Розвиток галузі сенсорних технологій потребує наявності датчиків на основі тонких плівкових матеріалів зі стабільними та заданими наперед робочими характеристиками. Перспективними із цієї точки зору є плівкові матеріали на основі (Co і Ag або Cu) компонент із можливим спін-залежним розсіюванням електронів, які широко використовуються як елементна база для створення приладових структур мікроелектроніки, спінтроніки та сенсорної техніки, через реалізацію в них явища гігантського магнітоопору та стабільності їх вихідних робочих характеристик під дією температури й часу.

На основі даних елементів також виготовляють датчики магнітного поля зі стабільними та наперед заданими параметрами за рахунок можливості реалізації на їх основі різних варіацій плівкових систем, таких як гранульовані структури, мультишари або спіноклапани.

На сьогоднішній день потрібно і надалі вивчати особливості формування та застосування багат шарових плівкових систем у приладобудуванні компоненти яких чергуються один з одним, у вигляді багат шарових структур, твердих розчинів, сплавів у якості чутливих елементів сенсорів. У майбутньому потрібні подальші дослідження, які дадуть змогу більш детально пояснити вплив термовідпалювання та структурно-фазового стану на величину магнітоопору (MO), чутливості до магнітного поля (S_b) та коерцитивної сили (B_c) в цих системах.

Головною вимогою до тонкоплівкових матеріалів для спінтроніки є термічна стабільність структурно-фазового стану та властивостей у робочому діапазоні температурю. Для задоволення потреб електроніки та спінтроніки завжди потрібен пошук нових матеріалів, поліпшення технологій і способів отримання матеріалів зі стабільними електрофізичними або магніторезистивними властивостями.

Мета роботи полягає у дослідженні магнітних та магніторезистивних властивостей чутливих елементів сенсорної техніки на основі Co і Ag або Cu.

РОЗДІЛ 1. МАГНІТНІ ТА МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ ЧУТЛИВИХ ЕЛЕМЕНТІВ СЕНСОРНОЇ ТЕХНІКИ

Нанотехнології досить швидко увійшли в науковий світ і завдяки своїм унікальним властивостям набули застосування майже в усіх галузях виробництва і промисловості, починаючи від військових потреб (матеріали, що роблять літаки невидимими для радіолокації; бронежилети та ін.), електроніки (підвищення інтеграції електронних компонент; нові матеріали з підвищеними характеристиками стійкості до температури, збереження своїх структурних, діелектричних, електрофізичних і магнітних властивостей; розроблення нових датчиків: газу, тиску, випромінювання (з широким діапазоном хвиль) на основі мембран з атомарною товщиною), машинобудування (зносостійкі, антикорозійні, захисні матеріали), будівництва (полегшені конструкції будівель, покращені бетоносуміші), сонячної, космічної, медичної галузей та закінчуючи побутом (нановокриття для збереження чистоти вікон, акваріумів; незабруднювальний та водонепроникний одяг).

У макромасштабі хімічні й фізичні властивості матеріалів не залежать від розміру, але при переході до наномасштабу все змінюється, включаючи колір матеріалу, точку плавлення й хімічні властивості. У нанокристалічних матеріалах істотно змінюються механічні властивості. За певних умов ці матеріали можуть бути надтвердими або надпластичними. Твердість нанокристалічного нікелю при переході до нанорозмірних розмірів збільшується у декілька разів, а міцність на розтягування зростає у 5 разів. Температура плавлення кластерів (більше 1000 атомів) золота стає такою самою як і для об'ємного золота. Додавання наноструктурованого алюмінію в ракетне паливо дуже змінює його швидкість згоряння. Теплопровідність моторного мастила істотно зростає при додаванні багат шарових вуглецевих нанотрубок.

1.1 Магнітнорезистивні властивості плівкових структур

Магнітні властивості наносистем визначаються характером взаємодії як між частками, так і між частками і матрицею. Найбільший інтерес для досліджень представляють магнітовпорядковані нанокристалічні матеріали, такі як феромагнетики, і антиферомагнетики, оскільки їх властивості значно змінюються при зменшенні розмірів магнітних частинок. У той же час магнітні властивості діамagnetіков і парамагнетиків практично не залежать від розмірного фактора.

Багатошарові плівкові системи дають унікальну можливість керувати характеристиками обмінної взаємодії, вивчати вплив орієнтації спіну на транспортні властивості електронів. Виявлення оптимальних умов для отримання максимально можливої амплітуди ГМО, впливу структури інтерфейсів на фізичні властивості системи, специфіка гібридних кластерно-шаруватих наноструктур та систем з односпрямованою анізотропією й перемагнічуванням є найбільш популярними в останні роки галузями дослідження у фізиці тонких магнітних плівок.

Магнітні наноматеріали поділяють за типом організації системи і факторів, що визначають її магнітні властивості (рисунк 1.1), на наступні групи:

A. Ізольовані невзаємодіючі магнітні частинки (магнітні рідини, композити "феромагнетик/немагнітний діелектрик" з низькою концентрацією магнітної фази). Властивості наносистеми визначаються тільки розмірним фактором.

B. Наночастинки "ядро в оболонці" (нанопорошки металів, покриті шаром відповідного оксида). Властивості наносистеми повністю визначаються характером взаємодії ядра з оболонкою.

C. Магнітні частинки у магнітоактивній або неактивній матриці. Властивості наносистеми визначаються як розмірами частинок, так і характером їх взаємодії з матрицею та один з одним.

D. Наносистеми з високою концентрацією наночастинок (самоорганізовані наносистеми). Властивості визначаються взаємодією між частинками.

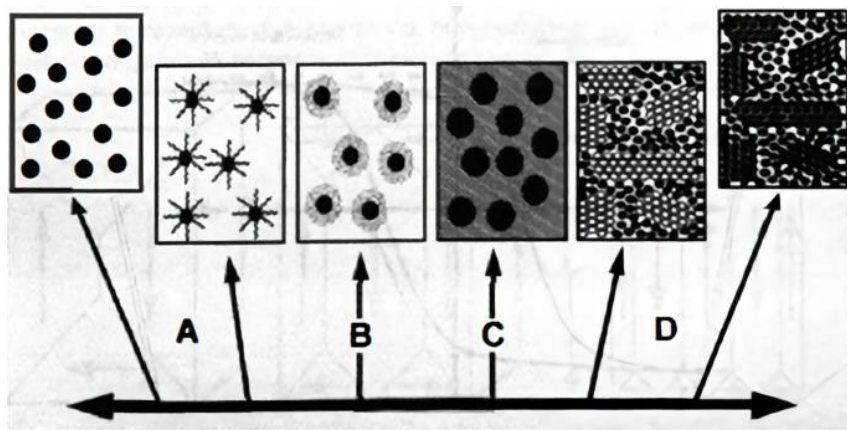


Рисунок 1.1 – Схематичний вид магнітних наноструктур з різним типом організації [1]

1.1.1. Фізичний зміст явища гігантського магнітоопору у плівках

Феромагнітні системи описують з використанням декількох параметрів, що визначають їх властивості. До них відносять намагніченість насичення M_s , залишкова намагніченість M_R , коерцитивну силу H_c і форму петлі гистерезиса (рисунок 1.2). При цьому намагніченість насичення визначається магнітним моментом кожного атома в системі, їх взаємним розташуванням і фактично не залежить від розмірного фактора. У той же час значення коерцитивної сили і форма петлі магнітного гистерезису багато в чому визначаються розміром і формою частинок. Зміна намагніченості матеріалу в зовнішньому магнітному полі пов'язано з переходом через деякий енергетичний бар'єр, а кожен фізичний механізм, відповідальний за енергетичний бар'єр, має властиву йому розмірну величину (кореляційний радіус). Виділяють три фундаментальних характеристичних розміра, пов'язаних з процесом перемагнічування: довжину кристалічної анізотропії l_k , протяжність зовнішнього магнітного поля l_n і магнітостатичну довжину l_s , які визначають наступними співвідношеннями:

$$l_K = \sqrt{\frac{J}{K}} \quad l_H = \sqrt{\frac{2J}{HM_s}} \quad l_s = \sqrt{\frac{J}{2\pi M_s^2}}$$

де J - щільність обмінної енергії J_1 , K - константа магнітної анізотропії об'ємного матеріалу, H - напруженість зовнішнього магнітного поля, M_s - намагніченість насичення. Якщо існує більш ніж один тип енергетичного бар'єру, то домінують магнітні властивості з найменшими величинами характеристичного розміру. Для більшості магнітних матеріалів це значення становить від 1 до 100 нм.

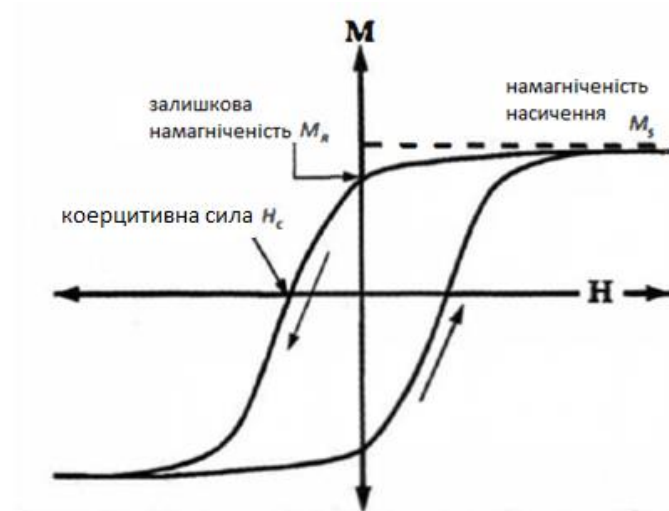


Рисунок 1.2 – Петля гістерезиса і основні параметри феромагнітних матеріалів [1]

1.1.2. Анізотропний магнітоопір матеріалів

При розгляді магнітних властивостей речовини в нанокристалічному стані величезну роль грає енергія магнітної анізотропії, пов'язана з різницею магнітних властивостей системи в різних напрямках. Загальна енергія анізотропії системи складається з п'яти складових: енергії магнітокрystalічної анізотропії (анізотропії кристалічної решітки), морфологічної анізотропії (анізотропії геометричної форми наночастинок), анізотропії механічного напруження, наведеної анізотропії (при дії магнітного поля) і обмінної анізотропії.

Для наночастинок найбільше значення мають енергії кристалічної і морфологічної анізотропії.

Магнітокристалічна анізотропія виникає внаслідок спин-орбітальної взаємодії електронів і призводить до кращого повороту вектора намагніченості вздовж певних кристалографічних напрямків (осі легкого намагнічування). Магнітокристалічна анізотропія залежить тільки від природи матеріалу і не залежить від форми частинок. Наприклад, для кобальту, що має гексагональну кристалічну решітку, вісь легкого намагнічування паралельна осі c . У кубічних системах (наприклад, Fe і Ni), зважаючи на їх симетрії, існує кілька осей легкого намагнічування. При цьому симетрія магнітокристалічної анізотропії завжди зберігає симетрію кристалічної структури. Так в об'ємоцентрованій кубічній решітці Fe (ОЦК) осі легкого намагнічування паралельні напрямкам $\langle 100 \rangle$ (ребра куба) кристалічної решітки (рисунок 1.3), а в граноцентрованій кубічній решітці Ni (ГЦК) вісь легкого намагнічування паралельна напрямками $\langle 111 \rangle$ (діагоналі куба).

На рисунку 1.4 схематично представлені криві намагнічування феромагнітного кристала при додатку магнітного поля уздовж осі легкого і важкого намагнічування. В обох випадках у високих полях досягається однакова намагніченість насичення, проте для досягнення насичення при намагнічування уздовж осі важкого намагнічування потрібно прикласти значно більше зовнішнє поле, ніж при намагнічування зразка вздовж осі легкого намагнічування. Мірою магнітної анізотропії є робота намагнічення, необхідна для повороту вектора намагніченості з положення, паралельного осі легкого намагнічування, в напрямку зовнішнього поля. Ця робота визначає щільність вільної енергії магнітної анізотропії E_a . Енергія магнітокристалічної анізотропії матеріалу пропорційна області між кривими намагнічування уздовж осей легкого і важкого намагнічування.

Для полікристалічного зразка, що не має переважної орієнтації зерен, кристалічна анізотропія відсутня через усереднення за всіма напрямками. У той же час зразок, що складається з неферичних зерен, може мати морфологічну

анизотропию. Так, наприклад, циліндричну частку легше намагнітити уздовж її осі, ніж уздовж її діаметра.

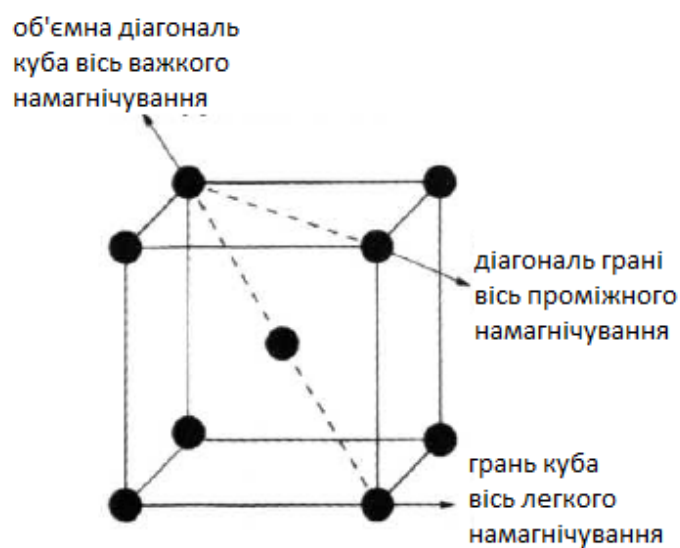


Рисунок 1.3 – Напрямок легкого, проміжного і важкого намагнічування в елементарній комірці заліза [1]

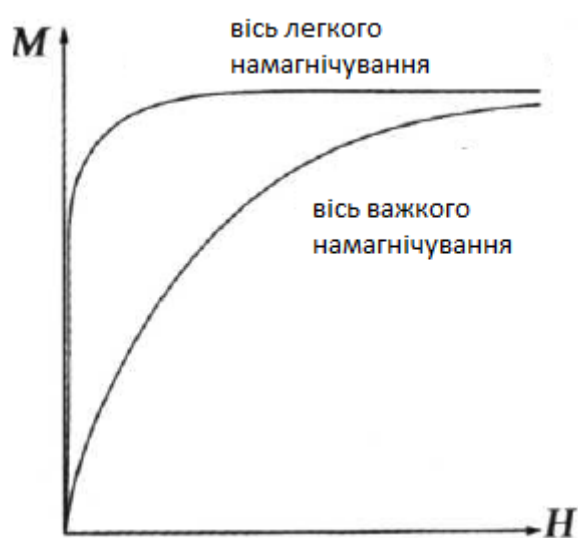


Рисунок 1.4 – Схематичні криві намагнічування феромагнетика вздовж осі легкого і важкого намагнічування [1]

На рисунку 1.5 представлена залежність константи анізотропії форми від осьового відношення c/a для частинки Co у формі витягнутого сфероїда. Зауважимо, що константа анізотропії форми збільшується зі збільшенням осьового відношення і має той самий порядок величини ($\sim 10^6$ ерг/см³), що і константа магнітокристалічної анізотропії. З цієї причини зміна анізотропії форми нанрчастинок є одним з основних інструментів направленої зміни коерцитивної сили матеріала. Навіть незначне відхилення форми наночастинки від сферичної призведе до різкого підвищення коерцитивної сили. Ефект анізотропії форми проявляється значно сильніше, ніж ефект магнітокристалічної анізотропії. Так, збільшення фактора геометричної анізотропії заліза до 1,1 відповідає магнітокристалічній анізотропії $2,8 \cdot 10^6$ ерг/см³. Подальше збільшення фактора геометричної анізотропії частинок заліза 1,1 до 1,5 призводить до збільшення коерцитивної сили в 4 рази, а збільшення фактора геометричної анізотропії до 5 – до додаткового подвоєння коерцитивної сили.

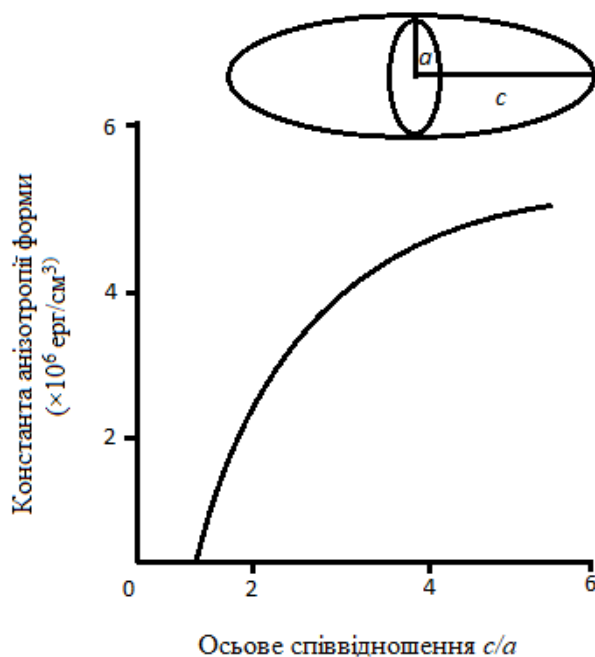


Рисунок 1.5 – Константа анізотропії форми для анізотропних частинок Co [1]

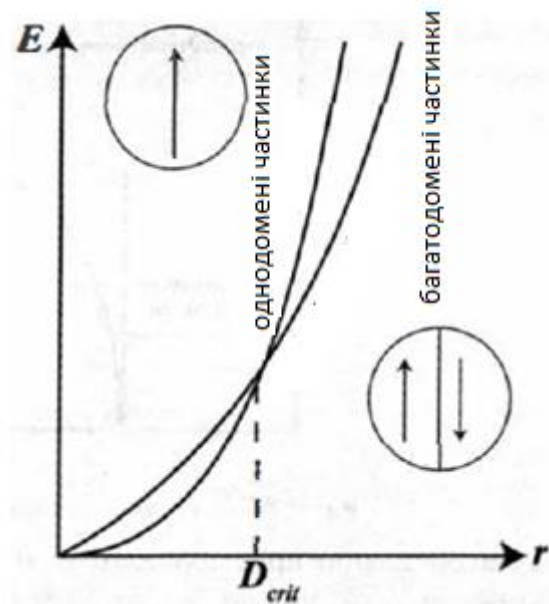
1.2. Магнітні властивості плівкових матеріалів

Характеристики петлі магнітного гістерезису феромагнетиків багато в чому визначають області їх застосування. Так, магнетики, використовувані в трансформаторах електромоторах і т.д., піддаються впливу змінного магнітного поля високої частоти і перемагнічуються багато разів в секунду, що призводить до перегріву робочого тіла і високим втратам енергії за рахунок її розсіювання на дефектах решітки. Величина втрат, рівна величині теплової енергії, котра виділяється протягом кожного циклу перемагнічування, пропорційна площі петлі гістерезису. У зв'язку з цим для використання магнетиків в електромоторах необхідно мінімізувати площу петлі гістерезису і, відповідно, коерцитивну силу матеріалу. Магнетики з такими характеристиками називають магнітом'якими матеріалами. З іншого боку, для використання магнетиків в якості постійних магнітів, пристроїв зберігання інформації або частин високопольових систем потрібні високі значення коерцитивної сили і намагніченості насичення. Такі матеріали називають магнітножорсткими магнетиками.

Магнітні властивості багатодоменних матеріалів багато в чому визначаються динамікою доменних стінок. Утворення доменної структури в об'ємних речовинах обумовлено наявністю розмагнічуючого фактора, тоді як при переході на нанорівень енергія доменної стінки значно перевершує енергію розмагнічування, і формування доменної структури виявляється енергетично невигідним (рисунки 1.6). Характерна залежність коерцитивної

сили від розміру частинки приведена на рисунку 1.7. При зменшенні розміру багатодоменної частки рухливість доменних стінок значно зменшується, що відповідає зростанню коерцитивної сили. Це продовжується до тих пір, поки частка не досягне однодоменного розміру, що відповідає максимальній коерцитивній силі $H_{c,max}$. Нижче цього критичного розміру D_{crit} утворення доменних стінок стає енергетично невигідним і зміна намагніченості

може відбуватися або за рахунок утворення стінок в прикладеному полі H , або за рахунок когерентного повороту усіх спінів в частці



Риснок 1.6 – Відносна стабільність одно і багатодоменних частинок [1]

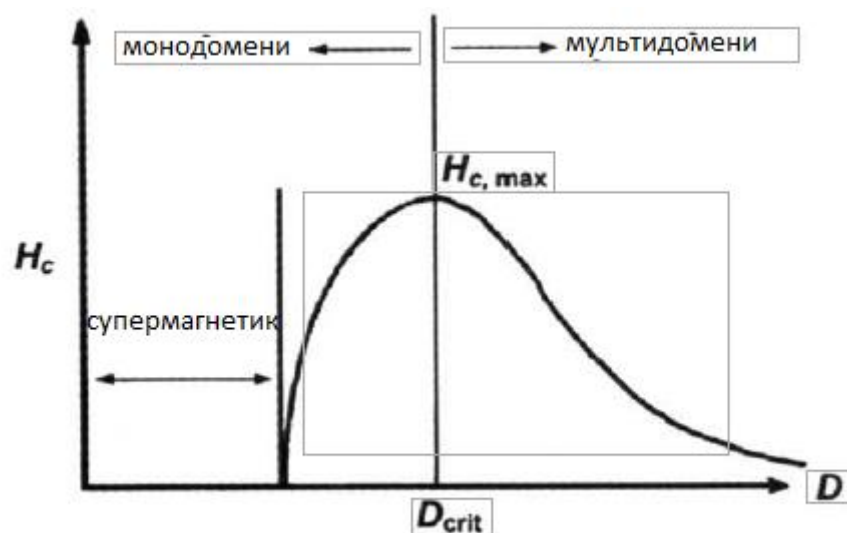


Рисунок 1.7 – Залежність коерцитивної сили від розміру частинок [1]

1.2.1 Доменна структура плівкових матеріалів

Найбільша зміна магнітних властивостей матеріалів пов'язано зі зміною доменної структури магнітовпорядкованих систем при зменшенні розмірів

частинок. Магнітний домен - це область речовини, в межах якої всі некомпенсовані електронні спіни атомів орієнтовані в одному напрямку. Домени розділені в просторі доменними стінками, що мають характеристичну товщину і енергію, пов'язану з їх формуванням і існуванням. На рисунку 1.8 представлені можливі конфігурації доменів в феромагнітних матеріалах. При додатку зовнішнього магнітного поля магнітний момент зразка може збільшуватися в результаті руху доменних стінок або обертання вектора намагніченості (рисунк 1.9). Перший з механізмів здійснюється в слабких магнітних полях: в цьому випадку обсяг доменів, орієнтованих вздовж напрямку поля, збільшується. Другий процес домінує при додатку сильних магнітних полів, які змушують магнітні моменти обертатися у напрямку поля.

Крива намагнічування зі схематичним зображенням доменної структури на кожній стадії намагнічування представлена на рисунку 1.10. У розмагніченого стані домени розподілені хаотично, так що середня намагніченість дорівнює нулю. При додаванні магнітного поля домен, намагніченість якого найближче до напрямку поля, починає рости за рахунок інших доменів завдяки руху доменних стінок. [1]

Оскільки на першій стадії нам переміщення стінок є оборотним, то при видаленні поля намагніченість проходить той же шлях, і матеріал повертається в розмагніченого стан, а магнітного гистерезиса не спостерігається. Вільному руху доменних стінок перешкоджають дефекти решітки або дислокації, а об'єднана магнитостатическое енергія, якою володіють недосконалості кристала, зумовлює гистерезис магнітних властивостей і визначає коерцитивної силу матеріалу. Збільшення зовнішнього поля вище значення H_c буде приводити до повного усунення доменних стінок з зразка з утворенням єдиного домену, намагніченість якого спрямована уздовж осі легкого намагнічування.

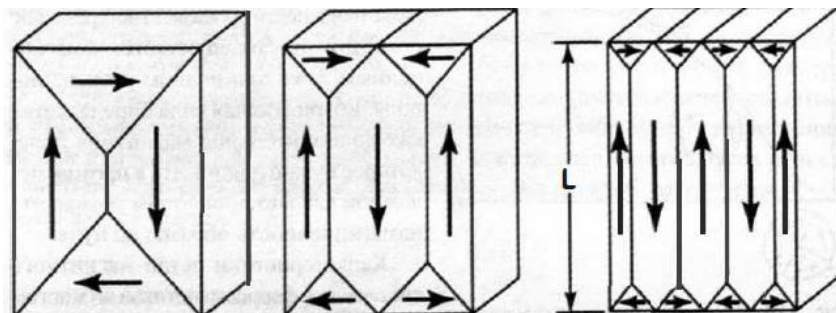


Рисунок 1.8 – Приклади доменних структур в ферромагнетиках [1]

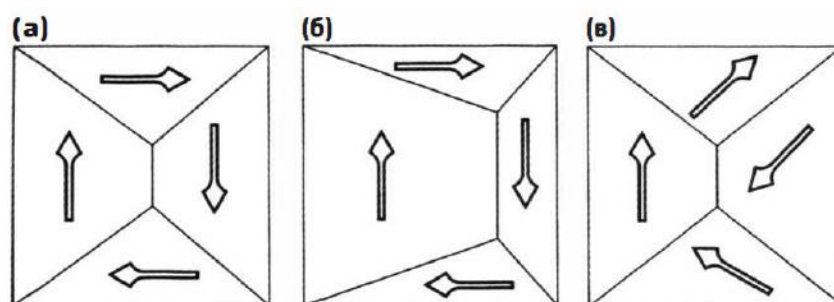


Рисунок 1.9 – Змінна доменної структури під впливом постійного магнітного поля в ході різноманітних механізмів: а) початкова конфігурація, б) зростання доменів, в) обертання доменів [1]

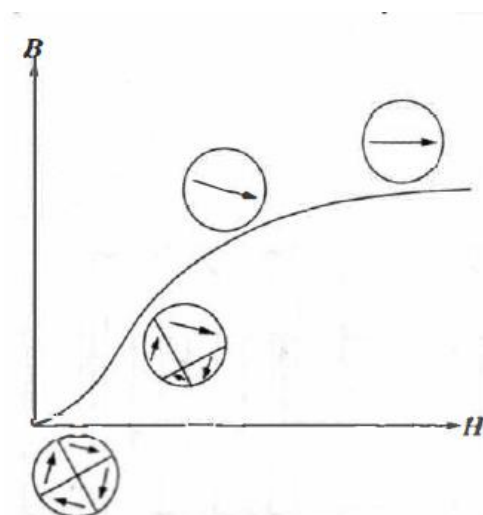


Рисунок 1.10 – Зміна доменного структури в процесі намагнічування ферромагнітного матеріалу [1]

1.2.2. Види магнітної анізотропії плівкових матеріалів

Анізотропія механічної напруги, або індукована магнітна анізотропія виникає при спрямованому механічному впливі на речовину. Цей вид анізотропії визначається наявністю внутрішніх або зовнішніх напруг і може з'являтися в результаті швидкого охолодження, дії зовнішнього тиску, відпалу зразка в магнітному полі, пластичних деформацій або радіаційного опромінення. Використання таких впливів створює величезний потенціал в магнітній інженерії, оскільки підбір умов і способу обробки матеріалу дозволяє змінювати як величину самої анізотропії, так і напрямок осі легкого намагнічування [1].

Обмінна (односпрямована) анізотропія виникає при безпосередньому контакті ферромагнітної фази з іншим ферро-, феррі- або антиферромагнетиками. Обмінна взаємодія на кордоні двох матеріалів зазвичай призводить до появи бажаних напрямків вектора намагніченості ферромагнітної фази. Вперше обмінна анізотропія була виявлена близько півстоліття тому в однодоменних ферромагнітних частках Co (10-100 нм), покритих антиферромагнетиком CoO (рисунок 1.11). Зразки Co/CoO, охолоджені в режимі ZFC, мали нормальну гістерезисну поведінку, в той час як при охолодженні в полі (режим FC) спостерігався зрушення петлі гістерезиса. При цьому коерцитивної сила збільшувалася в порівнянні зі зразком, охолодженим в нульовому полі, а її величина залежала від сили прикладеного поля. Спостережуваний зсув петлі гістерезиса при охолодженні зразка в режимі FC відбувається завдяки тому, що магнітні моменти іонів Co в першому шарі CoO пов'язані з магнітними моментами металевих Co і шикуються паралельно, причому це впорядкування зберігається навіть при усуненні поля. [1] На рисунку 1.12а показано паралельне вибудовування спінів іонів кобальту в шарі ферромагнітного кобальту (чорні стрілки) з першим рядом спинів іонів кобальту шару CoO (чергуються ряди стрілок і околиць). При додаванні зворотнього поля спіни металевих Co розгортаються, тоді як повороту спінів оксиду кобальту

перешкоджає висока магнітокристалічна анізотропія CoO (рисунок 1.12б). Таким чином, для зміни напрямку намагніченості на протилежне потрібна більша зовнішнє поле. Після зняття зовнішнього поля спіни Co на поверхні CoO впливають на спіни іонів металевого Co, повертаючи їх у вихідне положення. У сучасних пристроях покриття феромагнітного матеріалу шаром антиферомагнетика використовується для стабілізації вектора намагніченості (так зване антиферомагнітне сполучення).

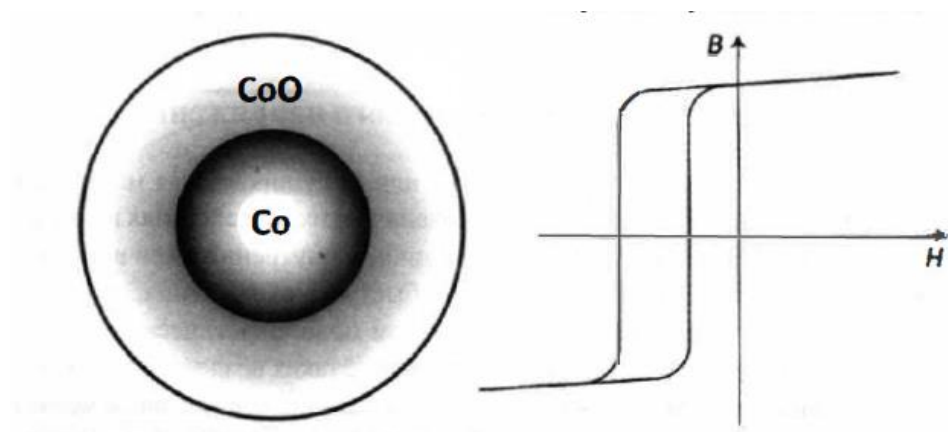


Рисунок 1.11 – Частинки “ядро в оболонці” з феромагнітним ядром Co і оболонкою антиферомагнітного CoO і звичайний вид петлі магнітного гістерезиса системи з обмінною анізотропією [1]

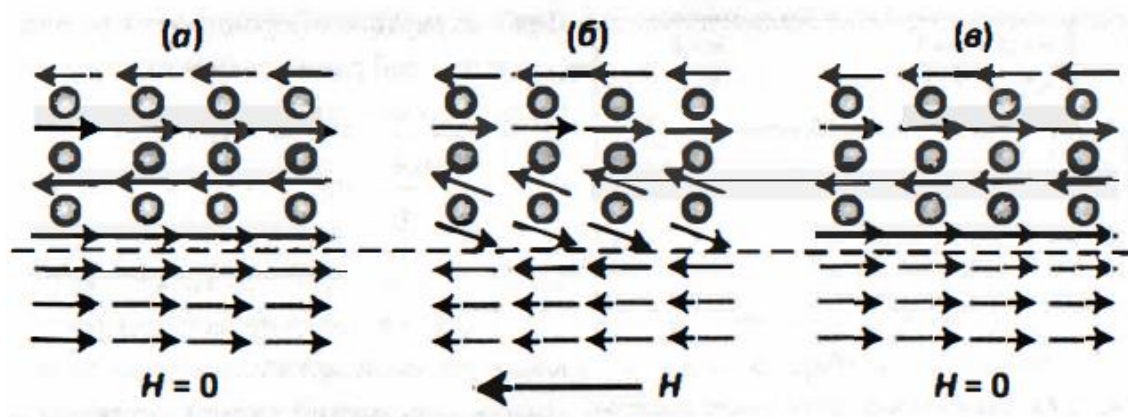


Рисунок 1.12 – Механізм антиферомагнітного спряження в системах з обмінною взаємодією [1]

1.3. Магніторезистивні та магнітні властивості плівкових матеріалів на основі Co і Ag або Cu

Явище гігантського магнітоопору детально досліджено на прикладі різних плівкових систем [2]. Значний інтерес науковців викликає вивчення ГМО в спінвентилинних структурах.

Для багатошарових сплавів Co-Ag криві намагніченості та магніторезистивні (МР) поділяються на феромагнітні та надпарамагнітні компоненти, а радіус супермагнітних зерен Co, r_g та відстань між зернами Co, t_g аналітично оцінюються із кривих намагніченості надпарамагнітної складової. Магнітоопір супермагнітної складової ΔP_{sp} , пропорційна щільності зерен або її задають $\Delta P_{sp} = k r_g^3 \exp(-t_g/l)$ при $k = 3.8 \times 10^{19} \text{ } \Omega/\text{m}^2$ та $l = 20 \text{ } \text{\AA}$, що дозволяє припустити, що гігантський магніто опір зустрічається в основному у внутрішній частині супермагнітних зерен Co [3].

З часу відкриття гігантського магнітного опору у багатошарових сплавах Fe/Cr існує великий інтерес до магнітних та транспортних властивостей багатошарових, а згодом і до магнітних гетерогенних сплавів з феромагнітними гранулами, вбудованими у немагнітну матрицю. Вважається, що механізм ГМО в багатошарових структурах базується на спінзалежному розсіювання в магнітних шарах, а також на інтерфейсах між магнітно-немагнітними шарами. Для зернистих плівок важливим є питання про те, де в основному відбувається спінозалежне розсіювання, всередині магнітних частинок або на стиках між магнітними частинками та матрицею [2]. На рисунку 1.13 показано як ГМО пов'язаний з суперпарамагнетизмом. Ефект ГМО виникає головним чином із супермагнітних зерен, а коефіцієнт магнітоопору є пропорційним щільності зерна. Гігантський магнітоопір в магнітних плівках і потім у магнітних гетерогенних сплавах з феромагнітними гранулами, вбудованими в немагнітну матрицю, добре вивчалися протягом останніх років. Насамперед були широко досліджені, гранульовані плівки на основі Co і Ag, що показують велике значення магнітоопору при нормальній температурі.

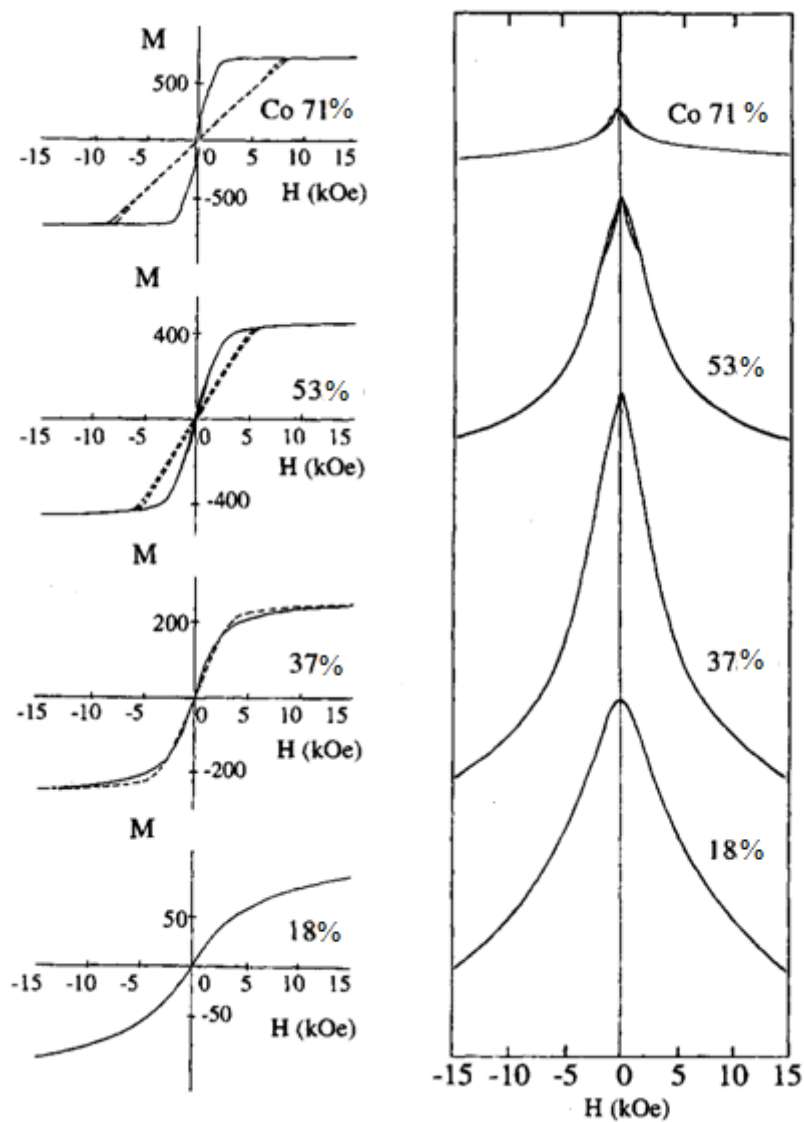


Рисунок 1.13 - Залежність намагніченості та магнітоопору зразків від концентрації Co в сплаві на основі Co та Ag [2]

РОЗДІЛ 2. МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

2.1. Методика отримання плівок шляхом конденсації у вакуумі

Вакуумний універсальний пост ВУП-5М призначений для отримання плівкових матеріалів методами термічного, магнетронного та електронно-променевого розпилення, а також для підготовки матеріалів для вивчення їх на електронному мікроскопі або за допомогою інших схожих приладів. Прилад може бути використаний для досліджень у фізиці, хімії, біології, медицині та інших галузях.

Конструкція та технічні характеристики установки ВУП-5М.

Установка складається:

- з робочого об'єму, де необхідно створити розрідження (вакуум);
- відкачних засобів – насосів, що створюють це розрідження;
- приладів для вимірювання величини вакууму – вакуумметрів;
- вакуумпроводів та вакуумних клапанів.

Робочий об'єм установки повинен відповідати вимогам технологічного процесу, для якого призначення установка, і мати можливість для під'єднання вакуумметричних приладів.

На рисунку 2.1 зображена конструкція універсального вакуумного поста ВУП-5М. Пристрій виготовлен у вигляді однієї системи в якій розміщено робочий об'єм (1), блок керування та контролю (2), пульт дистанційного керування (3), блоки живлення пристроїв та приставок (4), вакуумна система приладу – форвакуумний насос (5), високовакуумний насос (6) та форвакуумний балон (7).

Для відкачування робочого об'єму на форвакуум в установці приступний пластинчато-роторний насос 2НВ-5ДМ, для відкачування на високий вакуум використовується паромасляний дифузійний насос НВДМ-160.

У таблиці 1 представлені основні характеристики установуки ВУП-5М.

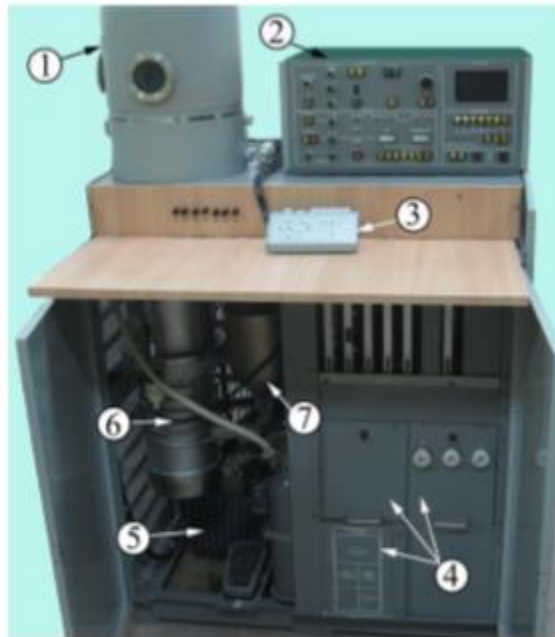


Рисунок 2.1 – Зовнішній вигляд ВУП-5М [3]

Таблиця 1 – Технічні характеристики ВУП-5М [3]

Характеристика		Величина
Граничний залишковий тиск у робочму об'ємі при холоджені уловлювача азотом, Па		$1,3 \times 10^{-4}$
Граничний залишковий тиск у робочму об'ємі при холоджені уловлювача водою, Па		$1,3 \times 10^{-3}$
Живлення установки	Напруга, В	220/380
	Частота, Гц	50
Споживана потужність юез приставок, кВт		1,9
Максимаьна споживана потужність, кВт, не більше		5
Маса приладу, кг		300
Розміри поста (не бійше), м	довжина	0,54
	ширина	0,91
	висота	1,55

Схема вакуумної установки зображена на рисунку 2.2. Вакуумна система складається з форвакуумного насоса NL, парасляного дифузійного насоса ND, форвакуумного балона BF, робочого об'єму CN, високовакуумного затвора V4, термопарних вакууметрів P1, P2, P4, типу ПМТ-2 або ПМТ-4 та іонізаційного вакууметра P3 типу ПМІ-2, вакуумпроводів (на схемі вони зображені лініями), вакуумних клапанів V1, V5, V6, V7, V8.

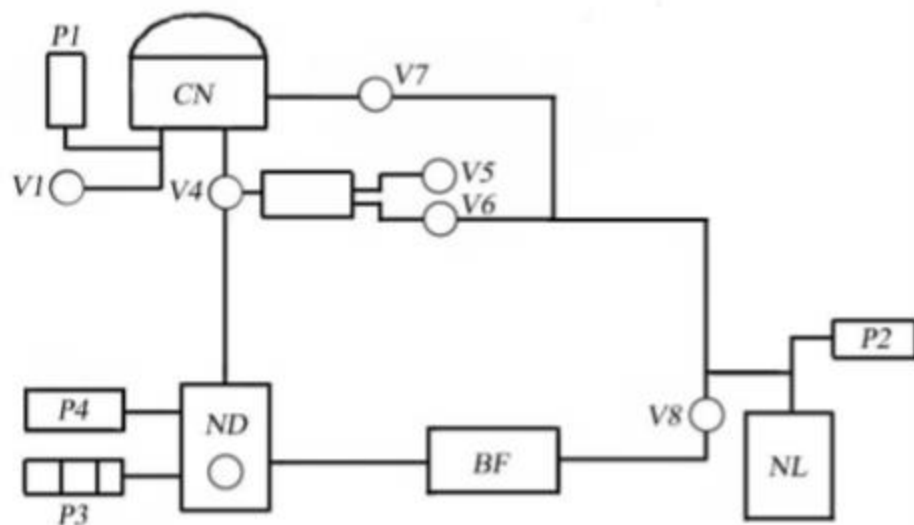


Рисунок 2.2 – Схема вакуумної системи установки ВУП-5М [3]

Для формування зразків підкладки розміщують на предметному столику. В якості підкладки використовується пластина ситалу, мікроскопічні сітки або монокристали KCl. На підкладки осаджується металева плівка, котрі надалі використовували для дослідження магнітних властивостей та магнітоопору. Для вивчення структурно-фазового стану на мікроскопічні сітки осаджували плівки котрі потім вивчали методом просвічуючої мікроскопії за допомогою електронного мікроскопу ПЕМ-125К

Зразки котрі сконденсувалися на підкладці витримували на підкладці протягом деякого часу не змінюючи температури підкладки для їх стабілізації. Товщину плівки можна виміряти за допомогою кварцового резанатору або

інтерферометра. Вимірювання за допомогою кварцового резанатора є більш точним і можливість вимірювати товщину безпосередньо в процесі осадження.

Модифікація установки ВУП-5М дозволила розмістити в робочому об'ємі вакуумної камери декілька електронопроменевих випарників (рисунк 2.3), які здатні виконувати як пошарове, так і одночасне випаркування матеріалів



Рисунок 2.3 – Вигляд вакуумної камери

2.2. Методика дослідження магніторезистивних властивостей плівкових матеріалів

Для вивчення магніторезистивних властивостей плівкових систем на основі Co, Cu або Ag потрібно виконати перехід від перпендикулярної до поперечної геометрії вимірювання. Зміна геометрії реалізовується шляхом повороту зразка у просторі між осердям електромагніту. Для встановлення необхідної геометрії було розроблено модуль, який входить до складу автоматизованого комплексу вимірювання зміни магнітоопору. Структурна схема модуля повороту зразка та його управління приведена на рисунку 2.4 [4]. Розроблений модуль поміщається між осердям електромагніту (1) і складається з консолі (4), на якій закріплено тримач контактів (3), столику для розміщення зразка (2) та крокового двигуна (5), що управляється за допомогою DAQ NI USB 6008 (6). Контакти виготовлені з золота та мають округлу форму, що мінімізує опір зі зразком та зменшує його пошкодження під час установки у тримач.

Принциповою особливістю розробленого комплексу є можливість автоматичного вимірювання зміни магнітоопору в тонкоплівкових системах в різних геометріях вимірювання в тому числі при переході від перпендикулярної (рисунок. 2.6а) до поперечної (рисунок. 2.6б) та реалізована можливість повороту зразка під час вимірювання в діапазоні кутів 180° з мінімальним кроком 1° .

Розроблений комплекс управляється за допомогою програмного забезпечення, розробленого у середовищі графічного програмування LabVIEW 2010 SP1. Результат вимірювання відображається на графіку (рисунок 2.7).

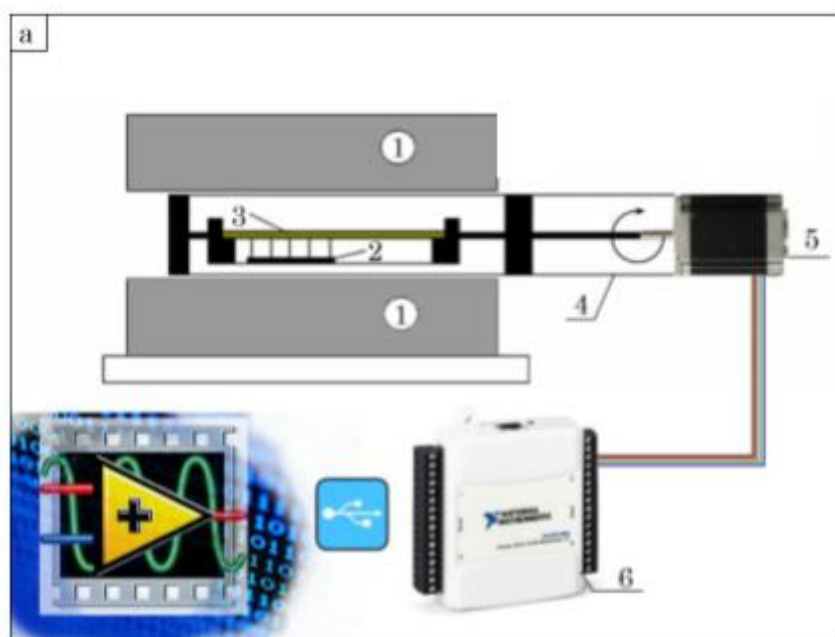


Рисунок 2.4 – Схематичне зображення модуля з механізмом повороту зразка [4]

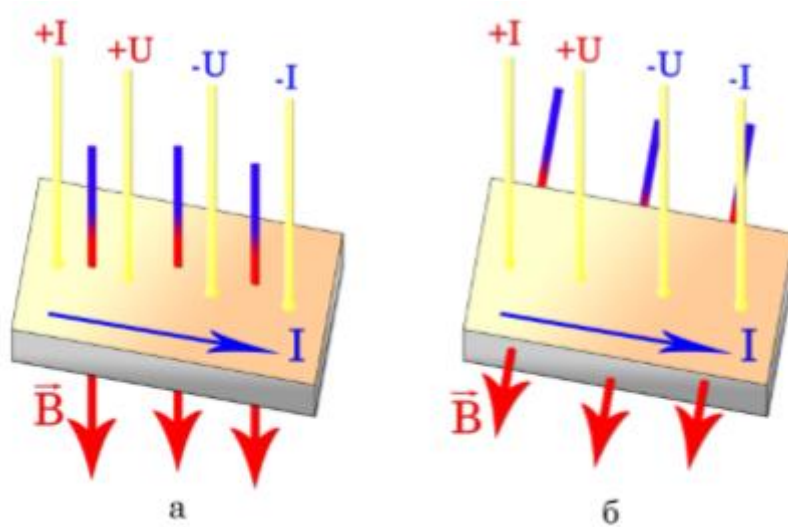


Рисунок 2.5 – Схема перпендикулярної (а) та попересної (б) геометрії вимірювання [4]

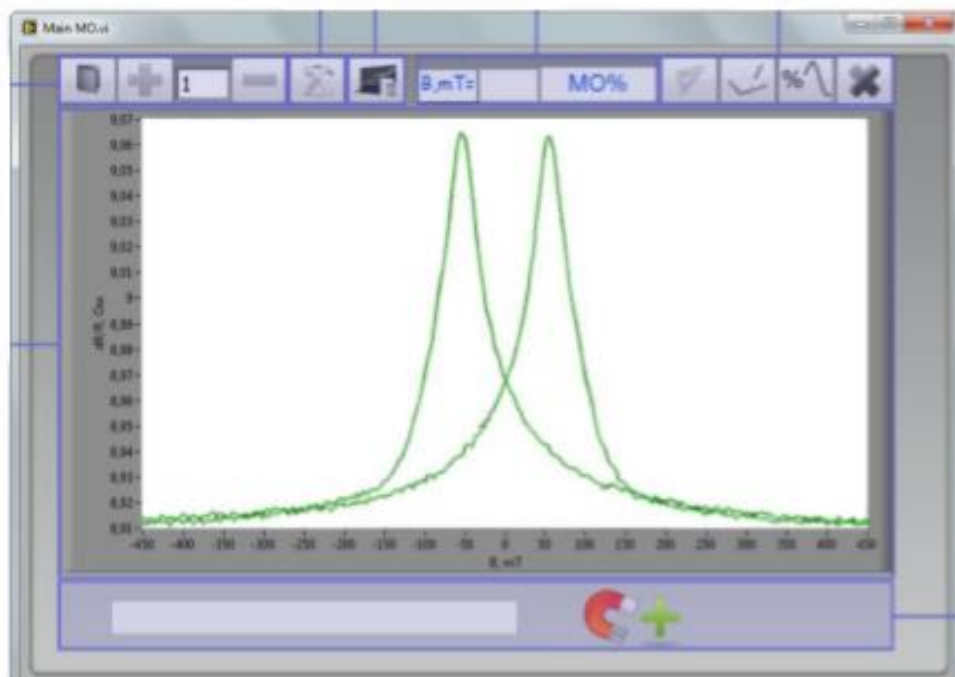


Рисунок 2.6 - Интерфейсна панель програмного забезпечення [4]

РОЗДІЛ 3. АНАЛІЗ ЕКСПЕРЕМЕНТАЛЬНИХ РЕЗУЛЬТАТІВ

У даній роботі було проаналізовано літературні дані експерименту по дослідженню магніторезистивних властивостей плівкових сплавів на основі Со та Аg [5]. Представлено плівки $\text{Ag}_{100-x}\text{Co}_x$ з варіацією концентрації кобальту (x) від 25,2 до 45,1 ат%. Зразки отримували методом одночасної конденсації у вакуумі з двох електронно-променевих гармат. Швидкість осадження Аg підтримувалась постійною на рівні 9,5 нм/хв, а вміст Со змінювався від 2,3 до 5,2 нм/хв. Робочий об'єм був відкачаний на попередній вакуум $1,5 \times 10^{-6}$ Торр, осадження плівки відбувається при робочому об'ємі 5×10^{-3} Торр. [5]

Після конденсації отримали п'ять плівок з різною концентрацією Со, $x=25.2, 32.6, 36.1, 39.2$ і 45.1 , кожна плівка мала товщину 100 нм.

На рисунку 3.1 зображено криві магнітоопору (МО), записані при кімнатній температурі для плівки $\text{Ag}_{100-x}\text{Co}_x$ ($x=25.2 - 45.1$) в геометрії поперечного та повздовжнього МО. Всі криві повздовжнього та поперечного МО виявляють ненасичуючу поведінку навіть при прикладанні високого значення магнітного поля (70.9 Т), що вказує на наявність частинок суперпарамагнетиків в цих плівках

При значенні $x=25.2$ крива повздовжнього МО демонструвала аналогічну поведінку, як у поперечного МО, але для значення $x=32.6$ різниця між геометрією повздовжнього та поперечного МО починає проявлятися таким чином, що в геометрії поперечного МО криві магнітоопору мають два різних значення. Крім того для значення $x=32.6$ крива повздовжнього МО демонструє три різні внески, що діють в різних діапазонах поля: (1) у вигляді центрального піку біля $H=0$ Т, (2) повільно змінюється на зворотній у високих полях і (3) пік у проміжній поля, що виникають у вигляді анізотропного магнітоопору (АМО). Повздовжній МО також демонструє тенденцію до позитиву при проміжній H , що веде до піку при 0,2 Т, що вказує на наявність у цій плівці деяких феромагнітних частинок.

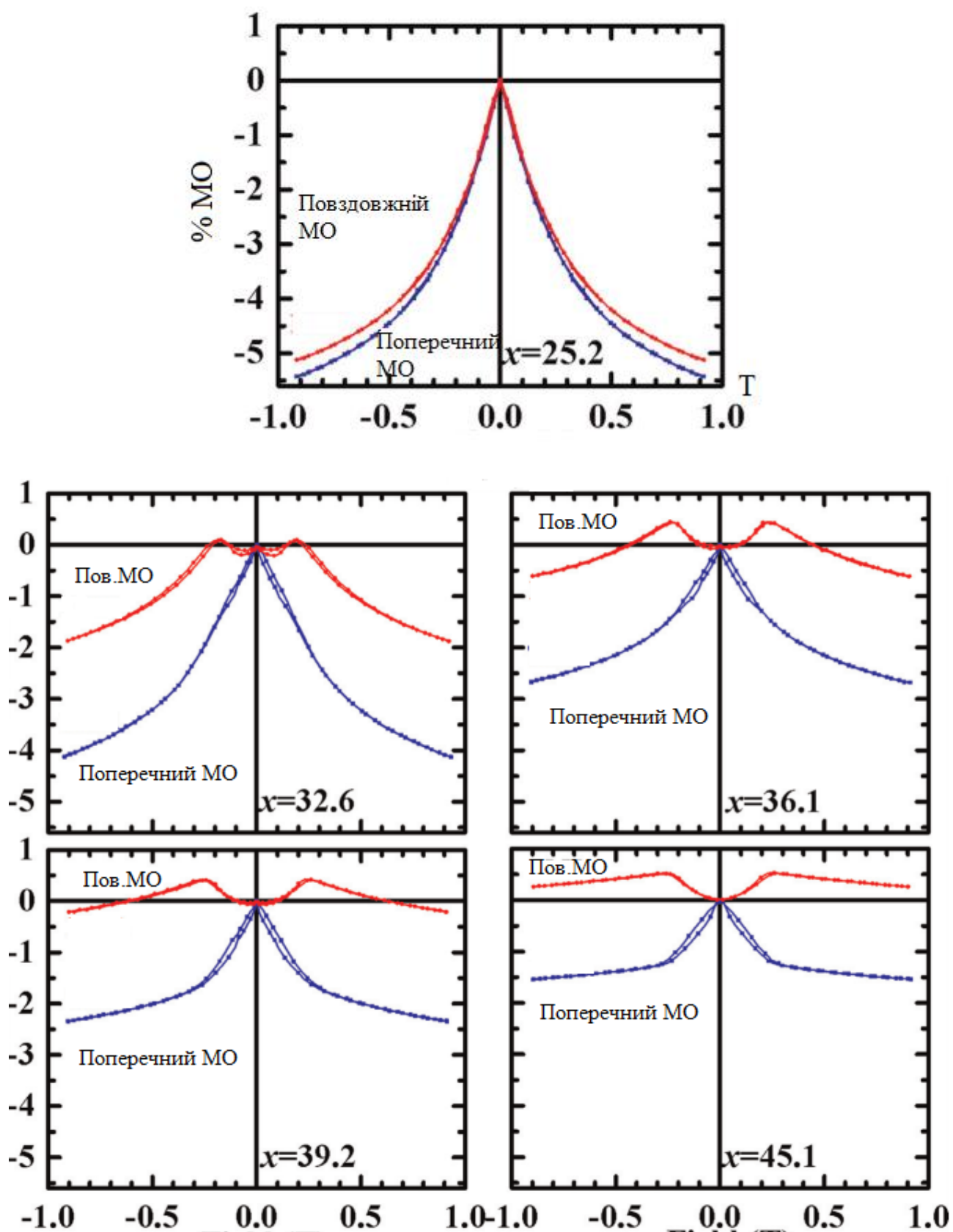


Рисунок 3.1 - Поздовжні та поперечні криві магнітоопору для плівок $x=25,2, 32,6, 36,1, 39,2$ та $45,1$ при 300 К. [5]

На рисунку 3.2 зображені дані, записані при 20 К в геометрії Поперечного та повздовжнього МО. Видно, що МО вище на 20 К для всіх плівок та для геометрії поперечного МО. Крім того, можна відзначити, що для плівки $x=25,2$ звичайна гістерезисна поведінка в повздовжньому МО, аналогічна тій, що і в поперечному МО, спостерігається при 20 К.[5]

Однак незвична складна поведінка в повздовжньому МО спостерігається для плівок більш високої концентрації Со з $x=32,6$. Коли «х» збільшується понад 32,6, АМО продовжує зростати, а складна поведінка починає настільки знижуватися, що для плівок $x=39,2$ в повздовжньому МО переважає АМО. Таким чином, зменшення складної поведінки зі збільшенням АМО вказує на те, що вона має пряме значення з посиленням домінування часток феромагнетиків за рахунок суперпарамагнетиків.

Гранульовані плівки $Ag_{100-x}Co_x$ ($x=25,2-45,1$ ат%), одержані спільним напиленням, систематично досліджувались за допомогою температурної залежності магнітоопору та постійного намагнічування. При 20 К спостерігається звичайна поведінка МО для плівок $x=25,2$, але зі збільшенням (х) вона стає складною для $x=32,6$, така поведінка зменшується при подальшому збільшенні концентрації кобальту. Магнітна силова мікроскопія для плівки $x=32,6$ виявляє існування магнітних доменів розміром 100 нм, набагато більших за фактичний розмір частинок, вказуючи на наявність магнітної взаємодії серед магнітних частинок, що породжує перпендикулярно орієнтовані домени.

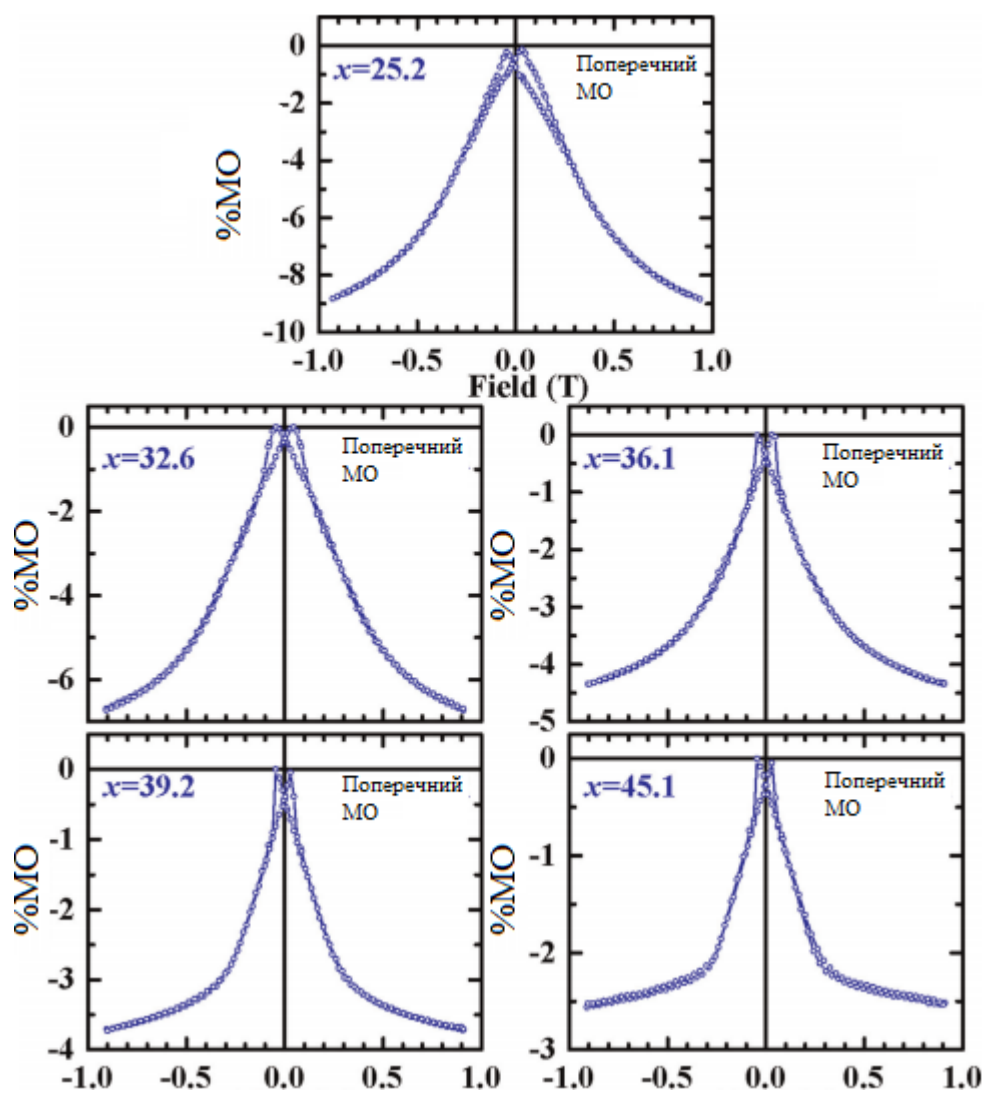


Рисунок 3.2 – Графіки МО записані при 20 К в геометрії поперечного МО для плівок $x=25.2, 32.6, 36.1, 39.2$ та 45.1 [5]

ВИСНОВКИ

1. Було розглянуто та проаналізовано ознаки таких явищ магнітних наноструктур як магнітна анізотропія та гігантський магнітоопір. Виявлено, що для гранульованих матеріалів найбільше значення мають енергії кристалічної й морфологічної анізотропії.
2. Проведено аналіз методів осадження плівок за допомогою вакуумного універсального посту ВУП-5М. Виконано аналіз літературних даних на тему магнітних та магніторезистивних властивостей плівкових матеріалів.
3. При вивченні характеристик плівкових матеріалів були проаналізовані сфери застосування плівкових наноматеріалів, такі як біологія, медицина, екологія, харчова промисловість, автомобілебудування.
4. Проаналізовані дані магнітно силової мікроскопії яка виявляє наявність доменних структур.
5. Було проаналізовано літературні дані експерименту по дослідженню магніторезистивних властивостей плівкових сплавів на основі Co та Ag. А саме вплив різної концентрації кобальту на магнітоопір плівок.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Елисеєв А. А., Лукашин А.В. Функциональные наноматериалы / Под ред. Ю. Д. Третьякова. ФИЗМАТЛИТ, 2010. – 133 с.
2. Size effect on giant magnetoresistance of Co-Ag films S. Honda , T. Okada, M. Nawate Physical Electronics, Faculty of Engineering, Hiroshima University, 1-4-1 Kagamiyama, Higashi-Hiroshima 739, Japan. – 327 с.
3. Методичні вказівки до виконання лабораторних робіт з курсу «Вакуумна техніка» / Укладачі: І.О. Шпетний. І.Ю. Проценко. – Суми: Вид-во СумДУ, 2010. – 16 с.
4. Магніторезистивні властивості спін-вентильних структур на основі Co TA Cu АБО Au М.Г. Демиденко, С.І. Проценко, Д.М. Костюк, І.В. Чешко. СумДУ 2011. – 108 с
5. D. Kumar et al. / Journal of Magnetism and Magnetic Materials 394 (2015) 245–252 с.
6. Ramli, Mitra Djamal, and Khairurrijal, “Effect of Ferromagnetic Layer Thickness on the Giant Magnetoresistance Properties of NiCoFe/Cu/NiCoFe Sandwich” Proceeding 3rd Asian Physic Symposium (APS) 2015, ISBN: 978-979-980105-0, Bandung, 22 – 23 July 2015, 325 с.
7. О.П. Ткач Наноматеріали і нанотехнології в приладобудуванні Навчальний посібник Суми. СумДУ 2014. – 22 с.
8. B. Dieny, V. S. Speriosu, S. S. P. Parkin, et al., Phys. Rev. B, 43, 1991, 1297 с.
9. Sang H., Zhang S.Y Microstructural characterization of CoAg granular films aa aJournal of Magnetism and Magnetic Materials V. 455 с.
10. A. Tsukamoto, T. Sato, S. Toriumi, and A. Itoh, Precessional switching by ultrashort pulse laser: Beyond room temperature ferromagnetic resonance limit, J. Appl. Phys., 109, 2015, 302 с.
11. G. Schütz, W. Wagner, W. Wilhelm, et al., Absorption of circularly polarized x rays in iron, Phys. Rev. Lett., 58, 2017, 737 с.

- 12.. I. Radu, K. Vahaplar, C. Stamm, et al., Transient ferromagnetic-like state mediating ultrafast reversal of antiferromagnetically coupled spins, *Nature*, 472, 2011, 205 c.
- 13.T. A. Ostler, J. Barker, R. F. L. Evans, et al., Ultrafast heating as a sufficient stimulus for magnetization reversal in a ferrimagnet, *Nature Communications*, 3, 2012, 675 c.