

**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
СУМСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ**



На правах рукопису

Кондрахова Дар'я Миколаївна

УДК 538.975:[538.955+537.622]

**ВЗАЄМНИЙ ЗВ'ЯЗОК ВЛАСТИВОСТЕЙ І СТРУКТУРИ ПЛІВКОВИХ
ЧУТЛИВИХ ЕЛЕМЕНТІВ СЕНСОРІВ МАГНІТНОГО ПОЛЯ**

01.04.01 – фізика приладів, елементів і систем

ДИСЕРТАЦІЯ

на здобуття наукового ступеня
кандидата фізико-математичних наук

Науковий керівник

Проценко Іван Юхимович

Заслужений діяч науки і техніки

України, доктор фізико-математичних
наук, професор

Науковий керівник

Герд Шенхенсе

доктор наук, професор

Суми – 2015

ЗМІСТ

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ	5
ВСТУП	6
РОЗДІЛ 1 ФІЗИЧНІ І ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСНОВИ ПЛІВКОВОЇ СЕНСОРИКИ (ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД)	12
1.1 Концепція формування чутливих елементів мікроелектроніки.....	12
1.1.1 Фізичні основи.....	12
1.1.2 Застосування плівкових систем із спін-залежним розсіюванням електронів як чутливих елементів датчиків неелектричних величин.....	14
1.2 Фізичні процеси в чутливих елементах плівкових сенсорів.....	18
1.2.1 Дифузійні процеси та інтерфейсне розсіювання в плівкових системах Co/Cu, Co/Cr та Fe/Cu, Fe/Cr.....	18
1.2.2 Фазоутворення та кристалічна структура в плівкових системах на основі Co і Fe з проміжним шаром Cu та Cr.....	21
1.2.2.1 Одношарові плівки.....	21
1.2.2.2 Тришарові плівкові системи на основі Co і Cu або Cr та Fe і Cu або Cr.....	22
1.3. Магніторезистивні та магнітооптичні особливості плівкових систем Co/Cu, Co/Cr та Fe/Cu, Fe/Cr.....	26
1.3.1 Магнітооптичні властивості.....	26
1.3.2 Анізотропний магніторезистивний ефект, як основа для створення АМР-датчиків.....	27
Висновки до Розділу 1.....	30
РОЗДІЛ 2 МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ	32
2.1 Обладнання і методика одержання багатошарових плівкових зразків на основі Co і Cu або Cr та Fe і Cu або Cr.....	33
2.2 Дослідження кристалічної структури, фазового складу та дифузійних процесів.....	36

	3
2.3 Методи дослідження магнітооптичних та магніторезистивних властивостей.....	39
2.3.1. Дослідження магнітоопору.....	39
2.3.2 Магнітооптичний ефект Керра	43
2.3.2 Метод вібраційної магнітометрії.....	47
Висновки до Розділу 2.....	48
РОЗДІЛ 3 ПРОЦЕСИ ФАЗОУТВОРЕННЯ В ЧУТЛИВИХ ЕЛЕМЕНТАХ У ВИГЛЯДІ СПІН-ВЕНТИЛЬНИХ СИСТЕМ.....	50
3.1 Фазоутворення та особливості кристалічної структури в плівкових системах на основі Co, Cu і Cr та Fe, Cu і Cr.....	50
3.1.1 Одношарові плівки.....	51
3.1.2 Плівкова система на основі Co і Cu.....	55
3.1.3 Плівкова система на основі Co і Cr.....	63
3.1.4 Плівкова система на основі Fe і Cu.....	67
3.1.5 Плівкова система на основі Fe і Cr	73
3.2 Особливості фазового складу наночастинок Co з оболонкою.....	76
3.3 Обговорення і узагальнення результатів вивчення фазоутворення у приладових системах на основі Co і Cu або Cr та Fe і Cu або Cr.....	81
Висновки до Розділу 3.....	83
РОЗДІЛ 4 МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ В ПЛІВКОВИХ СИСТЕМАХ НА ОСНОВІ Co I Cu АБО Cr ТА Fe I Cu АБО Cr	84
4.1 Плівкові системи на основі Fe і Cu та Fe і Cr.....	85
4.2 Плівкові системи на основі Co і Cu та Co і Cr.....	96
4.2.1 Магніторезистивні властивості наночастинок Co.....	114
Висновки до Розділу 4.....	117
РОЗДІЛ 5 МАГНІТНІ ТА МАГНІТООПТИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ДВОКОМПОНЕНТНИХ ПЛІВКОВИХ СИСТЕМ НА ОСНОВІ ФЕРОМАГНІТНИХ МЕТАЛІВ (Co АБО Fe).....	119
5.1 Магнітооптичні властивості тришарових плівок як складових чутливих елементів датчика.....	119

5.2 Магнітні властивості плівкових систем на основі Co і Cu або Cr та Fe і Cu або Cr.....	131
5.3 Розробка конструкції тонкоплівкового чутливого елемента датчика магнітного поля.....	149
Висновки до Розділу 5.....	161
ВИСНОВКИ	163
ПРИМІТКИ	165
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	166

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ

- ГЦП – гексагональна щільнопакована решітка
 ОЦК – кубічна об’ємноцентрована решітка
 ГЦК – кубічна граніцентована решітка
 ДП – дефект пакування
 d – товщина плівкового зразка
 a, c – параметри ґратки кристалічної решітки
 т.р. – твердий розчин
 c_x – загальна концентрація компоненти x у плівковій системі
 T_g – температура відпалювання
 $T_{\text{п}}$ – температура підкладки
 МО – магнітоопір
 АМО – анізотропний магнітоопір
 ГМО – гігантський магнітоопір
 АМР-датчик – анізотропний магніторезистивний датчик
 МОКЕ – магнітооптичний ефект Керра
 КП – коефіцієнт прямокутності петлі гістерезису
 B_c – коерцитивна сила
 B_s – індукція насичення
 B_e – поле обмінного зміщення
 S_B – чутливість плівкової системи до магнітного поля
 M – намагніченість
 M_T – залишкова намагніченість (метод вібраційної магнітометрії)
 M_s – намагніченість насичення (метод вібраційної магнітометрії)
 Q_R – залишкова намагніченість (метод МОКЕ)
 Θ – кут повороту зразка в площині плівки (метод вібраційної магнітометрії)
 EDX – метод енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії
 EELS – метод спектроскопії втрат енергії електронів

ВСТУП

Актуальність теми. Розвиток сенсорного приладобудування потребує створення плівкових датчиків зі стабільними та наперед заданими робочими характеристиками. Перспективними із цієї точки зору є плівкові системи на основі магнітних (Co або Fe) та немагнітних (Cu або Cr) 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.

Також системи на основі зазначених металів широко застосовуються при виготовленні датчиків 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 спін-клапани.

На сьогодні потрібне подальше вивчення особливостей формування та застосування у мікроприладобудуванні багатошарових плівкових систем на основі магнітних і немагнітних компонент, що чергуються або змішуються, у вигляді мультишарів, твердих розчинів чи гранульованих сплавів як чутливих елементів сенсорів. Необхідні подальші дослідження, які зможуть 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, що можуть бути використані як первинні перетворювачі сенсорів магнітного поля.

Вищезазначене свідчить про актуальність теми даної роботи та доцільність вивчення взаємозв'язку кристалічної структури і магніторезистивних, магнітних та магнітооптичних властивостей багатошарових плівкових систем на основі Co і Cu або Cr та Fe і Cu або Cr як чутливих елементів сенсорів магнітного поля.

Зв'язок роботи із науковими програмами, планами, темами.

Дисертаційна робота виконувалася на кафедрі прикладної фізики Сумського державного університету відповідно до держбюджетних НДР № 0109U001387 «Фазовий склад, електро- і магніторезистивні властивості плівкових матеріалів із спін-залежним розсіюванням електронів» (2009 – 2011 рр.) та № 0112U001381 «Електрофізичні і магніторезистивні властивості нанорозмірних плівкових матеріалів із спін-залежним розсіюванням електронів» (2012 – 2014 рр.) та згідно з державною програмою МОН України «Навчання студентів і аспірантів та стажування наукових і науково-педагогічних працівників у провідних вищих навчальних закладах та наукових установах за кордоном» згідно з договором між Сумським державним університетом та Інститутом фізики, Університету ім. Й. Гутенберга (м. Майнц, Німеччина) у рамках індивідуального плану у 2012 році.

Дисертант брав участь у виконанні зазначених НДР як виконавець наукових досліджень та під час підготовки звітів.

Мета і задачі досліджень. Мета дисертаційної роботи полягала у проведенні комплексних експериментальних досліджень особливостей структурно-фазового стану, магніторезистивних та магнітооптичних властивостей багатошарових плівкових систем на основі Co і Cu, Co і Cr, Fe і Cu та Fe і Cr як можливих матеріалів чутливих елементів сенсорів різного призначення.

Відповідно до мети роботи були розв'язані такі задачі:

– вивчені процеси фазоутворення у двокомпонентних багатошарових плівкових системах на основі металів із спін-залежним розсіюванням електронів;

– установлені умови стабілізації та розпаду неперервних твердих розчинів (т. р.) – (Fe, Cr) і (Cu, Co) з елементами гранульованого стану, а також особливості фазоутворення в плівкових системах на основі Fe і Cu та Co і Cr з обмеженою розчинністю компонент;

– встановлено взаємозв'язок між особливостями структурно-фазового

стану багат шарових плівкових систем на основі магнітних (Co або Fe) та немагнітних (Cu або Cr) компонент і кутом орієнтації зразка у зовнішньому магнітному полі та величиною магнітоопору, коерцитивною силою, намагніченістю (M) і магнітооптичним ефектом Керра (МОКЕ);

– вивчено вплив розміру наночастинок Co із оболонкою оксидної фази (CoO та Co_3O_4) на коерцитивну силу та поле обмінного зміщення;

– проведені розрахунки величини анізотропного магнітоопору (АМО), коефіцієнта прямокутності (КП) і чутливості плівкової системи до магнітного поля досліджуваних плівкових систем як функціональних елементів первинних перетворювачів.

Об'єкт дослідження – фізичні й технологічні процеси в чутливих елементах сенсорів магнітного поля, формування яких супроводжується конденсаційно-стимульованою і термічною дифузією та фазоутворенням.

Предмет дослідження – фазовий склад, магніторезистивні та магнітооптичні властивості плівкових структур на основі Co і Cu або Cr та Fe і Cu або Cr.

Методи дослідження: метод пошарової конденсації металів у вакуумі, просвічуюча електронна мікроскопія, вимірювання поздовжнього та перпендикулярного магнітооптичних ефектів Керра, чотириточковий метод вимірювання магнітоопору за допомогою автоматизованого комплексу, метод вібраційної магнітометрії, спектроскопія втрат енергії електронів (EELS) та метод енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії (EDX) для реєстрації рентгенівського випромінювання від зразків та вимірювання спектрів характеристичних втрат енергії легких елементів.

Наукова новизна отриманих результатів. Проведені в роботі комплексні експериментальні дослідження взаємозв'язку кристалічної структури, фізичних процесів, магнітних, магнітооптичних і магніторезистивних властивостей багат шарових плівкових систем із можливим спін-залежним розсіюванням електронів дозволили отримати такі нові результати:

1. Запропонована методика виготовлення чутливого елемента сенсора

магнітного поля на основі двох типів плівкових систем у вигляді багатошарової плівкової структури, а саме: системи, у якій залежно від концентрації магнітної компоненти та умов подальшої термообробки можливе утворення т. р. (Cu, Co) та (Fe, Cr), або системи, в якій можливе збереження індивідуальності шарів (Co і Cr та Fe і Cu).

2. Знайшло подальшого розвитку дослідження магнітооптичних властивостей плівкових систем з різним типом розчинності компонент (Co і Cu або Cr та Fe і Cu або Cr). Встановлена кореляція між структурно-фазовим станом та величиною магнітоопору і магнітооптичним ефектом Керра багатошарових плівкових систем як основи для формування первинних перетворювачів.

3. Уперше проведені дослідження структурно-фазового стану наночастинок Co, отриманих із оксидною оболонкою (CoO або Co₃O₄), та їх магнітних властивостей під дією температур.

4. На основі аналізу результатів досліджень фізичних властивостей та магнітних характеристик тришарових плівкових систем Co/Cr/Co, Co/Cu/Co, Fe/Cu/Fe та Fe/Cr/Fe визначено можливі області застосування цих систем як чутливих елементів сенсорів магнітного поля.

5. Уперше досліджено вплив орієнтації зразка у зовнішньому магнітному полі та дії температур термообробки на магнітні та магніторезистивні властивості багатошарових плівкових систем (на основі Co і Cu або Cr та Fe і Cu або Cr), що дає можливість створювати чутливі елементи із наперед заданими стабільними робочими характеристиками.

Практичне значення отриманих результатів. Наукові результати, отримані у ході виконання дисертаційної роботи, зокрема запропоновані схематична конструкція та методика виготовлення чутливого елемента на основі багатошарових плівкових систем із спін-залежним розсіюванням електронів (Co/Cr/Co, Co/Cu/Co, Fe/Cu/Fe та Fe/Cr/Fe), мають важливе практичне значення під час створення в подальшому термостійких сенсорів із високою чутливістю до зміни зовнішнього магнітного поля. Результати можуть

бути використані при створенні чутливих елементів сенсорів магнітного поля зі стабільними та наперед заданими характеристиками і різноманітними варіаціями складових елементів, що важливо із прикладної точки зору.

Фундаментальне значення одержаних результатів полягає у подальшому розвитку уявлень про взаємозв'язок між особливостями структурно-фазового стану та магнітними властивостями у первинних перетворювачах на основі багатошарових плівкових систем із різним типом розчинності компонент (необмежена або обмежена розчинність, псевдосплав), що разом із результатами щодо магніторезистивних та магнітооптичних властивостей дає розуміння процесів, які відбуваються в системах при зміні структурно-фазового стану.

Особистий внесок здобувача полягає у самостійному пошуку та аналізі літературних джерел, проведенні експериментальних досліджень. Автор особисто отримувала зразки, проводила вимірювання, обробку та інтерпретацію отриманих результатів, здійснювала комп'ютерні розрахунки, а також проводила магніторезистивні та електронно-мікроскопічні дослідження.

Проценко І.Ю. – запропонував тематику дисертаційної роботи та вніс визначальний внесок у постановку всіх задач. Узагальнення результатів досліджень зроблено спільно з науковими керівниками проф. І.Ю. Проценком та проф. Г. Шенхенсе. Вимірювання магнітооптичного ефекту Керра були проведені за консультацій проф. С. О. Непійка (Інститут фізики, Університету ім. Й. Гутенберга). В обговоренні результатів досліджень брали участь к.ф.-м.н. Синашенко О. В., к.ф.-м.н. Чешко І. В. та к.ф.-м.н. Пазуха І. М. Особисто автором підготовлено 2 статті [131, 142], 5 тез доповідей [128, 164, 166, 170, 173] та окремі розділи статей [122, 152]. Основні наукові результати доповідались особисто автором на наукових конференціях і семінарах.

Апробація результатів дисертації. Основні наукові та практичні результати роботи оприлюднені та обговорені на таких конференціях: науково-технічних конференціях «Фізика, електроніка, електротехніка» Сумського державного університету (Суми, 2012 – 2013 рр.); XV Міжнародній конференції

«Physics and Technology of Thin Films and Nanosystems» (Івано-Франківськ, 2013 р.); Міжнародних конференціях студентів і молодих науковців з теоретичної та експериментальної фізики «ЕВРИКА» (м. Львів, 2011 – 2014 рр.); XLVI Zakopane School of Physics International Symposium (Закопане, Польща, 2011 р.); Міжнародній конференції «Clusters and Nanostructured Materials» (м. Ужгород, 2012 р.); III Міжнародній конференції молодих вчених «Low Temperature Physics» (м. Харків, 2012 р.); Conference of Electronic Engineering and Technology in the 12th International Youth Forum «Electronics and Youth in the XXI century» (Харків, 2012 р.).

Публікації. Основні результати дисертації опубліковані у 19 публікаціях, серед них: 6 статей, надрукованих у фахових наукових виданнях, зокрема 2 статті в журналах, що індексуються науково-метричною базою даних Scopus; 2 статті опубліковані у зарубіжних виданнях; 1 стаття у матеріалах конференції та 15 тез доповідей. Назви основних публікацій наведені у списку опублікованих праць.

Структура і зміст роботи. Робота складається зі вступу, п'яти розділів, висновків та списку використаних джерел із 199 найменувань на 20 сторінках. Дисертацію викладено на 185 сторінках, із них 103 сторінки основного тексту; вона містить 61 рисунок і 19 таблиць, зокрема 41 рисунок і 18 таблиць на 47 окремих аркушах.

РОЗДІЛ 1

ФІЗИЧНІ І ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСНОВИ ПЛІВКОВОЇ СЕНСОРИКИ (ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД)

1.1 Концепція формування чутливих елементів мікроелектроніки

1.1.1 Фізичні основи

За останнє десятиліття в результаті поєднання мікроелектроніки, спітроніки та інтегральних магніточутливих елементів (перетворювачів магнітного поля) виникла нова науково-технічна галузь електроніки – магнітоелектроніка. Магнітоелектроніка – це науково-технічний напрям твердотільної електроніки в основі якого лежить використання явищ, пов'язаних із впливом на магнітооптичні, магніторезистивні та електронні властивості тонкоплівкових багатошарових структур зовнішнього магнітного поля. До традиційних ефектів, які використовуються при розробці магніточутливих приладів належать ефект Холла, магніторезистивний і магнітодіодний ефекти та ін.

На основі цих ефектів можна виготовити ряд різноманітних магнітних приладів, таких як датчики тиску, газу, температури, магнітних характеристик неелектричних величин, плівкові сенсори та ін. [1 – 7]. Серед безперечних переваг таких приладів, слід назвати повну електричну розв'язку вхідних і вихідних ланцюгів, детектування малої величини і напряму індукції магнітного поля з високою локальністю, безконтактний метод вимірювання електричного струму і багато інших. Розвиток плівкового мікроприладобудування [1, 2, 6] пов'язаний в першу чергу з дослідженнями в галузі тонкоплівкових технологій та пошуку нових комбінацій багатошарових систем з заданими параметрами стійкими до впливу різних зовнішніх факторів.

Бурхливий розвиток магнітоелектроніка отримала в останнє десятиліття у зв'язку з відкриттям гігантського і тунельного магніторезистивних ефектів у тонкоплівкових мультишарах та негомогенних магнітовпорядкованих середовищах. Перший ефект досить швидко знайшов широке промислове

застосування в пристроях зчитування інформації як складових елементів пам'яті магнітного середовища. У немагнітних провідниках зміна опору виникає під дією сили Лоренца на рухомий електрон і в звичайних умовах цей ефект відносно невеликий. У той час, як в магнітних матеріалах і магнітовпорядкованих наноструктурах поляризація спіна електрона, поряд із силою Лоренца, дає додатковий внесок в магніторезистивний ефект і відносно великі зміни магнітоопору можуть бути отримані навіть при досить слабких магнітних полях. Розвиток та подальше застосування цих ефектів неможливі без глибокого розуміння фізики явищ. Відгалудження магнітоелектроніки, в основу якого покладено поняття спіну - називають спінелектронікою або спінтронікою. Серед великої кількості ефектів, які знайшли широке застосування в магнітоелектроніці та спінтроніці, слід виділити звичайний лоренцівський магнітоопір (ЛМО), анізотропний магнітоопір (АМО) феромагнітних матеріалів і сплавів, гігантський магнітоопір (ГМО) в мультишарах та неоднорідних магнітних середовищах, тунельний магнітоопір (ТМО) тунельних контактів з феромагнітними електродами і неоднорідних магнітовпорядкованих середовищ, а також колосальний магнітоопір (КМО) деяких феромагнітних оксидів. Ряд магніторезистивних ефектів у даний час знаходить широке застосування в промисловості. Наприклад, ефекти АМО і ГМО використовуються в голівках зчитування магнітних дисків, розроблені прототипи магнітної пам'яті на цих ефектах. Практично всі вони використовуються в якості фізичної основи роботи магніточутливих датчиків.

Значного поширення набули: дискретні й інтегральні перетворювачі магнітного поля, магнітокеровані і магніточутливі інтегральні схеми, магнітні датчики і функціональні магнітоелектронні пристрої. Перелічені прилади мають не тільки самостійне застосування, але і можуть служити базою для створення сучасних магнітоелектронних приладів та обладнання різного призначення. Вироби магнітоелектроніки та спінтроніки використовуються в при створенні плівкових сенсорів систем управління виробничими процесами, в автомобільній електроніці, вимірювальній та обчислювальній техніці, дефектоскопії, медичних та побутових приладах та ін.

1.1.2 Застосування плівкових систем із спін-залежним розсіюванням електронів як чутливих елементів датчиків неелектричних величин

Робочим елементом плівкових сенсорів часто виступають мультишари на основі Co/Cu, Fe/Cr та інших плівкових систем. Мультишари на основі магнітних і немагнітних шарів це перші системи, в яких було зафіксовано явище гігантського магнітоопору [8 – 11]. Це досить складні для виготовлення плівкові структури, що представляють інтерес, коли в них реалізується обмінна антиферомагнітна взаємодія, яка дуже залежить від дотримання повторюваності певного значення товщин фрагментів мультишару. Осциляційний характер розмірних залежностей величини гігантського магнітоопору для даних структур можна спостерігати при зміні товщини магнітного чи немагнітного прошарку через прояв обмінної взаємодії [12, 13]. Однак невирішеним у цьому випадку лишається питання про оптимальну кількість фрагментів та їх структурну стабільність під дією температури та часу.

У порівнянні із мультишарами чи гранульованими сплавами значно простішими з точки зору їх технологічного виготовлення можуть бути спін-клапанні структури, що є основними приладовими структурами на основі матеріалів із спін-залежним розсіюванням електронів, які знайшли широке розповсюдження в мікроелектроніці [12] та спінтроніці [14 – 16].

Найчастіше спін-клапанні структури реалізуються на основі гігантського магніторезистивного ефекту в багатошарових тонкоплівкових структурах з фіксованим напрямком намагніченості одного з шарів за допомогою розташованого поруч шару антиферомагнетика [2]. Структура чутливого елемента такого приладу і петлі гистерезису від намагніченості і магніторезистивного ефекту представлені на рис. 1.1, відповідно. Механізм зміни намагніченості такої структури при зміні напрямку зовнішнього магнітного поля на протилежний легко зрозуміти, виходячи із міркувань, наведених у роботі [17]. У разі направлення зовнішнього магнітного поля у напрямку намагніченості фіксованого шару опір структури зменшується. У той же час при протилежному напрямку магнітного поля паралельна орієнтація

намагніченості у напрямку зовнішнього поля досягається в значно більших полях. Крім того, при зворотному зменшенні магнітного поля як у намагніченості, так і в магніторезистивному ефекті спостерігається гістерезис. Інтеграція таких спінчутливих приладів у традиційну електроніку на основі напівпровідникових матеріалів дасть можливість отримати принципово нові функціональні пристрої.

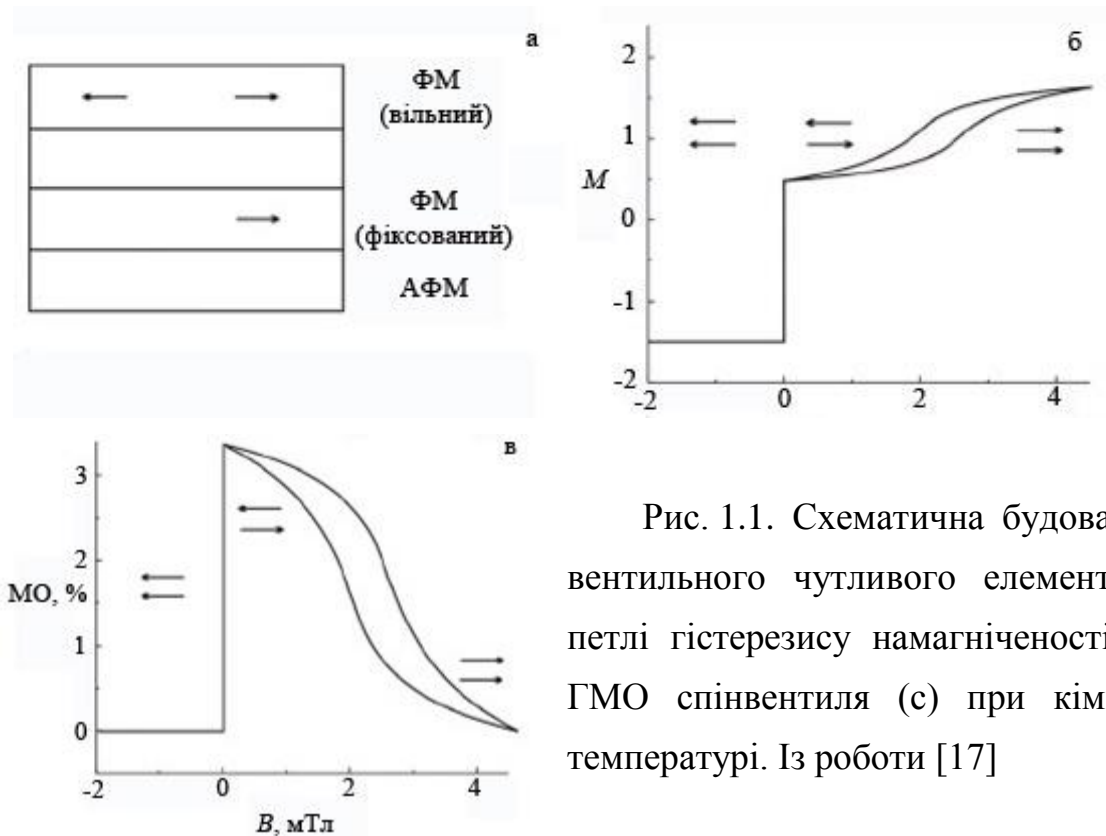


Рис. 1.1. Схематична будова спін-вентильного чутливого елемента (а), петлі гістерезису намагніченості (б) і ГМО спінвентіля (с) при кімнатній температурі. Із роботи [17]

Окрім простих спін-клапанних структур у роботах [15, 16, 18] були запропоновані більш складні активні елементи, такі як спіновий транзистор та спінові ємкісні накопичувачі. Плівкові матеріали з можливим спін-залежним розсіюванням електронів широко застосовуються в спінтроніці як первинні перетворювачі різноманітних сенсорів. За результатами багатьох досліджень дані матеріали поділяють на чотири основні групи. До першої групи можна віднести мультишари з антиферромагнітною взаємодією, які складаються з дуже тонких магнітних та немагнітних шарів, що чергуються. Друга група – гранульовані плівкові сплави. До третьої групи відносяться мультишари із подвоєною коерцитивністю. Це мультишари, в яких відбувається чергування

двох різних металів через немагнітний прошарок, як приклад можна навести систему NiFe/Au/Co [2]. Найбільш поширеною є четверта група, до якої відносяться спін-клапанні структури, в яких реалізується ефект ГМО [19]. На сьогодні такі структури є одними з основних, що застосовуються в сенсорному приладобудуванні [20 – 23]. Різноманітні структури, в яких спостерігається явище ГМО, наведені на рисунку 1.2 [17].

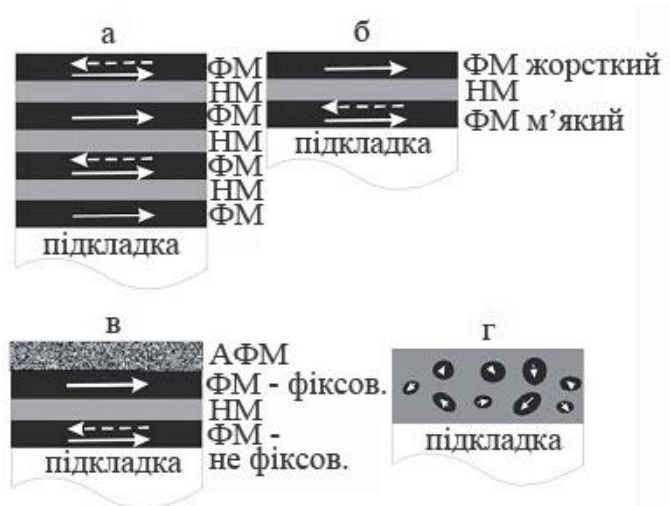


Рис.1.2. Схематичне зображення структур, у яких спостерігається явище ГМО: магніточутлива багатошарова структура (а), псевдо – спін-вентиль (б), спін-вентиль (в), неоднорідна (гранульована) феромагнітна плівка (г). Пунктирною лінією вказаний напрям при відсутності магнітного поля. Із роботи [17]

Слід відмітити, що присутність антиферомагнітного прошарку не є необхідною умовою для спостереження ГМО. Антиферомагнітного впорядкування можна досягти використанням пошарово сконденсованих феромагнітних шарів із різною коерцитивною силою. У цьому випадку магнітні моменти магнітом'якого і жорсткого шарів переорієнтуються в різному магнітному полі, тим самим, створюючи інтервал магнітних полів в якому вони мають антипаралельну орієнтацію і великий опір шарів. Ще один шлях змінити напрямок намагніченості – використання спін-вентилів. У цьому випадку напрямок намагніченості одного шару фіксується обмінною взаємодією з відповідним антиферомагнітним шаром, у той час як намагніченість інших можна легко змінити прикладенням зовнішнього магнітного поля. У гранульованих системах, в яких також спостерігається ефект ГМО, феромагнітні гранули знаходяться в матриці немагнітного матеріалу. Випадково орієнтовані магнітні моменти феромагнітних гранул можуть бути

впорядковані магнітним полем, що також призводить до зменшення опору.

У роботі [24] було запропоновано створити спін-клапанні структури у вигляді багат шарових плівкових систем на основі магнітного Co та немагнітного Cu, з урахуванням попередніх досліджень магніторезистивних і магнітооптичних властивостей різних плівкових систем із можливим спін-залежним розсіюванням електронів. Величина МО у таких системах при кімнатній температурі вимірювання дає можливість зробити висновок, що в даних системах присутні ознаки гігантського магнітоопору. Також можна відстежити залежність магнітоопору від товщини немагнітного прошарку Cu з максимумом при товщині 6 нм.

Іншими ефективними структурами можуть бути спін-клапани із шарами Co та Cr. Про це свідчать результати досліджень магніторезистивних властивостей різних авторів (див., наприклад, [25]) у дво- та тришарових системах на їх основі. У системі Co-Cr, при різних товщинах магнітних шарів Co, у поперечній геометрії вимірювання спостерігаються досить великі значення $MO = 2,5 \%$ при кімнатній температурі, що говорить про наявність у цій системі гігантського магнітоопору. Але такі структури, як і спін-клапани, теж виявляються нестійкими до температури і після відпалювання втрачають високі значення магнітоопору в обох геометріях протікання струму при вимірюванні.

Порівнюючи різноманітні сенсори, можна прийти до висновку, що найбільш ефективними є багатофункціональні сенсори, які призначені для одночасного вимірювання декількох величин. Стабільність роботи є однією з найважливіших характеристик будь-якого датчика, тому значна кількість робіт присвячена саме зменшенню впливу зовнішніх негативних факторів на його роботу [26 – 30].

Уперше концепцію формування спін-вентильної системи з ефектом ГМО на основі Co/Cu/Co було запропоновано авторами [31 – 32], а подальша теоретична та практична розробка даної концепції була проведена в роботах [33 – 34].

На сьогодні створено багато мікроелектронних магнітних датчиків різного призначення, в тому числі, датчиків переміщення, наближення, кута повороту і кута нахилу, датчиків положення ротора вентильних електродвигунів і датчиків швидкості обертання. Актуальним залишається вивчення магнітних

властивостей плівкових систем із метою створення датчиків, з наперед заданими властивостями. До найбільш поширених типів перетворювачів магнітного поля можна віднести: елементи Холла, магніторезистори, магнітодіоди, магніточутливі і магнітокеровані інтегральні мікросхеми.

1.2 Фізичні процеси в чутливих елементах плівкових сенсорів

1.2.1 Дифузійні процеси та інтерфейсне розсіювання в плівкових системах Co/Cu, Co/Cr та Fe/Cu, Fe/Cr

Постійний розвиток магнітоелектроніки підтримує інтерес до вивчення фізичних процесів, які протікають в тонкоплівкових датчиках. Детальне вивчення зовнішніх та внутрішніх розмірних ефектів фазоутворення та процесів взаємної дифузії атомів в багатошарових плівкових системах із можливим спін-залежним розсіюванням електронів дозволить прийти до кращого розуміння магнітних, магніторезистивних та магнітооптичних властивостей чутливих елементів плівкових сенсорів під впливом різних температур. Дослідження впливу різних факторів дозволить покращити їх характеристики, підвищити ефективність та стабільність роботи.

Серед різноманітних фізичних процесів, які протікають в тонких плівках досить важливими є процеси взаємної дифузії атомів [36 – 39]. У зв'язку зі структурними особливостями тонкоплівкових зразків, дифузійні процеси є найбільш інтенсивними по межах зерен та на межі поділу окремих магнітних і немагнітних шарів, що в свою чергу може викликати розмиття інтерфейсу та утворення проміжних фаз по всьому об'єму плівки, і як результат зміну електрофізичних властивостей плівкових зразків. Тому електрофізичні властивості багатошарових плівкових систем суттєво залежать від особливостей формування меж поділу між шарами. Що в свою чергу дозволить отримати інформацію про стабільність чи не стабільність інтерфейсів у системі.

На сьогодні встановлено, що окрім обмінної взаємодії на ефект ГМО в багатошарових плівкових системах також значно впливає інтерфейсний механізм розсіювання. Слід відмітити, що такі параметри, як температура

підкладки, швидкість конденсації компонент та термодинамічні особливості матеріалу окремих шарів призводять до перемішування атомів в області інтерфейсу. Так, у роботі [40] було показано, що якість інтерфейсу між ферромагнітними та антиферромагнітними шарами в системі значно впливає на характер та величину ефективної обмінної взаємодії.

Одним з варіантів покращення якості інтерфейсів є можливість введення в систему буферних шарів. Згідно останніх досліджень найвища якість інтерфейсів спостерігається в системах з необмеженою взаємною розчинністю. До таких можна віднести системи Fe/Cr, Co/Cu та ін. З метою отримання стабільного інтерфейсу в різних роботах пропонується використовувати системи, які згідно діаграм стану мають низьку взаємну розчинність (Fe/Cu, Co/Cr). Дані системи знайшли широке застосування у мікро-, нано- та магнітоелектроніці і мають величезний потенціал для використання їх у спінтроніці як первинних перетворювачів різноманітних датчиків неелектричних величин. З цієї точки зору унікальною є система Co/Cu. Так, за умови використання різних методів отримання та різної товщини окремих шарів, у даній системі можлива реалізація двох протилежних фазових станів, а саме системи зі збереженням окремих шарів та фактично твердого розчину (Cu, Co). У багатошарових плівках Co/Cu, що були отримані високочастотним розпиленням з дуже малою товщиною окремих шарів, формується псевдогранулярна мікроструктура, в якій має місце ефект ГМО. Вплив якості інтерфейсу на ефект ГМО в багатошарових плівкових системах на основі Co/Cu представлено в роботі [41]. Авторами [42] було теоретично вивчено вплив дифузійних процесів у тришарових спін-клапанних системах на електрофізичні та магніторезистивні властивості. Визначено, що взаємна дифузія $\text{Co} \leftrightarrow \text{Cu}$ призводить до збільшення питомого опору (ρ) і ефекту ГМО. Особливу увагу слід звернути на вплив спін-залежного розсіювання електронів на межах зерен в магнітних шарах на величину ГМО [43, 44].

Згідно діаграми стану (рис. 1.3 а) плівкова система Fe/Cu відноситься до систем із обмеженою розчинністю. Оскільки в ній відсутні інтерметалідні

з'єднання, то дана система може застосовуватися для створення матеріалів з покращеними та більш стійкими магнітними і магніторезистивними характеристиками. Як було зазначено вище, інтерфейсні процеси в кожній системі дуже чутливі до умов отримання. Так у випадку механічного сплавлення Fe і Cu, відбувається утворення перенасиченого з точки зору масивних зразків т.р. (Cu, α -Fe).

Що стосується систем (Co-Cr), то згідно діаграми стану її можна віднести до систем з обмеженою розчинністю компонент. Лише при високотемпературному відпалюванні можливе утворення невеликої кількості інтерметаліду Cr_3Co_2 з тетрагональною решіткою в досить вузькому діапазоні концентрацій.

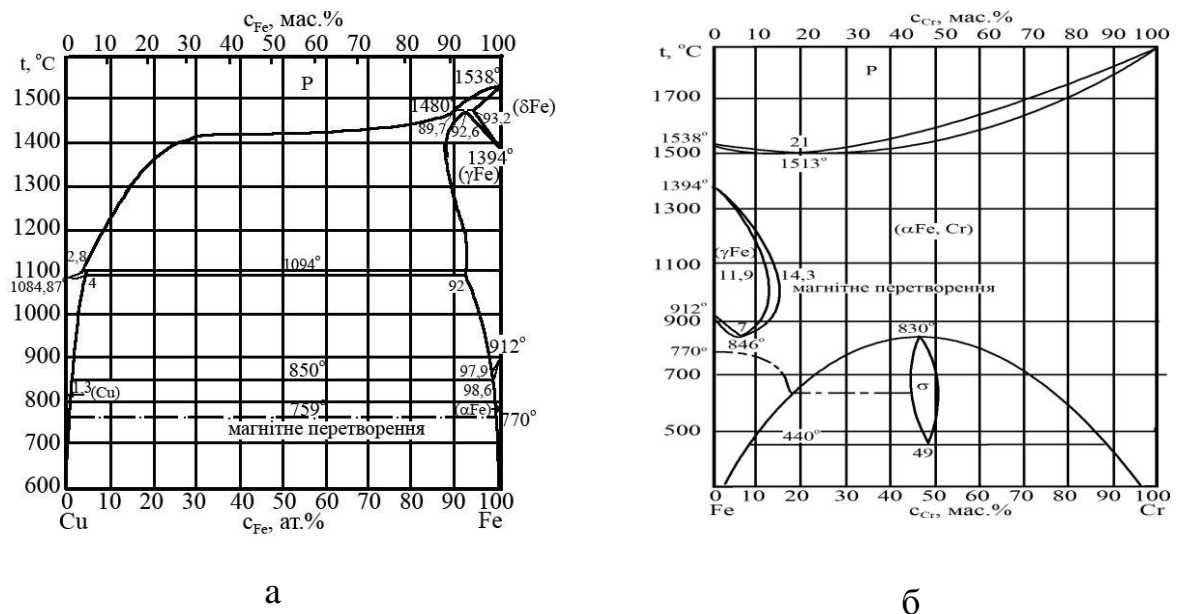


Рис. 1.3. Діаграми стану Fe-Cu (а) та Fe-Cr (б) для масивних зразків [45]

Багатошарові плівкові системи на основі Fe і Cr відносяться до систем із можливим спін-залежним розсіюванням електронів. Згідно діаграмам стану (рис. 1.3 б) в системі утворюється неперервний ряд твердих розчинів.

У роботі [46] було проведено дослідження впливу дифузійних процесів на структурно-фазовий стан плівкових систем на основі Fe і Cr. Показано, що вже на стадії конденсації відбувається значне взаємне проникнення атомів однієї компоненти в іншу під дією конденсаційно-стимульованої дифузії. Внаслідок таких процесів у системі утворюється т.р.(Fe, Cr).

1.2.2 Фазоутворення та кристалічна структура в плівкових системах на основі Co і Fe з проміжним шаром Cu та Cr

1.2.2.1 Одношарові плівки

При дослідженні процесів фазоутворення в багатошарових плівкових системах необхідне знання фазового складу та кристалічної структури одношарових плівок як складової первинних перетворювачів. Так в роботах [47 – 50] проведені комплексні дослідження з вивчення структурних характеристик одношарових металевих плівок. Результати досліджень фазового стану та кристалічної структури одношарових плівок можуть бути використані для формування багатошарових плівкових систем, як чутливих елементів сенсорів з потрібними магніторезистивними та магнітними властивостями.

Свіжесконденсовані плівки Cu (товщина $d = 30 - 40$ нм) мають кристалічну структуру з середнім розміром зерен $10 - 15$ нм. Термовідпалювання призводить до інтенсивної рекристалізації, внаслідок якої середній розмір зерен збільшується приблизно у $5 - 6$ разів. Згідно робіт [51, 52] для плівкових зразків, що були отримані у вакуумі $p \sim 10^{-4} - 10^{-3}$ Па, у процесі термовідпалювання характерне невелике збільшення значень параметра решітки a , що можна пояснити впливом домішкових атомів із залишкової атмосфери, які проникають в об'єм кристалічної решітки ще на стадії конденсації або при відпалюванні за рахунок дифузії. Також повідомляється, що при малих швидкостях ($\omega < 0,1$ нм/с) свіжесконденсовані зразки мають двофазний склад (ГЦК-Cu+ГЦК-Cu₂O), що є наслідком часткової взаємодії міді з киснем. При подальшому термовідпалюванні $T_e > 800$ К, плівки Cu стають гетерогенними системами.

Згідно діаграмам стану [45] Co має дві поліморфні модифікації. Низькотемпературну α -фазу з гексагональною (ГЦП) структурою (параметр решітки $a_0 = 0,2505$ нм, $c_0 = 0,4089$ нм) та високотемпературну β -фазу з кубічною ГЦК-решіткою ($a_0 = 0,3548$ нм). Процес поліморфного переходу ГЦП-Co \rightarrow ГЦК-Co відбувається при температурах відпалювання $T_e = 690 - 700$ К [47, 53]. Як показано в роботах [54 – 56] у свіжесконденсованих плівках

Со поряд з низькотемпературною фазою ГЦП унаслідок великої кількості дефектів пакування (ДП), які є областями утворення ГЦК-Со, також присутня високотемпературна фаза.

Питання впливу умов конденсації та подальшої термообробки одношарових плівок Cr детально вивчено в роботах [48, 49, 57]. Згідно [50, 52] оптимальна швидкість конденсації для отримання однофазних плівок ОЦК-Cr становить $\omega \approx 0,2 - 0,8$ нм/с, оскільки при такому значенні не відбувається утворення квазіаморфної фази або домішкових фаз. Згідно роботи [49] термовідпалювання плівок Cr з товщиною $d \geq 30$ нм до температури $T_e \leq 800$ К призводить до зміни фазового складу. Так, поряд з лініями що відповідають ОЦК-Cr, фіксуються слабкі лінії від ГЦК-Cr₂O₃. Зменшення товщини зразків призводить до утворення оксиду Cr₂O₃ при менших температурах відпалювання. Збільшення температури відпалювання до $T_e = 900$ К призводить до повного окислення зразків [24]. Унаслідок цього на електроннограмах фіксуються лінії від оксиду Cr₂O₃ з параметром решітки $a = (0,835 - 0,851)$ нм.

Що стосується одношарових плівок Fe, можна зазначити, що їх вивчення відбувалося досить детально в роботах різних авторів. Згідно [58] швидкість конденсації відіграє важливу роль в отриманні однофазних плівок Fe. При швидкості конденсації $\omega < 2$ нм/с фазовий склад плівок відповідає ОЦК α -Fe та Fe₃O₄. Фаза Fe₃O₄ з'являється внаслідок окислення зразка під дією атомів кисню із залишкової атмосфери. Позбутися домішкових фаз можна за допомогою збільшення швидкості осадження до $\omega \approx 2,0 - 3,0$ нм/с.

1.2.2.2 Тришарові плівкові системи на основі Со і Cu або Cr та Fe і Cu або Cr

Плівкові системи із можливим спін-залежним розсіюванням електронів, а саме системи на основі Cu і Со, Cr і Со, Fe і Cu та Fe і Cr широко використовуються для формування чутливих елементів плівкових сенсорів. Особливо цікавим з точки зору різних електрофізичних та магніторезистивних властивостей є порівняння між собою систем із різним ступенем розчинності компонент. Вивчення процесів фазоутворення в таких системах у більшості випадків проводилося на прикладі дво- та тришарових плівкових зразків. У

сукупності з даними про фазовий стан для одношарових плівок та дифузійними процесами, це дало змогу встановити умови конденсації та термовідпалювання необхідні для формування чутливих елементів з заданим структурно-фазовим станом та, як наслідок, магнітними і магніторезистивними властивостями. Були розглянуті системи, які мають необмежену (Fe/Cr, Co/Cu) і обмежену розчинність компонент (Fe/Cu, Co/Cr).

У роботах [59 – 61] повідомляється про утворення метастабільного т.р. (Cu, Co) на основі ГЦК-решітки Cu ще в процесі конденсації компонент у всьому інтервалі загальної концентрації атомів Co, що пояснюється досить близькими значеннями параметрів решітки компонент даної системи [62]. Такий висновок пов'язаний з тим, що середній параметр ґратки т.р. є більш наближеним до табличного значення Co, у той час, коли одношарові плівки мають параметри, що відповідають масивним зразкам. Системи на основі Co/Cu є більш поширеними в порівнянні з системами на основі Fe/Cu в якості матеріалів з ГМО, саме внаслідок реалізації в них т.р.(Cu, Co).

За результатами робіт [63, 64] дослідження структурно-фазового стану багатошарових систем на основі Cr і Fe вказують на утворення неперервного ряду т.р. (Cr, Fe) як в твердому, так і рідкому станах. У роботі [63] методом рентгенівської рефлектометрії було встановлено величину шорсткості, яка для інтерфейсів Fe/Cr та Cr/Fe складала 0,2 та 0,8 нм відповідно. Спектрометрія в високоенергетичному діапазоні показала, що на етапі конденсації дифузія атомів Fe в шар Cr відбувається більш інтенсивніше, ніж в зворотньому напрямі.

Система на основі Co і Cr у масивному стані має низьку взаємну розчинність та одну проміжну фазу Cr₃Co₂, кристалічна структура якої з'ясована ще не до кінця [65 – 67]. У деяких роботах повідомляється про спостереження тетрагональної фази CoCr. Відмітимо, що свіжесконденсовані зразки є дрібнодисперсними а їх фазовий склад відповідає складу компонент плівки [65]. Свіжесконденсовані нанокристалічні плівкові системи на основі Co та Cr мають фазовий склад, який відповідає ОЦК-Cr+ГЦП і ГЦК-Co. Зміна фазового складу

відбувається у більшості випадків після термообробки при $T_g \geq 700$ К. Згідно вищезазначеного багат шарові плівки на основі Со та Сг зберігають індивідуальність окремих шарів і є найбільш придатними серед попередньо розглянутих для створення на їх основі чутливих елементів датчиків у певному інтервалі температур. Такий висновок пояснюється тим, що для даної системи відсутні тверді розчини та перехідні фази на межі поділу окремих шарів.

Згідно робіт [68, 69] у системі Fe/Cu утворюється метастабільний насичений твердий розчин на основі ГЦК- структури, за умови що $0 < x \leq 60$. У випадку, коли $80 \leq x \leq 100$ т.р. (Fe, Cu) мав ОЦК-структуру (рис. 1.4). У роботі [70] було показано, що інтерфейс між шарами Fe та Cu має характеристики псевдосплаву, і відносна його частка в шарі Fe зростає, зі зменшенням товщини шарів в системі $[\text{Fe}(x)/\text{Cu}(x)]_n$. У свою чергу автори спостерігали також різке збільшення значення МО в системі зі зменшенням товщини шарів від $x = 3$ нм до $x = 1$ нм.

Аналіз фазового стану багат шарових плівкових систем на основі Fe і Cu, які мають унікальні магніторезистивні властивості, викликає багато уваги [71 – 73]. Так на магніторезистивні властивості системи досить сильно впливає термообробка зразків та вміст загальної концентрації Fe. У роботі [38] були проведені порівняння впливу термообробки на величину МО системи на основі Fe і Cu. Отримані результати показали, що після термовідпалювання величина МО збільшувалася від 1% до 7% (рис. 1.4), яка є в два рази вищою в порівнянні з результатами цитованими у літературі для таких матеріалів, отриманих з використанням інших методів (3,2% [72]).

Дослідження магніторезистивних властивостей [73] показали, що величина МО в системі Fe-Cu також досить сильно залежить від вмісту загальної концентрації Fe. На рисунку 1.5 наведені дані рентгенографічних досліджень плівкової системи Fe/Cu з різним вмістом загальної концентрації магнітної компоненти. Дані рентгенографічних досліджень отримані від зразків А ($c_{\text{Fe}} = 56$ ат. %), С ($c_{\text{Fe}} = 34$ ат. %) і Е ($c_{\text{Fe}} = 15$ ат. %) вказують на присутність ГЦК-фази Cu та ОЦК-фази Fe у досліджуваних зразках.

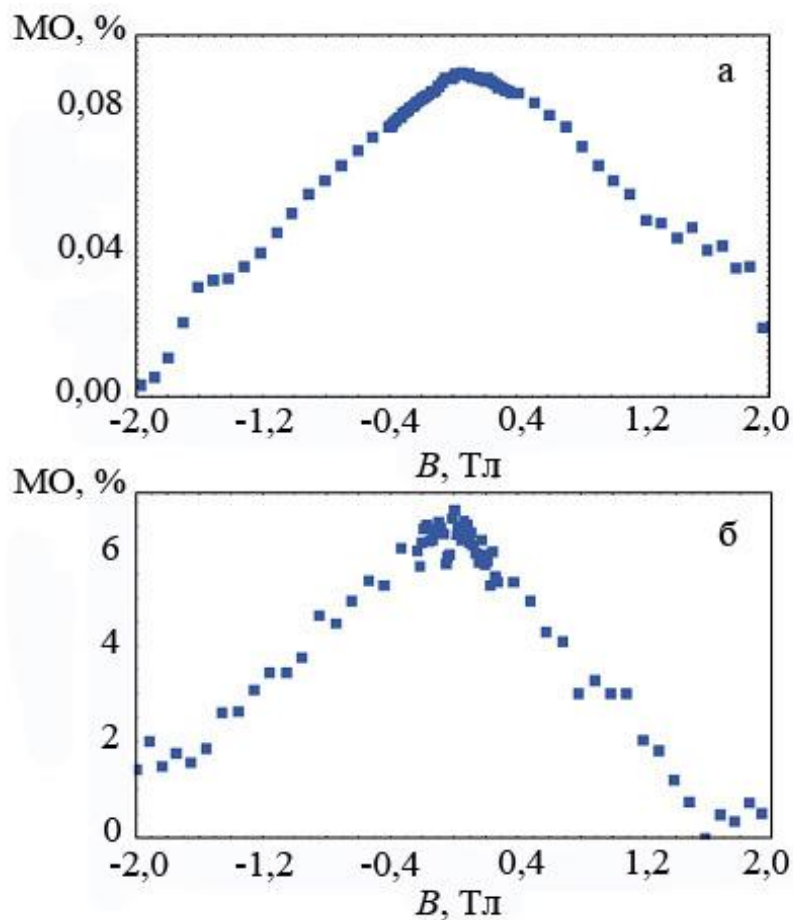


Рис 1.4. Залежність величини магнітоопору від зовнішнього магнітного поля плівкових систем Fe/Cu: (а) безпосередньо після осадження та після термообробки до 600 К впродовж 1 год (б) [38]

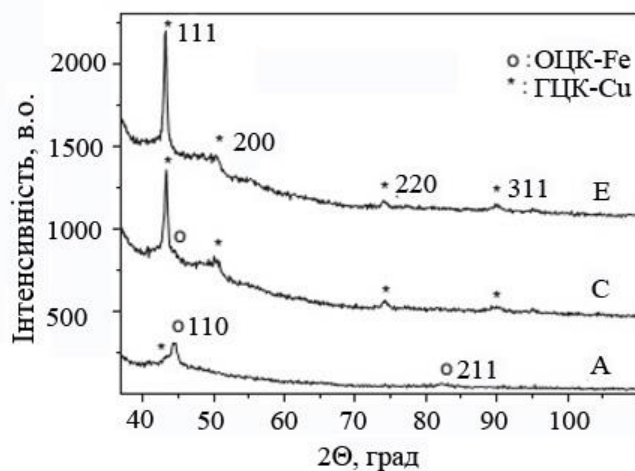


Рис. 1.5. Результати рентгенівського аналізу плівкових систем на основі Fe і Cu при різній загальній концентрації феромагнітної компоненти [38]

При більш високому вмісті Fe (зразок А) піки від ОЦК-Fe (110 і 211), досить широкі і менш інтенсивні, що, як припускають автори пов'язано з дефектами кристалічної решітки або дрібнодисперсністю системи. Зі збільшенням відносного вмісту Cu (С і Е) піки від ГЦК фази стають більш очевидним. XRD спектр від зразка Е вказує на твердий розчин на основі ГЦК Cu, з атомами Fe які розміщено в Cu або формуванням дуже малих гранул в мідній матриці.

1.3 Магніторезистивні та магнітооптичні особливості плівкових систем Co/Cu, Co/Cr та Fe/Cu, Fe/Cr

1.3.1 Магнітооптичні властивості

Для вивчення закономірностей стабілізації різних магнітних станів у багатошарових плівкових системах на основі матеріалів із можливим спін-залежним розсіюванням електронів широко застосовується магнітооптичний метод. Дослідження магнітооптичних властивостей, а саме намагніченості і магніто-оптичного ефекту Керра (МОКЕ) в плівкових системах із можливим спін-залежним розсіюванням електронів дозволить запропонувати нові чутливі елементи плівкових датчиків, як важливих елементів спінтроники та магнітоелектроніки. На сьогоднішній день для вивчення магнітооптичних властивостей, контролю дифузійних процесів та твердофазних реакцій біля інтерфейсів застосовуються декілька різних методів. У залежності від кута вимірювання розрізняють полярний та екваторіальний МОКЕ, також використовується поздовжній або меридіальний, нелінійний або полярний МОКЕ, які є дуже чутливими до зміни товщини плівок. При формуванні плівкових сенсорів з багатошарових плівкових систем магнітні властивості усієї системи обумовлені особливостями дифузійних процесів в системах з необмеженою (Fe/Cr, Co/Cu) та обмеженою (Fe/Cu, Co/Cr) розчинністю. Для плівкових систем із необмеженою розчинністю принциповим питанням у встановленні їх структурних і фазових особливостей є визначення положення атомів магнітної компоненти (Fe або Co) в немагнітній матриці Cu і Cr. В

одношарових феромагнітних плівках, так і в багатошарових плівкових системах на їх основі, за умови збереження інтерфейсів (наприклад, системи на основі Fe і Cu та Co і Cr у невідпаленому стані) характер зміни магнітних характеристик визначається станом магнітних шарів. У цьому випадку будуть спостерігатися характерні феромагнітні прямокутні перлі гістерезису на залежностях МОКЕ у різних геометріях вимірювання, що свідчить про утворення стабільних доменів з результируючим вектором намагнічування, спрямованим перпендикулярно до поверхні плівок.

1.3.2 Анізотропний магніторезистивний ефект, як основа для створення АМР-датчиків

Добре відомо, що дифузійні процеси, інтерфейсне розсіювання та фазоутворення впливають на характеристики чутливих елементів плівкових сенсорів. Методи отримання та наступна термообробка зразків обумовлюють їх певний фазовий стан (збереження індивідуальності шарів, утворення т.р. чи гранульованих станів), що в свою чергу впливає на магніторезистивні властивості структур із можливим спін-залежним розсіювання електронів. За умови, що опір феромагнітного матеріалу залежить від густини електричного струму та взаємної орієнтації векторів намагніченості в зразках спостерігається анізотропний магнітоопір (АМО) [74]. У магнітовпорядкованих середовищах присутній додатковий внесок в магніторезистивний ефект, який обумовлений анізотропією опору через присутність в системі спонтанної намагніченості. Однак при температурах вище Кюрі він зникає.

Механізми виникнення магнітної анізотропії в одношарових феромагнітних плівках можуть бути конденсаційного або термостимульованого походження. Дані механізми характеризуються амплітудою та кутовою дисперсією. У полікристалічних плівках проявляється локальна анізотропія, яка визначаються одноосною, локальною кристалографічною та анізотропією мікронапружень. На відміну від одношарових плівок у багатошарових плівкових системах має місце анізотропія магнітних властивостей проміжних шарів, плівкових або гранульованих сплавів та твердих розчинів. Широко

досліджується анізотропія магнітоопору зразків, яка спостерігається при переході від однієї геометрії вимірювання до іншої.

Окрім тонкоплівкових систем, все більшу увагу дослідників привертають наночастинки феромагнітного матеріалу розташовані в матриці немагнітного. Підвищений інтерес до наночастинок пов'язаний з їх унікальними властивостями, які досить сильно відрізняються від властивостей масивних матеріалів, що зумовлено розмірними ефектами.

Інтенсивне дослідження наночастинок феромагнітних металів пов'язане з відкриттям у них незвичайних магнітних властивостей [76 – 87]. Особливість застосування наночастинок пов'язана з їх однодоменністю. Згідно теорії однодоменності, значне збільшення коерцитивної сили феромагнітного металу відбувається при переході від багатодоменної до однодоменної структури [79, 81, 85].

У зв'язку з особливостями магнітних, структурних та магніторезистивних властивостей наночастинок, вони мають досить широкий діапазон використання: створення чутливих елементів датчиків магнітного поля, жорстких дисків з надвисокою щільністю запису інформації, магнітних нанопристроїв та ін. [78, 87].

На сьогодні все більше застосування знаходять анізотропні магніторезистивні датчики, які призначені для вирішення різноманітних задач. АМР-датчики характеризуються великими значеннями чутливості плівкової системи, забезпечують високий рівень первинного сигналу, широкий робочий та температурний діапазон, надійність і точність роботи [88 – 91].

У принцип дії АМР-датчика покладено застосування анізотропного магнітного ефекту, а саме властивості магніторезистивного матеріалу, наприклад тонкої плівки з феромагнітного матеріалу, можливості змінювати опір у залежності від взаємної орієнтації струму та вектора намагніченості магнітних доменів плівки. Зовнішнє магнітне поле \vec{B} повертає вектор намагніченості плівки \vec{M} на деякий кут α , значення якого залежить від напрямку та величини магнітного поля.

У роботі [88] наведено спрощену схему конструкції АМР-датчика (рис. 1.6). На напівпровідникову підкладку за методикою тонкоплівкового

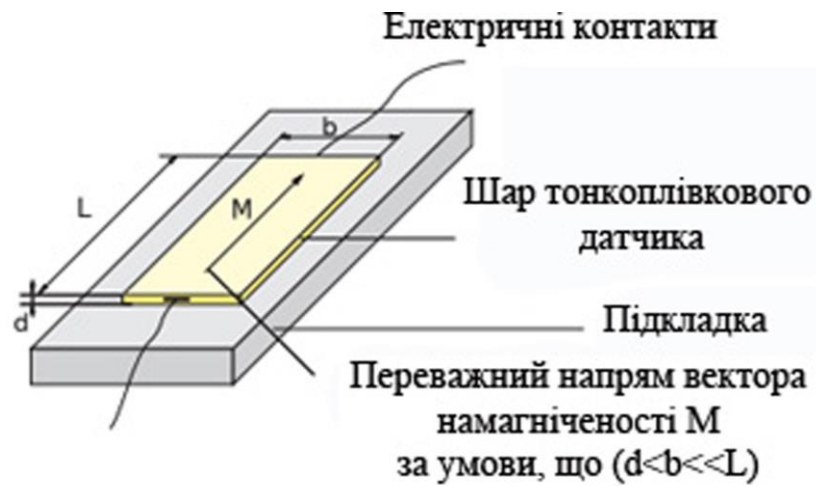


Рис. 1.6. Схематичне зображення тонкоплівкового АМР-датчика. Із роботи [88]

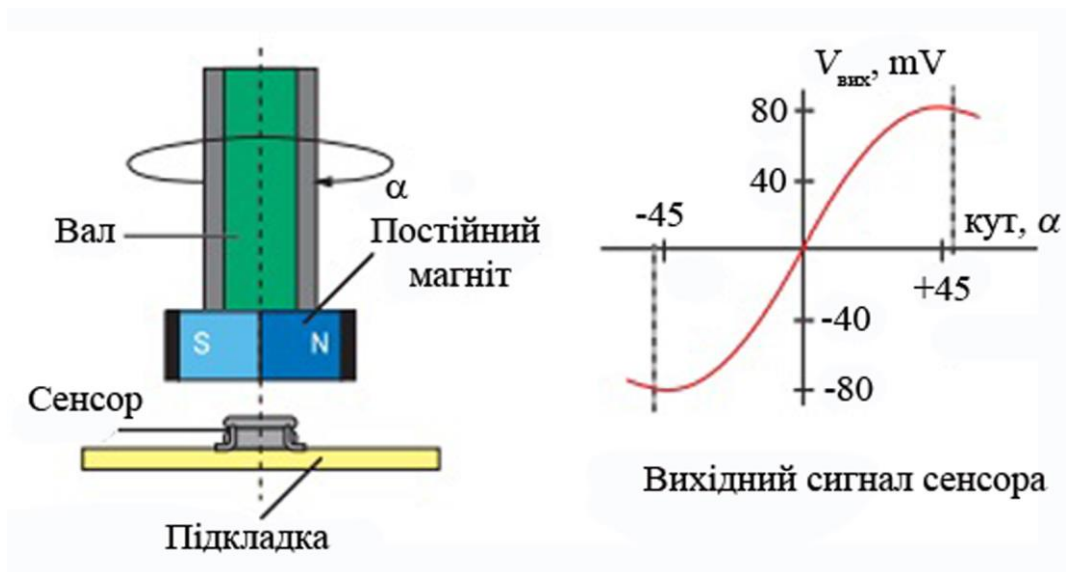


Рис. 1.7. Принцип роботи датчика кута повороту. Із роботи [88]

осадження наноситься шар чутливого матеріалу у вигляді стрічки, так, щоб її геометричні розміри задовольняли вимогам $d < b \ll l$, де d – товщина, b – ширина та l – довжина стрічки. При дотриманні цієї умови вектор намагніченості \vec{M} буде мати напрям вздовж плівки, який співпадає з напрямком струму при дії зовнішнього магнітного поля.

Певну конкуренцію АМР-датчикам в задачах вимірювання швидкості, положення та струму створюють датчики Хола. При порівнянні цих типів датчиків, виявляється, що датчики магніторезистивного типу мають ряд переваг:

- основний внесок вносить напрямок зовнішнього магнітного поля, замість його величини, як в ефекті Хола – широкий вибір магнітів для вимірювання, незалежно від їх залишкової намагніченості;

- робота в зоні насичення та напруженості поля датчика свідчить про незалежність від магнітного дрейфу в часі та під дією температури від механічних припущень (відстані між магнітом та датчиком). Також магніторезистивні датчики після компенсації є температурно-стабільними та мають розширений температурний діапазон (233 – 433°K).

Вказані переваги АМР-датчиків особливо важливі в автомобільному будівництві та умовах жорсткої експлуатації, для якої характерні перепади температур та високі механічні вібрації. Висока чутливість також дозволяє використовувати АМР-датчики для детектування слабких полів в навігаційних схемах, в яких ефект Хола не застосовується та в якості датчиків кутів повороту. На рисунку 1.7 наведено принцип вимірювання кутів. Основні сфери застосування сенсорів повороту – автоелектроніка та робототехніка. Також широко використовуються датчики детектування слабких полів на основі АМО.

Основна сфера їх застосування – вимірювання магнітного поля Землі. Для побудови двоосного компаса необхідно використовувати два сенсорних АМР-елемента, які розміщено під кутом 90° один до одного.

Висновки до Розділу 1

1. Розвиток сенсорики стимулює пошук нових багатосарових систем з заданими параметрами стійкими до впливу різних зовнішніх факторів.

Найпоширенішими системами, які використовуються як робочі елементи плівкових сенсорів, виступають мультишари Co/Cu, Fe/Cr. Аналіз літературних даних свідчить про те, що у порівнянні з мультишарами чи гранульованими сплавами, плівкові матеріали із спін-залежним розсіюванням електронів у вигляді багат шарових плівок та спін-клапанних структур значно простіші з точки зору виготовлення, а також мають великий потенціал застосувань при виготовленні різноманітних приладових структур. Особливо цікавим з точки зору магнітних, магнітооптичних та магніторезистивних властивостей є порівняння між собою систем із різним ступенем розчинності компонент.

2. Аналіз даних стосовно процесів фазоутворення та взаємної дифузії атомів в багат шарових плівкових системах із можливим спін-залежним розсіюванням електронів вказує на необхідність подальшого дослідження особливостей фазового стану цих плівкових систем, що дозволить прийти до кращого розуміння взаємозв'язку структурно-фазового стану, магніторезистивних і магнітооптичних властивостей чутливих елементів плівкових сенсорів і тим самим покращити їх робочі характеристики, підвищити ефективність та стабільність.

3. При створенні, на основі багат шарових плівкових систем, чутливих елементів датчиків магнітного поля дуже важливим є питання стабільності інтерфейсів у системі під дією температури та часу. Згідно літературних даних дифузійні процеси можуть викликати розмиття інтерфейсу та утворення проміжних фаз по всьому об'єму плівки, і як результат зміну електрофізичних властивостей плівкових зразків. Аналіз вказує на необхідність встановлення кореляції між структурно-фазовим станом багат шарових плівкових систем та магнітними, магнітооптичним та магнітотранспортними властивостями під дією температури.

РОЗДІЛ 2

МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Виходячи із зробленого аналізу літературних даних стосовно магнітних властивостей в плівкових системах із можливим спін-залежним розсіюванням електронів, було визначено напрямки наших досліджень. Мета роботи полягала у встановленні кореляції між структурно-фазовим станом та магніторезистивними і магнітооптичними властивостями у дво- та багатошарових плівкових системах із різним типом розчинності компонент (Co, Fe, Cr і Cu), та у дослідженні впливу температури та інтерфейсного розсіювання на магнітні властивості чутливих елементів датчиків магнітного поля (у залежності від кута повороту).

Експериментальна частина роботи пов'язана із встановленням залежності процесів фазоутворення (утворення твердих розчинів, гранульованих сплавів, інтерметалідів) або стабільності окремих шарів в багатошарових плівкових структурах від умов термообробки, а також у вивченні їх магнітооптичних, термо- і магніторезистивних властивостей в залежності від товщини шарів, загальної концентрації компонент у системі, геометрії вимірювання та кута орієнтації зразка у магнітному полі (таких як магнітоопір (МО), чутливість системи до магнітного поля (S_B), величина анізотропного магнітоопору (АМО), коерцитивна сила (B_C) та загальна намагніченість системи (M)).

Для вирішення поставлених задач при виконанні експериментальної частини нами були використані наступні методи досліджень:

- метод одержання одно-, багатошарових плівкових зразків та мультишарів у високому вакуумі в одному технологічному режимі та термічний метод випарування з тиглів у надвисоковакуумній установці;
- метод кварцевого резонатора для визначення ефективної товщини плівок багатошарової системи у процесі їх осадження;
- метод високотемпературної обробки у вакуумі для подальшого дослідження структурно-фазового стану, магніторезистивних та магнітооптичних властивостей отриманих зразків;
- метод просвічуючої електронної мікроскопії (ПЕМ) для вивчення процесів

фазоутворення та дослідження кристалічної структури отриманих плівкових зразків;

– метод магнітооптичного ефекту Керра для вивчення магнітооптичних характеристик досліджуваних зразків;

– дослідження процесів перемагнічування зразків за допомогою вібраційного магнітометра;

– дослідження структури однодоменних частинок Co за допомогою високо-роздільного просвічуючого електронного мікроскопу (HRTEM) Tecnai 20F та EDX і EELS-методів для реєстрації рентгенівського випромінювання від зразків та вимірювання спектрів характеристичних втрат енергії легких елементів;

– дослідження магнітоопору (MO) в трьох геометріях вимірювання для отримання інформації про магнітні властивості досліджуваних зразків з можливим подальшим використанням їх у якості чутливих елементів датчиків магнітного поля.

Далі наведено детальний опис використаних методик отримання та дослідження електрофізичних, магніторезистивних, магнітних та магнітооптичних властивостей одно-, дво- та багат шарових плівкових зразків на основі Fe і Cu, Fe і Cr, Co і Cu та Co і Cr.

2.1 Обладнання і методика одержання багат шарових плівкових зразків Co і Cu або Cr та Fe і Cu або Cr

Отримання одно-, дво- та багат шарових плівкових зразків на основі магнітних шарів (Fe, Co) та немагнітних прошарків (Cr, Cu) з подальшою термообробкою та дослідженням їх електрофізичних властивостей проводилося у робочому об'ємі вакуумної установки ВУП-5М із тиском залишкових газів $p \sim 10^{-4}$ Па. Метод випарування був обраний з метою одержання різних типів магнітних структур. Для отримання твердих розчинів використовувався один метод випарування, а для багат шарових структур зі збереженням індивідуальності шарів – інший. Для легкоплавких матеріалів (Cu) використовувався метод термічного, а для тугоплавких – електронно-променевого (Fe, Co, Cr) [5] випарування.

Для отримання багатошарових плівкових зразків на основі Co і Fe (ефективна товщина шарів складала 3 – 5 нм) за допомогою термічного методу випарування, була використана надвисоковакуумна установка, яка знаходиться в лабораторії Інституту фізики Університету ім. Й. Гутенберга (м. Майнц, Німеччина). Надвисокий вакуум ($p \sim 10^{-8}$ Па) отримували за допомогою турбомолекулярного, форвакуумного та гетеро-іонного насосів. Конденсація плівок відбувалася на підігріті до $T_{\text{п}} = 450$ К підкладки. Швидкість осадження регулювалася за допомогою зміни струму емісії та складала в середньому 0,14 нм/хв.

Як відмічалось в різних роботах [92 – 96] властивості плівкових систем (електрофізичні, структурні та магніторезистивні) у значній мірі залежать від умов одержання (швидкості конденсації, матеріалу та температури підкладки, ступеня вакууму) та подальшого термовідпалювання. З оглядом на це, для отримання заданих плівкових структур були вибрані певні умови одержання з конкретними параметрами конденсації компонент. Так у роботах [92, 95, 56] було проведено вивчення залежності кристалічної структури та фазового складу для одношарових плівок Fe, Co, Cr та Cu від температури підкладки і швидкості конденсації. З чого можна зробити висновок, що температура та тип підклади відіграють досить важливу роль при виготовленні майбутніх складових чутливих елементів. При виготовленні тонкоплівкових датчиків матеріал підкладки повинен задовольняти певним встановленим вимогам, зокрема бути діелектричним, мати термічну стійкість, низький температурний коефіцієнт лінійного розширення, шорсткість повинна бути не менше 14 класу і мати високу механічну міцність. Згідно рекомендаціям роботи [97], таким вимогам відповідають підкладки із аморфного ситалу, які використовуються при виготовленні гібридних інтегральних мікросхем та ряду датчиків. У зв'язку з цим при дослідженні магніторезистивних властивостей використовувались ситалові підкладки розміром 10×10 мм. Для забезпечення високої адгезії плівок до підкладки та для отримання більш структурно-досконалих (з меншою кількістю дефектів кристалічної будови) зразків, підкладки підігрівалися до $T_{\text{п}} = 300 - 450$ К. Для подальших електронно-мікроскопічних досліджень осадження проводилось на скол кристалу NaCl, на який попередньо було осаджено плівку вуглецю товщиною приблизно 30 нм.

Одним із головних параметрів, що впливає на структурно- фазовий стан

тонких плівок, є швидкість конденсації окремих шарів. Згідно робіт [98 – 100] була обрана оптимальна швидкість конденсації електронно-променевим методом у вакуумній установці ВУП-5М. Так для плівок Cr вона складала $\omega \approx 0,2 - 0,8$ нм/с, а для плівок Cu вибрана швидкість конденсації становила $\omega \approx 1,5 - 2$ нм/с, що дозволило отримати зразки без додаткових фаз. Оптимальна швидкість конденсації для плівок Fe складає $\omega \approx 2,0 - 3,0$ нм/с, оскільки згідно електроннографічних досліджень [99] при $\omega > 2$ нм/с параметр решітки становить $a = 0,288 \pm 0,001$ нм, що відповідає фазовому складу ОЦК α -Fe, а при швидкості конденсації менше 2 нм/с на електронограмах фіксується слабка лінія (311) Fe_3O_4 . Важливість дотримання сталої швидкості конденсації для досліджуваних плівок Co пояснюється великою чутливістю значення параметра решітки до концентрації домішок. Тому для плівок Co було обрано сталі значення $\omega = 0,1$ нм/с, що дало змогу отримати в результаті чисті плівкові зразки.

Спеціальна система заслінок (рис. 2.1) давала змогу в одному технологічному процесі отримувати як одношарові плівки, так і багатшарові системи. Завдяки конструктивним особливостям при використанні даної системи в ній реалізувалося два методи осадження плівок.

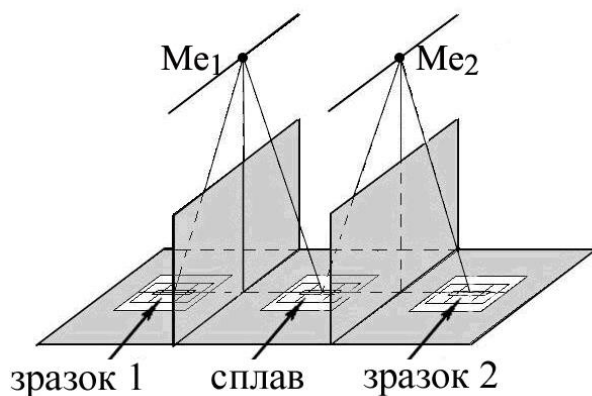


Рис. 2.1. Схема отримання одно- і двокомпонентних зразків при одночасному випаруванні з двох джерел та при пошаровій конденсації компонентів

Конденсація плівок могла проходити як одночасним розпиленням з двох джерел, так і почерговим осадженням компонентів. У випадку систем з обмеженою взаємною розчинністю було застосовано метод пошарового осадження [100] надтонких шарів (товщиною $d = 0,5 - 3$ нм) без їх витримки у часі (Fe і Cu). У випадку систем, у яких згідно діаграм стану спостерігається

повне перемішування, методом послідовної конденсації шарів з наступною термообробкою були одержані гранульовані т.р. (Cu, Co) або т.р. (Fe, Cr) із необмеженою розчинністю компонент.

Товщина окремих шарів плівкової системи контролювалася двома методами. У процесі конденсації за допомогою методу кварцевого резонатора, а після осадження – методом оптичної інтерферометрії [101]. Для одержаних різними методами двокомпонентних плівкових систем загальна концентрація компонент обраховувалась, виходячи із їх ефективної товщини за допомогою формули:

$$c_1 = \frac{\rho_1 d_1 \mu_1^{-1}}{\rho_1 d_1 \mu_1^{-1} + \rho_2 d_2 \mu_2^{-1}}, \quad (2.1)$$

де ρ_i – густина, μ_i – молярна маса відповідного елементу.

Товщина окремих шарів контролювалася методом кварцевого резонатора. У порівнянні з іншими методами вимірювання товщини отриманих плівок, метод кварцевого резонатора має декілька суттєвих переваг. Так він дозволяє більш точно виміряти товщину отриманих плівок (похибка точності вимірювань складала не більше 10%), а також контролювати швидкість конденсації. Однак одним із суттєвих недоліків даного методу є його термічна нестабільність. Для усунення такого недоліку використовують захисні екрани.

Вимірювання температури здійснювалося за допомогою вольтметра УТ-70В та з використанням хромель-алюмелевої термопари. Електричний опір плівок вимірювався за допомогою вольтметра АРРА-109 (точність $\pm 0,06\%$).

2.2 Дослідження кристалічної структури, фазового складу та дифузійних процесів

Для отримання інформації про кристалічну структуру, дефекти кристалічної будови, фазові перетворення та середній розмір кристалітів були проведені дослідження фазового складу та структури плівкових зразків. Для проведення електроннографічних та електронно-мікроскопічних досліджень,

кристалічної структури та фазового стану багаточарових плівкових систем, було використано просвічуючий електронний мікроскоп (ПЕМ-125К) з високою роздільною здатністю та робочим діапазоном збільшень $(1 - 200) \cdot 10^3$ разів. Дослідження структурно-фазового стану та електроннографічний аналіз проводились від свіжесконденсованих зразків та після їх термообробки до різних температур (300 – 1000 К) і охолодження зразків до 300 К.

Для обробки отриманих електроннограм було застосовано програмне забезпечення з аналізу дифракційних картин [102]. При цьому використовувалась методика описана в роботах [103, 104] і включала в себе два етапи. На першому етапі проводилося визначення сталої приладу C з використанням еталону (плівки Al товщиною 30 – 40 нм) за допомогою співвідношення:

$$C = D_{hkl}^0 \cdot d_{hkl}^0, \quad d_{hkl} = \frac{D_{hkl}^0 \cdot d_{hkl}^0}{D_{hkl}} = \frac{C}{D_{hkl}}, \quad (2.2)$$

де C – стала приладу, d_{hkl}^0 – міжплощинна відстань для матеріалу еталону, D_{hkl} , D_{hkl}^0 – діаметри дифракційних кілець досліджуваного та еталонного зразків, h, k, l – індекси Міллера

На другому етапі проводилося вимірювання діаметрів дифракційних кілець досліджуваних зразків та розрахунок відповідних їм міжплощинних відстаней (d_{hkl}). За результатами міжплощинних відстаней від досліджуваних зразків та сталої приладу програмою визначалися значення параметрів решітки за кожним дифракційним кільцем. Точність визначення параметру решітки складала $\pm 0,001$ нм. Параметри решітки (a, c) розраховувалися за допомогою співвідношень для кристалів кубічної та гексагональної сингоній [105]:

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a_{hkl}^2}, \quad a_{hkl} = d_{hkl} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}, \quad (2.3)$$

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{4}{3} \frac{h^2 + k^2 + kh}{a_{hkl}^2} + \frac{l^2}{c_{hkl}^2}, \quad a_{hk0} = \frac{2}{\sqrt{3}} d_{hk0} \sqrt{h^2 + kh + k^2}, \quad c_{00l} = l d_{00l}. \quad (2.4), (2.5)$$

У роботі також були проведені дослідження кристалічної структури та фазового складу частинок Co, які отримувалися методом конденсації пару з потоку інертного газу (у нашому випадку аргону або гелію). Часткове окислення частинок, у тому числі утворення оксидної оболонки, досягалося їх подальшою експозицією у атмосферу кисню. У залежності від умов отримання їх розмір варіювався від 4 до 110 нм.

Дослідження структури частинок Co проводилося за допомогою високо-роздільного просвічуючого електронного мікроскопу High-resolution transmission electron microscopy (HRTEM) Tecnaï 20F (рис. 2.3). Серед основних характеристик HRTEM слід відзначити величину прискорюючої напруги, яка складала 80 – 200кВ, латеральну роздільну здатність – 0,14 нм, збільшення у межах 10мкм ~ 20 мкм.

Цей мікроскоп також може працювати як скануючий електронний мікроскоп (STEM). Мікроскоп оснащено фільтром енергії Gatan "GIF 100" для вимірювань спектроскопії втрат енергії електронів (Electron energy loss spectroscopy – EELS) та Si/Li детектором з ультра-тонким вікном для методу енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії (Energy-dispersive X-ray spectroscopy – EDX). Використання EELS та EDX методів проводилося в режимі скануючого просвічуючого електронного мікроскопу.



Рис. 2.2. Зовнішній вигляд просвічуючого електронного мікроскопу з високою роздільною здатністю HRTEM Tecnaï 20F

Реєстрація рентгенівського випромінювання від зразків проходила з використанням EDX-метода, в той час, як для вимірювання спектрів характеристичних втрат енергії легких елементів, до яких відноситься кисень, використовувався EELS-метод, з роздільною здатністю 135 еВ. Структурно-фазовий стан наночастинок Co визначався методом електронної дифракції та мікродифракції.

2.3 Методи дослідження магнітооптичних та магніторезистивних властивостей

У плівкових зразках із можливим спін-залежним розсіюванням електронів під дією зовнішнього магнітного поля виникають різноманітні гальваномагнітні ефекти, такі як ізотропний магнітоопір (ІМО або МО), гігантський магнітоопір (ГМО), анізотропний магнітоопір (АМО), що є особливо цікавим у випадку плівкових систем із різним типом розчинності компонент. Тому при розробці чутливого елемента датчика магнітного поля, окрім врахування фазових перетворень, необхідно також проводити дослідження зміни МО, чутливості плівкової системи (S_B) до магнітного поля, магнітооптичного ефекту Керра (МОКЕ), величини коерцитивної сили окремих шарів та системи в цілому (B_C) та намагніченості (M_T та M_S). Отримані результати дають змогу визначити найкращі параметри для створення чутливих елементів, приладів запису та зберігання інформації або магнітних датчиків на основі багатошарових плівок.

2.3.1 Дослідження магнітоопору

Дослідження магніторезистивних властивостей проводилося за допомогою автоматизованого комплексу описаного у роботах [106 – 108]. Визначення величини магнітоопору відбувалося при кімнатній температурі з використанням чотириточкової компенсаційної схеми у зовнішньому магнітному полі напруженістю від 0 до 600 мТл. На зовнішні контакти подавався постійний електричний струм величиною 1 мА, напруга знімалася із

внутрішніх контактів вольтметром HP-34401A. Похибка вимірювання в діапазоні 0,1 мкВ – 1000 В складала 0,0015 %. Зразки для дослідження МО мали квадратну форму з розміром сторони 10 мм.

Від напрямку протікання струму в зразках, розрізняють дві геометрії вимірювання. У нашому випадку була використана СІР конфігурація (СІР – current-in-plane), коли напрям протікання струму лежав у площині зразка, на відміну від СРР-конфігурації (СРР – current-perpendicular-to-plane), при якій напрям протікання струму був перпендикулярним до площини зразка. Такий вибір можна пояснити технологічними особливостями обладнання, яке було використано при дослідженнях МО та досить малими товщинами досліджуваних багат шарових плівкових систем.

У залежності від напрямку дії ліній магнітної індукції (B), розрізняють три геометрії вимірювання МО: поздовжня (лінії B направлені паралельно напрямку протікання струму), перпендикулярна (лінії B направлені перпендикулярно площині зразка) та поперечна (лінії B направлені перпендикулярно до ліній протікання струму). Схеми геометрій вимірювання представлені на рисунку 2.3. Зміна геометрій проводилася шляхом повороту зразка в площині електромагніту.

Дослідження зміни величини магнітоопору проводилось за допомогою автоматизованого програмно-апаратного комплексу [108], на основі програмного забезпечення, розробленого у середовищі графічного програмування LabVIEW 2010 SP1. Програмно-апаратний комплекс було розроблено на базі лабораторії мікро- та наноелектроніки кафедри прикладної фізики. Зовнішній вигляд установки наведено на рисунку 2.4.

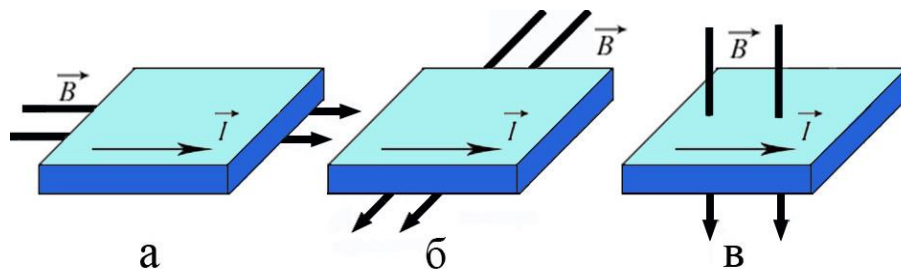


Рис. 2.3. Схеми поздовжньої (а), поперечної (б) та перпендикулярної (в) геометрії вимірювання магнітоопору

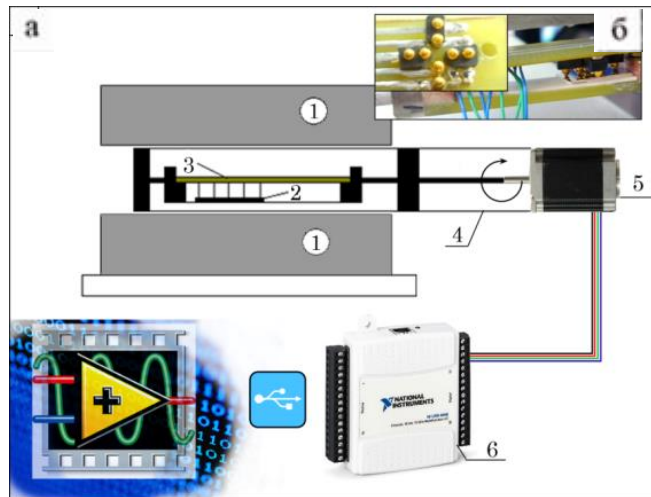


Рис. 2.4. Блок-схема (а) та зовнішній вигляд (б) модуля повороту зразка: 1 – осердя електромагніту; 2 – зразок; 3 – тримач контактів; 4 – консоль механізму повороту зразка; 5 – кроковий двигун; 6 – модуль збору даних та управління [108]

Характерною перевагою даного обладнання є повна автоматизація визначення зміни магнітоопору в трьох геометріях вимірювання з високою точністю та можливість повороту зразка під час вимірювання в діапазоні кутів від 0 до 90° (точність складала $\pm 1^\circ$). Висока точність реалізовувалась завдяки модулю повороту зразка, зовнішній вигляд якого наведений на рисунку 2.4 б. З метою покращення точності вимірювання та мінімізації впливу опору від контактів було використано лінійну чотириточкову схему [109] з контактами округлої форми, що виготовлені із золота (рис.2.4 б). Застосування такої схеми вимірювання дозволяє відмовитись від створення попередніх контактних майданчиків, на відміну від випадку дослідження температурної залежності опору. Величина магнітоопору визначалася за формулою:

$$MO = \Delta R / R_0 = (R_B - R_0) / R_0, \quad (2.6)$$

де R_B і R_0 – опір плівки при заданому полі і без поля.

Як зазначалося раніше в одношарових феромагнітних плівках проявляють себе механізми виникнення магнітної анізотропії конденсаційно- і термостимульованого походження. Вказані механізми анізотропії

характеризуються амплітудою та кутовою дисперсією. Локальна анізотропія в полікристалічних плівках визначається одноосною, локальною кристалографічною та анізотропією мікронапружень. На відміну від одношарових плівок у багат шарових плівкових системах можливе спостереження анізотропії магнітних властивостей проміжних шарів, твердих розчинів, плівкових сплавів або гранульованих сплавів.

При дослідженні магніторезистивних властивостей також можна простежити певну анізотропію магнітоопору зразків. При переході від однієї геометрії вимірювання до іншої досить часто в системах присутня анізотропія величини магнітоопору. Анізотропний магнітоопір спостерігається, коли опір феромагнітного матеріалу залежить від взаємної орієнтації векторів намагніченості та густини електричного струму. Для розрахунку величини АМО для різних плівкових систем використовувалося співвідношення із роботи [75]:

$$AMO = (3\Delta R / (R_{\parallel} + 2R_{\perp})) \cdot 100\% \quad , \quad (2.7)$$

де R_{\parallel} і R_{\perp} – значення опору плівки при паралельній і перпендикулярній геометрії вимірювання МО.

При формуванні структури чутливого елемента важливу роль, поряд з коерцитивною силою та величиною МО, відіграє здатність майбутнього датчика реагувати на зміну магнітного поля, тобто величина чутливості (S_B).

Величина чутливості плівкової системи до магнітного поля S_B розраховувалася за формулою :

$$S_B = |(\Delta R / R(B_s))_{\max} / \Delta B|, \quad (2.8)$$

де $(\Delta R / R(B_s))_{\max}$ – максимальне значення МО; B_s – індукція поля насичення.

Термообробка плівкових зразків проводилась у вакуумі ($p \sim 10^{-4}$ Па) до $T_g \cong 500, 700, 800$ та 1000 К за схемою «нагрівання \rightarrow витримка протягом 20 хв \rightarrow охолодження до кімнатної температури». Регулювання швидкості нагріву і охолодження, часу витримки, контроль температури підкладок

здійснювалось в автоматичному режимі за допомогою програмно-апаратного комплексу на основі 16-бітного сигма-дельта АЦП ADAM-4118 з використанням методики запропонованої у роботі [110].

Для дослідження магнітних властивостей наночастинок Co було використано SQUID-магнітометр (від англ. Superconducting Quantum Interference Device). Подібні магнітометри є надчутливими пристроями, що використовуються для детектування дуже слабких магнітних полів. SQUID магнітометри мають дуже високу чутливість, яка досягає $5 \cdot 10^{-33}$ Дж/Гц (чутливість по магнітному полю – 10^{-13} Тл). Оскільки чутливість даного методу не залежить від рівня сигналу, на фоні якого відбуваються вимірювання, то це дозволяє надійно реєструвати навіть малі зміни намагніченості на фоні великої статичної величини.

Принцип дії магнітометра полягає у зміні магнітного потоку за рахунок генерації на Джозефсонівському контакті [111]. Це в деякій мірі є аналогом оптичного ефекту з інтерференцією з двох щілин, тільки у даному випадку інтерферують не світлові хвилі, а два джозефсонівські струми. Головною умовою дії магнітометра є присутність хвильових властивостей електрона – у SQUID магнітометрі хвиля електронів від досліджуваного зразка поділяється на дві, кожна з яких проходить власний тунельний контакт, а потім обидві хвилі з'єднуються.

Під дією магнітного поля у контурі присутній циркулюючий надпровідний струм, який в одному з контактів буде вираховуватися, а в іншому додаватися до нього.

2.3.2 Магнітооптичний ефект Керра

Крім описаних вище методик з метою встановлення кореляції між структурно-фазовим станом та магнітооптичними властивостями чутливих елементів датчиків було проведено дослідження магнітооптичного ефекту Керра, який спостерігався при відбитті світла від плівкового зразка на основі феромагнітного металу, при внесенні його в магнітне поле. У залежності від напрямку поширення світла (k) та відносної орієнтації вектора намагніченості

(M) виділяють три види ефекту Керра – полярний (ПЕК), меридіальний (МЕК) та екваторіальний (ЕЕК). Полярний (ПЕК) та меридіальний (МЕК) в свою чергу відносяться до поздовжніх ефектів, а екваторіальний (ЕЕК) до поперечного. Схематичне зображення взаємної орієнтації вектора поширення світла (k) та намагніченості (M) наведено на рисунку 2.5.

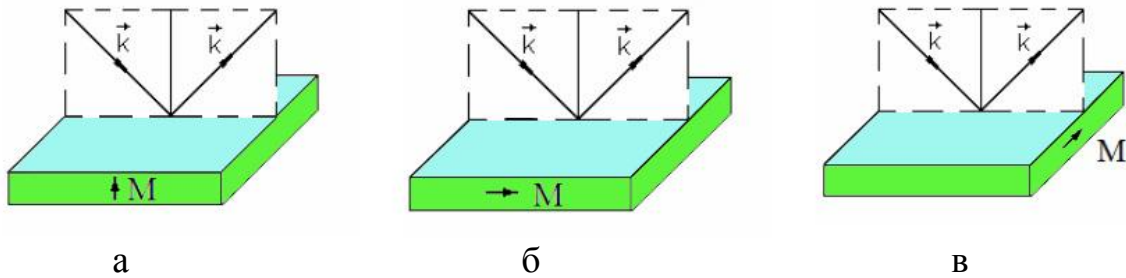


Рис. 2.5. Схематичне зображення взаємної орієнтації вектора поширення світла (k) та намагніченості (M) при спостереженні різних магнітооптичних ефектів Керра: полярного (а), меридіального (б) та екваторіального (в)

Слід зазначити, що основа полярного та меридіального ефекту Керра полягає у повороті площини поляризації та появі еліптичності у відбитого світла при намагнічуванні зразка. В свою чергу екваторіальний ефект полягає у зміні інтенсивності та здвигу фази р-компоненти світла, яке було відбито від феромагнітного матеріалу при його намагнічуванні. У нашому випадку, у зв'язку з особливістю установки, досліджувалися лише полярний та меридіальний ефекти Керра.

Для дослідження магнітооптичних властивостей наноструктурованих приладових систем нами була використана автоматизована установка для вимірювання магнітооптичного ефекту Керра, зовнішній вигляд якої наведений на рисунку 2.6. Вимірювальний комплекс був розроблений співробітниками інституту фізики університету ім. Й. Гутенберга. Принцип установки для дослідження магнітооптичного ефекту Керра полягає в реєстрації інтенсивності світла, яке було відбите від плівкового зразка (у нашому випадку плівкової системи на основі феромагнітного матеріалу) при його перемагнічуванні у зовнішньому магнітному полі. Магнітне поле створювалося двома індукційними котушками, для його калібрування використовувався датчик Холла. МОКЕ установка була змонтована на панелі, виготовленій з металу.

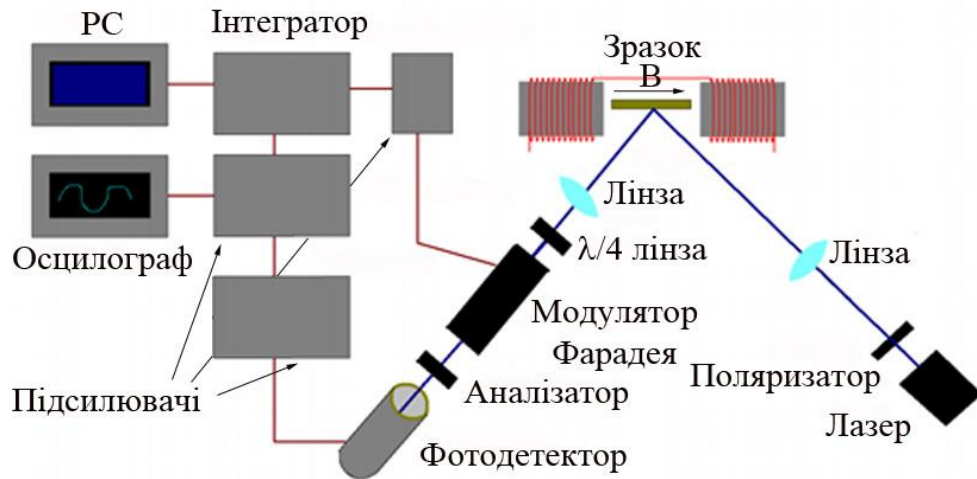


Рис. 2.6. Схематичний вигляд автоматизованої установки для вимірювання магнітооптичного ефекту Керра

Для отримання лінійного поляризованого світла використовувався лазер. Поляризатор та збиральна лінза слугували для більш точного налаштування та сфокусування пучка на зразок. Відбите поляризоване світло проходило через чвертьхвильову лінзу, яка слугувала для виявлення еліптичності Керра, та була розміщена між фокусувальною лінзою та модулятором Фарадея. Після цього світло потрапляло на фотодетектор. Далі було два шляхи розвитку, у першому випадку отриманий сигнал попередньо підсилювався та передавався на осцилограф, в іншому – після підсилення сигнал подавався на інтегратор.

Отримані дані надходили до комп'ютера де вони аналізувалися за допомогою програмного забезпечення LabVIEW 2012. Після чого на інтерфейсі користувача ми отримували криву залежності струму I від напруги U . Щоб отримати подальшу інформацію з кривої проводилось калібрування величин I та U в величини системи СІ. За допомогою співвідношень 2.9 та 2.10 відбувався перерахунок струму I та напруги U в індукцію магнітного поля B (мТл) та кута θ_K (мрад) відповідно. Тобто:

$$B(I) = B_0 + B_1 \cdot \tanh(C \cdot I) \quad (2.9)$$

де B_0 , B_1 та $C = \text{const}$, для модулятора Фарадея. У нашому випадку $B_0 = 0$; $B_1 = 165$ та $C = 0,237$.

$$\Theta(I) = U_0 + U_1 \cdot \tanh(C \cdot U) \quad (2.10)$$

де U_0 , U_1 та $C = \text{const}$, для модулятора Фарадея. У нашому випадку $U_0 = 0$; $U_1 = 35,5$ та $C = 0,195$.

Після проведення калібрування з отриманої петлі гістерезису можна визначити деякі властивості зразка. А саме величину поля насичення B_s (значення магнітного поля, яке необхідне для отримання максимальної намагніченості зразка), залишкову намагніченість B_r (намагніченість зразка, що залишилась після його перемагнічення зовнішнім магнітним полем), та величину коерцитивної сили B_c (значення магнітного поля, яке необхідне для компенсування залишкової намагніченості та зменшення її до нуля).

Як зразок використовувалися системи на основі Со та Fe. Вимірювання проводилися у двох геометріях – поздовжній (МЕК) (при 0 та 90°) та перпендикулярній (ПЕК). Перехід від поздовжньої геометрії вимірювання до перпендикулярної відбувався шляхом повороту котушок на 90° градусів. Крім того, при дослідженні меридіального ефекту Керра зразок міг повертатись навколо вертикальної осі, що проходила через його центр, таким чином, щоб змінити напрям намагніченості зразка відносно його площини. Значення магнітного поля, що створювалося котушками, було постійним і складало 150 мТл, а величина струму була обрана рівною 10 А. Діапазон величини струму складав від 5 до 15 А, але як показало порівняння кривих гістерезису, отриманих нами при різних значення сили струму, його зміна не вносить жодної розбіжності між графіками отриманими при різних умовах дослідження.

Магнітооптичні дослідження за допомогою автоматизованої установки для вимірювання магнітооптичного ефекту Керра всебічно застосовуються для вивчення доменної та електронної структури плівкових зразків на основі магнітних матеріалів. Магнітооптичний ефект покладений в основу при створенні магнітних датчиків, пристроїв запису і зчитування інформації та різноманітних магнітних приладів.

2.3.2 Метод вібраційної магнітометрії

У роботі представлені також результати дослідження процесів перемагнічування зразків, що були отримані за допомогою вібраційного магнітометра лабораторії Університету Лотарингії (м. Нансі, Франція). В основі дії вібраційного магнітометра лежить індукційний спосіб вимірювання магнітних властивостей. Системи вібраційного магнітометра (VSM) широко використовуються для вимірювання магнітних властивостей матеріалів: функції магнітного поля, температури і часу. Зовнішній вигляд установки вібраційного магнітометра наведено на рисунку 2.9.

Методика вимірювання магнітного моменту за допомогою вібраційного магнітометра VSM американської фірми Lake Shore Cryotronics Inc. дає можливість експериментально визначити магнітний момент доменів і його кутові залежності в діапазоні 10^{-7} - 10^3 емі в широкому інтервалі температур (300 – 1273 К). Широкий спектр матеріалів, таких як порошки, рідини, тверді тіла, монокристали та тонкі плівки можуть бути досліджені за допомогою VSM.

Основною відмінністю вібраційного магнітометру від інших магнітометрів є його принцип дії, який заснований на вимірюванні поля зразка, що синусоїдально коливається в постійному зовнішньому магнітному полі, між сенсорними котушками. В той час, як в інших магнітометрах у дію приводилася вимірювальна котушка, що знаходилася неподалік від зразка.



Рис. 2.7. Зовнішній вигляд вібраційного магнітометра VSM Lake Shore лабораторії Університету Лотарингії (м. Нансі, Франція)

Унаслідок зміни магнітного потоку в котушках виникала напруженість – пропорційна магнітному моменту зразка. Петлі гістерезису, які були отримані в результаті досліджень тонкоплівкових матеріалів, дають інформацію про співвідношення між величиною намагніченості зразка (M) та прикладеним магнітним полем (B). З отриманих кривих можна визначити наступні параметри: коерцитивну силу (B_c), намагніченість насичення (M_s), залишкову намагніченість (M_r) та коефіцієнт прямокутності (КП). Отримані параметри несуть у собі загальну інформацію, яка необхідна для визначення магнітних властивостей при створенні магнітних носіїв інформації.

Коефіцієнт прямокутності нарівні із коерцитивною силою є однією з головних характеристик магнітних властивостей плівкових матеріалів при створенні магнітних носіїв запису та зчитування інформації. Якщо розглядати загальний випадок, то великі значення КП є бажаними для носіїв запису. Коефіцієнт прямокутності визначається відношенням (M_r/M_s) і по суті є мірою площі петлі гістерезису. Величина B_c значною мірою залежить від процесів намагнічування, що протікають у системі та пов'язана з механізмом повороту доменних стінок, поля анізотропії та коерцитивності, форми та розміру кристалітів, поверхні та початкових властивостей шарів системи.

Широке використання магнітних матеріалів для створення засобів інформації (аудіо, відео, системи зберігання та запису даних) призводить до постійного дослідження та удосконалення їх магнітних характеристик з метою підвищення щільності запису та зменшення часу доступу.

Системи вібраційного магнітометра як найкраще підходять для дослідження та розробок, промислових випробувань та керування технологічними процесами при створенні різноманітних магнітних датчиків та систем запису інформації.

Висновки до Розділу 2

1. Для проведення комплексних експериментальних досліджень кристалічної структури та фазового складу, електрофізичних властивостей, магніторезистивних та магнітооптичних характеристик багатошарових двокомпонентних плівкових систем із різним типом розчинності на основі Co, Fe, Cu та Cr, доцільно

використовувати наступні методи дослідження:

- метод просвітлювальної електронної мікроскопії для вивчення процесів фазоутворення та дослідження кристалічної структури отриманих плівкових зразків;
- метод магнітооптичного ефекту Керра для вивчення магнітооптичних характеристик досліджуваних зразків;
- дослідження процесів перемагнічування зразків за допомогою вібраційного магнітометра;
- дослідження величини МО у трьох геометріях вимірювання для отримання інформації про магнітні властивості зразків з можливим подальшим використанням їх як чутливих елементів сенсорів магнітного поля.

2. Встановлення взаємозв'язку між особливостями структурно-фазового стану та магніторезистивними і магнітооптичними властивостями, в багатошарових плівкових системах із спін-залежним розсіюванням електронів можливо за умови використання різноманітних методів дослідження, які б пов'язали між собою температурну та магнітну складову (магнітооптичні дослідження, магніторезистивні вимірювання та процеси перемагнічування).

3. Дослідження магніторезистивних (MO , S_B) та магнітних властивостей (M_r , M_s , B_c) двокомпонентних плівкових систем дають можливість здійснювати якісний прогноз характеристик у вказаних приладових структурах.

РОЗДІЛ 3

ПРОЦЕСИ ФАЗОУТВОРЕННЯ В ЧУТЛИВИХ ЕЛЕМЕНТАХ У ВИГЛЯДІ СПІН-ВЕНТИЛЬНИХ СИСТЕМ

3.1 Фазоутворення та особливості кристалічної структури в плівкових системах на основі Co, Cu і Cr та Fe, Cu і Cr

Пошук плівкових матеріалів з покращеними властивостями стимулюється їх високою функціональністю, широким застосуванням при створенні терморезисторів, датчиків магнітного поля, тонкоплівкових магнітних сенсорів та ін. [112 – 114]. Матеріали із спін-залежним розсіюванням електронів, на базі яких будуть створені чутливі елементи, повинні мати термічну стійкість структурно-фазового складу та стабільні характеристики у робочому діапазоні температур, магнітного поля. Пошук нових багатошарових матеріалів, удосконалення технологій та методик одержання стабільних електрофізичних або магніторезистивних властивостей плівкових матеріалів залишається актуальною задачею.

При формуванні структури плівкових чутливих елементів на базі систем із можливим спін-залежним розсіюванням електронів одним з вирішальних факторів є проблема стабільності інтерфейсу магнітний/немагнітний шар у процесі конденсації та під дією високих температур. Подальші дослідження в цьому напрямі дадуть можливість отримати нові дані, які підтвердять відомі теоретичні моделі та розширять уявлення про явище ГМО. У зв'язку з цим для створення чутливого елемента, з покращеними магнітними характеристиками, нами були обрані системи на основі металевих пар, які згідно діаграмам стану подвійних масивних металевих систем [45], відносяться до систем з різним типом розчинності компонент. Як показують дослідження кристалічної структури у плівкових системах на основі Co, Fe та Cu і Cr реалізується декілька можливих структурно-фазових станів у залежності від ступеня розчинності компонент [115]. Нами були розглянуті системи, які мають необмежену (Fe/Cr і Co/Cu) та низьку (на основі Fe/Cu) взаємну розчинність, а також системи евтектичного типу (Cr/Co). З метою встановлення впливу зміни

структурно-фазового стану на магніторезистивні та магнітооптичні властивості, нами були проведені дослідження процесів фазоутворення та особливостей кристалічної структури в даних одно- та багат шарових модельних плівкових системах на основі Co/(Cu, Cr) та Fe/(Cu, Cr) у свіжесконденсованому стані та після термовідпалювання до різних температур.

3.1.1 Одношарові плівки [116]

При встановленні причин прояву тих чи інших магнітних властивостей плівкових систем із можливим спін-залежним розсіюванням електронів важливо вивчити структурно-фазовий стан як усієї системи в цілому так і окремих її складових. Дослідження кристалічної структури та фазового складу одношарових плівок Co, Fe, Cu та Cr було детально проведено та описано в серії робіт різних авторів, що дозволило нам визначити необхідні умови конденсації для отримання плівок з кристалічною структурою та майже повною відсутністю оксидної фази. Коротко зупинимося на деяких особливостях даних плівкових зразків.

Усі отримані плівки мали кристалічну решітку, яка відповідає масивним зразкам (ОЦК-Fe, ГЦП-Co, ГЦК-Cu; та ОЦК-Cr). На рисунку 3.1 та 3.2 наведені типові дифракційні картини та мікроснімки кристалічної структури від даних одношарових плівок безпосередньо після конденсації та після термовідпалювання до 500 К, 700 К, 800 К та 1000 К (з подальшим охолодженням до 300 К).

Як видно з рис. 3.1 на електроннограмах від свіжесконденсованих плівок Co поряд із лініями, що відповідають ГЦП-Co фіксуються також лінії від високотемпературної фази ГЦК-Co, що свідчить про велику кількість дефектів пакування. Після термовідпалювання до $T_g = 750$ К на електроннограмах продовжують фіксуватися лінії (111) та (200), що відповідають ГЦК-Co. Слід зазначити, що вихідні одношарові плівки Co є дрібнодисперсними, процес росту кристалітів починається тільки після закінчення поліморфного переходу, який, як відомо, може відбуватися при температурах нижче 690 – 700 К у результаті прояву фазового розмірного ефекту [56].

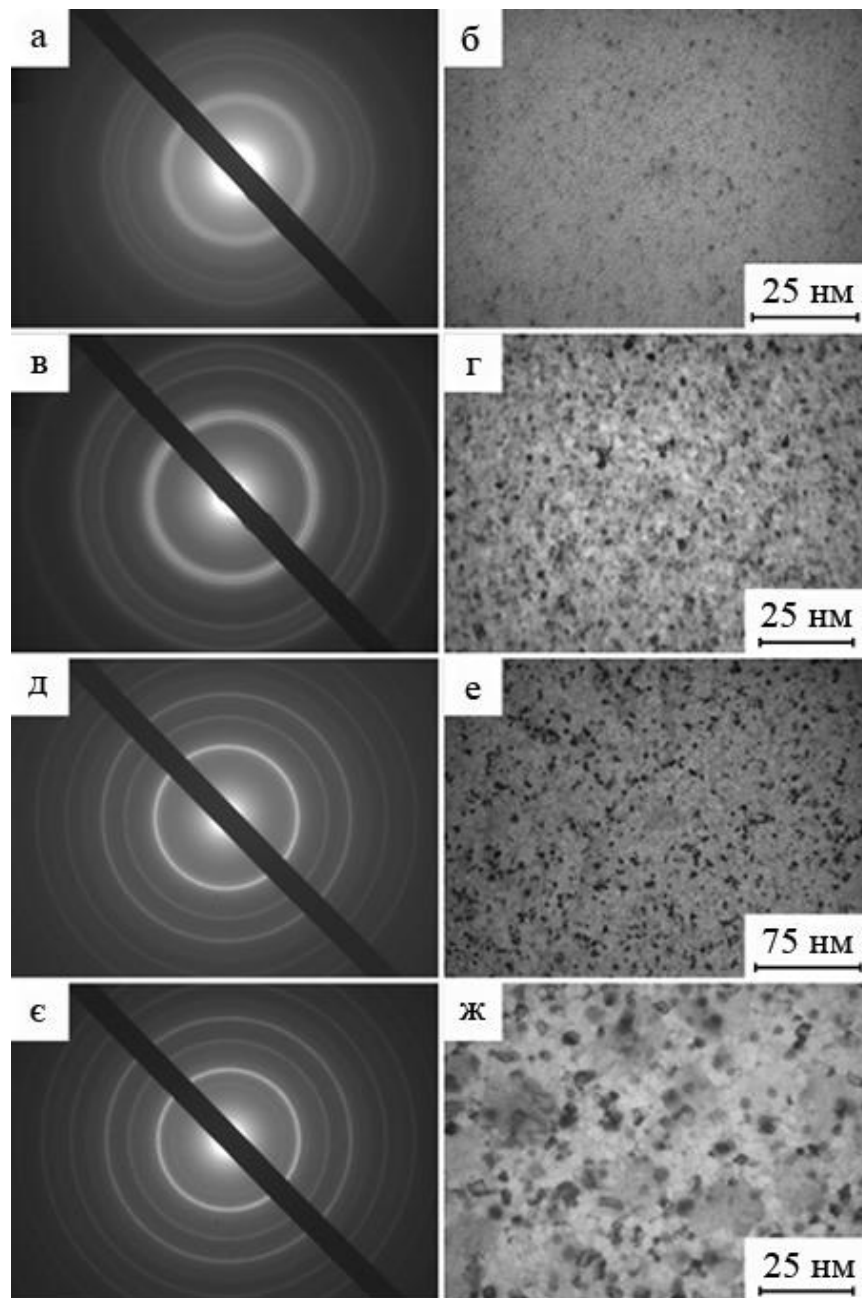


Рис. 3.1. Дифракційні картини та кристалічна структура від одношарових плівок $\text{Co}(30)/\text{П}$ (а – г) та $\text{Fe}(30)/\text{П}$ (д – ж) у невідпаленому (а, б, д, е) та відпаленому до $T_e = 750 \text{ K}$ і охолодженому до 300 K станах (в, г, е, ж) (у дужках вказана товщина в нм)

Свіжесконденсовані плівки Fe мають ОЦК-гратку з параметром a (α -Fe) = $0,288 \pm 0,001$ нм, що майже не відрізняється від значення для масивних матеріалів (a_0 (α -Fe) = $0,287$ нм). Також на електроннограмах від термовідпалених зразків фіксуються лінії, що належать оксиду Fe – Fe₃O₄. Відпалювання до температури $T_g = 750$ К призводить до збільшення середнього розміру кристалітів приблизно у 2,5 рази. Незначне збільшення параметра решітки ($a = 0,287 \pm 0,001$ нм), та поява рефлексів на електроннограмах (рис. 3.1 є), свідчить про протікання процесів рекристалізації. Також відмітимо, що оксидна фаза не зникає після термовідпалювання плівок.

Одношарові плівки Cu після конденсації є крупнокристалічними, з середнім розміром кристалітів (L) 10 – 15 нм (рис. 3.2). За рахунок термовідпалювання значення L збільшується приблизно в 5 – 6 разів, що свідчить про інтенсивне проходження процесів рекристалізації. Свіжесконденсовані плівки мають ГЦК структуру із середнім значенням параметра a (Cu) = $0,362 \pm 0,001$ нм, що відповідає табличним величинами для масивних зразків, a_0 (Cu) = $0,362$ нм [105]. Відмітимо, що в плівках Cu при товщинах до 20 нм поряд з лініями від ГЦК-Cu фіксуються лінії, що належать оксиду Cu₂O. Після відпалювання середній параметр гратки складає $a = 0,364 \pm 0,001$ нм, а на електроннограмах зникають лінії від оксиду. Відмітимо, що в плівках Fe та Cu у процесі термообробки не відбувається істотної зміни фазового складу, що свідчить про їх термічну стабільність у певному інтервалі температур.

Дифракційні дослідження одношарових плівок Cr показали, що свіжесконденсовані плівки мають ОЦК-гратку з середнім параметром a (Cr) = $0,291 \pm 0,001$ нм. Дослідження впливу умов осадження та термообробки на фазовий склад плівок Cr були представлені в роботах [48, 49, 57, 117]. Одношарові плівки Cr у свіжесконденсованому стані є нанокристалічними (рис. 3.2), а подальша термообробка не призводить до істотного збільшення середнього розміру кристалітів. Середнє значення параметра гратки одношарових плівок відпалених до температури 750 К та охолоджених до 300 К зменшується у порівнянні із свіжесконденсованими зразками і складає $a = 0,290 \pm 0,001$ нм. Це свідчить про те, що в даних плівках протікають процеси заліковування дефектів. Відмітимо, що як і в одношарових плівках Fe і Cu, при даних

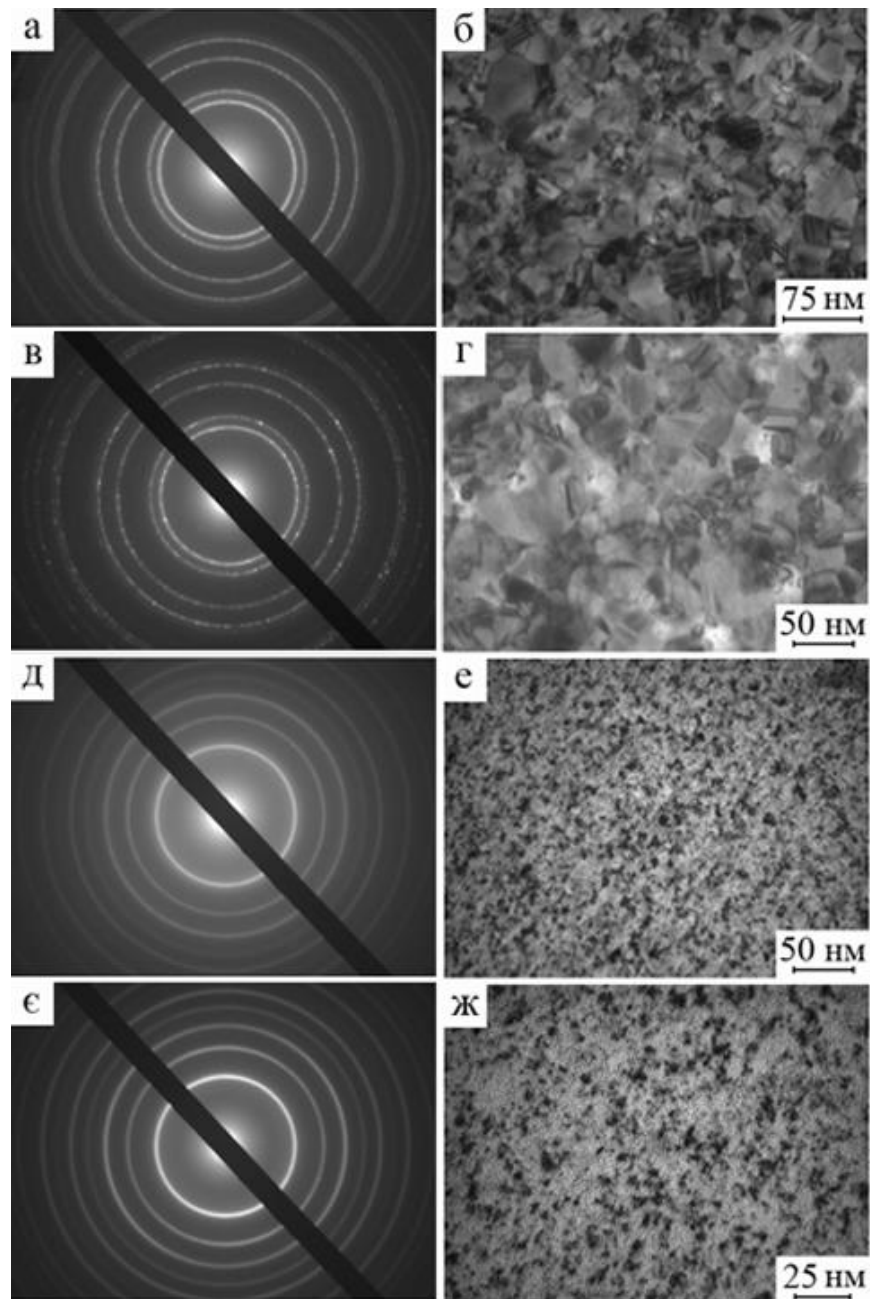


Рис. 3.2. Дифракційні картини та кристалічна структура від одношарових плівок Cu(30)/П (а – г) та Cr(30)/П (д – ж) у невідпаленому (а, б, д, е) та відпаленому до $T_g = 750$ К і охолодженому до 300 К станах (в, г, е, ж)

температурах у одношарових плівках Cr не відбувається зміни фазового складу зі збільшенням температури відпалювання. Підтвердження висновків, сформульованих нами за результатами електроннографічних та мікроскопічних досліджень, можна знайти в роботах [24, 46, 99, 118 – 120], у яких були проведені дослідження одношарових плівок методами вторинної іонної маспектрометрії, рентгенографічним та енергодисперсійним аналізами.

Аналізуючи всі представлені результати дослідження структурно-фазового стану одношарових плівок Co, Fe, Cu та Cr, можна зробити висновок, що при термообробці в інтервалі $T_g = 300 - 750$ К не відбувається зміни фазового складу досліджуваних плівок. Отже, розглянуті плівки можуть бути використані як основа при формуванні чутливих елементів датчиків, які будуть зберігати свої характеристики та стабільно працювати у певному заданому інтервалі температур.

3.1.2 Плівкова система на основі Co і Cu [122, 124, 128]

Для визначення впливу структурно-фазового стану на магнітні та магніторезистивні властивості плівкових систем на основі Co та Cu були проведені дослідження дво- та тришарових плівок, з різною загальною концентрацією Co компоненти в системі, з наступним порівнянням їх структурно-фазових властивостей. Як свідчать дані електроннографічних досліджень, двошарові плівкові системи Cu/Co/П втрачають індивідуальність шарів ще в процесі пошарової конденсації компонент. На рисунку 3.3 представлені електроннограми від плівкового зразка Cu(12)/Co(15)/П у свіжесконденсованому стані та після відпалювання до $T_g = 700$ К. Електроннографічні дослідження проводились при кімнатній температурі. Слід зазначити, що температура підкладки в процесі конденсації складала $T_n = 450$ К. Розшифровка електроннограм від даної плівки при двох температурах відпалювання наведена в таблиці 3.1.

Як видно з таблиці 3.1 плівка Cu(12)/Co(15)/П при температурі $T_n = 300$ К є двофазною зі слідами (ДП) ГЦК-Co. Тобто, на електроннограмах фіксуються три групи кілець. До другої групи належать лінії $d_{hkl} = 0,247$ нм та $d_{hkl} = 0,148$ нм, які

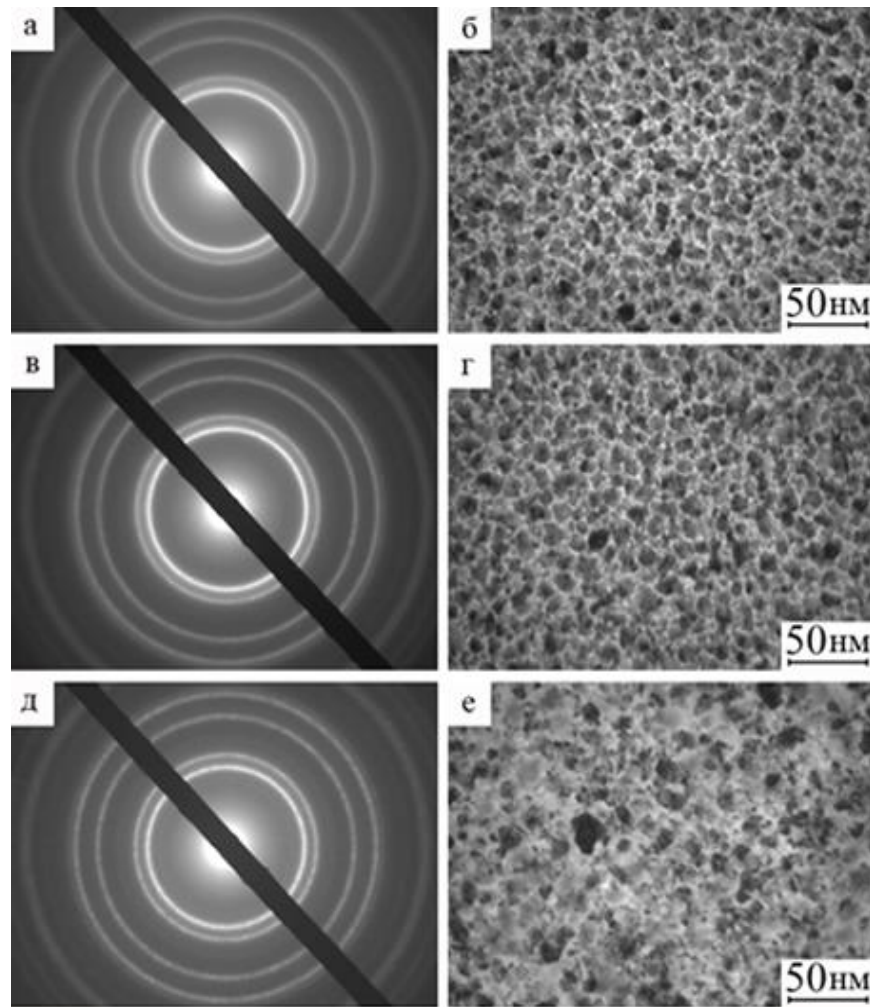


Рис. 3.3. Дифракційні картини та кристалічна структура від двошарової плівки Cu(12)/Co(15)/П у невідпаленому (а, б) та відпаленому до $T_g = 700$ К (в, г) та $T_g = 900$ К (д, е) і охолодженому до 300 К станах

Таблиця 3.1

Розшифровка дифракційних картин від плівки Cu(12)/Co(15)/П у невідпаленому та відпаленому до $T_g = 700$ К станах і охолодженої до 300 К

№	hkl	d_{hkl}^0 нм [105]	$T_{п} = 300$ К			$T_g = 700$ К		
			d_{hkl} , нм	Фаза	a , нм	d_{hkl} , нм	Фаза	a , нм
1	111	0,245	0,247	Cu ₂ O	-	-	-	-
2	111	0,204	0,204	ГЦК-Co (ДП)	0,353	0,206	т.р.(Cu,Co)	0,357
3	200	0,177	0,177	ГЦК-Co (ДП)	0,354	0,179	т.р.(Cu,Co)	0,358
4	220	0,151	0,148	Cu ₂ O	-	0,151	Cu ₂ O	-
5	220	0,127	0,126	т.р.(Cu,Co)	0,356	0,127	т.р.(Cu,Co)	0,359
6	311	0,108	0,107	т.р.(Cu,Co)	0,355	0,108	т.р.(Cu,Co)	0,358
7	222	0,103	0,103	т.р.(Cu,Co)	0,356	0,103	т.р.(Cu,Co)	0,357
8	400	0,090	0,089	т.р.(Cu,Co)	0,356	0,090	т.р.(Cu,Co)	0,360
9	331	0,082	-	-	-	0,082	т.р.(Cu,Co)	0,357
		$a_0(\text{Co})=0,355$ нм, $a_0(\text{Cu})=0,362$ нм [105]	a (т.р.(Cu,Co))=0,356 нм±0,0005нм, a (Co)=0,355 нм±0,001 нм			a (т.р.(Cu,Co))=0,357 нм±0,001нм		

відповідають табличному значенню $d_{111} = 0,245$ нм та $d_{220} = 0,151$ нм відповідно, від оксиду Cu_2O . Третя група кілець, це лінії які належать т.р. (Cu, Co) на основі ГЦК-гратки Cu, з середнім параметром $a(\text{т.р. (Cu, Co)}) = 0,356$ нм. До висновків про утворення т.р. (Cu, Co) на основі ГЦК-Cu приходимо з огляду на те, що значення середнього параметра гратки є більш близьким до табличного значення параметра гратки Cu ($a_0 = 0,362$ нм). Подібні значення параметра a для ГЦК-структури спостерігаються у всьому діапазоні досліджуваних товщин для двошарових плівкових систем. Виходячи з цього, можна стверджувати про утворення неперервного ряду твердих розчинів на основі ГЦК-Cu вже в процесі конденсації компонент, що підтверджує висновки авторів наведених у роботах [50, 121, 123].

Фазовий склад та кристалічна структура досліджуваних систем на основі Cu і Co суттєво залежать не тільки від умов отримання та подальшої термообробки, а також від товщини шарів та концентрації окремої компоненти в системі. У випадку коли загальна концентрація Co компоненти перевищувала концентрацію Cu більш ніж в два рази, на електроннограмах від свіжесконденсованих зразків, поряд з лініями від ГЦК-т.р.(Cu, Co) та оксиду Cu_2O також фіксувалися лінії від ГЦП-Co, які не зникали в процесі подальшої термообробки до температури 700 К.

У процесі відпалювання плівкової системи Cu(22)/Co(35)/П до температури 700 К та при подальшому охолодженні до 300 К не спостерігається істотних змін у фазовому стані (рис.3.3 (в, г), табл. 3.1), відбувається лише подальша стабілізація ГЦК-т.р.(Cu, Co). Середній параметр гратки у даному випадку складає $\bar{a}(\text{т.р. (Cu, Co)}) = 0,357 \pm 0,001$ нм. Також на електроннограмі спостерігається лінія від $d_{hkl} = 0,151$ нм, що належить оксиду Cu_2O .

Висновки, що були отримані нами в результаті досліджень двошарових плівкових систем Cu/Co аналогічні до отриманих у роботах [24, 37, 65, 117]. Так, за допомогою рентгенографічних досліджень авторами було підтверджено утворення т.р. (Cu, Co) у процесі конденсації на всьому діапазоні досліджуваних товщин. Подальші рентгенографічні дослідження від плівок, які

були відпалені до різних температур (700 К та 900 К) свідчать про розпад т.р. (Cu, Co) з виділенням гранул Co. Отримані нами висновки узгоджуються з результатами електроннографічних та мікроскопічних досліджень для тришарових плівок .

Електрофізичні дослідження структурно-фазового стану проводились, як для двошарових плівок, так і для багатошарових плівкових систем на основі Co і Cu. Згідно з попередніми результатами для двошарових плівок, в тришарових системах спостерігається утворення т.р.(Cu,Co) ще в процесі пошарового осадження компонент у всьому інтервалі загальної концентрації атомів магнітної компоненти [122]. На рис. 3.4 наведені електроннограми від плівкової системи Co(9)/Cu(3)/Co(9)/П у свіжесконденсованому стані (а) та після термовідпалювання до $T_g = 700$ К (б) та $T_g = 850$ К (в) і охолодження до 300 К. У таблиці 3.2 наведена розшифровка електроннограм від даної плівки у свіжесконденсованому стані та після термообробки до двох температур. Зазначимо, що тришарові плівкові системи Co/Cu/Co у свіжесконденсованому стані у всьому діапазоні досліджуваних товщин двофазні. На електроннограмах, поряд з лініями, які належать т.р. (Cu, Co), фіксуються також лінії від дефектів пакування. Згідно роботи [119], таку поведінку можна пояснити кристалографічною відповідністю, що існує між двома фазами кобальту (111) ГЦК \parallel (100) ГЦП. У плівкових системах, які пройшли термообробку до $T_g = 700$ К не спостерігається істотних змін у фазовому складі. Зазначимо, що досліджувані зразки залишаються двофазними, а відсутність лінії від оксиду Cu_2O можна пояснити тим, що всі атоми Cu пішли на утворення т.р. (Cu, Co). Також спостерігалось збільшення середнього розміру ґратки т.р. (Cu, Co) у бік значення параметра масивних зразків Cu ($a = 0,358$ нм).

Виходячи із даних електроннографічних досліджень, можна зазначити, що після термообробки до 850 К та подальшого охолодження до 300 К, відбувається часткове розшарування т.р.(Cu,Co) з утворенням гранул ГЦП-Co в об'ємі твердого розчину.

У зразках, де загальна концентрація атомів Co знаходилась в межах від

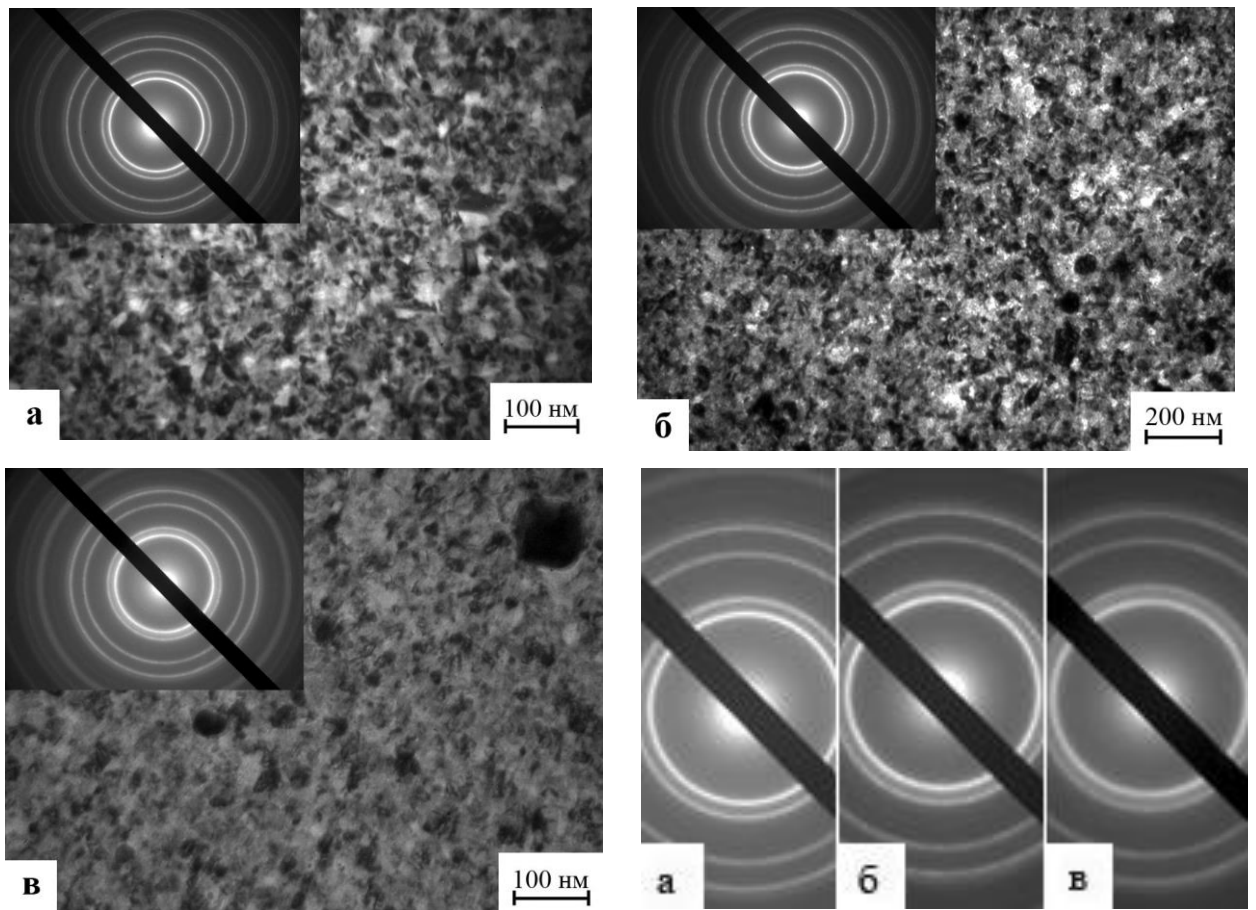


Рис. 3.4. Дифракційні картини та кристалічна структура від плівкової системи Co(9)/Cu(3)/Co(9)/П у невідпаленому (а) та відпаленому до $T_e = 700$ К (б), $T_e = 850$ К (в) і охолодженому до 300 К станах

Розшифровка дифракційних картин від плівки Co(9)/Cu(3)/Co(9)/П у невідпаленому та відпаленому до $T_e = 700$ та 850 К станах і охолодженій до 300 К

№	hkl	d_{hkl}^0 , нм [105]	$T_{\text{п}} = 300$ К			$T_e = 700$ К			$T_e = 850$ К		
			d_{hkl} , нм	Фаза	a , нм	d_{hkl} , нм	Фаза	a , нм	d_{hkl} , нм	Фаза	a , нм
	100	0,216	-	-	-	-	-	-	0,215	ГЦП-Co	-
1	111	0,204	0,205	ГЦК-Co (ДП)	0,355	0,205	ГЦК-Co (ДП)	0,355	0,205	ГЦК-Co	0,355
			0,206	т.р.(Cu,Co)	0,357	0,207	т.р.(Cu,Co)	0,359	0,207	т.р.(Cu,Co)	0,359
	101	0,192	-	-	-	-	-	-	0,192	ГЦП-Co	-
2	200	0,177	0,178	ГЦК-Co (ДП)	0,356	0,179	т.р.(Cu,Co)	0,357	0,179	т.р.(Cu,Co)	0,359
			0,179	т.р.(Cu,Co)	0,358						
3	220	0,125	0,125	ГЦК-Co (ДП)	0,355	0,126	ГЦК-Co (ДП)	0,356	0,126	ГЦК-Co	0,356
									0,127	т.р.(Cu,Co)	0,359
4	311	0,108	0,107	ГЦК-Co (ДП)	0,356	0,108	т.р.(Cu,Co)	0,357	0,109	т.р.(Cu,Co)	0,360
				т.р.(Cu,Co)							
5	222	0,104	0,103	т.р.(Cu,Co)	0,357	0,102	ГЦК-Co (ДП)	0,355	0,104	т.р.(Cu,Co)	0,359
					0,103	т.р.(Cu,Co)	0,357				
6	400	0,089	0,089	т.р.(Cu,Co)	0,356	-	-	-	-	-	-
7	331	0,081	0,082	ГЦК-Co (ДП)	0,355	0,082	т.р.(Cu,Co)	0,357	-	-	-
8	420	0,079	0,079	ГЦК-Co (ДП)	0,355	0,080	т.р.(Cu,Co)	0,358	-	-	-
9	422	0,073	-	-	-	0,073	т.р.(Cu,Co)	0,358	-	-	-
			$a_0(\text{Co})=0,355$ нм, $a_0(\text{Cu})=0,362$ нм, a (т.р.(Cu,Co))= $0,357 \pm 0,001$ нм			$a_0(\text{Co})=0,355$ нм, $a_0(\text{Cu})=0,362$ нм, a (т.р.(Cu,Co))= $0,358 \pm 0,001$ нм			$a_0(\text{Co})=0,355$ нм, $a_0(\text{Cu})=0,362$ нм, a (т.р.(Cu,Co))= $0,359 \pm 0,001$ нм		

70 до 80 ат.% на електронограмах від невідпалених зразків додатково фіксувалися лінії від ГЦП-Со. При термовідпалюванні до 700 К спостерігається збільшення середнього розміру кристалітів т.р., та поліморфний ГЦП→ГЦК перехід, який можна пояснити проявом фазового розмірного ефекту. При подальшій термообробці зразків до температури 850 К поряд з лініями, що відповідають ГЦК-Со та ГЦК-т.р.(Cu, Со) фіксуються лінії від ГЦП-Со. Для плівкових систем з різною концентрацією немагнітної компоненти проявляється наступна закономірність. При концентрації атомів Cu в системі більш ніж 30 ат. %, після відпалювання до температури $T_c = 850$ К та охолодження до 300 К відбувається розпад твердого розчину з утворенням окремих фаз ГЦК-Со, ГЦК-Cu та залишком ГЦК-т.р.(Cu,Со). При концентрації Cu менше 25 ат.% на електронограмах не фіксується поява ліній від фази ГЦК-Cu.

Певний інтерес становлять результати при загальній концентрації Со = 82 ат.%. У даній системі на електронограмах поряд з лініями ГЦК-т.р. присутні лінії, що відповідають ГЦП-Со. Параметр ґратки т.р. при заданій концентрації складає $\bar{a} = 0,357$ нм, що також може свідчити про утворення т.р. на основі решітки ГЦК-Со. Подібні результати були отримані у роботі [59], де відмічається утворення метастабільного ГЦК-т.р. (Со, Cu) при концентрації атомів кобальту: 26, 60, та 82 ат. %. Причому при концентрації Со = 82 ат. % також фіксується утворення т.р. на основі ГЦК-Со.

На рисунку 3.5 представлена залежність параметра решітки т.р.(Cu,Со) від загальної концентрації атомів Со, у всьому діапазоні досліджуваних товщин отриманих пошаровою конденсацією у невідпаленому ($T \cong 300$ К), відпаленому до 700 К та 850 К і охолодженому до 300 К станах (наші дані).

Також на рисунку наведені точки, що належать зразкам, які отримані пошаровим напиленням з концентрацією Со в межах 30 – 50 ат.% у невідпаленому стані ($T \cong 300$ К) [123], та зразкам отриманим одночасною конденсацією компонент [125 – 127]. Отримана сукупність експериментальних точок гарно узгоджується з правилом Вегарда. Порівняння наших результатів із даними робіт [129, 130] свідчить також про можливість утворення т.р. на основі решітки a_0 (ГЦК-Со) за умови одночасної

конденсації компонент та подальшої термообробки до 700 К. У роботі [123] представлені деякі результати досліджень структурно-фазового стану двошарових плівкових систем на основі Со і Си. У подібній системі при пошаровій конденсації сформувався т.р. (Си, Со) з параметром решітки близьким до $a_0(\text{ГЦК-Си})$, що добре проілюстровано на рисунку 3.5.

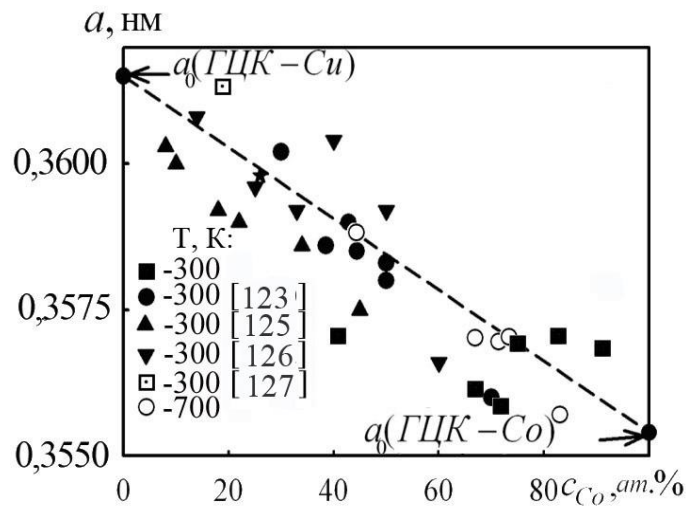


Рис. 3.5. Залежність параметра ґратки ГЦК-т.р. (Си, Со) при різних температурах від загальної концентрації атомів Со у плівковій системі Со/Си/Со/П. $a_0(\text{ГЦК})$ – параметр решітки масивних металів. Пунктирна лінія відповідає правилу Вегарда

3.1.2 Плівкова система на основі Со і Сг [131, 132]

Плівкові системи на основі Со та Сг відносяться до систем евтектичного типу. Згідно діаграмам стану для масивних зразків [45], у таких системах можливе утворення проміжної фази Cr_3Co_2 (т.зв. σ – фаза). Типові електроннограми та мікроструктура досліджуваних плівок представлені на рисунку 3.6, а в таблиці 3.3 наведені дані розшифровки від отриманих електроннограм. Згідно результатів електроннографічних досліджень в плівкових системах на основі Со та Сг після конденсації реалізується фазовий склад ОЦК-Сг + ГЦП-Со+ГЦК-Со (ДП), при цьому плівки мають дрібнодисперсну структуру.

Подальше термовідпалювання до $T_g = 800$ К не призводить до суттєвої зміни структурно-фазового стану. На знімках мікроструктури від плівок Со/Сг/Со

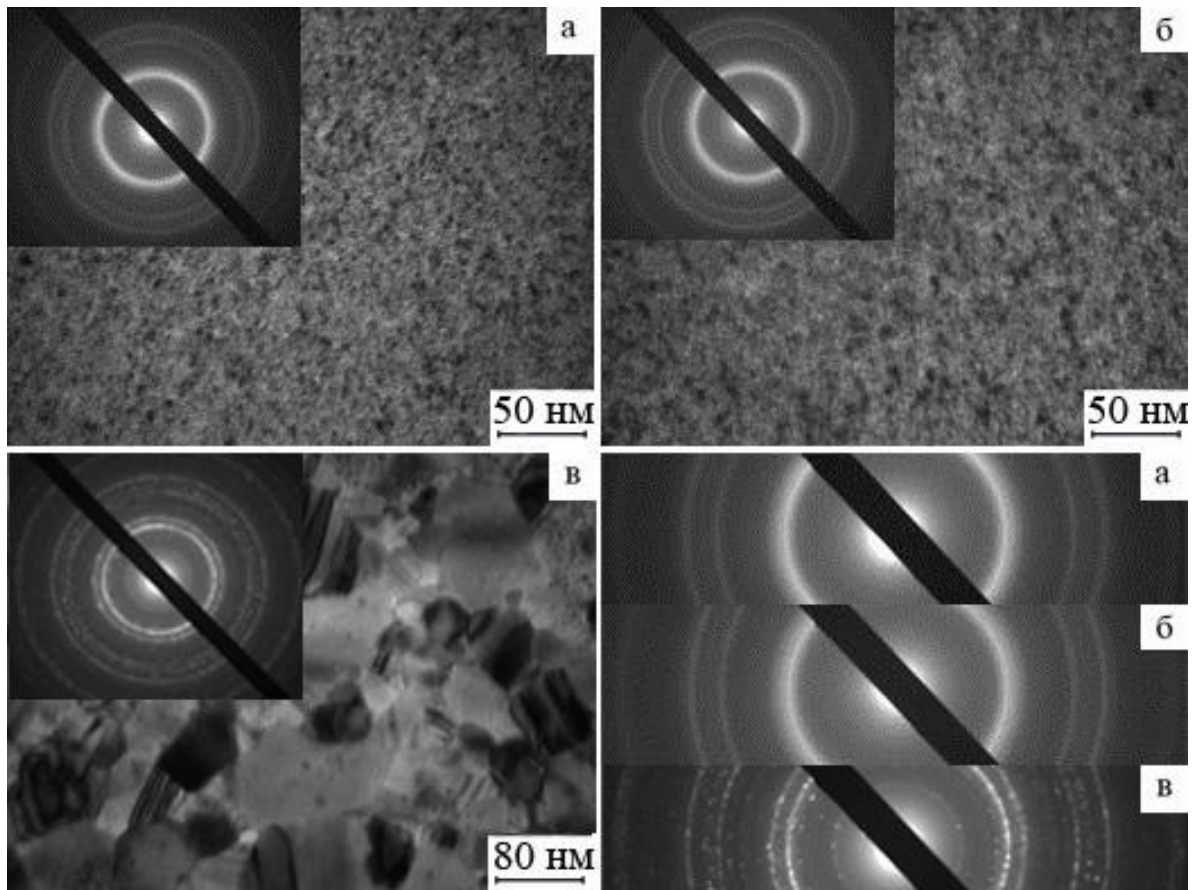


Рис. 3.6. Дифракційні картини та кристалічна структура від плівки Co(5)/Cr(5)/Co(20)/П (а – в) у невідпаленому (а) та відпаленому до $T_s = 800$ К (б) $T_s = 1000$ К (в) і охолодженому до 300 К станах

Розшифровка дифракційних картин від плівки Co(5)/Cr(5)/Co(20)/П у невідпаленому стані та після термообробки до $T_g = 800$ К та $T_g = 1000$ К

№	hkl	Co(5)/Cr(5)/Co(20)/П									
		$T_n = 300$ К			$T_g = 800$ К			$T_g = 1000$ К			
		d_{hkl} , нм [105]	a_{hkl} , нм	Фаза	d_{hkl} , нм	a_{hkl} , нм	Фаза	hkl	d_{hkl} , нм	a_{hkl} , нм	Фаза
1	100	0,215	-	ГЦП-Co	0,216	-	ГЦП-Co	102	0,361	0,807	ОЦК-Cr ₂ O ₃
2	111 110	0,204	0,353 0,288	ГЦК+ГЦП-Co ОЦК-Cr	0,205	0,355	ГЦК+ГЦП-Co ОЦК-Cr	014	0,267	1,101	ОЦК-Cr ₂ O ₃
3	101	0,191	-	ГЦП-Co	0,192	-	ГЦП-Co	110	0,248	0,351	ОЦК-Cr ₂ O ₃
4	200	0,177	0,354	ГЦК+ ГЦП-Co	0,178	0,356	ГЦК+ ГЦП-Co	100 113	0,217	- 0,719	ГЦП-Co ОЦК-Cr ₂ O ₃
5	200	0,144	0,288	ОЦК-Cr	0,145	0,290	ОЦК-Cr	111 110	0,205	- 0,290	Co/Cr ОЦК-Cr
6	110 220	0,125	- 0,353	ГЦП-Co ГЦК- Co (ДП)	0,126	- 0,356	ГЦП-Co ГЦК- Co (ДП)	204	0,181	0,809	ОЦК-Cr ₂ O ₃
7	211	0,117	0,287	ОЦК-Cr	0,118	0,289	ОЦК-Cr	200	0,179	0,358	ГЦК+ ГЦП-Co
8	201 311	0,106	- 0,352	ГЦП-Co ГЦК- Co (ДП)	0,107	- 0,355	ГЦП-Co ГЦК-Co (ДП)	116	0,167	1,101	ОЦК-Cr ₂ O ₃
9	220	0,101	0,286	ОЦК-Cr	0,102	0,288	ОЦК-Cr	200 300	0,144	0,288 0,432	ОЦК-Cr ОЦК-Cr ₂ O ₃
10	-	-	-	-	-	-	-	110 220	0,126	- -	ГЦП-Co Co/Cr
11	-	-	-	-	-	-	-	211	0,118	0,289	ОЦК-Cr

$a_0(\text{Co})=0,355\text{нм}$, $a_0(\text{Cr})=0,288\text{нм}$

спостерігається незначне збільшення розміру кристалітів та зменшення ширини ліній на електронограмах, що обумовлено рекристалізаційними процесами в системі. Утворення незначної кількості σ – фази (рис. 3.6 в) з тетрагональною решіткою у нашому випадку відбувається з відхиленням від стехіометрії 1,5 ат. Cr:ат. Co. Це ні в якій мірі не слід пов'язувати зі зміною валентності атомів Cr і Co, оскільки відхилення від стехіометрії має кінетичний характер. Мова йде про те, що у процесі пошарової конденсації дифузійна взаємодія атомів відбувається на фоні хімічної взаємодії атомів Cr із киснем. У результаті в плівкових зразках виникає недостача атомів Cr, що не дозволяє сформуватися решітці σ – фази у вигляді Cr_xCo (де $x \approx 1,5$). Якісний аналіз вказує на те, що скоріше за все у нашому випадку стабілізується σ – фаза але з великою недостачею атомів у Cr – підрешітці.

Оскільки у плівкових зразках області гомогенності різних фаз можуть значно розширюватись, то не виключено, що це відбувається і з σ – фазою. Ми не виключаємо можливості стабілізації тетрагональної решітки цієї фази при концентрації атомів Cr $x < 1,5$. Це і може бути підставою позначати σ – фазу у плівкових зразках як CoCr , хоча для цього необхідно провести елементний аналіз, що не було зроблено нами. Тому міркування стосовно стехіометрії плівкової σ – фази у нашому випадку мають якісний характер.

Утворення незначної кількості інтерметаліду CoCr з тетрагональною решіткою, може відбуватися ще на стадії конденсації компонент за рахунок конденсаційно-стимульованої дифузії. Детальні розрахунки величини ефективного коефіцієнту дифузії були проведені в роботах [24, 66]. Як відмічали автори, саме зменшення величини ефективного коефіцієнту дифузії у плівках після термообробки свідчить на користь існування конденсаційно-стимульованої дифузії. Використовуючи рівняння дифузії [24] для плівкової системи Co/Cr, можна пояснити утворення інтерметалідної фази вже при невисоких температурах відпалювання. Відомо, що взаємна дифузія у плівкових системах відбувається в напрямку зменшення інтенсивності дифузійних процесів. Отже, згідно [24], значення D для переходу $\text{Cr} \rightarrow \text{Co}$ та $\text{Co} \rightarrow \text{Cr}$ складає $D(T)_{\text{Cr} \rightarrow \text{Co}} = 166,7 \cdot 10^{-19} \exp^{(-21697/RT)}$ та $D(T)_{\text{Co} \rightarrow \text{Cr}} = 11,7 \cdot 10^{-19} \exp^{(-8551/RT)}$, відповідно.

Тому у випадку тришарової плівкової системи Co/Cr/Co/П дифузія атомів Cr в Co буде відбуватися більш інтенсивно, ніж в зворотньому напрямку. Подальша термообробка призводить до упорядкування кристалічної решітки від ГЦП т.р. (Co, Cr) до тетрагонального інтерметаліду CoCr.

Відмітимо, що значне збільшення розміру зерен відбувається тільки після відпалювання вище 900 К, що підтверджується знімками мікроструктури. Після термовідпалювання до $T_g = 1000$ К на електронограмах окрім ліній, що належать ОЦК-Cr ($a = 0,288$ нм), фіксуються лінії від ГЦК-Co ($a = 0,356$ нм), оксиду Cr₂O₃ та певної кількості інтерметаліду CoCr з тетрагональною сингонією. Слід зазначити, що у порівнянні з експериментальними результатами для одношарових плівок Cr, утворення оксиду Cr₂O₃ в даному випадку відбувається при більш високих температурах, що можна пояснити його можливим розташуванням біля поверхні плівки. Також, при температурі $T_g = 1000$ К на електронограмах спостерігається більш чітке розшарування ліній ГЦП-Co та ГЦК-Co (рис. 3.6 в). При концентрації $c_{Cr} = 35$ ат. %, на електронограмах фіксуються лінії від Cr₂O₃ вже при температурі $T_g = 800$ К. Подальше термовідпалювання до 1000 К для даних систем не призводить до утворення в них інтерметаліду CoCr, а розрахунки електронограм свідчать про збереження індивідуальності шарів.

3.1.3 Плівкова система на основі Fe і Cu [122, 132, 134]

Щоб оцінити вплив структурно-фазового стану на магніторезистивні та магнітооптичні властивості плівкових систем на основі Fe і Cu або Cr були проведені дослідження серії зразків на їх основі. Відомо, що система Fe-Cu, згідно діаграм стану, має обмежену розчинність компонент [45]. Аналіз дифракційних картин від свіжесконденсованих плівок вказує на те, що в структурах на основі Fe та Cu фіксуються окремі кільця, які відповідають фазам ОЦК-Fe та ГЦК-Cu, що вказує на збереження індивідуальності шарів у процесі конденсації компонент. Так, на рисунку 3.7 а, б наведені електронограми від свіжесконденсованих плівкових систем Fe/Cu з різним вмістом атомів Fe. Відмітимо, що в даних плівкових системах загальна концентрація атомів Fe не

перевищувала 50 ат. %, $c_{Fe} = 16$ ат.% та $c_{Fe} = 29$ ат.% для $[Fe(1,6)/Cu(2)]_{10}/\Pi$ і $[Fe(1,9)/Cu(3,4)]_{15}/\Pi$, відповідно. Був обраний такий же температурний інтервал відпалювання, як і для одношарових плівок Fe та Cu.

Так розглядаючи, як приклад, плівкову систему $[Fe(1,9)/Cu(3,4)]_{15}/\Pi$ (рис. 3.7 б, в та табл. 3.4) після термовідпалювання до $T_g = 600$ К, можна відмітити, що параметр ґратки шарів Fe і Cu дещо зменшився у порівнянні зі свіжесконденсованими зразками складає $a(Fe) = 0,286$ нм та $a(Cu) = 0,362$ нм відповідно. Відмітимо, що на знімках мікроструктури $[Fe(1,9)/Cu(3,4)]_{15}/\Pi$ чітко спостерігається збільшення середнього розміру кристалітів. Виходячи із досліджень одношарових плівок, подібна зміна відбувається за рахунок збільшення кристалітів Cu у 5 – 6 разів у порівнянні з кристалами Fe (рис. 3.7. в). Подальше термовідпалювання не є інформативним, оскільки для одношарових плівок при високотемпературному відпалюванні не фіксувалося змін структурно-фазового стану, окрім збільшення розміру кристалітів.

У роботі [133] повідомляється, що в мультишарових плівкових системах на основі фрагментів Fe/Cu можливе утворення т.р. (Cu, Fe) на основі ГЦК ґратки Cu (при товщинах шарів $d_{Fe} \leq 1,5$ нм) або ОЦК ґратки Fe (в інтервалі товщин $1,5 < d_{Fe} \leq 2$ нм), що не збігається з отриманими нами результатами для свіжесконденсованих плівок. Однак відмітимо, що після термообробки нами спостерігалось утворення матеріалу, близького до псевдосплаву за своєю структурою.

Що стосується мультишарів, у яких загальна концентрація атомів Fe перевищувала 50 ат.%, то у них спостерігається дещо інша ситуація. По-перше, як і для систем із загальною концентрацією Fe менше 50 ат. %, у плівкових системах на основі фрагментів Fe/Cu у свіжесконденсованому стані зберігається індивідуальність шарів. На електроннограмах від плівкової системи $[Fe(4)/Cu(2,7)]_2/Fe(4)/\Pi$ (рис. 3.8 та табл. 3.5) фіксуються лінії від ОЦК-Fe та ГЦК-Cu. По-друге, поруч з лініями від Fe та Cu присутні лінії, що відповідають оксидній фазі Fe_3O_4 .

Відмітимо, що на мікрознімках структури присутні зерна з темним контрастом, які відповідають оксидній фазі Fe_3O_4 , розмір та кількість яких з

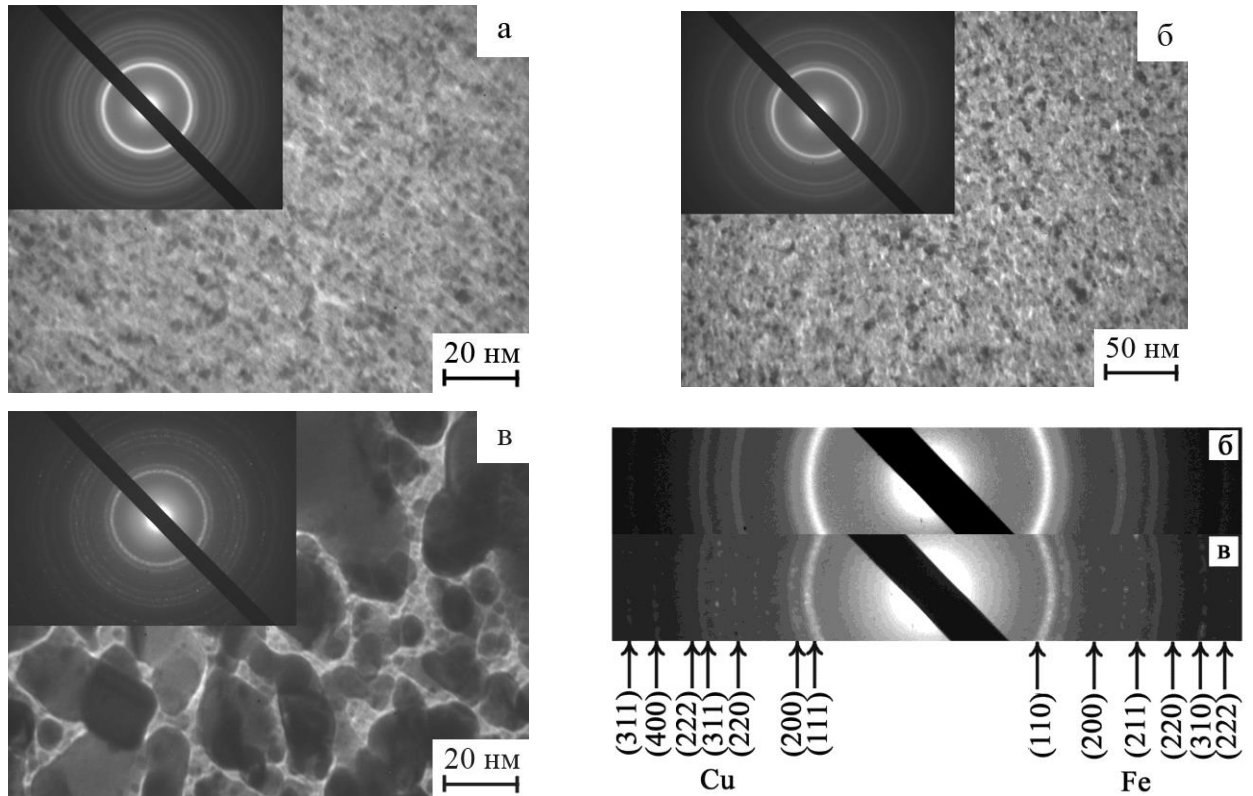


Рис. 3.7. Кристалічна структура і дифракційні картини (на вставках) від багат шарових плівкових систем $[\text{Fe}(1,6)/\text{Cu}(2)]_{10}/\text{П}$ (а) і $[\text{Fe}(1,9)/\text{Cu}(3,4)]_{15}/\text{П}$ (б, в) у невідпаленому (а, б) та відпаленому до $T_g = 600 \text{ K}$ і охолодженому до 300 K (в) станах

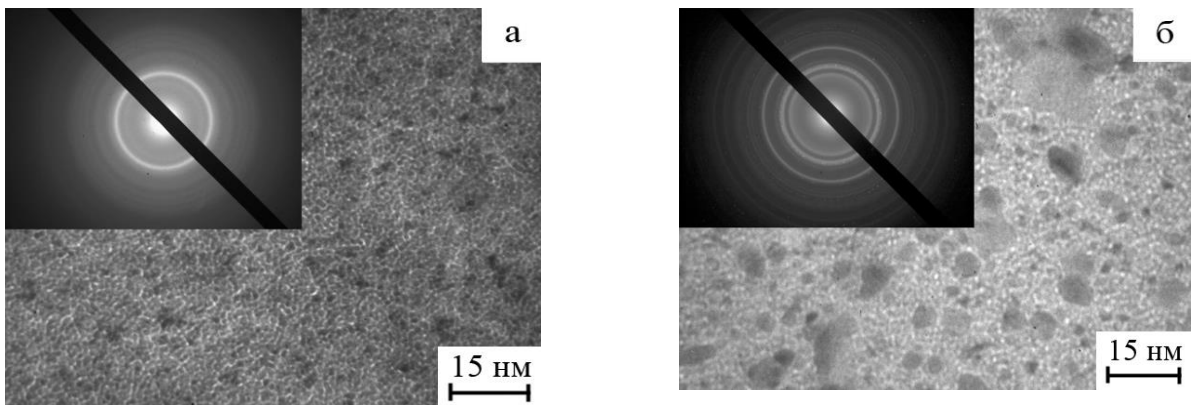


Рис. 3.8. Кристалічна структура і дифракційні картини (на вставках) від плівкової системи $[\text{Fe}(4)/\text{Cu}(2,7)]_2/\text{Fe}(4)/\text{П}$ у невідпаленому (а) та відпаленому до $T_g = 700 \text{ K}$ і охолодженому до 300 K (б) станах

Розшифровка дифракційних картин від багат шарових плівкових систем [Fe(1,6)/Cu(2)]₁₀/Π і [Fe(1,9)/Cu(3,4)]₁₅/Π, невідпалених та відпалених до $T_g = 700$ К і охолоджених до 300 К

№	hkl	d_{hkl}^0 , нм [105]	[Fe(1,6)/Cu(2)] ₁₀ /Π			[Fe(1,9)/Cu(3,4)] ₁₅ /Π					
			$T_{\Pi} = 300$ К			$T_{\Pi} = 300$ К			$T_g = 700$ К		
			d_{hkl} , нм	a_{hkl} , нм	Фаза	d_{hkl} , нм	a_{hkl} , нм	Фаза	d_{hkl} , нм	a_{hkl} , нм	Фаза
1	111	0,208	0,208	0,361	Cu,	0,207	0,358	Cu	0,208	0,360	Cu
	110	0,201	0,204	0,288	α -Fe	0,201	0,285	α -Fe	0,204	0,289	α -Fe
2	200	0,179	0,181	0,362	Cu	0,182	0,365	Cu	0,181	0,363	Cu
3	200	0,143	0,143	0,286	α -Fe	0,143	0,287	α -Fe	0,143	0,286	α -Fe
4	220	0,127	0,128	0,363	Cu	0,127	0,360	Cu	0,127	0,359	Cu
5	211	0,116	0,118	0,290	α -Fe	0,116	0,284	α -Fe	0,116	0,285	α -Fe
6	311	0,108	0,110	0,366	Cu	0,109	0,361	Cu	0,108	0,361	Cu
			\bar{a} (α -Fe) = 0,288 нм, \bar{a} (Cu) = 0,363 нм			\bar{a} (α -Fe) = 0,286 нм, \bar{a} (Cu) = 0,361 нм			\bar{a} (α -Fe) = 0,287 нм, \bar{a} (Cu) = 0,361 нм		

Розшифровка дифракційних картин від п'ятишарових плівкових систем [Fe(4)/Cu(2,7)]₂/Fe(4)/Π і [Fe(3)/Cu(1,5)]₂/Fe(3)/Π у свіжесконденсованому стані та після термовідпалювання до 700 К і охолодження до 300 К

№	hkl	d_{hkl}^0 , нм [105]	[Fe(4)/Cu(2,7)] ₂ /Fe(4)/Π						[Fe(3)/Cu(1,5)] ₂ /Fe(3)/Π					
			$T_{\Pi} = 300$ К			$T_{\epsilon} = 700$ К			$T_{\Pi} = 300$ К			$T_{\epsilon} = 700$ К		
			d_{hkl} , нм	a_{hkl} , нм	Фаза	d_{hkl} , нм	a_{hkl} , нм	Фаза	d_{hkl} , нм	a_{hkl} , нм	Фаза	d_{hkl} , нм	a_{hkl} , нм	Фаза
1	101	0,251	0,254	-	Fe ₂ O ₃	0,250	-	Fe ₂ O ₃	0,251	-	Fe ₂ O ₃	0,251	-	Fe ₂ O ₃
2	111	0,208	0,208	0,361	Cu,	0,208	0,360	Cu,	0,208	0,361	Cu,	0,208	0,361	Cu,
	110	0,201	0,202	0,286	α-Fe	0,203	0,287	α-Fe	0,202	0,286	α-Fe	0,203	0,287	α-Fe
3	200	0,179	0,180	0,360	Cu	0,179	0,358	Cu	0,179	0,359	Cu	0,182	0,365	Cu
4	200	0,143	0,143	0,286	α-Fe	0,148	-	Fe ₂ O ₃	0,149	-	Fe ₂ O ₃	0,149	-	Fe ₂ O ₃
5	220	0,127	0,127	0,361	Cu	0,126	0,358	Cu	0,128	0,364	Cu	0,127	0,360	Cu
6	211	0,116	0,116	0,285	α-Fe	0,116	0,284	α-Fe	0,117	0,286	α-Fe	0,116	0,285	α-Fe
7	311	0,108	0,110	0,366	Cu	0,107	0,355	Cu	0,110	0,365	Cu	0,108	0,358	Cu
			\bar{a} (α-Fe) = 0,286 нм, \bar{a} (Cu) = 0,362 нм			\bar{a} (α-Fe) = 0,286 нм, \bar{a} (Cu) = 0,358 нм			\bar{a} (α-Fe) = 0,286 нм, \bar{a} (Cu) = 0,362 нм			\bar{a} (α-Fe) = 0,286 нм, \bar{a} (Cu) = 0,361 нм		

ростом температури відпалювання лише збільшується. Що стосується структурно-фазового стану, то в процесі термообробки, як і для систем з загальною концентрацією Fe менше 50 ат.%, не відбувається подальших змін фазового стану, лише спостерігається певне збільшення розмірів кристалітів.

Зупинимося більш детально на утворенні оксидної фази в системі на основі фрагментів Fe/Cu. Як вже зазначалося раніше оксидна фаза Fe_3O_4 спостерігалася для одношарових плівок Fe, причому як у свіжесконденсованому стані, так і після термовідпалювання. Подібну поведінку можна пояснити великою кількістю дефектів при конденсації Fe, а також його високою хімічною активністю, у результаті чого на поверхні шару Fe завжди буде утворюватися тонка плівка оксиду. Отже виникає питання, чому у системах, в яких концентрація Fe складала менше 50 ат.% не фіксувалися лінії від Fe_3O_4 . Загальна товщина таких систем складала більше 40 нм, на відміну від систем другого типу, для яких вона не перевищувала 17 нм. Відповідно загальна товщина Fe для систем першого типу була значно більшою, ніж для другого. Якщо брати до уваги той факт, що оксидна плівка присутня у кожному випадку, то її відсутність у системах із c_{Fe} менше 50 ат.%, можна пояснити наступним чином. По-перше, як уже відмічалося раніше, плівки першого типу мали більшу загальну товщину системи, а отже на електронограмах важче було помітити лінії від тонких шарів Fe_3O_4 . По-друге, виходячи із розмірної залежності від одношарових плівок Fe [135] перехід від α -Fe до Fe_3O_4 безпосередньо залежить від товщини плівок та їх температури відпалювання. Чим товща плівка, тим більшу температуру треба прикласти, щоб відбувся перехід. Тому лінії від оксиду у першому випадку не фіксуються лише тому, що заданої температури відпалювання не вистачило для активізації процесу окислення. Якби процес термовідпалювання проходив при більш високих температурах, то на електронограмах поряд з лініями від Fe та Cu, фіксувалися б і лінії від оксиду Fe_3O_4 та Cu_2O .

Відмітимо, що оскільки більшість чутливих елементів сенсорів формуються в технологічному режимі, саме дослідження багат шарових

плівок, як функціональних елементів датчиків, отриманих таким способом є перспективним при подальшому їх використанні в плівковій сенсориці. Саме умовами технологічного вакууму можна пояснити присутність деяких домішкових фаз в досліджуваних системах, і відповідно вплив на магнітні, та магніторезистивні властивості систем.

Підтвердженням нашого висновку стосовно структурно-фазового стану досліджуваної системи можуть слугувати дані рентгенографічних досліджень, представлених у роботах [119, 120]. У роботі [120] був проведений аналіз рентгенограм від мультишарів на основі Fe/Cu, згідно якому в системі фіксується присутність двох металевих фаз ГЦК-Cu і ОЦК-Fe, а також оксидної фази Fe₃O₄ у свіжесконденсованих зразках. У роботі [136] показано, що в системі Cu/Fe може мати місце лише часткове перемішування компонент як можливий результат прояву конденсаційно-стимульованої дифузії, яку можна сповільнити використовуючи режим малих швидкостей конденсації.

У результаті дослідження структурно-фазового стану та мікроструктури мультишарів на основі Fe/Cu можна зробити висновок про збереження індивідуальності шарів для даної системи у свіжесконденсованому стані та після термовідпалювання до 600 К. Отже подібні системи характеризуються стабільними структурними характеристиками в певному діапазоні температур та можуть використовуватися при створенні спін-вентилів.

3.1.4 Плівкова система на основі Fe і Cr [122, 137]

На відміну від попередніх систем, в системах на основі Cr майже відсутній вміст оксидної фази, що є важливим фактором при виборі бази для створення чутливих елементів. Таку поведінку можна пояснити його низькою хімічною активністю у порівнянні з Cu, Fe або Co, які поглинають кисень у процесі конденсації або термообробки. Як відомо з діаграм стану [45], системи на основі Fe та Cr (як і системи на основі Co і Cu) відносяться до систем з необмеженою розчинністю компонент у яких реалізується утворення т.р. (α -Fe, Cr).

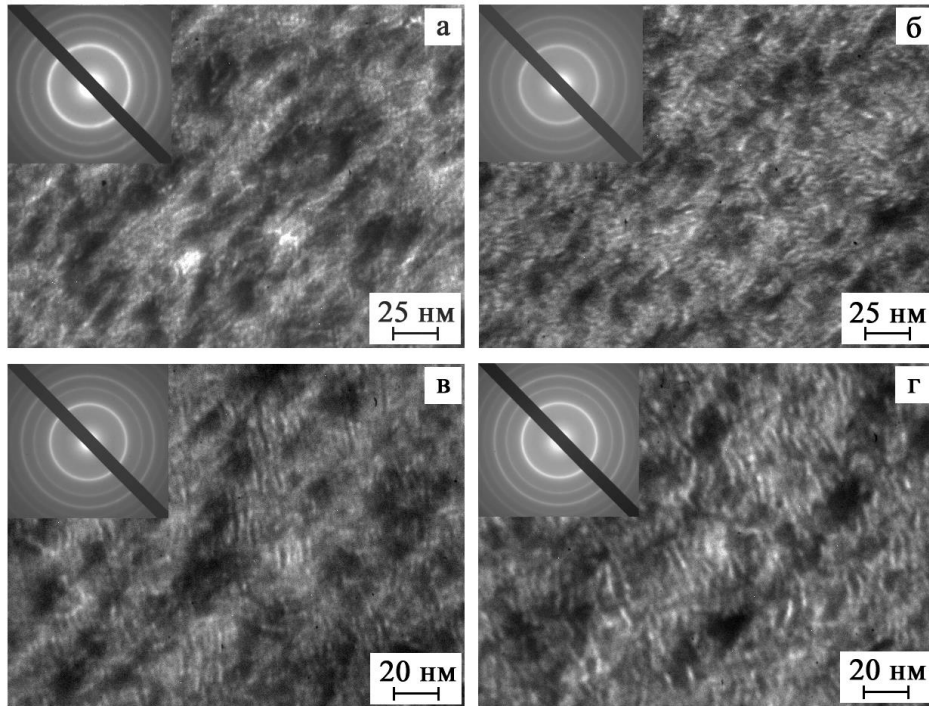


Рис. 3.9. Кристалічна структура і дифракційні картина (на вставках) від плівкової системи $[\text{Fe}(2,7)/\text{Cr}(2,7)]_{15}/\text{П}$ у невідпаленому (а) та відпаленому до $T_g = 500 \text{ K}$ (б), 700 K (в) та 900 K (г) і охолоджену до 300 K станах.

Таблиця 3.6

Розшифровка дифракційних картин від багатошарової плівкової системи $[\text{Fe}(2,7)/\text{Cr}(2,7)]_{15}$ у невідпаленому та відпаленому до $T_g = 500, 700$ та 900 K станах і охолоджену до 300 K

№	$T_{\text{II}} = 300 \text{ K}$		$T_g = 500 \text{ K}$		$T_g = 700 \text{ K}$		$T_g = 900 \text{ K}$		hkl	Фаза	
	d_{hkl} нм	a_{hkl} нм	d_{hkl} нм	a_{hkl} нм	d_{hkl} нм	a_{hkl} нм	d_{hkl} нм	a_{hkl} нм			
1	0,204	0,289	0,205	0,289	0,205	0,289	0,205	0,290	110	т.р.(α -Fe,Cr)	
2	0,144	0,288	0,144	0,288	0,145	0,290	0,145	0,290	200	т.р.(α -Fe,Cr)	
3	0,118	0,288	0,118	0,288	0,118	0,288	0,118	0,288	211	т.р.(α -Fe,Cr)	
4	0,101	0,286	0,102	0,288	0,102	0,288	0,102	0,288	220	т.р.(α -Fe,Cr)	
5	0,090	0,286	0,091	0,288	0,091	0,288	0,091	0,288	310	т.р.(α -Fe,Cr)	
6	0,082	0,285	0,082	0,285	0,083	0,286	0,083	0,286	222	т.р.(α -Fe,Cr)	
$\bar{a}(\alpha\text{-Fe,Cr}) = 0,287 \pm 0,001 \text{ нм}$			$\bar{a}(\alpha\text{-Fe,Cr}) = 0,288 \pm 0,001 \text{ нм}$			$\bar{a}(\alpha\text{-Fe,Cr}) = 0,288 \pm 0,001 \text{ нм}$			$\bar{a}(\alpha\text{-Fe,Cr}) = 0,289 \pm 0,001 \text{ нм}$		$a_0(\alpha\text{-Fe}) = 0,287 \text{ нм}$, $a_0(\text{Cr}) = 0,288 \text{ нм}[105]$.

Розшифровка дифракційних картин (рис. 3.9) від плівкових систем Fe/Cr вказує на утворення в них т.р. (α -Fe, Cr) з параметром ґратки близьким до масивних Fe та Cr як для зразків у свіжесконденсованому стані, так і після термовідпалювання до різних температур (0,287 – 0,289 нм), аналогічно до роботи [138].

Для досліджуваних двокомпонентних плівкових систем загальна концентрація атомів Fe у системах складала $c_{\text{Fe}} > 20$ ат.%, у результаті чого відбувалось утворення т.р. (α -Fe,Cr) переважно на базі решітки Cr. На рисунку 3.9 приведено мікроструктуру та електронограми від плівкової системи Fe/Cr з рівною концентрацією компонент у свіжесконденсованому стані та після термовідпалювання.

Як видно з таблиці 3.6, у якій зведені результати розшифровки електронограм від плівки $\text{Fe}(2,7)/\text{Cr}(2,7)]_{15}/\text{П}$, у даній системі відбувається утворення твердого розчину (α -Fe, Cr) вже на стадії конденсації компонент. Плівки мають дрібнодисперсну структуру з яскраво вираженою доменною структурою, що також видно при проведенні електронографічних досліджень, при дії на плівку магнітних лінз. Подальше термовідпалювання до 500 – 900 К не призводить до змін структурно-фазового стану системи, що свідчить про термічну стабільність т.р. (α -Fe,Cr). Лише у результаті високотемпературної термообробки на знімках від мікроструктури помітні певні збільшення розміру кристалітів.

При проміжних температурах не спостерігається збільшення параметру решітки системи. Як було зазначено, відпалювання одношарових плівок Cr при температурах до $T_g \leq 800$ К не призводить до зміни структурно-фазового складу та значного росту кристалітів, однак в свою чергу впливає на структуру багатошарових плівок на їх основі. Тому помітного збільшення параметру ґратки т.р. ми можемо очікувати тільки після високотемпературного відпалювання системи.

Відмітимо, що температурна стійкість структурно-фазового стану плівкової системи Fe/Cr в інтервалі температу від 300 до 800 К виділяє її серед

розглянутих систем при виборі бази для створення чутливих елементів датчиків магнітного поля та пристроїв магнітного запису інформації. Результати досліджень магніторезистивних та магнітооптичних характеристик даної системи буде представлено в наступних розділах.

3.2 Особливості фазового складу наночастинок Co з оболонкою [142, 143]

Системи, у яких присутні феромагнітні наночастинки, є основою створення перспективних пристроїв спінтроніки та магнітних сенсорів [139 – 141]. Часто наночастинки мають оксидну оболонку [144]. Найбільш перспективними є системи, в яких складові її частки складаються з феромагнітного ядра і антиферомагнітної оболонки. Приклад такої системи ансамбль наночастинок Co з оксидною CoO оболонкою. Як зазначалося у розділі 2 наночастинки Co були отримані методом конденсації пари з потоку інертного газу із подальшим окисненням в атмосфері кисню.

З метою аналізу структурно-фазового стану були проведені електронно-мікроскопічні дослідження (рис. 3.10 та 3.11). На рисунку 3.10 а наведено мікроснімок наночастинок Co із зображенням дефектів пакування. Розподіл концентрацій Co і кисню (O) вздовж лінії сканування представлено суцільною та точковою кривими на рисунках 3.10 та 3.11, відповідно. EDX-спектр від наночастинок Co наведено на рисунку 3.10 в, стрілочкою на ньому позначено пік, який відповідає K_{α} -лінії Co. Інтенсивність цього піку вздовж лінії сканування ілюструє суцільна крива на рисунку 3.10 б, в, а EELS-сигнал від кисню рисунок 3.10 г, відповідно.

Інтенсивність цього сигналу вздовж тієї ж лінії сканування на рисунку 3.10 б зображено точковою кривою. Відмітимо, що сканування по O було проведено за допомогою EELS, а не EDX методу, оскільки EDX-метод характеризується слабкою чутливістю до елементів з низьким атомним номером. З аналізу профілів видно, що розподіл Co і O в наночастинці якісно відмінні, так більшість кисню локалізовано в прикорайових областях, а концентрація Co більша в ядрі частинки.

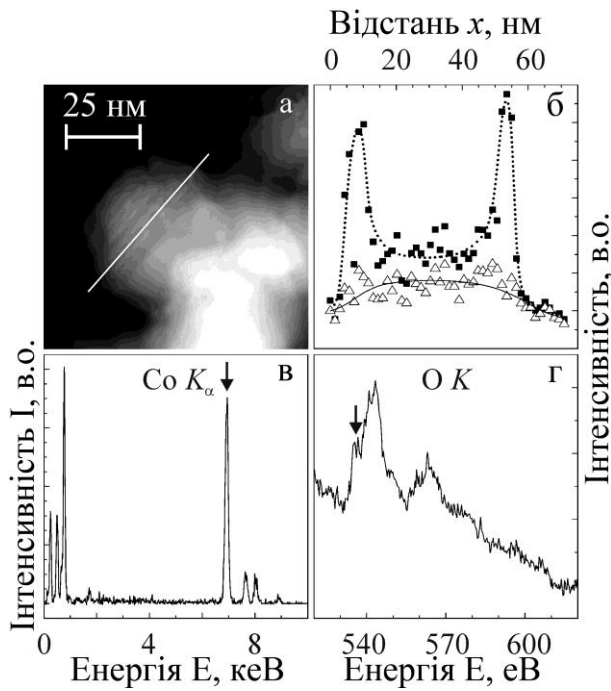


Рис. 3.10. Мікрознімок частинки Co (а), розподіл концентрації за Co (суцільна) і киснем (O) (точкова) вздовж лінії сканування (б), EDX-спектр від Co (в), EELS-спектр від кисню (O) (г)

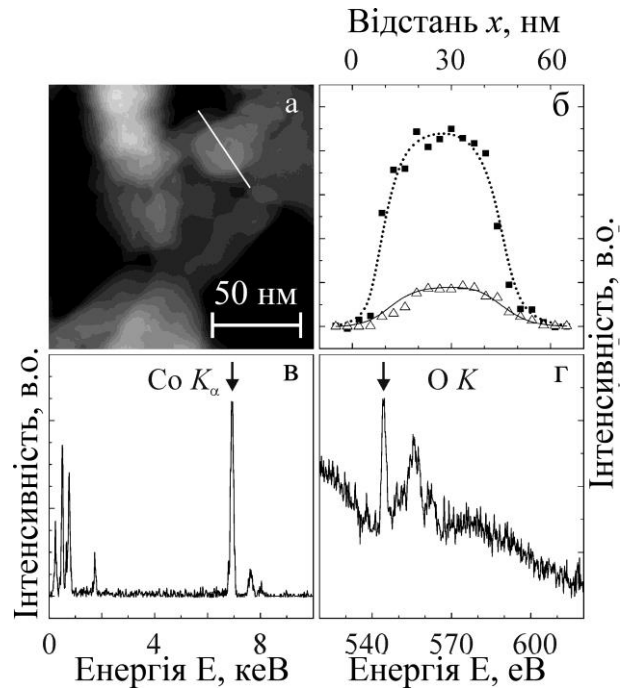


Рис. 3.11. Мікрознімок масиву наночастинок Co (а), розподіл концентрації за Co (суцільна) і киснем (O) (точкова) вздовж лінії сканування (б), EDX-спектр від Co (в), EELS-спектр від кисню (O) (г)

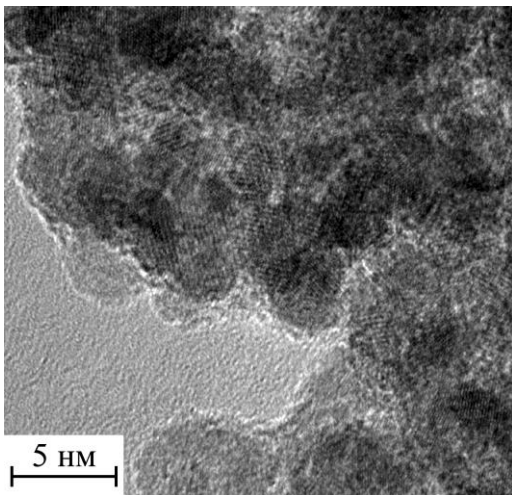


Рис 3.12. HRTEM зображення масиву наночастинок Co із оксидною оболонкою (середній розмір 10 – 17 нм)

Слід відмітити, що при отриманні наночастинок Co побічним ефектом було утворення їх масиву. Середній розміри частинок в масиві склали 10 – 17 нм (рис. 3.12). На рисунку 3.11 наведені результати дослідження структурного стану частинки Co з якісно іншим характером розподілу O в оболонці. За результатами досліджень, які наведено на рисунку 3.11 б можна зробити висновок, що концентрація O у даному випадку переважає у всьому об'ємі наночастинки.

На рисунку 3.13 наведено наночастинку Co правильної шестикутної форми із дефектами пакування та муаровими візерунками, які викликані подвійною дифракцією від кристалічних решіток ядра та оболонки. На рисунках 3.13 б та в більш детально наведено області виділені білими квадратами на рисунку 3.13 а. При зменшенні розміру частинки спостерігається поліморфний перехід від ГЦП до ГЦК кристалічної решітки. Характерний розмір часток для цього переходу 15 нм. Це розмір, при якому кількість атомів на поверхні частинок стає рівною числу атомів, з яких складається частинка, а отже внесок поверхневої енергії в енергію частинок стає домінуючим.

Мікрофотографії наночастинки з рисунку 3.10 з атомарною роздільною здатністю наведені на рисунку 3.14. Унаслідок подвійної дифракції, на зображенні частинки спостерігаються муарові візерунки. Для візуалізації смуг атомних площин досліджуваний зразок повинен бути приблизно паралельним пучку електронів. Область, позначену квадратом на рисунку 3.14 а, більш детально показано на рисунку 3.14 б. З аналізу мікродифракції, яка підсилена Фур'є перетворенням, впливає, що ядро наночастинки має кристалічну ГЦП гратку Co. Оскільки в даному випадку освітлення відбувалося вздовж напрямку [001], на зображенні частинки спостерігаються смуги від систем атомних площин типу (101) і (200). На рисунку 3.15 наведені мікрофотографії від частинки з рисунку 3.11 в з високою роздільною здатністю та відповідна мікродифракція. З аналізу картини мікродифракції, покращеною Фур'є перетворенням (рис. 3.15), можна зробити висновок, що зображення містить смуги від атомних площин типу (113), які належать кристалічній решітці Co_3O_4 , яку орієнтовано відносно електронного пучка в напрямку [411]. Таким чином, крім фази CoO в наночастинках Co можливе також утворення областей окислення до Co_3O_4 .

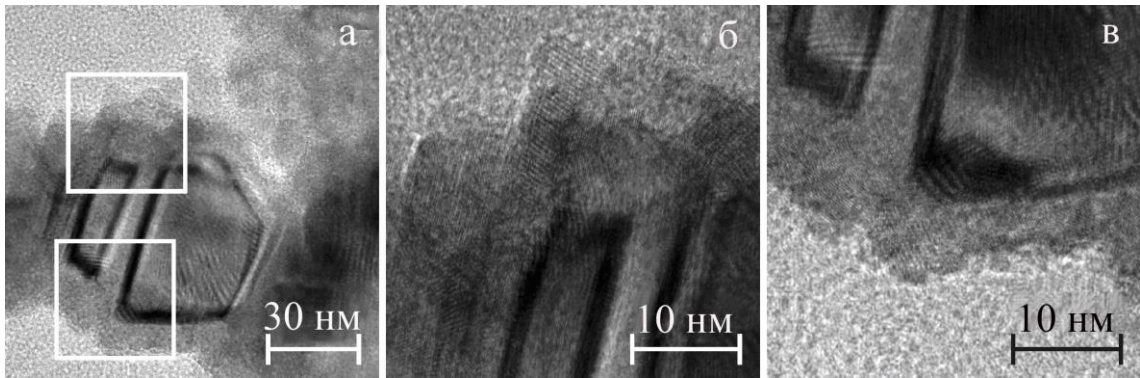


Рис 3.13. HRTEM зображення частинки правильною шестикутної форми (а). Більш детально області відзначені у верхньому (б) і нижньому (в) білих квадратах, відповідно.

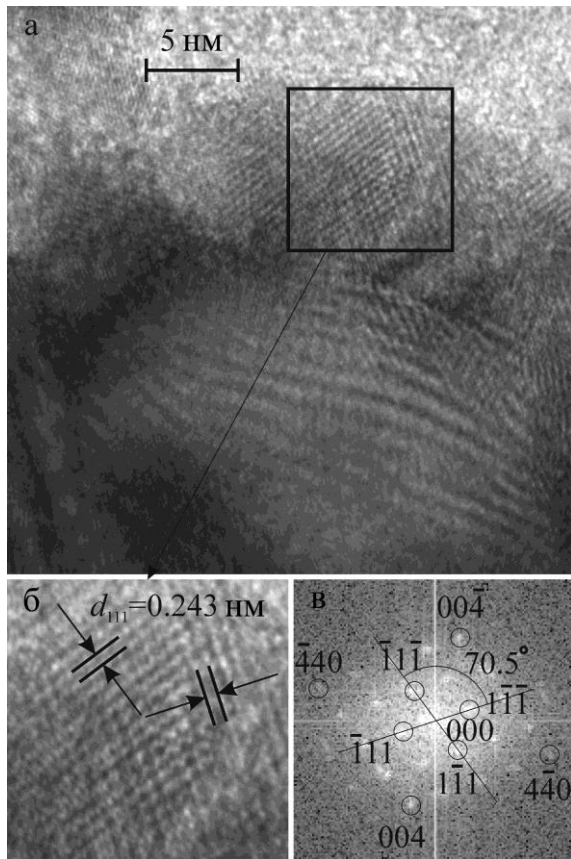


Рис. 3.14. HRTEM зображення наночастинки Co з оболонкою CoO (а). Зображення з високою роздільною здатністю від виділеної області оболонки (б) та відповідна мікродифракція (в)

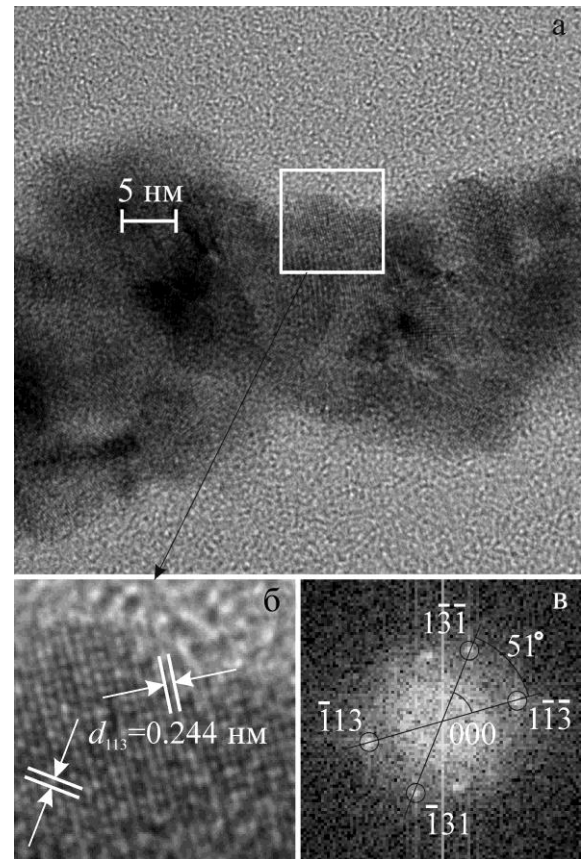


Рис. 3.15. HRTEM зображення наночастинки Co з оболонкою Co_3O_4 (а). Зображення з високою роздільною здатністю від виділеної області оболонки (б) та відповідна мікродифракція (в)

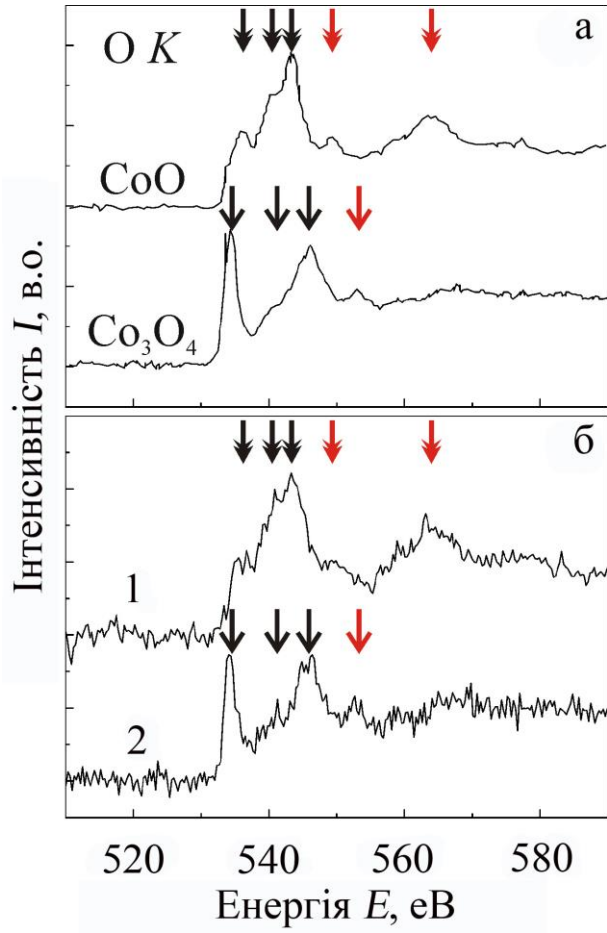


Рис. 3.16. Спектри характерних втрат атомів кисню EELS-методом після вирахування вкладу підкладки для частинок з вмістом CoO (1) і Co₃O₄ (2): (а) – дані роботи [145], (б) – наші дані

Порівняємо між собою (рис. 3.16) якісно різні спектри EELS вимірювань від двох типів наночастинок. Як видно з рисунку верхня та нижня криві відповідають EELS від CoO і Co_3O_4 , відповідно. Відмінності обумовлені різними хімічними зміщеннями для O K в оксидах Co . З аналізу кривих на рисунку 3.16 а та б можна зробити висновок, що найчастіше частинки мають оболонку CoO (рис. 3.10), і рідше Co_3O_4 (рис. 3.11). Інтенсивність спектрів від Co_3O_4 сильніша у порівнянні зі спектрами від CoO , що може свідчити про те, що шар CoO більш тонкий.

3.3 Обговорення і узагальнення результатів вивчення фазоутворення у приладових системах на основі Co і Cu або Cr та Fe і Cu або Cr

Перш за все були визначені оптимальні умови отримання одношарових плівок різної товщини з термостабільними характеристиками для створення на їх основі майбутніх чутливих елементів приладів. Так для феромагнітних плівок оптимальна швидкість конденсації складала від $\omega = 0,1$ нм/с та $\omega \approx 2,0 - 3,0$ нм/с для Co і Fe , відповідно. Вибрана швидкість конденсації для плівок Cr лежала в межах $\omega \approx 0,2 - 0,8$ нм/с, а для плівок Cu становила $\omega \approx 1,5 - 2$ нм/с.

Електронографічні дослідження чотирьох типів плівкових систем у залежності від варіацій обраних компонент вказують на утворення в них структур з різним структурно-фазовим станом, і, як наслідок, з різними магнітними та магніторезистивними властивостями. До першої групи належить система Co/Cu , в якій реалізується утворення метастабільного т.р. (Cu, Co). За результатами електронографічних досліджень приходимо до висновку, що всі плівкові зразки системи Co/Cu у свіжесконденсованому стані є двофазними. Присутність ГЦК- Co у свіжесконденсованих плівках свідчить про утворення дефектів пакування ще на стадії конденсації компонент. Подальше термовідпалювання призводить до збільшення вмісту фази ГЦК- Co у системі. При високотемпературному відпалюванні ($T_g = 850$ К) відбувається виділення гранул ГЦП- Co в об'ємі т.р. унаслідок надлишку компоненти Co , що

корелюється з результатами отриманими різними авторами.

Плівкова система на основі Co та Cr у свіжесконденсованому стані має двофазний склад (ОЦК-Cr + ГЦП-Co) і зберігає індивідуальність шарів. Подальше високотемпературне відпалювання призводить до утворення певної кількості інтерметаліду CoCr. Також на електронограмах фіксується незначна кількість оксиду Cr₂O₃. Із урахуванням структурно-фазового стану системи при подальших дослідженнях слід враховувати, що магніторезистивні залежності та криві гістерезису від зразків, що пройшли термообробку вище 900 К будуть описувати властивості системи Co/(ОЦК-Cr + Cr₂O₃)/Co/П (розділ 4).

Плівкові системи Fe/Cu складають окрему, третю групу. Проведений аналіз дифракційних картин від свіжесконденсованих плівок свідчить про присутність у системі двофазного складу (ОЦК-Fe та ГЦК-Cu), що пояснюється збереженням індивідуальності шарів у процесі конденсації компонент. Процеси термовідпалювання у системах на основі Fe/Cu призводять до утворення матеріалу, близького до псевдосплаву.

Відмітимо різний характер фазового складу систем при різних концентраціях атомів Fe. Причини утворення оксидної фази Fe₃O₄ у системах, із загальною концентрацією Fe більше 50 ат.% були описані у розділі 3. Присутність оксиду буде відповідно вносити певні зміни у магніторезистивні та магнітооптичні властивості системи, що в свою чергу треба враховувати при створенні чутливих елементів

Багатошарові структури на основі Fe та Cr відносяться до четвертої групи систем. В двокомпонентних плівках Fe/Cr, аналогічно до систем на основі Co і Cu, утворюється твердий розчин (α -Fe, Cr). Зазначимо, що на відміну від систем першого типу, він є термічно стабільним у широкому інтервалі температур, що робить дану систему досить перспективною при застосуванні в сенсорній техніці. Однак необхідно провести подальші дослідження магнітних, магніторезистивних та магнітооптичних властивостей (розділ 4) системи Fe/Cr, перед тим, як робити остаточні висновки.

Висновки до Розділу 3

Проведені експериментальні дослідження процесів фазоутворення в багатошарових плівкових системах на основі Co, Fe, Cu та Cr, як складових чутливих елементів сенсорів магнітного поля, що дозволило встановити наступне:

1. Дослідження структурно-фазового стану дво- та тришарових плівкових систем на основі Co та Cu підтвердили стабілізацію метастабільного т.р. (Cu, Co) на основі ГЦК-Cu ще в процесі пошарової конденсації компонент у всьому інтервалі загальної концентрації атомів Co, що пояснюється досить близькими значеннями параметра решітки компонент даної системи. Після термовідпалювання до $T_e = 850$ К т.р. (Cu, Co) починає частково розпадатися з виділенням гранул Co. При загальній концентрації $c_{Co} = 82$ ат. % в системі спостерігається збільшення параметра ґратки т.р., що може свідчити про утворення т.р. на основі решітки ГЦК-Co.

2. Уперше проведені дослідження структурних властивостей частинок Co (5 – 110 нм) виявили присутність окислених фаз CoO і Co₃O₄ в оболонці частинки, у той час як фаза CoO присутня в оболонці частинок Co, фаза Co₃O₄ формується при переході до масиву наночастинок.

3. Результати досліджень фазового стану плівкової системи на основі Co і Cr, яка відносяться до систем з обмеженою розчинністю компонент, вказують на те, що зразки мають двофазний склад у невідпаленому стані. Лише після високотемпературного відпалювання ($T_e = 1000$ К) утворюється незначна кількість інтерметаліду CoCr з тетрагональною сингонією.

4. Результати досліджень структурно-фазового стану багатошарових плівок на основі Fe/Cu свідчать про збереження індивідуальності шарів у свіжесконденсованому стані та утворення псевдосплаву після термообробки до $T_e = 900$ К.

5. За результатами дослідження фазового стану в плівковій системі на основі Fe/Cr підтверджено утворення термічно стабільного т.р. (α -Fe, Cr) вже в процесі конденсації компонент, що дозволяє зробити висновок про можливість використання плівкових систем на основі Fe і Cr (або Co) як чутливих елементів датчиків магнітного поля з ресурсом роботи у діапазоні температур до 900 К.

РОЗДІЛ 4

МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ В ПЛІВКОВИХ СИСТЕМАХ НА ОСНОВІ Co I Cu АБО Cr TA Fe I Cu АБО Cr

При створенні приладових структур сенсорної техніки основними функціональними елементами виступають плівкові системи на основі металів із можливим спін-залежним розсіюванням електронів. Таким вимогам на сьогоднішній день відповідають багат шарові тонкоплівкові структури на основі феромагнітних матеріалів (Co або Fe) з немагнітним прошарком (Cr або Cu) завдяки великій кількості комбінацій, що можуть бути сформовані на їх основі (мультишари, спін-клапанні структури, тверді розчини та ін.). Подібні приладові структури знайшли широке застосування при створенні терморезисторів, матеріальної бази нанoeлектроніки, тензодатчиків, чутливих елементів датчиків, сенсорів магнітних характеристик та ін. [1, 7, 146 – 148].

Сучасний етап розвитку приладобудування потребує створення плівкових структур з певними характеристиками, основними з яких можна назвати стабільність під дією зовнішніх факторів (робочий діапазон температур, зовнішнє магнітне поле, деформація та ін.), великі значення магнітоопору (MO), коерцитивної сили (B_c) і магнітної чутливості (S_b) та термічна стабільність структурно-фазового стану. У залежності від типу обраного матеріалу або товщини та кількості його прошарків у системі можна отримати плівкові зразки навіть із наперед заданою орієнтацією магнітних моментів. На сьогоднішній день накопичений значний теоретичний та експериментальний матеріал з досліджень електрофізичних та магніторезистивних властивостей, фазового складу та дифузійних процесів в багат шарових плівкових матеріалах [50, 114, 149, 150, 154]. Але удосконалення технологій та методик одержання матеріалів із стабільними електрофізичними або магніторезистивними властивостями плівкових матеріалів та пошук нових багат шарових тонкоплівкових структур з покращеними властивостями, залишається актуальною задачею.

Тому, поряд із уже традиційними комбінаціями Fe/Cr та Co/Cu, збільшується практичне застосування інших систем із можливим спін-

залежним розсіюванням електронів. До таких систем можна віднести багатошарові плівки на основі Fe і Cu, а також структури на основі Co та Cr [25]. У ряді робіт були представлені експериментальні результати дослідження магніторезистивних, магнітних та магнітооптичних властивостей приладових структур на основі Co або Fe, але все одно залишається відкритим питання про вплив термовідпалювання, зміни структурно-фазового стану, дифузійних процесів, умов осадження та геометрії вимірювання на магнітні властивості досліджуваних систем.

З цією метою нами були проведені експериментальні дослідження магніторезистивних властивостей матеріалів, в яких може реалізуватися спін-залежне розсіювання електронів, у вигляді плівкових систем на основі магнітних Co і Fe та немагнітних Cu, Cr металів при різних температурах відпалювання та різних геометріях вимірювання.

Нижче наведені результати експериментальних досліджень магніторезистивних властивостей чутливого елемента датчика магнітного поля, сформованого на основі плівкових систем Fe/Cu/Fe, Fe/Cr/Fe, Co/Cu/Co та Co/Cr/Co. Показано, що в залежності від їх магнітних характеристик можуть бути вибрані різні області їх застосування.

4.1 Плівкові системи на основі Fe і Cu та Fe і Cr [116, 122, 134, 156, 164]

Багатошарові плівкові системи з магнітною анізотропією на основі Fe, Cu та Cr набули широкого застосування при створенні елементної бази сучасної спінтроніки та мікроелектроніки, а саме, пристроїв пам'яті з великою щільністю запису інформації та датчиків магнітного поля [35, 146], що обумовлено присутністю гігантського магнітоопору (ГМО) в цих структурах. Не дивлячись на досить великий інтерес до багатошарових плівкових структур, на основі магнітних та немагнітних шарів металів, залишаються відкритими ряд питань як фундаментального, так і прикладного характеру стосовно впливу на величину магнітоопору (МО), коерцитивної сили та чутливості плівкової системи таких зовнішніх факторів, як температура відпалювання, геометрія вимірювання, товщина магнітних шарів і немагнітних прошарків та кількості

фрагментів мультишару [11, 168].

Особливу увагу дослідників, при створенні первинних перетворювачів магнітного поля, привертають плівкові системи, у яких відбувається утворення необмежених твердих розчинів (т. р.) із можливою подальшою стабілізацією в них гранульованого стану [59, 123, 126, 160]. Подібний інтерес пов'язаний зі спостереженням в таких системах явища ГМО, за рахунок спін-залежного розсіювання електронів на гранулах магнітної компоненти, що розташована в немагнітній матриці. Уперше це явище спостерігалось у мультишарах на основі фрагментів Fe/Cr, Fe/Cu і Co/Cu [8, 9, 168].

У даному підрозділі наведені результати дослідження впливу умов відпалювання на магніторезистивні властивості (величину M_0 , B_c та S_b) одношарових плівок Fe та багатошарових плівкових систем на основі Fe і Cu або Cr з вивченням впливу термообробки зразків, яка стимулює взаємну дифузію, а також можливе використання даних структур як чутливих елементів датчиків магнітного поля. Були проведені експериментальні дослідження, магніторезистивних та магнітооптичних властивостей плівкових систем на основі феромагнітних та немагнітних металів із різною товщиною шарів.

Для коректної інтерпретації результатів досліджень магніторезистивних властивостей багатошарових плівок на основі Fe і Cu або Cr, спочатку було проведено вивчення подібних властивостей одношарових плівок Fe у діапазоні товщин від 5 до 45 нм. Типові залежності величини магнітоопору плівок Fe після різних температур відпалювання від величини зовнішнього магнітного поля представлені на рисунку 4.1.

Як видно з графіків, в одношарових феромагнітних плівках Fe спостерігається анізотропність величини M_0 при різних геометріях вимірювання у всьому діапазоні досліджуваних товщин, що характеризується від'ємним значенням M_0 у поздовжній геометрії вимірювання та додатнім при поперечній та перпендикулярній геометріях вимірювання. Слід зазначити, що такий характер залежностей зберігається і після термовідпалювання до 700 та 900 K, що може свідчити про певну термічну стабільність магніторезистивних властивостей одношарових плівок Fe. Зведені дані величини M_0 у діапазоні

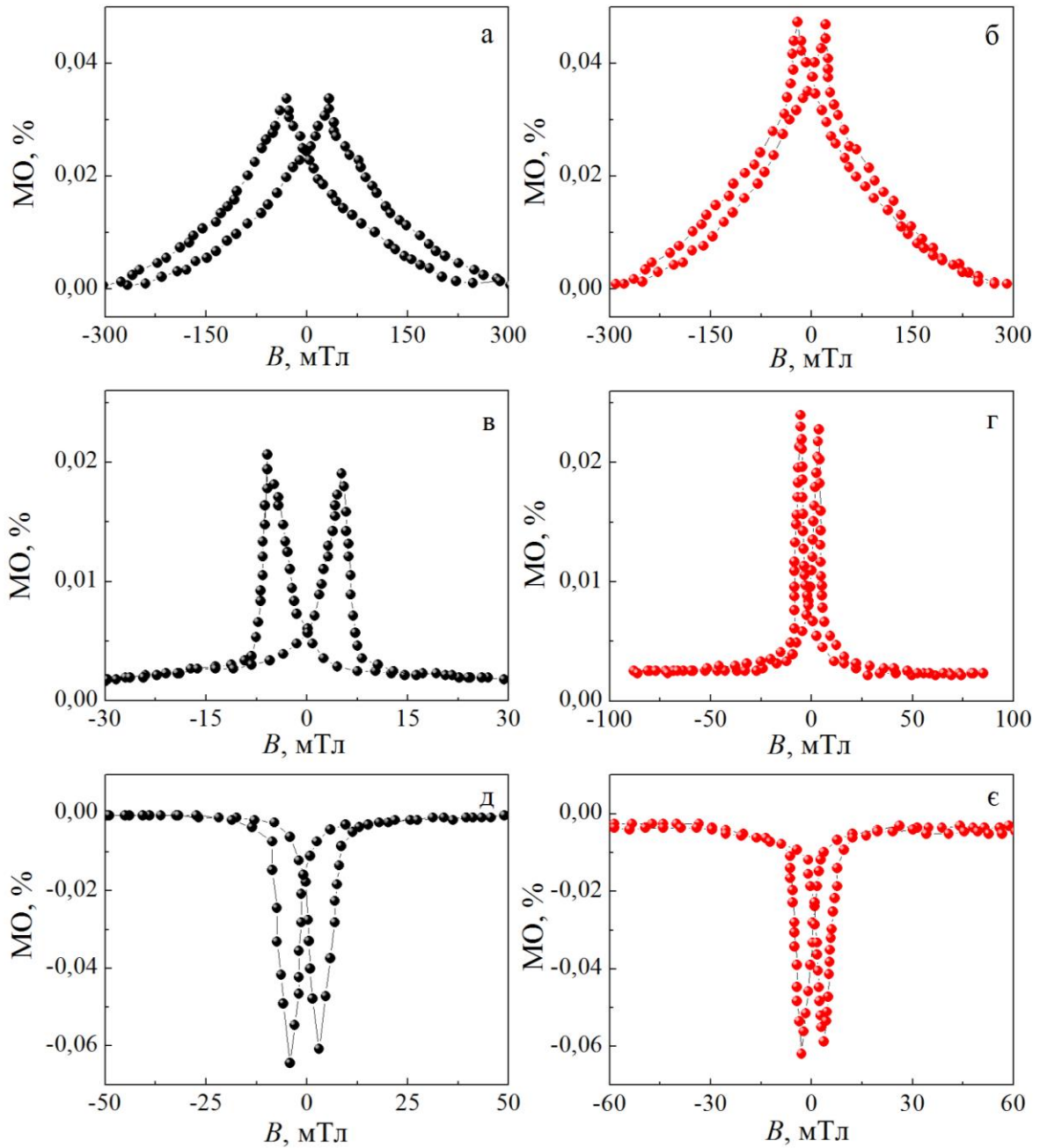


Рис. 4.1. Залежність величини МО від індукції зовнішнього магнітного поля для одношарової плівки Fe(11)/П, невідпаленої (а, в, д), та відпаленої до $T_c = 700$ К (б, г, є), у трьох геометріях вимірювання: перпендикулярній (а, б), поперечній (в, г) та поздовжній (д, є).

Значення величини магнітоопору одношарових плівок Fe у свіжесконденсованому стані та після термовідпалювання до $T_e = 700$ та 900 К у трьох геометріях вимірювання: поздовжній (\parallel), поперечній (\perp) та перпендикулярній (\perp)

Зразок	$T_{\Pi} = 300$ К			$T_e = 700$ К			$T_e = 900$ К		
	геометрії вимірювання								
	\parallel	\perp	\perp	\parallel	\perp	\perp	\parallel	\perp	\perp
Fe(7)/П	-0,11	0,01	0	-0,09	0,03	0	-	-	-
Fe(11)/П	-0,07	0,05	0,03	-0,06	0,05	-	0	0	-
Fe(20)/П	-0,12	0,07	0,03	-0,11	0,08	0,04	-0,03	0,05	-
Fe(30)/П	-0,20	0,06	0,01	-0,18	0,09	0,01	0	0,02	0
Fe(46)/П	-0,04	0,04	0,04	-0,03	0,05	0,03	0	0,02	-
Fe(60)/П	-0,07	0,07	0,05	-0,06	0,08	0,04	-0,03	0,06	0

товщин $d_{Fe} = 5 - 45$ нм при різних геометріях вимірювання у свіжесконденсованому стані та після термовідпалювання до $T_g = 700$ та 900 К представлені в таблиці 4.1. Відмітимо, що термообробка одношарових плівок Fe призвела до незначного зростання величини МО у зразках відпалених до $T_g = 700$ К (при поперечній геометрії), та певного зменшення у відпалених до $T_g = 900$ К. Що стосується двох інших геометрій, то для них характерне зменшення величини МО у всьому інтервалі досліджуваних температур.

Термообробка плівок до 700 К не вносить суттєвих змін до величини коерцитивної сили B_c , що можна пояснити термостабілізаційними процесами, що протікають в зернах, а також заліковуванням структурних дефектів. Подальше термовідпалювання до 900 К призводить до значного зростання величини B_c , що найімовірніше викликано зростанням розміру зерен, та, як наслідок, доменів, для перемагнічування яких необхідне більше магнітне поле. Виходячи із характеру отриманих результатів можна зробити висновок, що при товщинах плівки Fe $20 - 30$ нм, судячи по всьому, відбувається перехід від неелевського типу до блоховського типу доменних стінок. Тобто зі зменшенням товщини плівок збільшується ширина доменних стінок за рахунок перемагнічування плівки у напрямку найменшого розмагнічуючого фактору (в площину плівки).

Дослідження магніторезистивних властивостей плівкових систем на основі Fe і Cr або Cu проводились для мультишарів $[Fe/Cr]_n$ та $[Fe/Cu]_n$, де $n = 15 -$ кількість фрагментів, яка за даними [113] є оптимальною. На рисунку 4.2 наведені залежності величини МО від індукції зовнішнього магнітного поля для плівкової системи з загальною атомною концентрацією Fe в системі $c_{Fe} = 45$ ат.%. Зведені дані магніторезистивних вимірювань для мультишарів $[Fe/Cr]_n$ у трьох геометріях вимірювання представлені в таблиці 4.2, із якої видно, що для двох плівкових систем з загальною атомною концентрацією Fe в системі 45 і 50 ат.% характерна ізотропність польових залежностей $MO(B)$ у свіжесконденсованому стані та після термообробки до 500 К незалежно від геометрії вимірювання, що є характерною ознакою ГМО [16]. Однак після

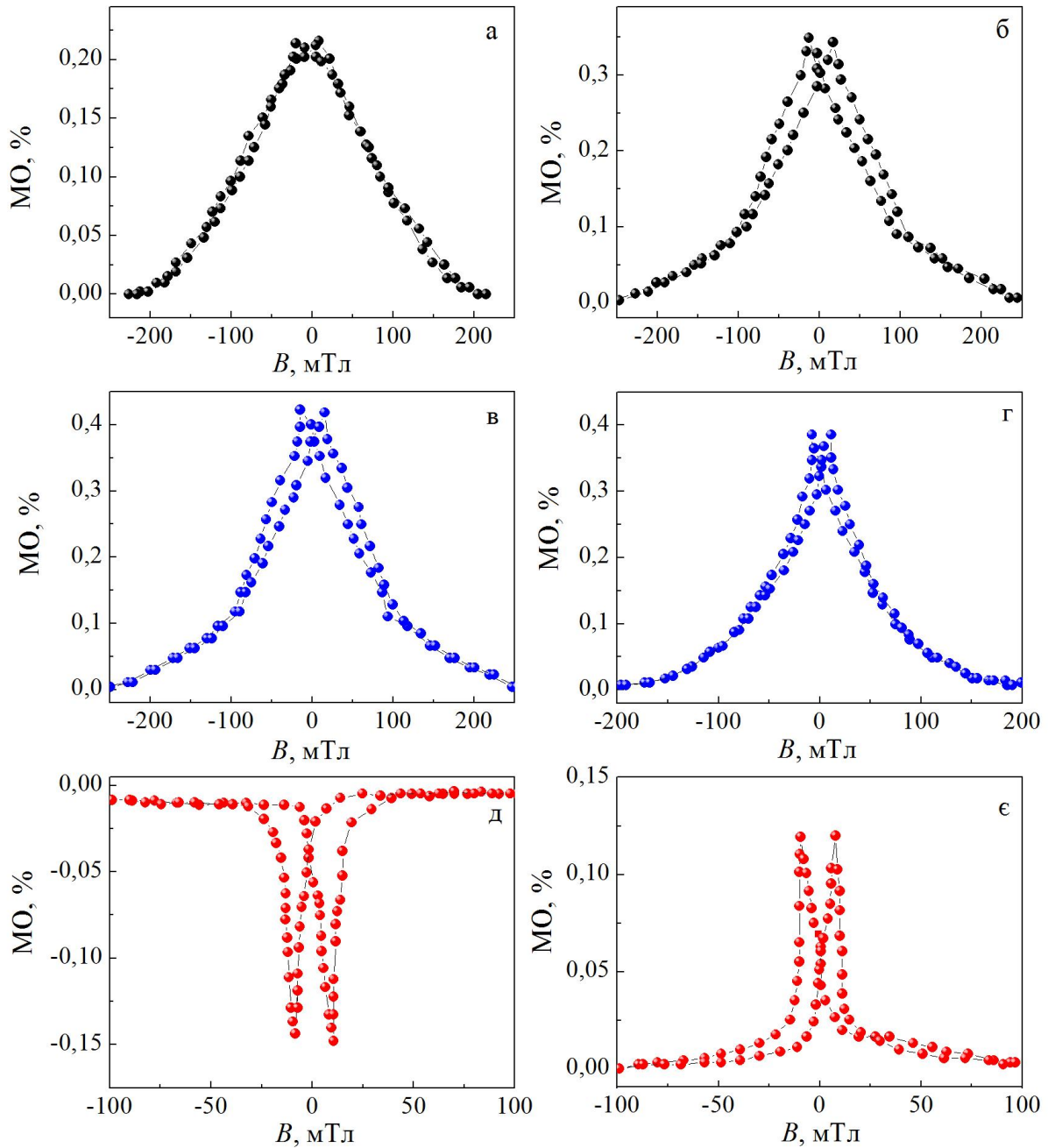


Рис. 4.2. Залежність величини МО від індукції зовнішнього магнітного поля для плівкової системи $[\text{Fe}(2,3)/\text{Cr}(2,8)]_{15}/\text{Pi}$: невідпаленої (а, б) і відпаленої до $T_e = 500$ (в, г) і 900 К (д, е) у двох геометріях вимірювання – поздовжній (а, в, д) і поперечній (б, г, е)

Значення МО, поля насичення та чутливості до магнітного поля для мультишарів $[\text{Fe}/\text{Cr}]_n$ у свіжесконденсованому стані та після термовідпалювання до $T_g = 500$ та 900 К у трьох геометріях вимірювання

c_{Fe} , ат.%	Система		$T_{\text{п}} = 300$ К			$T_g = 500$ К			$T_g = 900$ К		
			геометрії вимірювання								
				+	⊥		+	⊥		+	⊥
41	$[\text{Fe}(2,7)/\text{Cr}(4,1)]_{15}/\text{П}$	МО, %	-0,02	0,08	0,07	-	-	-	-0,04	0,09	0,03
		B_s , мТл	41	167	-	-	-	-	62	167	-
		S_B , %/Тл	0,41	0,49	-	-	-	-	0,61	0,51	-
45	$[\text{Fe}(2,3)/\text{Cr}(2,8)]_{15}/\text{П}$	МО, %	0,22	0,36	0,21	0,220	0,35	0,15	-0,11	0,04	0,05
		B_s , мТл	209	209	-	167	167	-	125	125	-
		S_B , %/Тл	1,05	1,72	-	1,317	2,12	-	0,89	0,28	-
50	$[\text{Fe}(2,7)/\text{Cr}(2,7)]_{15}/\text{П}$	МО, %	0,38	0,41	0,13	0,409	0,46	0,10	-0,13	0,06	0,08
		B_s , мТл	209	209	-	167	167	-	167	125	-
		S_B , %/Тл	1,81	1,98	-	2,449	2,75	-	0,76	0,49	-
62	$[\text{Fe}(3,2)/\text{Cr}(2)]_{15}/\text{П}$	МО, %	-0,03	0,14	0,08	-	-	-	-0,04	0,11	0,06
		B_s , мТл	41	83	-	-	-	-	125	146	-
		S_B , %/Тл	0,63	1,71	-	-	-	-	0,34	0,66	-
80	$[\text{Fe}(2,4)/\text{Cr}(0,6)]_{15}/\text{П}$	МО, %	-0,12	0,02	0,02	-0,12	0,01	0	-	-	-
		B_s , мТл	41	83	-	41	12	-	-	-	-
		S_B , %/Тл	2,88	0,24	-	2,38	0,75	-	-	-	-

термообробки вище 900 К ізотропність МО даних систем зникає у поздовжній геометрії. Для інших систем з тонкими (≤ 2 нм) або відносно товстими (4 нм) шарами Cr графіки залежності МО від B мають анізотропний характер, подібно до феромагнітних плівок. Для даних систем також є характерним переважання величини магнітоопору (МО) у поздовжній геометрії вимірювання в порівнянні з двома іншими геометріями. Термообробка зразків у широкому інтервалі температур (300 – 900 К) у більшості випадків призвела до незначного зростання величини МО у всіх трьох геометріях вимірювання у системах, які були відпалені до $T_g = 500$ К та поступовому її зменшенню – при подальшому відпалюванні до 900 К, а також зникненню ознак ГМО у всіх системах при $T_g = 900$ К.

У таблиці 4.2 наведені дані для поля насичення в досліджуваних зразках. Необхідно відзначити великі значення величини B_s у системах з ознаками ГМО (> 200 мТл), що характерно для мультишарів із можливим спін-залежним розсіюванням електронів. Особливості гістерезису в цих плівках виражаються в наявності подвійних піків на магніторезистивних петлях (рис. 4.2 а) і великими значеннями величини коерцитивності B_c (3,3 – 18,0 мТл), що можна пояснити почерговим перемагнічуванням шарів Fe. У анізотропних зразках на основі Fe/Cr спостерігається значне зменшення величини B_s (до 30 – 40 мТл), що істотно впливає на чутливість системи до магнітного поля. Зазвичай величина чутливості S_B для невідпалених зразків становить 0,4 – 3 % /Тл, а для відпалених до 900 К не перевищує 0,9 % /Тл.

Для мультишарів на основі Fe і Cu (табл. 4.3 та рис. 4.3) у більшості випадків характерна анізотропія МО, що пояснюється різним характером повороту векторів намагніченості вздовж осі легкого чи важкого намагнічування. Така закономірність характерна для зразків із загальною атомною концентрацією $c_{Fe} > 50$ ат.% у системі. Необхідно відзначити, що для вказаних зразків величина МО у більшості випадків не перевищує 0,05%. При менших значеннях c_{Fe} анізотропія зникає, а величина МО значно збільшується

Значення МО, поля насичення та чутливості до магнітного поля для мультишарів $[\text{Fe}/\text{Cu}]_n$ у свіжесконденсованому стані та після термовідпалювання до $T_g = 850$ К у трьох геометріях вимірювання

c_{Fe} , ат.%	Система		$T_{\Pi} = 300$ К			$T_g = 850$ К		
			геометрії вимірювання					
				+	⊥		+	⊥
48	$[\text{Fe}(1,6)/\text{Cu}(1,7)]_{15}/\Pi$	МО, %	0,11	0,18	0,11	0,04	0,07	0,06
		B_s , мТл	167	167	-	167	167	-
		S_B , %/Тл	0,64	1,12	-	0,26	0,44	-
53	$[\text{Fe}(1,9)/\text{Cu}(1,7)]_{15}/\Pi$	МО, %	-0,12	0,02	0,01	-0,11	0,02	0,02
		B_s , мТл	8	167	-	8	83	-
		S_B , %/Тл	14,5	0,12	-	12,9	0,27	-
62	$[\text{Fe}(2,9)/\text{Cu}(1,7)]_{15}/\Pi$	МО, %	-0,12	0,01	0,02	-0,12	0,01	0,03
		B_s , мТл	41	29	-	20	125	-
		S_B , %/Тл	3,02	0,35	-	5,8	0,11	-
77	$[\text{Fe}(2)/\text{Cu}(0,6)]_{15}/\Pi$	МО, %	-0,05	0,02	0,03	-0,02	0,03	0,02
		B_s , мТл	41	29	-	125	167	-
		S_B , %/Тл	1,17	0,52	-	0,12	0,21	-
90	$[\text{Fe}(3,7)/\text{Cu}(0,4)]_{15}/\Pi$	МО, %	-0,02	0,04	0,05	0,01	0,02	0,03
		B_s , мТл	83	83	-	83	167	-
		S_B , %/Тл	0,28	0,52	-	0,12	0,14	-

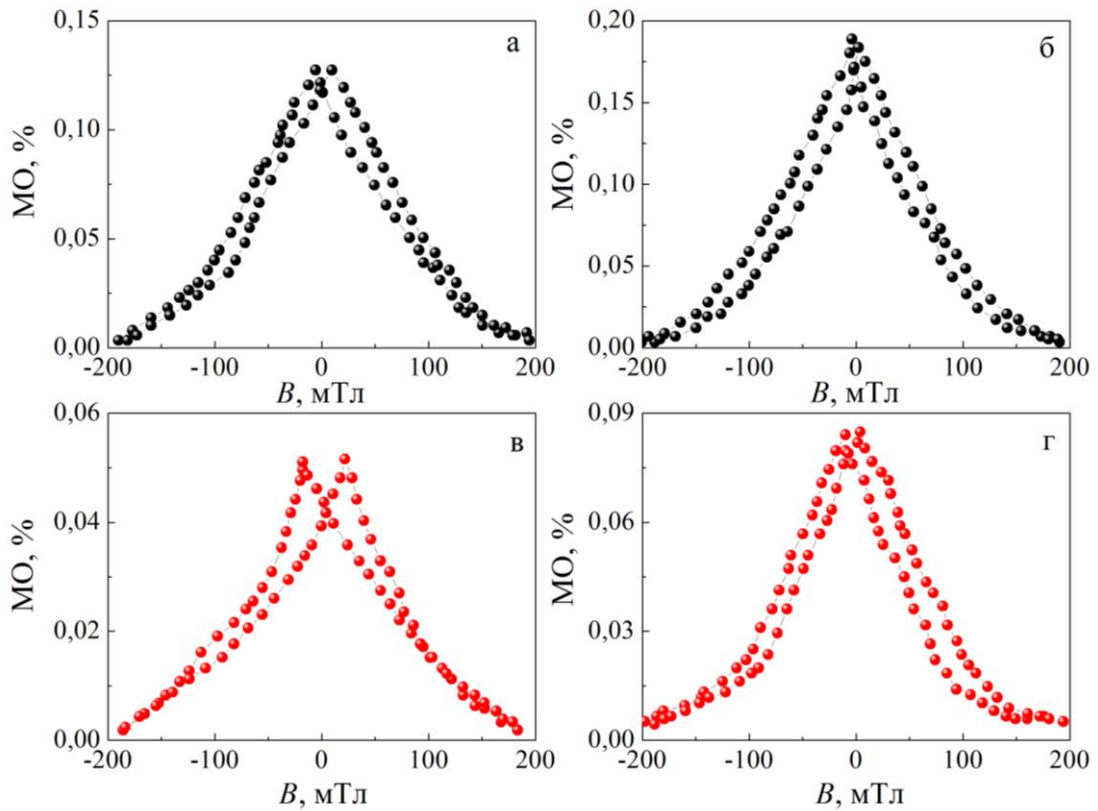


Рис. 4.3. Залежність величини МО від індукції зовнішнього магнітного поля для плівкової системи $[\text{Fe}(1,6)/\text{Cu}(1,7)]_{15}/\text{П}$: у невідпаленому стані (а, в) та після термовідпалювання до $T_g = 850$ К (в, г) у поздовжній (а, б) і поперечній (в, г) геометріях вимірювання

(для $[\text{Fe}(1,6)/\text{Cu}(1,7)]_{15}/\text{П}$ ($c_{\text{Fe}} = 48$ ат.%) $\text{МО} = 0,1 - 0,2$ %), що може свідчити про наявність ГМО в мультишарах на основі Fe/Cu. Як видно, при товщині прошарку Cu $0,5 - 1$ нм, що відповідає мінімуму на осциляційній залежності для МО [168], спостерігається досить значний спад його величини. Відмітимо, що на магніторезистивних залежностях присутність гістерезису та насичення системи спостерігається вже при малих полях, що в свою чергу спричиняє досить великі значення чутливості плівкової системи до магнітного поля (у зразках, де $d_{\text{Cu}} = 1,7$ нм величина $S_{\text{в}}$ досягає $0,6 - 14$ % / Тл).

Результати досліджень МО в багатошарових плівкових системах на основі фрагментів Fe/Cu після термовідпалювання до 700 К (рис. 4.3) вказують на зменшення коефіцієнта МО у порівнянні з невідпаленими зразками. Поступове зменшення величини МО зі збільшенням температури відпалювання до 700 К можна пояснити ростом зерен при термовідпалюванні. Зазначимо, що в поперечній геометрії для багатошарової плівкової системи, наприклад $[\text{Fe}(1,9)/\text{Cu}(3,4)]_{15}/\text{П}$, характерне додатне значення величини МО, що є наслідком зростання опору зі збільшенням величини зовнішнього магнітного поля, а не зменшенням, як це було до термовідпалювання. Тобто, можемо говорити, що в системі $[\text{Fe}(1,9)/\text{Cu}(3,4)]_{15}/\text{П}$ проявляється анізотропний МО, що полягає в зміні знака МО.

Так в плівковій системі $[\text{Fe}(1,6)/\text{Cu}(2)]_{10}/\text{П}$ величина МО складає $0,02\%$ (в поперечній геометрії) та $0,04\%$ (в перпендикулярній геометрії). Зазначимо, що в перпендикулярній геометрії вимірювання майже відсутня залежність зміни опору при зміні зовнішнього магнітного поля, що є наслідком анізотропного магніторезистивного ефекту у даній плівковій системі.

Аналіз розрахунку АМО для плівкових систем на основі Fe вказує на загальну закономірність зростання величини АМО при зменшенні загальної концентрації атомів магнітної компоненти в тришарових плівкових системах. З урахуванням зміни коерцитивної сили та товщини немагнітного прошарку подібну залежність можна пояснити осциляцією обмінної взаємодії між шарами магнітного матеріалу при переході від феромагнітного до антиферомагнітного зв'язку. Більш детально це питання буде розглянуто у наступному розділі.

4.2 Плівкові системи на основі Co і Cu та Co і Cr [122, 131, 163]

В одношарових плівках Co, як і в плівках Fe, спостерігається анізотропія магнітоопору. Дана анізотропія структурно-чутлива і сильно залежить від товщини зразка, температури термообробки та геометрії вимірювання. На рисунку 4.4, як приклад, наведені типові залежності величини МО при зміні зовнішнього магнітного поля для одношарових плівок Co у трьох геометріях вимірювання при різних температурах відпалювання.

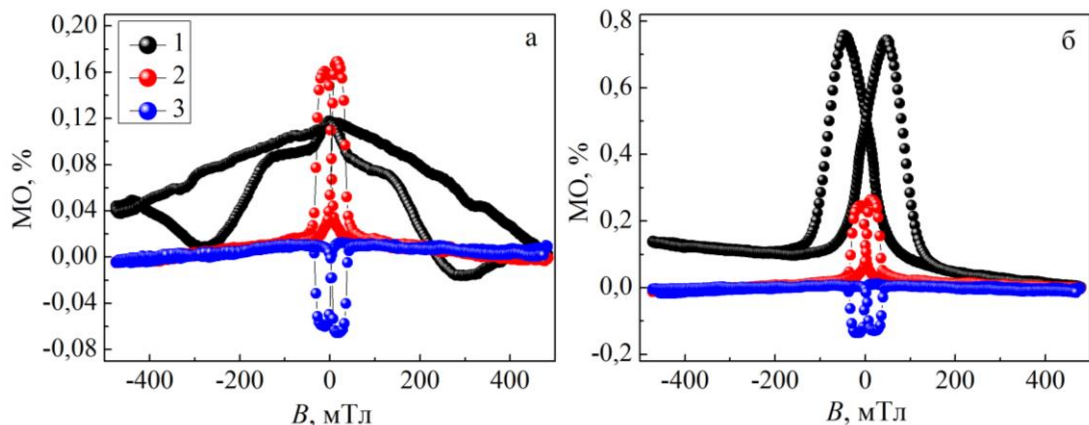


Рис. 4.4. Залежність величини МО від індукції зовнішнього магнітного поля для одношарової плівки Co(15)/Pt у невідпаленому (а) та відпаленому до $T_g = 800$ К (б) станах у трьох геометріях вимірювання: 1 – перпендикулярна, 2 – поперечна, 3 – поздовжня

Оскільки плівки були отримані на підігріту підкладку ($T_p = 450$ К), то можна вважати, що в них майже відсутні структурні дефекти. Однак повну їх відсутність виключити неможливо, про що прямо свідчить наявність анізотропії зразків у свіжесконденсованому стані. Щоб остаточно позбутися дефектів було проведено подальше термовідпалювання до температури 800 К. Таку температуру було обрано не випадково, оскільки, як відомо, при температурах 600 – 700 К відбувається процес поліморфного переходу ГЦП-Co → ГЦК-Co. Максимальна анізотропія була присутня у зразках з товщиною більше 30 нм при їх термовідпалюванні до $T_g = 800$ К у перпендикулярній геометрії вимірювання, що можна пояснити змінами кристалічної структури плівки, покращенням доменної структури та заліковуванням дефектів. Після закінчення процесу поліморфного переходу у плівках спостерігається збільшення

середнього розміру кристалітів та коерцитивності і втрата вираженої магнітної анізотропії, що також було показано в роботах [171, 172].

Виходячи із отриманих результатів можна зробити висновок, що в одношарових феромагнітних плівках анізотропія має два механізми виникнення – конденсаційного і термостимульованого походження. Вказані механізми анізотропії характеризуються амплітудою та кутовою дисперсією. Локальна анізотропія в полікристалічних плівках визначається одноосною, локальною кристалографічною та анізотропією мікронапружень.

На відміну від одношарових плівок Co, у плівкових системах Co/Cr та Co/Cu можлива реалізація анізотропії проміжних шарів, гранульованих сплавів та твердих розчинів. Також можна простежити анізотропію МО при дослідженні магніторезистивних властивостей зразків, а саме при переході від однієї до іншої геометрії вимірювання або при різних кутах повороту зразка. Відмітимо, що під кутом повороту мається на увазі безперервний процес вимірювання зміни МО під дією зовнішнього магнітного поля, при якому відбувається перехід від поперечної до паралельної геометрії вимірювання. Зміну величини магнітоопору у цьому випадку можна пояснити зміною середньої довжини вільного пробігу електронів провідності (λ_0) під дією сили Лоренца за умови кристалографічної анізотропії тонких феромагнітних шарів.

Дослідження магніторезистивних властивостей тришарових плівкових структур Co/Cu/Co/P із різною концентрацією магнітної компоненти (рис. 4.5 і 4.6, табл. 4.4) показали, що для них характерна ізотропність величини МО у всіх трьох геометріях вимірювання, що є однією з трьох ознак ГМО. Зазначимо, що згідно роботи [169] перехід від анізотропного МО до ГМО можливий, при умові коли домінуючий внесок у величину МО вносить спін-залежне розсіювання електронів провідності на інтерфейсах магнітний/немагнітний метал або магнітних гранулах у порівнянні із розсіюванням на магнітних моментах доменів та їх стінках. Оскільки досліджувана система відноситься до систем з необмеженою розчинністю компонент, то вона є найкращим прикладом систем, в яких реалізується спін-залежне розсіювання електронів. Підтвердженням утворення т.р. (Cu, Co) в системі є результати електронографічних досліджень, які наведені у розділі 3.

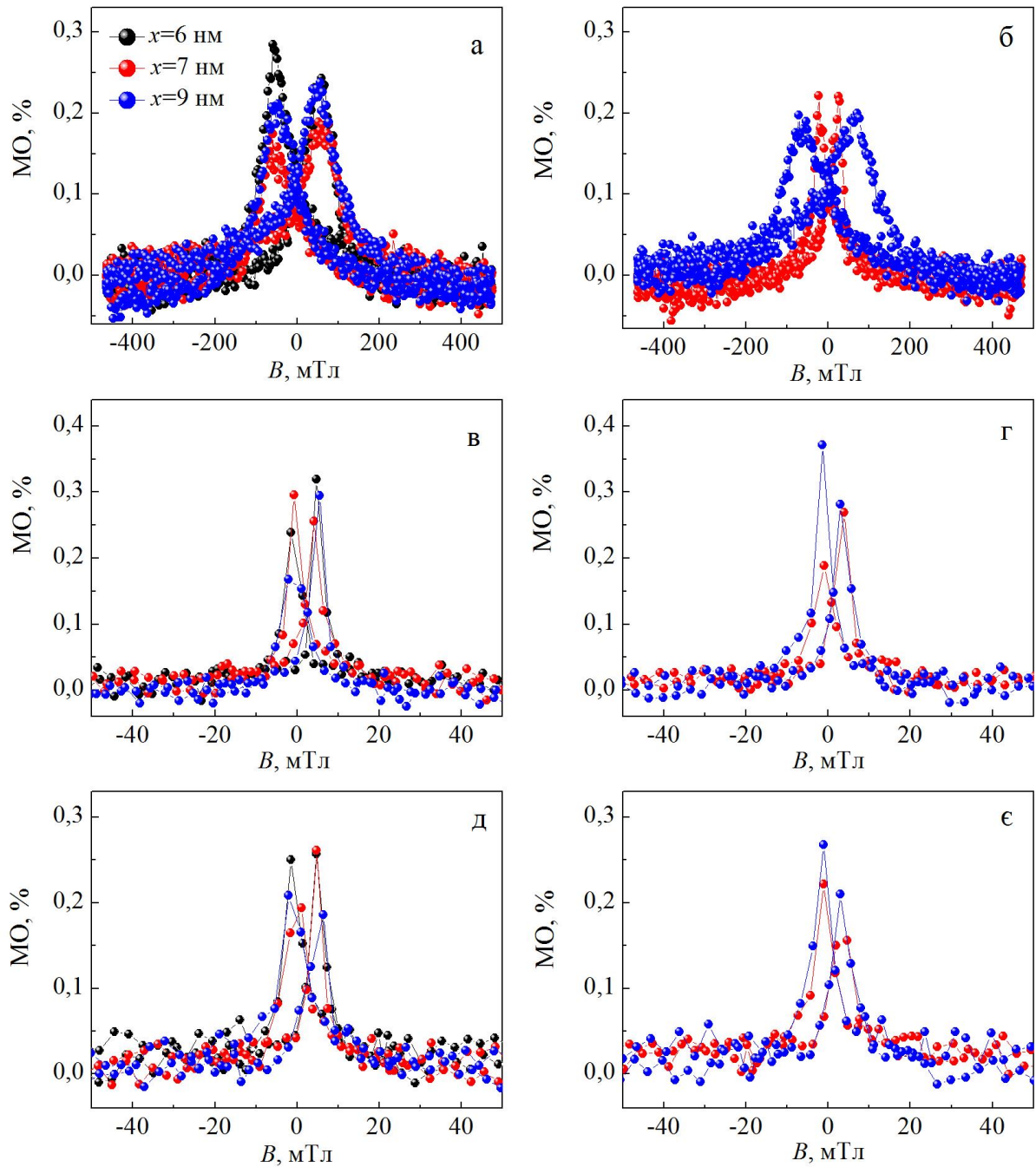


Рис. 4.5. Залежність величини МО від індукції зовнішнього магнітного поля для плівкової системи $\text{Co}(14)/\text{Cu}(x)/\text{Co}(14)/\text{П}$, невідпаленої (а, в, д) та відпаленої до $T_g = 700 \text{ K}$ (б, г, є), у перпендикулярній (а, б), поперечній (в, г) та поздовжній (д, є) геометріях вимірювання. $x = 6, 7, 9 \text{ nm}$

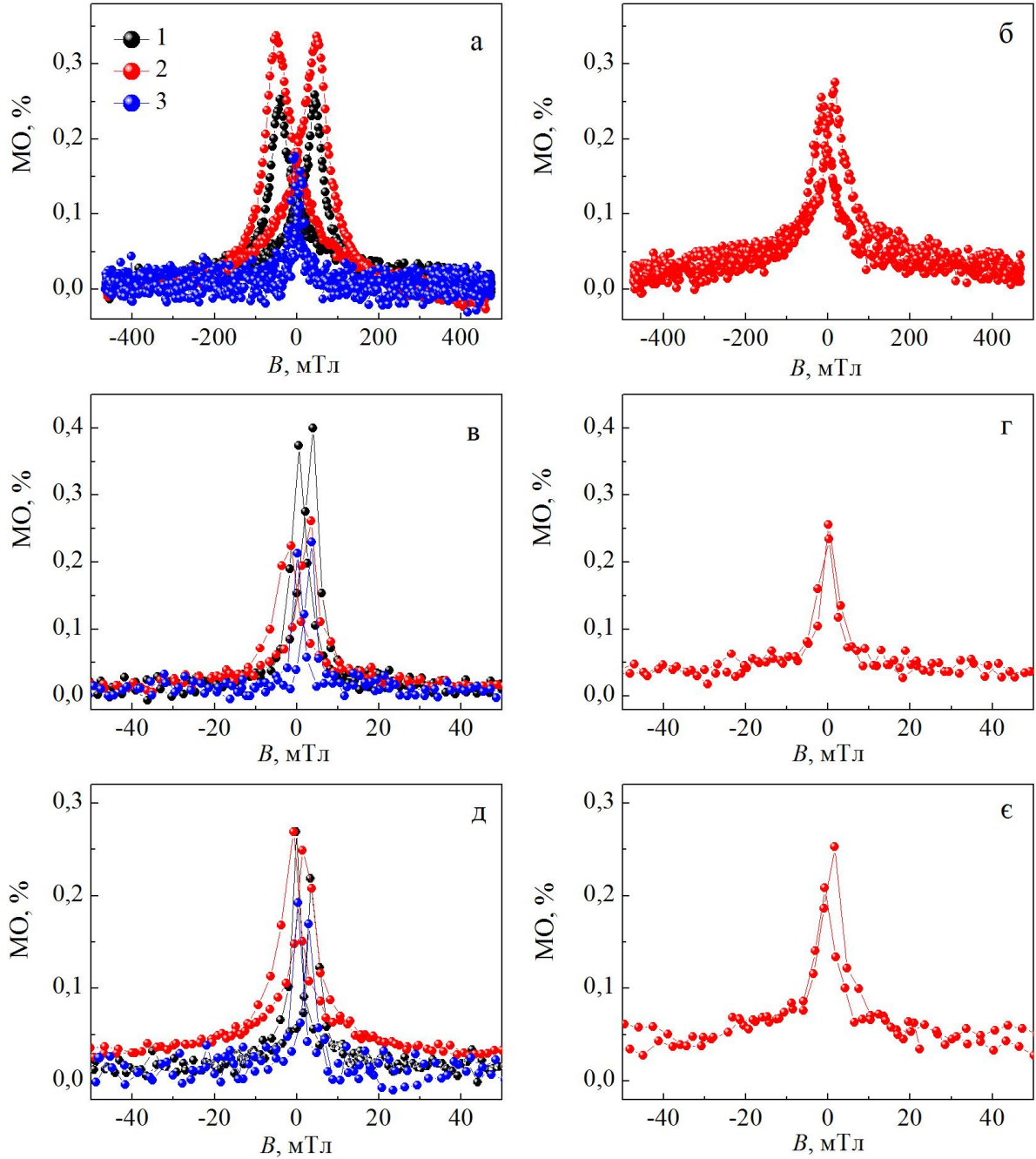


Рис. 4.6. Залежність МО від індукції зовнішнього магнітного поля для плівкових систем: 1 – Co(9)/Cu(3)/Co(9)/П, 2 – Co(10)/Cu(25)/Co(25)/П та 3 – Co(30)/Cu(30)/Co(15)/П, невідпалених (а, в, д) та відпалених до $T_g = 700$ К (б, г, є), у перпендикулярній (а, б), поперечній (в, г) та поздовжній (д, є) геометріях вимірювання

Значення МО, поля насичення та чутливості до магнітного поля для плівкової системи Co/Cu/Co/П при різних товщинах у трьох геометріях вимірювання

c_{Co} , ат.%	Система		$T_{п} = 300 \text{ K}$			$T_{e} = 700 \text{ K}$		
			геометрії вимірювання					
				⊥	⊥		⊥	⊥
62	Co(30)/Cu(30)/Co(15)/П	МО, %	0,19	0,23	0,16	-	-	-
		B_{s} , мТл	23	21	51	-	-	-
		S_{B} , % / Тл	0,83	1,09	0,31	-	-	-
66	Co(20)/Cu(25)/Co(25)/П	МО, %	0,26	0,26	0,34	0,25	0,26	0,25
		B_{s} , мТл	37	35	100	39	22	100
		S_{B} , % / Тл	0,71	0,75	0,34	0,65	1,16	0,25
77	Co(14)/Cu(9)/Co(14)/П	МО, %	0,21	0,29	0,24	0,27	0,37	0,200
		B_{s} , мТл	30	14	200	44	37	134
		S_{B} , % / Тл	0,69	2,11	0,12	0,61	1,01	0,15
81	Co(14)/Cu(7)/Co(14)/П	МО, %	0,26	0,31	0,19	0,22	0,27	0,22
		B_{s} , мТл	35	29	140	39	37	24
		S_{B} , % / Тл	0,75	1,02	0,14	0,56	0,73	0,92
83	Co(14)/Cu(6)/Co(14)/П	МО, %	0,26	0,32	0,28	-	-	-
		B_{s} , мТл	32	25	100	-	-	-
		S_{B} , % / Тл	0,81	1,28	0,28	-	-	-
87	Co(9)/Cu(3)/Co(9)/П	МО, %	0,27	0,40	0,26	-	-	-
		B_{s} , мТл	28	23	99	-	-	-
		S_{B} , % / Тл	0,96	1,75	0,26	-	-	-

Залежності зміни величини магнітоопору тришарових плівок на основі Co і Cu у свіжесконденсованому стані та після термообробки до різних температур представлені на рисунку 4.5 на прикладі плівкової системи Co/Cu(x)/Co/П (де x – ефективна товщина від 6 до 9 нм). Результати магніторезистивних досліджень свідчать про термостабільність досліджуваної системи. На графіках залежності величини магнітоопору від індукції зовнішнього магнітного поля спостерігається лише незначне зменшення величини МО та поля насичення B_s після термовідпалювання до $T_s = 700$ К. Подібну поведінку можна пояснити процесами термодифузії, що відбуваються в системі з надлишком атомів Co.

Зведені значення величини МО, поля насичення та чутливості до магнітного поля для плівкової системи Co/Cu/Co/П при різних товщинах у трьох геометріях вимірювання наведені в таблиці 4.4. Зазначимо, що з ростом загальної концентрації атомів Co в системі спостерігається збільшення значення величини магнітоопору. Особливо це помітно при поперечній геометрії вимірювання, в якій при концентрації $c_{Co} = 60$ ат.% величина МО становить 0,2%, та при $c_{Co} = 87$ ат.% – 0,4% відповідно (табл. 4.4). Концентраційна залежність величини МО від загальної концентрації магнітної компоненти (c_{Co}) при трьох геометріях вимірювання наведена на рисунку 4.7.

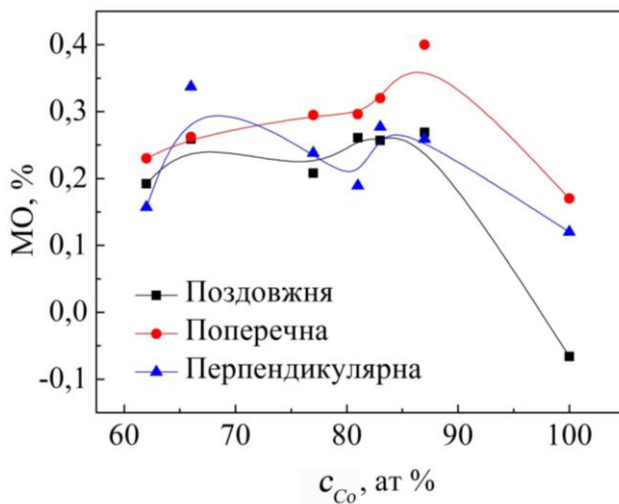


Рис. 4.7. Залежності величини МО у т.р. (Cu, Co) від загальної концентрації магнітної компоненти у свіжесконденсованому стані тришарових систем Co/Cu/Co/П при трьох геометріях вимірювання

Слід зазначити, що для величини МО т.р. (Cu, Co) характерне середнє значення складає 0,30 % при загальній концентрації $c_{Co} = 65$ ат.%, при подальшому збільшенні загальної концентрації атомів Co у системі величина

магнітоопору спочатку зменшується ($MO = 0,18 - 0,22\%$ при $c_{Co} = 80$ ат.%), а потім зростає майже в два рази ($MO = 0,35 - 0,4\%$; $c_{Co} = 85$ ат.%).

Значення величини індукції насичення при різних геометріях для плівкових системи на основі Co і Cu найбільше в перпендикулярній геометрії вимірювання, що пояснюється присутністю в цій геометрії осі важкого намагнічування. Досліджувані плівкові системи Co/Cu/Co/П незважаючи на невелику величину $MO = 0,1 - 0,4\%$, характеризуються великими значеннями величини чутливості до магнітного поля. Найбільше значення S_B зафіксовано для системи Co(14)/Cu(9)/Co(14)/П і складає 22% / Тл в поперечній геометрії вимірювання.

Термовідпалювання плівкової системи до $T_g = 700$ К не призводить до значної зміни величини MO , середнє значення якої складає 0,25 – 0,3% у всіх трьох геометріях вимірювання, що свідчить про температурну стійкість системи, тобто про те, що всі структурно-фазові процеси відбулися у даних зразках ще на стадії конденсації компонент і значні зміни величини MO цих систем можна очікувати лише при більших значеннях температури відпалювання. Порівнюючи результати досліджень магнітоопору та кристалічної структури (розділ 3) можна зробити висновок, що величина MO безпосередньо залежить від структурно-фазового стану системи.

У результаті магніторезистивних досліджень також було встановлено, що у залежності від товщини проміжного немагнітного шару відбувається зміна магніторезистивних властивостей плівкової системи. Так, при збільшенні товщини немагнітного прошарку Cu від 6 до 9 нм величина поля насичення збільшується від 100 до 200 мТл, відповідно значення чутливості плівкової системи при цьому збільшується від 1,2 до 2,8 %/мТл. З отриманих результатів можна зробити висновок, що не лише товщина магнітних шарів значно впливає на величину магнітоопору системи. Так, як показано в багатьох роботах саме товщина проміжного немагнітного шару може визначати величину коерцитивної сили системи, і як наслідок, швидкість реагування на зміну магнітного поля. Подібна властивість як найкраще може бути використана в приладових структурах при швидких змінах магнітних полів.

Використовуючи формулу (2.7) для розрахунку анізотропного магнітоопору на основі отриманих даних величини магнітоопору в трьох

геометриях вимірювання було розраховано величину АМО для плівкової системи на основі Со і Сu (табл. 4.5). З аналізу отриманих даних можна зробити висновки, що найбільші значення анізотропії спостерігаються в системах на основі Со і Сu при загальній концентрації феромагнітної компоненти $c_{Co} = 65$ ат.% та $c_{Co} = 83$ ат.% відповідно.

Таблиця 4.5

Значення розрахункової величини АМО при кімнатній температурі для дво- та тришарових плівкових систем на основі Со і Сu

Система	c_{Co} , ат.%	АМО,%
Со(13)/Сu(35)/П	29	0,31
Со(22)/Сu(35)/П	40	0,66
Со(31)/Сu(36)/П	48	0,67
Со(30)/Сu(30)/Со(15)/П	62	3,63
Со(46)/Сu(31)/Со(18)/П	65	4,08
Со(46)/Сu(23)/Со(18)/П	72	2,35
Со(14)/Сu(9)/Со(14)/П	77	3,53
Со(14)/Сu(6)/Со(14)/П	83	4,76
Со(9)/Сu(3)/Со(9)/П	87	3,77

Із урахуванням температурної стійкості магніторезистивних властивостей та структурно-фазового стану досліджуваної системи було розглянуто її використання як основи багатошарових плівкових систем. Мультишари, що складаються з чергування магнітних та немагнітних шарів, є першими системами, в яких спостерігалось явище гігантського магнітоопору [8, 9, 168].

При формуванні мультишарів особлива увага приділяється їх структурній стабільності під дією температури та часу. Тому при виготовленні використовується методика повільної конденсації компонент для сповільнення процесів перемішування шарів хоча б на стадії осадження за рахунок зменшення конденсаційно-стимульованої дифузії. Саме через складність отримання мультишарів ускладнюється їх широке застосування. Також особлива увага приділяється вимогам до реалізації антиферомагнітної взаємодії, яка досить сильно залежить від дотримання певної товщини фрагментів мультишару. В досить великій кількості робіт повідомляється про осциляційний характер залежності величини ГМО від товщини магнітного чи

немагнітного прошарку, наприклад [9, 12, 168]. На рисунку 4.8 наведені залежності величини МО від прикладеного зовнішнього магнітного поля для мультишарів на основі Co і Cu із різною товщиною немагнітного прошарку.

Розглядаючи залежність величини МО від товщини магнітного шару можна відмітити, що у нашому випадку критичною виявилася товщина $d_{Co} = 3$ нм (рис. 4.8 а). За даної товщини в плівковій системі на основі Co/Cu спостерігається максимальне значення магнітоопору, яке складає 0,41% при поперечній геометрії вимірювання та 0,34 % і 0,19 % при поздовжній та перпендикулярній геометріях, відповідно. Якщо порівняти магніторезистивні характеристики мультишарів та тришарових плівкових систем за загальною концентрацією в них атомів Co, то можна відмітити, що при однаковій концентрації магнітної компоненти в цих структурах присутні протилежно різні значення величини МО, коерцитивної сили та поля насичення.

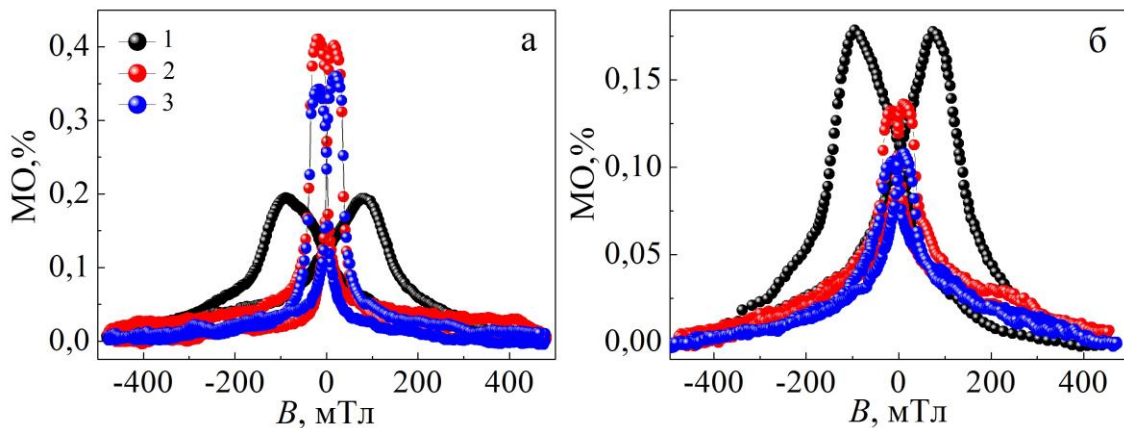


Рис. 4.8. Залежність МО для Co(3)/Cu(4)/Co(3)/Cu(2)/Co(3)/П (а) та Co(3)/Cu(2)/Co(3)/Cu(4)/Co(2)/П (б) від прикладеного зовнішнього магнітного поля в трьох геометріях вимірювання: 1 – перпендикулярній, 2 – поперечній, 3 – поздовжній

Так, для спостереження у тришаровій плівковій системі величини МО, що має місце в мультишарах з концентрацією $c_{Co} = 62$ ат. %, необхідно підвищити c_{Co} до 87 ат. %. Розглядаючи вплив товщини окремих фрагментів мультишару, необхідно також враховувати порядок чергування магнітних та немагнітних шарів. На рисунку 4.8 наведені залежності $MO(B)$ для двох типів мультишарів Co/Cu. У першому випадку товщина нижнього шару Co складає 2 нм, а

верхнього 4 нм, відповідно. У другому випадку має місце протилежний характер порядку чергування. Як наслідок, значення величини МО зменшується майже в 4 рази (до 0,13 % та 0,10 % у поперечній та поздовжній геометріях вимірювання відповідно). Порядок чергування немагнітних шарів майже не впливає на величину МО в перпендикулярній геометрії вимірювання. Значення магнітоопору для таких систем у свіжесконденсованому стані дає можливість зробити висновок, що в даних системах присутні ознаки гігантського магнітоопору.

Також слід зазначити, що зміни у чергуванні та товщині проміжних шарів не впливають на величину коерцитивної сили для обох розглянутих типів мультишарів, на відміну від тришарових плівок на основі Co і Cu (табл. 4.6).

Розглянемо питання про оптимальну кількість фрагментів у мультишарах, яке є досить важливим з технологічної точки зору у подальшому використанні мультишарів, як приладових структур магнітних датчиків. Так, для мультишарів на основі Co/Cu спостерігається збільшення коерцитивної сили у порівнянні з тришаровими плівковими зразками при однакових значеннях загальної концентрації Co в системі приблизно у 7 – 8 разів.

Однак таке трактування поведінки досить умовне, оскільки для даної плівкової системи характерне повне переміщення ще на стадії конденсації компонент, про що говорилось у розділі 3. Зважаючи на товщину проміжних шарів Cu, можна стверджувати, що збільшення величини коерцитивної сили викликане внутрішніми мікронапруженнями, що виникли внаслідок розбіжності параметрів ґраток немагнітних і феромагнітних шарів та зміною умов розсіювання електронів на інтерфейсах Cu/Co/П та вакуум/Co/Cu. Також однією з умов зміни величини B_c може бути прояв обмінної взаємодії, що виникає між магнітними шарами та немагнітними прошарками при зміні їх товщин [13]. За результатами проведених досліджень зміни величини МО під впливом зовнішніх факторів можна зробити висновок, що у системах типу Co/Cu/Co при кімнатній температурі вимірювання присутні ознаки ГМО.

З точки зору виготовлення, у порівнянні із мультишарами чи гранульованими сплавами, значно простішими можуть бути спін-клапанні

Таблиця 4.6

Значення величини коерцитивної сили для плівкової системи Co/Cu/Co/П при різних товщинах у трьох геометріях вимірювання

Система	c_{Co} , ат.%	B_c , мТл		
		геометрії вимірювання		
		⊥	⊕	∥
Co(9)/Cu(3)/Co(9)/П	87	42	2,3	1,8
Co(14)/Cu(6)/Co(14)/П	83	54	3,2	3,3
Co(14)/Cu(7)/Co(14)/П	81	56	2,4	3
Co(14)/Cu(9)/Co(14)/П	77	50	3,5	4,6
Co(20)/Cu(25)/Co(25)/П	66	51	2,3	1,4
Co(30)/Cu(30)/Co(15)/П	62	10	2,3	1,5
Co(3)/Cu(4)/Co(3)/Cu(2)/Co(3)/П	62	85	17	18
Co(3)/Cu(2)/Co(3)/Cu(4)/Co(2)/П	62	85	15	11

структури, що є основними приладовими структурами на основі матеріалів із можливим спін-залежним розсіюванням електронів, які знайшли широке розповсюдження в мікроелектроніці та спінтроніці [12, 113, 148]. На сьогодні до спін-клапанів відноситься цілий клас різних за складом структур. Однак, найбільш простими для реалізації залишаються прості спін-клапани на основі тонких металевих багатошарових плівок [12]. Вони складаються з двох основних робочих магнітних шарів, які розділені немагнітним прошарком, причому один з них зафіксовано додатковим антиферромагнітним шаром, а інший лишається вільним. Під дією зовнішнього магнітного поля вільний шар перемагнічується швидше і коли напрям магнітної індукції поля співпадає із напрямом вектора намагніченості закріпленого шару, опір спін-клапану мінімальний, а коли в протилежному напрямку – максимальний.

Найпростішими з точки зору реалізації конструкції можуть бути так звані псевдо спін-клапанні структури які застосовуються при виготовленні чутливих елементів датчиків [174 – 179]. Основною відмінністю їх від класичних спін-клапанів є відсутність додаткового антиферромагнітного шару. Магнітожорсткість одного з шарів (найчастіше нижнього) у цьому випадку забезпечується за рахунок різної товщини магнітних шарів або їх фазового складу. Подібні плівкові структури для зручності також прийнято називати спін-клапанами, оскільки великої різниці в магніторезистивних властивостях між простими або псевдо спін-клапанами немає.

Після проведення попередніх досліджень магніторезистивних властивостей різних комбінацій плівкових систем із можливим спін-залежним розсіюванням електронів на основі магнітних та немагнітних шарів (Fe/Cu, Fe/Cr та Co/Cu) також було розглянуто можливість створення спін-клапанної структури у вигляді багатошарових плівкових систем на основі Co і Cr [180]. У системах на основі Co і Cr не спостерігаються високі значення магнітоопору [181], однак за іншими магнітними характеристиками вони мають певну перевагу у порівнянні з класичними системами. Окрім того, як вже зазначалося у розділі 3, компоненти системи майже не розчинні один у одному, що виключає вплив структурного-фазового стану на магніторезистивні властивості чутливих елементів, створених на їх основі. На основі досліджень

структурного-фазового стану та магніторезистивних властивостей одношарових плівок Co (рис. 4.4) були обрані оптимальні товщини для забезпечення різниці в магнітожорсткості двох магнітних шарів.

На рисунку 4.9 наведені типові залежності величини магнітоопору від індукції зовнішнього магнітного поля для плівкових систем Co(5)/Cr(5)/Co(20)/П та Co(5)/Cr(13)/Co(20)/П у свіжесконденсованому стані та після термовідпалювання до $T_g = 800$ К та 1000 К. Як видно з наведених графіків для плівкової системи Co/Cr/Co присутній анізотропний характер залежності величини магнітоопору при різних геометріях вимірювання: система має від'ємне значення МО у поздовжній геометрії та додатне при поперечній та перпендикулярній геометріях вимірювання. Зазначимо, що оскільки подібний характер залежностей зберігається і після термовідпалювання до 800 та 1000 К, можна зробити висновок про певну температурну стійкість магніторезистивних властивостей даних плівкових систем.

Як показали дослідження структурно- фазового стану, наведені у розділі 3, плівкові системи Co/Cr/Co/П у свіжесконденсованому стані двофазні (ОЦК-Cr + ГЦП-Co) з дрібнодисперсною структурою. При термовідпалюванні до 800 К не відбувається жодних змін у фазовому стані плівкових систем, відмічається незначне збільшення кристалітів. Лише при високотемпературному відпалюванні, більше 900 К, в плівковій системі відбувається утворення інтерметалідної фази та оксиду Cr₂O₃.

Зведені дані величини МО, коерцитивної сили та чутливості для плівкових систем типу Co/Cr(x)/Co/П, (де $x=3,5,\dots,20$ – ефективна товщина нм) наведені в таблиці 4.7. Зупинимося на них більш детально. Як вже зазначалося, для магніторезистивного ефекту в плівковій системі Co/Cr/Co/П (рис. 4.9) характерне невелике значення МО (0,1% – 0,3%), при цьому максимальне значення 0,4% було отримане в перпендикулярній геометрії вимірювання після термовідпалювання системи до $T_g = 800$ К при товщині проміжного шару $d_{Cr} = 20$ нм. Загалом термовідпалювання зразків призводить до зростання значення величини МО приблизно в 2 рази для всіх систем типу Co/Cr/Co. При високотемпературному відпалюванні $T_g = 1000$ К спостерігається поступове

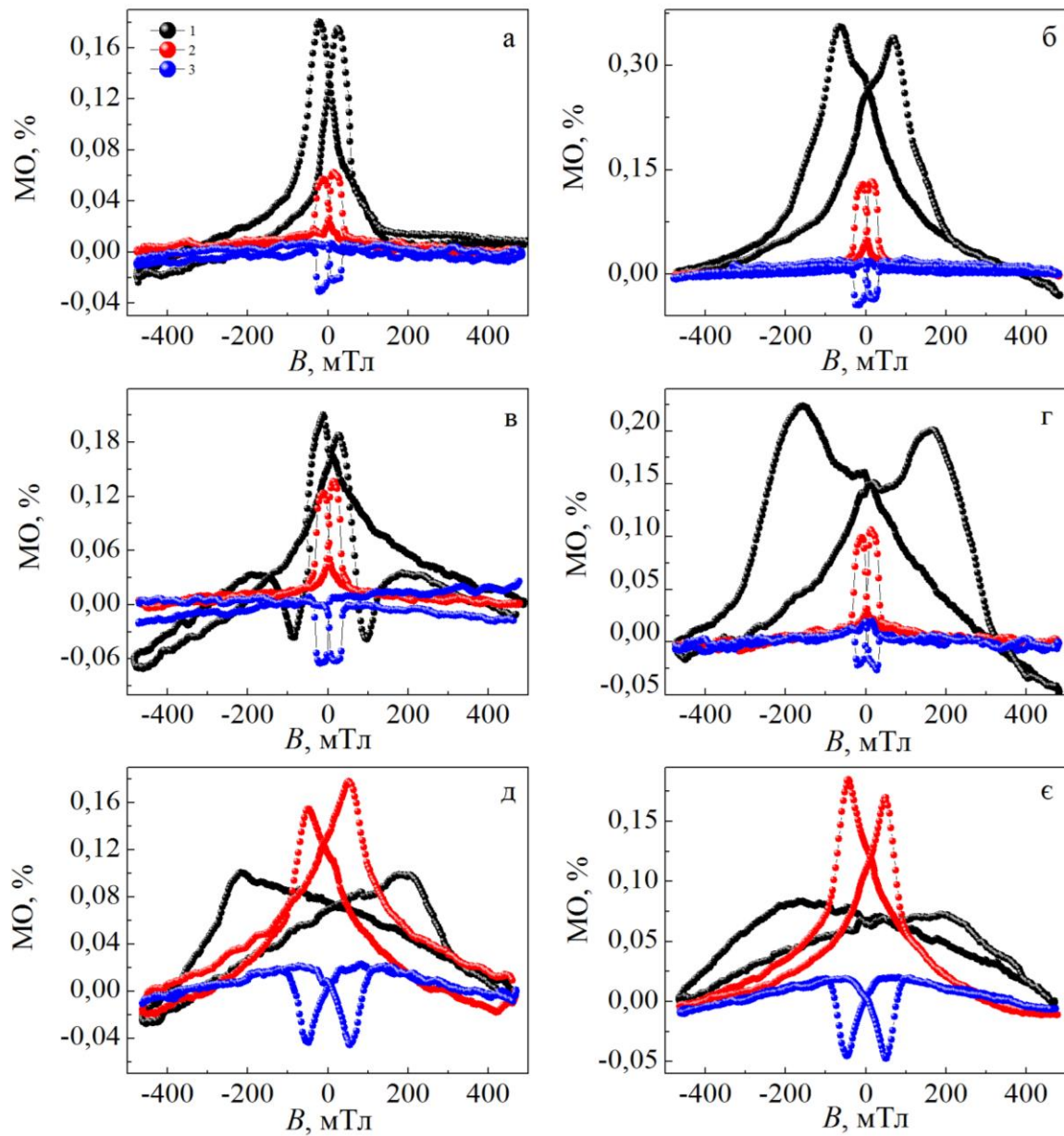


Рис. 4.9. Залежність величини МО від індукції зовнішнього магнітного поля для плівкових зразків $\text{Co}(5)/\text{Cr}(5)/\text{Co}(20)/\text{P}$ (а, в, д) та $\text{Co}(5)/\text{Cr}(13)/\text{Co}(20)/\text{P}$ (б, г, є) у невідпаленому (а, б) та відпаленому до 800 К (в, г) і 1000 К (д, є) станах. Геометрії вимірювання: 1 – перпендикулярна; 2 – поперечна; 3 – поздовжня

Значення МО, поля насичення та чутливості до магнітного поля для плівкової системи Co/Cr/Co/П при різних товщинах у трьох геометріях вимірювання у свіжесконденсованому стані та після термовідпалювання до $T_g = 800$ та 1000 К

Система	c_{Co} , ат.%	T , К	МО, %			B_s , мТл			S_B , %/Г		
			геометрії вимірювання								
			⊥	⊕	∥	⊥	⊕	∥	⊥	⊕	∥
Co(5)/Cr(5)/Co(20)/П	83	300	0,18	0,06	-0,03	23,06	13,21	32,62	7,80	4,54	0,91
		800	0,21	0,14	-0,06	90,74	13,51	20,39	10,02	10,36	3,18
		1000	0,10	0,15	-0,04	199,72	49,69	52,25	0,50	3,01	0,76
Co(5)/Cr(10)/Co(20)/П	71	300	0,13	0,04	-0,02	12,53	17,00	15,18	1,07	2,35	1,18
		800	0,22	0,12	-0,01	26,92	13,31	22,13	8,17	9,02	0,13
		1000	0,08	0,13	-0,03	183,96	72,15	42,18	0,43	1,80	0,71
Co(5)/Cr(15)/Co(20)/П	63	300	0,19	0,13	-0,04	129,55	13,96	21,04	10,35	9,31	1,71
		800	0,27	0,20	-0,10	149,66	16,57	20,16	18,73	12,00	4,91
		1000	0,04	0,06	-0,02	67,98	54,01	73,02	0,52	1,11	0,20
Co(5)/Cr(20)/Co(20)/П	56	300	0,26	0,10	-0,06	139,47	16,06	15,75	6,20	6,23	3,80
		800	0,40	0,16	-0,07	20,16	15,21	17,93	19,84	10,51	3,90
		1000	0,02	0,02	0,03	117,22	37,12	67,49	0,11	0,53	0,42

падіння значення магнітоопору у перпендикулярній і поздовжній геометріях вимірювання та його зростання у всьому інтервалі температур у поперечній геометрії. Особливість польових залежностей МО від B – наявність подвійних піків, що особливо яскраво виражено на прикладі системи Co(5)/Cr(13)/Co(20)/П (рис. 4 9 б, г, д), що можна пояснити почерговим перемагнічуванням шарів Co [182]. Аналогічна поведінка спостерігалася для плівкової системи Co/Cu/Co.

У плівковій системі типу Co/Cr(x)/Co/П із загальною концентрацією атомів Co компоненти $c_{Co} = 60 - 66$ ат.% спостерігається максимум МО у всіх трьох геометріях вимірювання, та мінімум при $c_{Co} = 70 - 75$ ат.%, відповідно. Виняток складає залежність МО від c_{Co} у поздовжній геометрії, у якій при $c_{Co}=82$ ат.% з'являється також другий максимум.

Відмітимо, що, не дивлячись на невеликі значення величини МО, плівкові системи на основі Co і Cr характеризуються досить великими значеннями коерцитивної сили B_c (> 100 мТл) при загальній концентрації атомів Co $c_{Co} = 56 - 63$ ат.% в перпендикулярній геометрії як у свіжесконденсованому стані, так і після термовідпалювання до 800 К. Однак, при збільшенні загальної концентрації атомів феромагнітної компоненти для даної системи у невідпаленому стані величина коерцитивної сили B_c у всіх трьох геометріях вимірювання у середньому становить 20 мТл, причому після термовідпалювання до 800 К вона майже не змінюється. Слід зазначити, що при високотемпературному відпалюванні до 1000 К на графіках залежності спостерігається збільшення B_c майже втричі у всьому діапазоні концентрацій для всіх трьох геометрій. Так, наприклад, для системи Co(5)/Cr(13)/Co(20)/П значення B_c збільшується від 23 мТл (300 К) до 200 мТл (1000 К) в перпендикулярній геометрії вимірювання. Збільшення величини коерцитивної сили підтверджує попередні висновки про утворення інтерметалідної фази CoCr в системі при $T_e = 1000$ К. У роботі [25] також було показано, що утворення сплаву CoCr при високотемпературному відпалюванні призводить до збільшення коерцитивності від 1 до 240 мТл.

Необхідно відмітити великі значення коерцитивної сили B_c (> 200 мТл) в системах з товщиною $d_{Cr} \geq 10$ нм, що є характерним для плівкових систем із

СЗРЕ. Найбільші значення B_c характерні для перпендикулярної геометрії у всьому діапазоні температур відпалювання. Графік залежності B_c від T_e носить осциляційний характер з двома максимумами при загальній концентрації атомів Со в системі $c_{Co}=70$ ат. % та 90 ат. %. З ростом температури перший пік на залежності зміщується вліво до $c_{Co} = 60$ ат. %, що можна пояснити зростанням розміру кристалітів. В той час другий максимум поступово зникає, причиною чого може бути недостатньо велике магнітне поле, для того щоб перемагнітити зразок. Відмітимо, що зі збільшенням загальної концентрації магнітної компоненти в системі при поздовжній геометрії вимірювання відбувається зменшення величини B_c у всьому діапазоні температур.

Використовуючи отримані дані величини магнітоопору для трьох геометрій вимірювання, можна розрахувати величину АМО для плівкової системи на основі Со і Сг (табл. 4.8). Загалом отримані результати свідчать про зростання величини АМО до певної концентрації Со компоненти в системі ($c_{Co} = 70 - 75$ ат. %). Що стосується отриманих значень величини АМО для одношарової плівки Со, які наведено в таблиці для порівняння, слід відмітити, що після термовідпалювання до $T_e = 800$ К, відбувається значне їх збільшення до 13%.

Аналізуючи характер магніторезистивних властивостей плівкових систем на основі Со і Сг, в температурному інтервалі 300 – 800 К, можна виключити вплив на них структурно-фазового стану, що робить дані системи найкращими кандидатами, серед розглянутих, для створення на їх основі чутливих елементів датчиків зі стабільними характеристиками для роботи в широкому інтервалі температур.

Однією з основних характеристик системи є чутливість плівкової системи до зміни зовнішнього магнітного поля (S_B). Результати розрахунків величини S_B для плівкової системи Со/Сг/Со при загальній концентрації Со > 50 ат. % у свіжесконденсованому стані та після відпалювання до температур 800 та 1000 К наведені в таблиці 4.7. Найбільші значення величини S_B спостерігаються при загальній концентрації Со $c_{Co} = 63$ та 83 ат. % у перпендикулярній геометрії вимірювання. При переході до поперечної геометрії вимірювання при концентрації $c_{Co} = 83$ ат. % значення величини S_B поступово зменшується.

Таблиця 4.8

Значення величини АМО при кімнатній температурі для плівкових систем на основі Co і Cr

Система	c_{Co} , ат.%	АМО, %		
		$T_{\text{п}}=450 \text{ K}$	$T_{\text{e}}=800 \text{ K}$	$T_{\text{e}}=1000 \text{ K}$
Co(15)/П	100	2,43	13,75	-
Co(5)/Cr(3)/Co(20)/П	89	2,93	1,94	3,38
Co(5)/Cr(5)/Co(20)/П	83	5,37	3,69	6,65
Co(5)/Cr(8)/Co(20)/П	76	16,70	13,56	3,20
Co(5)/Cr(10)/Co(20)/П	71	0,11	32,27	2,23
Co(5)/Cr(13)/Co(20)/П	66	8,36	10,36	75,57
Co(5)/Cr(15)/Co(20)/П	63	2,39	8,73	12,85
Co(5)/Cr(20)/Co(20)/П	56	11,24	5,15	3,81

Розрахунки величини чутливості системи після її термообробки до різних температур показують, що після термовідпалювання $T_g = 800$ К відбувається ріст величини S_b у всіх трьох геометріях вимірювання. Подібну поведінку можна пояснити поліморфним переходом Co. Однак після відпалювання до $T_g = 1000$ К чутливість системи різко падає, що напевно також пов'язане зі зміною структурно-фазового стану системи. Так інтерметалідний сплав CoCr має середні магніторезистивні характеристики за показниками МО та чутливості. Однак, як бачимо з таблиці 4.7., для нього характерні досить великі значення коерцитивної сили при концентраціях Co в системі вище 70 ат.%. Згідно роботи [25] особливості структурних та магнітних властивостей інтерметаліду CoCr дозволяють використовувати подібну систему не лише як чутливий елемент датчика магнітного поля, а також як спін-інжектор при створенні елементної бази спінтроники.

Аналіз приведених даних чутливості системи до зміни зовнішнього магнітного поля тришарових плівок Co/Cr/Co/П вказує на можливу область застосування датчика магнітного поля на їх основі. Оскільки величина чутливості в плівках у свіжесконденсованому стані в більшості випадків не перевищує $10\%/T$, то такі структури можуть знайти широке застосування при детектуванні слабких магнітних полів. Детальний аналіз стосовно чутливості плівкової системи для всіх чотирьох груп плівкових зразків буде проведено у розділі 5, у якому буде обговорено застосування досліджуваних систем з урахуванням їх магніторезистивних та магнітооптичних властивостей.

4.2.1 Магніторезистивні властивості наночастинок Co [142, 143]

Серед великої кількості робіт, присвячених вивченню магніторезистивних властивостей плівкових систем, окреме місце займають роботи зі створення та вивчення феромагнітних наночастинок. Такий інтерес обумовлений можливістю їх технологічних застосувань, перед усім в області створення структур для надщільного (більше ніж 10^{10} біт см^{-2}) запису інформації, новітніх пристроїв спінтроники та магнітних датчиків [139 – 141]. Подальше вивчення властивостей малих феромагнітних частинок дозволить виявити їх особливості

для магнетиків при надмалих масштабах.

З цією метою були проведені дослідження магнітних характеристик кобальтових частинок з оксидною оболонкою (CoO та Co_3O_4), а також вплив їх розміру на коерцитивну силу та поле обмінного зміщення. Як було отримано в результаті експериментів, при зменшеннях розміру частинки ефект обмінної анізотропії посилюється. Для точного визначення поведінки магнітних характеристик необхідною умовою проведення експерименту є досить низькі температури вимірювання.

Частинки Co розмірами від 10 до 100 нм були отримані методом конденсації пару із потоку інертного газу (розділ 2). Як описано в роботі [139] за своєю структурою наночастинки Co мають форму ядро-оболонка, що також було підтверджено в результаті наших досліджень. У зв'язку з тим, що частинка завжди є хімічно активною, її поверхня буде окислена, як наслідок ядро та оболонка будуть мати різні магнітні характеристики. У результаті взаємодії між феромагнітним моментом ядра та моментом антиферомагнітної оболонки виникає односпрямована анізотропія [183]. Вона в свою чергу призводить до виникнення ефекту обмінного зміщення, присутність якого в частинці виявляється у зміні положення петлі гістерезису вздовж осі абсцис. Ефект обмінної односпрямованої анізотропії призводить до збільшення коерцитивної сили [184].

При вивченні магніторезистивних властивостей були досліджені наночастинки Co з оболонкою оксиду CoO , який утворився у результаті окислення зразків в атмосфері кисню. Зазначимо, що окрім оболонки CoO можливе окислення наночастинок до фази Co_3O_4 за певних умов. У роботі [185] описано можливість дослідження різних розмірних ефектів у результаті зміни розміру ядра шляхом окислення частинок. З боку магніторезистивних властивостей найбільш цікавою є система CoO-Co , в якій складові наночастинки складаються з феромагнітного ядра та антиферомагнітної оболонки.

На рисунку 4.10 наведені результати досліджень магнітних властивостей групи Co наночастинок з середнім розміром 18 нм (діаметр ядра становив ~ 10 нм, а товщина окисної оболонки в свою чергу ~ 8 нм) при температурі 77 К

при двох різних умовах експерименту. Такі розміри наночастинок були обрані не випадково, оскільки згідно з роботи [186], однодоменими є частинки розміри яких складають 14 – 23 нм. Криві намагнічення від досліджуваних зразків, охолоджених в магнітному полі та без нього позначені кривими 1 та 2, відповідно.

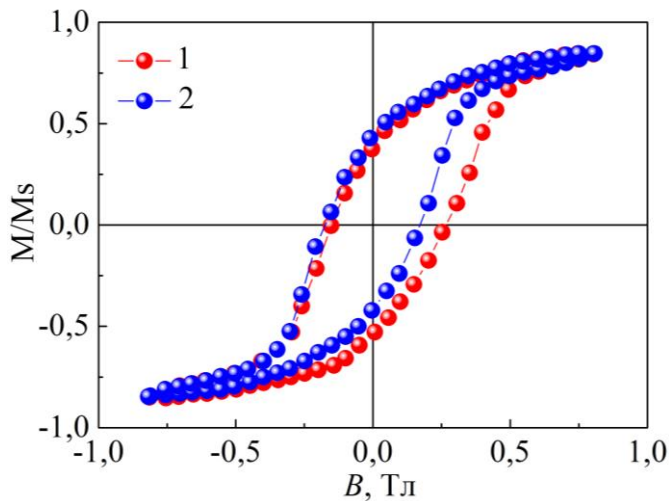


Рис. 4.10. Експериментальні петлі гістерезису від групи наночастинок Co з окисною оболонкою отримані при температурі 77 К, від наночастинок охолоджених у магнітному полі (1) та без нього (2)

Як видно з приведених на рисунку 4.10 петель гістерезису крива 2 симетрична відносно осі координат, тоді як крива 1 зміщується вздовж осі абсцис. З отриманих петель гістерезису для обох випадків було визначено коерцитивну силу та поле обмінного зміщення. Коерцитивна сила визначалась за формулою $B_c = (B_2 - B_1)/2$, величина поля обмінного зміщення за формулою $B_e = (B_2 + B_1)/2$. З розрахунків було отримано, що коерцитивна сила дорівнює $B_c = 20,5$ мТл та $17,0$ мТл для кривих 1 та 2, відповідно. Величина поля обмінного зміщення складала $B_e = 5,5$ мТл.

У залежності від умов проведення експерименту (охолодження наночастинок в магнітному полі або без нього) були отримані різні магнітні характеристики. Для групи частинок, що були охолоджені у зовнішньому магнітному полі, характерним є розширення та зміщення петлі гістерезису, на відміну від частинок охолоджених без магнітного поля.

У випадку, коли охолодження відбувається в зовнішньому магнітному полі, односпрямована (вздовж зовнішнього магнітного поля) обмінна анізотропія викликає зсув петлі гістерезису. Таку поведінку можна пояснити наявністю ефекту обмінного зміщення. У другому випадку осі обмінної анізотропії односпрямовані вздовж осі легкого намагнічування, що обумовлено

збереженням мінімуму енергії кристалографічної анізотропії. Як наслідок система досягає мінімуму обмінної енергії. Така поведінка обумовлена прагненням системи перейти до найбільш вигідного положення і, як наслідок, призводить до звуження петлі гістерезису.

Висновки до Розділу 4

1. Проведені комплексні дослідження магніторезистивних властивостей одно- та багат шарових плівкових систем і мультишарів на основі Co, Fe, Cu і Cr в залежності від геометрії вимірювання та впливу температур. Отримано залежності величини MO , S_v та B_c від загальної концентрації магнітної компоненти в системі та температури. Так в плівкових системах на основі Fe і Cu для зразків із загальною атомною концентрацією $c_{Fe} < 50$ ат.% у системі величина MO складає $MO = 0,1 - 0,2$ %, однак при збільшенні концентрації вона зменшується до 0,05 %. Для систем на основі Co і Cr у свіжесконденсованому стані найбільші значення чутливості плівкової системи присутні при концентрації Co в системі 63 ат. % і складають близько 10 % / Тл.

2. У результаті дослідження магніторезистивних властивостей плівкових систем на основі Fe і Cu або Cr було встановлено:

- в одношарових плівках Fe спостерігається анізотропія магніторезистивних властивостей при поздовжній геометрії вимірювання як у свіжесконденсованому стані, так і після термообробки;
- у системах на основі Fe і Cr при великих концентраціях атомів магнітної компоненти спостерігається, подібно до одношарових плівок Fe, анізотропія MO при поздовжній геометрії вимірювання, яка є стійкою до термообробки;
- середнє значення величини MO становить 0,3 – 0,4 % за умови термовідпалювання до 500 К, вище цієї температури величина MO значно знижується;
- в системі спостерігається зростання величини S_v до 2,88 % / Тл при збільшенні загальної концентрації Fe в системі ($c_{Fe} = 80$ ат. %), а також при термообробці до 500 К;
- для плівкової системи на основі Fe і Cu у свіжесконденсованому стані

характерна анізотропія магнітоопору майже у всьому діапазоні загальної концентрації магнітної компоненти при поздовжній геометрії вимірювання та невеликі значення величини МО (0,12 %) та S_b (1,2 %/ Тл), термообробка не призводить до суттєвих змін магніторезистивних властивостей в системі.

3. За результатами проведених досліджень магніторезистивних властивостей плівкових систем на основі Со і Си або Сг отримано:

– у плівкових системах на основі Со і Си спостерігається ізотропний МО, як у свіжесконденсованому стані так і після термовідпалювання, з середніми значення величини МО (0,3 %) та S_b (1,28 %/ Тл) при трьох геометріях вимірювання, для цих систем не спостерігається яскраво вираженої залежності магніторезистивних властивостей від загальної концентрації атомів Со;

– для плівкової системи на основі Со і Сг, як і для систем на основі Fe і Си або Сг, характерна температурно-стійка анізотропія МО при поздовжній геометрії вимірювання, найбільше значення величини МО становить 0,22 % при перпендикулярній геометрії, та значно зменшується після високотемпературного відпалювання (МО = 0,08%), на відміну від величини B_c , яка зростає від 23 мТл (300 К) до 200 мТл (1000 К), відповідно.

РОЗДІЛ 5

МАГНІТНІ ТА МАГНІТООПТИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ДВОКОМПОНЕНТНИХ ПЛІВКОВИХ СИСТЕМ НА ОСНОВІ ФЕРОМАГНІТНИХ МЕТАЛІВ

У цьому розділі наведені узагальнюючі результати досліджень впливу температури відпалювання, структурно-фазового стану, товщини шарів та орієнтації зразка у зовнішньому магнітному полі на магнітні і магнітооптичні властивості багатошарових плівкових систем як складових чутливих елементів датчиків магнітного поля.

Отримані результати можуть дати інформацію не лише стосовно процесів перемагнічування, які відбуваються в системі, а також підтвердити або спростувати висновки стосовно змін структурно-фазового стану, що відбуваються в плівкових системах на основі феромагнітних та немагнітних матеріалів. Також, у залежності від ступеня розчинності, в приладових структурах на їх основі у вигляді мультишарів, спін-клапанів або твердих розчинів було виявлено різні особливості процесів перемагнічування, магнітоопору та магнітооптичного ефекту Керра.

У ході експериментальної роботи були проведені комплексні дослідження магніторезистивних та магнітооптичних властивостей у кореляції із особливостями кристалічної структури та фазового складу двокомпонентних плівкових систем на основі Co і Cr, Co і Cu, Fe і Cr та Fe і Cu, що можуть бути використані як чутливі елементи датчиків магнітного поля.

5.1 Магнітооптичні властивості тришарових плівок як складових чутливих елементів датчика [124, 152, 163, 164, 167, 187, 188]

За результатами магнітооптичних досліджень здійснено аналіз можливості використання плівкових систем типу Co/Me/Co та Fe/Me/Fe (Me = Cu, Cr) як чутливих елементів сенсорів магнітного поля, датчиків повороту та пристроїв

магнітооптичного запису-зчитування інформації в залежності від стабільності їх структурно-фазового стану та магнітооптичних характеристик.

Із розвитком спінтроники велику увагу привернуло до себе вивчення магнітних та магнітооптичних процесів в металевих та напівпровідникових структурах [189], що пов'язано з відкриттям в них гігантського МРЕ [1, 190]. Однією із складових експериментальної техніки спінтроники виступає магнітооптична спектроскопія, яка дозволяє вибирати плівкові системи із необхідними магнітними властивостями для створення різноманітних чутливих елементів. Тобто, в залежності від типу обраного матеріалу або товщини їх прошарків можна отримати плівкові системи навіть із наперед заданими положеннями магнітних моментів. З цієї точки зору найбільш перспективними можна вважати матеріали із можливим спін-залежним розсіюванням електронів. У зв'язку з цим з метою вибору плівкової системи із найбільш стійкими характеристиками для створення чутливих елементів датчиків та магнітооптичних приладів запису-зчитування інформації нами були обрані тришарові плівки на основі Co і Cu або Cr та Fe і Cu або Cr. Вибір саме тришарових структур пов'язаний з тим, що така схема є найбільш зручною для дослідження зміни магнітних та магнітооптичних властивостей плівкових систем із можливим спін-залежним розсіюванням електронів.

Відомо, що при формуванні багатшарової плівкової структури магнітні властивості усієї системи в першу чергу обумовлені феромагнітним станом окремих шарів (Co або Fe). Згідно різних робіт одношарові плівки Fe мають одну вісь легкого намагнічування, а плівки Co – чотири. З метою вивчення магнітооптичних властивостей плівок Co та Fe були проведені дослідження методом МОКЕ. Аналізуючи отримані результати відмітимо, що петлі гістерезису від одношарових плівок Co та Fe у свіжесконденсованому стані мають прямокутну форму з малим значенням величини коерцитивної сили, це свідчить про те, що переорієнтація магнітних моментів у одношарових феромагнітних плівках відбувається при невеликих значеннях величини магнітного поля. Відмітимо, що плівки товщиною до 15 нм мають більші

значення коерцитивної сили у порівнянні із більш товстими плівками, що можна пов'язати із структурною неоднорідністю та присутністю дефектів у плівці. Так, для плівок Co з товщиною $d_{Co} = 11$ нм величина коерцитивної сили складала близько $B_c = 20$ мТл, у той час, як для плівок товщиною $d_{Co} = 20$ нм вона становила 10 мТл, відповідно.

Осадження додаткового шару Cu товщиною $d_{Cu} = 10$ нм на одношарову плівку Co (Cu(10)/Co(15)/П) змінює характеристики вихідного сигналу МОКЕ від плівкового зразка, що проявляється у збільшенні коерцитивної сили системи в декілька разів у порівнянні із одношаровими плівками (від 15 до 50 мТл). Така поведінка свідчить про формуванням т. р. (Cu, Co) за рахунок конденсаційно-стимульованої дифузії в процесі осадження компонент плівки. У результаті подальшого термовідпалювання до різних температур унаслідок стабілізації т. р. (Cu, Co) та поліморфного переходу петля гістерезису звужується і стає більш пологою, що може свідчити про феромагнітне (ФМ) упорядкування в системі.

На рисунку 5.1 наведені криві гістерезису плівкового зразка Cu(10)/Co(15)/П при різних температурах відпалювання. Діапазон температур був обраний з метою спостереження зміни магнітооптичних характеристик системи при переході через певні критичні температури. Як видно з графіків при поздовжній та перпендикулярній геометріях вимірювання прослідковується різний характер залежностей. Так на рисунку 5.1 а ми спостерігаємо зміну кривої гістерезису у процесі термовідпалювання плівки від 300 до 900 К. У свіжесконденсованому стані ($T_n = 450$ К) характерне розмиття петлі гістерезису унаслідок утворення т. р. (Cu, Co) вже у процесі конденсації компонент. З ростом температури термовідпалювання до 700 К крива гістерезису вужчає, що підтверджує попередні висновки про стабілізацію структурно-фазового стану системи та реалізацію феромагнітного (ФМ) зв'язку між шарами. Зазначимо, що при поздовжній геометрії вимірювання загальний вектор намагніченості системи розташований вздовж поверхні плівки, як наслідок магнітні моменти феромагнітного матеріалу будуть спрямовані вздовж поверхні шару Co. Отже, як би в системі не відбулося утворення т. р., ми не мали б змогу отримати криву

гістерезису від двошарової плівки типу Cu/Co/П. Окремо слід відмітити характер кривої після термовідпалювання системи до 900 К. Як видно з рисунку 5.1 а після термообробки зразка до 900 К спостерігається незначне розмиття петлі гістерезису, що підтверджує попередні висновки про частковий розпад метастабільного т. р. (Cu, Co) з виділенням гранул Co. На рисунку 5.1 б розмиття кривої після $T_e = 900$ К прослідковується сильніше, що пов'язано з напрямом магнітного моменту гранул Co (магнітний момент системи спрямований перпендикулярно поверхні плівки).

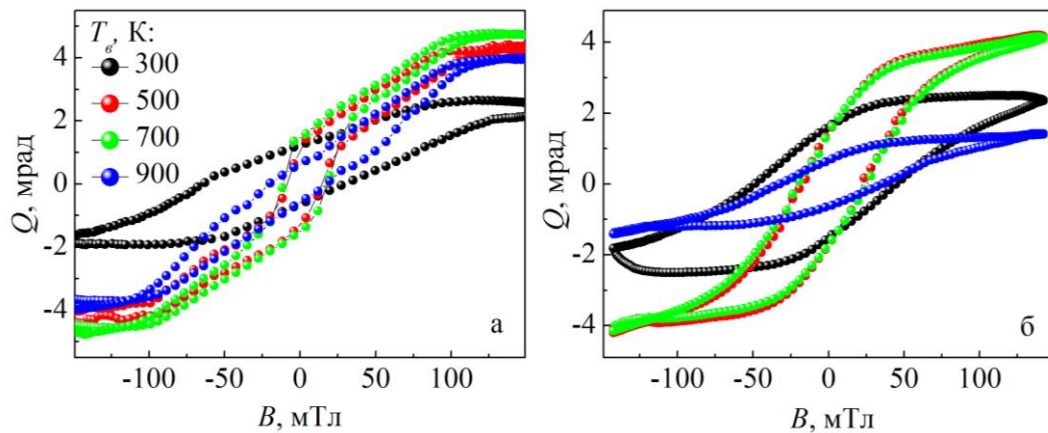


Рис. 5.1. Залежності величини МОКЕ у плівковому зразку Cu(10)Co(15)/П у свіжесконденсованому стані та після термообробки до різних температур: а – поздовжня геометрія, в – перпендикулярна геометрія

Отримані нами результати магнітооптичних досліджень двошарових плівок Cu/Co повністю підтверджують попередні висновки щодо досліджень структурно-фазового стану, які були зроблені у розділі 3. Перейдемо до розгляду тришарових структур, які можуть бути використані як елементи для створення магнітооптичних пристроїв запису-зчитування інформації. На рисунку 5.2 наведені типові порівняльні залежності величини МОКЕ для двох систем на основі Co і Cu з різною загальною концентрацією феромагнітної компоненти при різних температурах відпалювання. Додатковий поверхневий шар Co збільшує ФМ внесок у магнітне упорядкування в системі, як наслідок спостерігаємо зменшення величини коерцитивної сили у порівнянні з двошаровими системами (рис. 5.2 а і б).

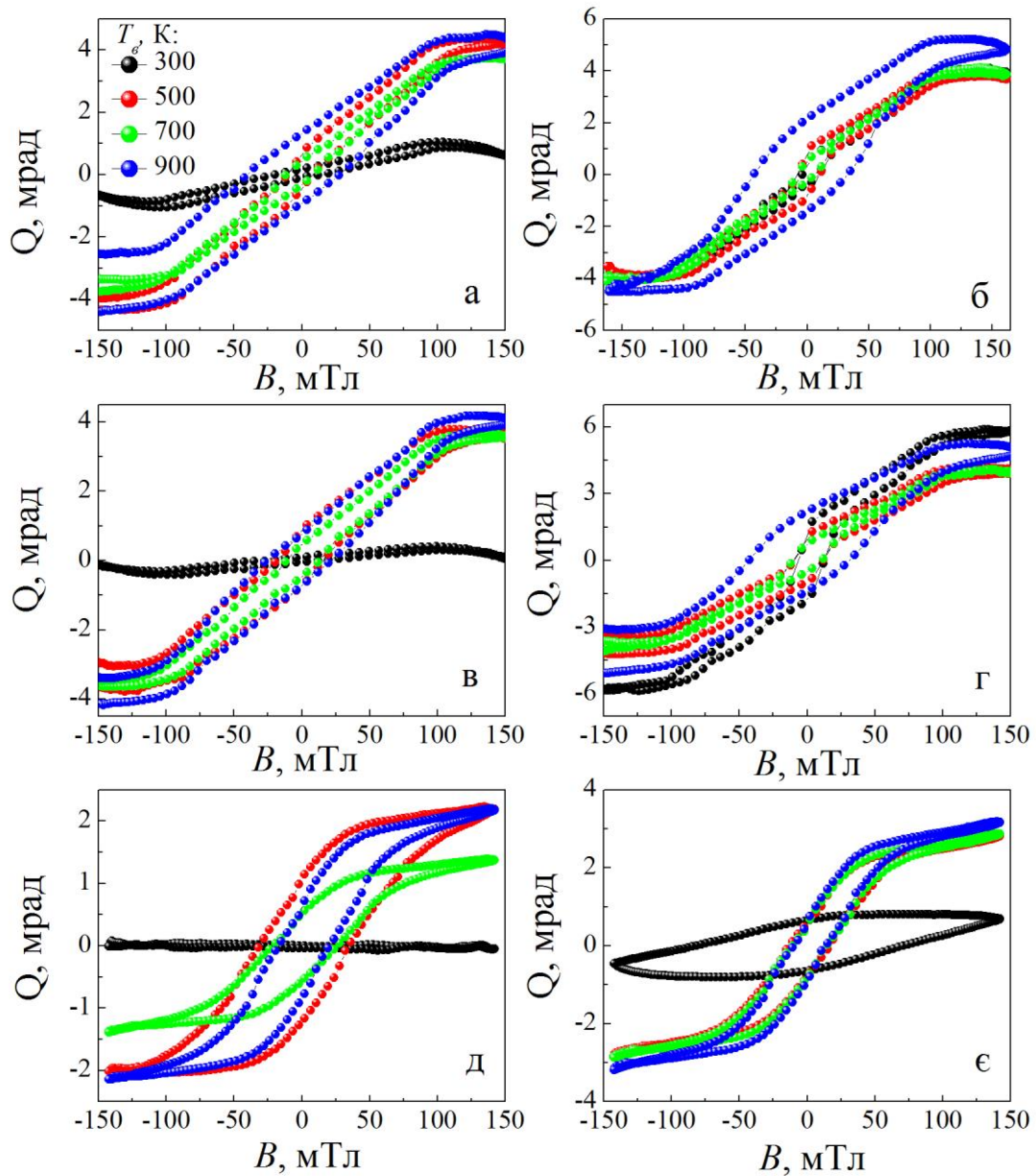


Рис. 5.2. Залежності величини МОКЕ у плівкових зразках $\text{Co}(5)/\text{Cu}(5)/\text{Co}(5)/\text{П}$ (а, в, д) і $\text{Co}(10)/\text{Cu}(6)/\text{Co}(10)/\text{П}$ (б, г, е) після термообробки до різних температур: поздовжня геометрія (а, б); поздовжня геометрія з поворотом зразка на 90 градусів у площині плівки (в, г); перпендикулярна геометрія (д, е)

За даними, що приведені на рисунку 5.2 також можна прослідкувати утворення та частковий розпад метастабільного т.р. (Cu, Co). Зазначимо, що криві гістерезису при вимірюванні в поздовжній геометрії (меридіальний ефект Керра) та поздовжній геометрії з поворотом зразка на 90 градусів в площині плівки не мають суттєвої різниці в характері петель МОКЕ для тришарових плівкових систем типу Co/Cu/Co/П (рис. 5.2), як у свіжесконденсованому стані, так і після термообробки. Петлі кривої гістерезису від тришарових плівок при перпендикулярній геометрії (полярний ефект Керра) мають характерну відмінність від кривих МОКЕ отриманих в поздовжній геометрії при 300 К та після термообробки, що пояснюється в першу чергу наявністю поверхневого шару Co, магнітний момент якого впливає на форму кривих гістерезису. Так, навіть у свіжесконденсованому стані ми бачимо наскільки сильно впливає шар Co на магнітооптичні властивості зразка. Криві гістерезису від плівкових зразків Co(5)/Cu(5)/Co(5)/П і Co(10)/Cu(6)/Co(10)/П мають практично однаковий характер при $T = 300$ К, що можна пояснити тим, що не всі атоми Co пішли на утворення т.р. (Co, Cu) в процесі конденсації компонент.

В тришарових системах на основі Co і Cu після термообробки до 500, 700 та 900 К, на залежностях МОКЕ спостерігається зміна форми петлі гістерезису, що показано на прикладі плівкових зразків Co(5)/Cu(5)/Co(5)/П та Co(10)/Cu(6)/Co(10)/П. При температурах вищих за 300 К, але нижчих за 690 К в системі Co/Cu/Co унаслідок термообробки відбувається заліковування дефектів кристалічної решітки та ріст розміру зерен. При досягненні $T_g = 690$ К активізуються процеси поліморфного переходу в плівках Co і починають з'являтися кристали високотемпературної фази ГЦК-Co.

Порівнюючи графіки залежності для двох плівкових систем із різною загальною концентрацією магнітної компоненти після їх термічної обробки відмітимо більш сильніше розмиття форми петлі гістерезису при $T_g = 900$ К для системи з більшою концентрацією атомів Co (Co(10)/Cu(6)/Co(10)/П), що пояснюється додатковим впливом більш товщого верхнього шару Co (10 нм). Аналізуючи температурну залежність коерцитивної сили (B_c) плівок з ФМ зв'язком між шарами, слід зазначити, що величина коерцитивної сили

поступово зростає з температурою, та майже втричі перевищує початкове значення при $T_e = 900$ К. Отриманий висновок збігається з результатами роботи [191], в якій була проведена кореляція величини коерцитивної сили та температури у тришарових плівкових системах Co/Cu/Co/П. Підвищення температури термообробки приводить до утворення гранул Co у т.р. (Cu, Co).

Широка петля гістерезису на залежностях МОКЕ після термовідпалювання до 900 К пов'язана зі значними розмірами гранул ГЦК-Co, які мають дефектну будову, унаслідок чого зростає значення коерцитивної сили, а її пологість обумовлена присутністю деякої кількості залишкових гранул ГЦП-Co. Унаслідок того, що два типи гранул Co мають різні лінійні розміри, для їх перемагнічування необхідно прикласти більше магнітне поле.

На рисунку 5.3 наведено залежності МОКЕ тришарової плівкової системи при різних товщинах прошарку Cu. Як бачимо, при введенні більшої кількості міді в систему відбувається зменшення коерцитивної сили, однак значно збільшується час перемагнічування. Така поведінка пов'язана перш за все з тим, що при певних товщинах немагнітного прошарку в системі може зберігатися певна індивідуальність шарів у свіжесконденсованому стані, як наслідок реалізується антиферромагнітний зв'язок між шарами і система працює як спін-клапан.

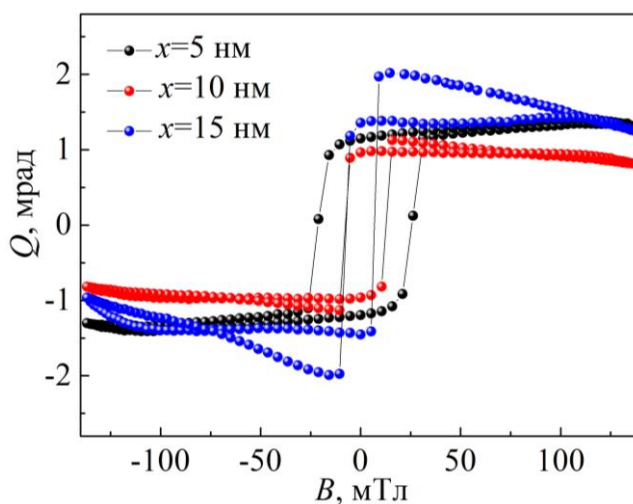


Рис. 5.3. Залежності МОКЕ у невідпаленій плівковій системі Co(5)/Cu(x)/Co(20)/П у поздовжній геометрії вимірювання.
 $x = 5, 10, 15$ нм

Відмітимо, що отримані МОКЕ залежності від плівкових систем Co/Cu/Co/П проявляють стабільність характеристик зі збереженням форми вихідного сигналу у діапазоні температур 400 – 700 К, що дозволяє

використовувати дану систему як чутливий елемент датчика перемикача магнітного поля при кімнатних температурах.

У системах, в яких компоненти не схильні до перемішування (системи на основі Fe і Cu та Co і Cr у свіжесконденсованому стані) характер зміни магнітних характеристик головним чином визначається станом їх магнітних шарів. У роботі [136] показано, що в системі Cu/Fe, яка має структуру, що нагадує псевдосплав, може мати місце лише часткове перемішування компонент як результат прояву конденсаційно-стимульованої дифузії, а в системах Co/Cr утворення інтерметалідної фази відбувається тільки після високотемпературного відпалювання. Тому подальші дослідження магнітних властивостей цих систем перспективні з точки зору використання їх як структурних елементів датчиків у великому діапазоні температур.

Однією з головних магнітних характеристик багат шарової плівкової системи є величина коерцитивної сили. На рисунку 5.4 наведені залежності B_c плівкових зразків від загальної концентрації атомів Co та Fe у цих системах. Як видно з рисунку 5.4 а зі збільшенням концентрації Fe в системі присутня певна осциляція з величиною B_c , що пов'язано з проявом обмінної взаємодії між шарами Fe. Про силу обмінної взаємодії між феромагнітними шарами можна судити за величиною поля насичення B_s (поле при якому магнітні моменти верхнього та нижнього шарів паралельні). Чим більша обмінна взаємодія, тим більше поле необхідно прикласти, щоб орієнтувати намагніченість у шарах паралельно. Тобто величина B_s є своєрідним показником АФМ зв'язку між магнітними шарами у системі. Зміну величини поля насичення для плівкових систем Fe/Cu/Fe/П та Co/Cr/Co/П можна простежити із графіків МОКЕ залежності наведених на рисунку 5.5. На рисунку 5.5 а, спостерігається кореляція між значенням величини поля насиченості та коерцитивної сили в тришарових плівках Fe/Cu/Fe/. Як показано на рисунку 5.5 а, б, із зростанням концентрації атомів Fe спостерігається зменшення величини поля насичення. З отриманих результатів можна зробити висновок, що основний внесок у величину коерцитивної сили в системі вносять ФМ зв'язки між магнітними

шарами. Розмиття кривої гістерезису на рисунку 5.5 д та є, пояснюється отриманням МОКЕ сигналу від усього об'єму плівкового зразка. Унаслідок того, що компоненти систем мають різні лінійні розміри, для їх перемагнічування необхідно прикласти більше магнітне поле. Широка петля гістерезису на залежностях МОКЕ пов'язана також з дефектами пакування, унаслідок чого зростає значення коерцитивної сили системи.

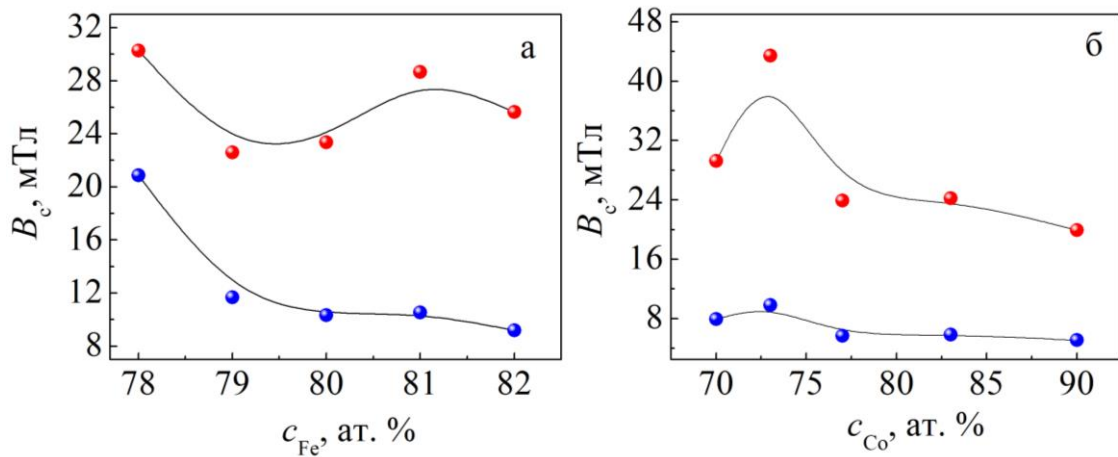


Рис. 5.4. Залежність коерцитивної сили від концентрації магнітної компоненти при поздовжній (●) та перпендикулярній (●) геометріях вимірювання МОКЕ у системах Fe/Cu/Fe/П (а) та Co/Cr/Co/П (б)

Що стосується плівкової системи Co/Cr/Co, відмітимо, що зі збільшенням загальної концентрації атомів Co (рис. 5.4 б) спостерігається зменшення коерцитивної сили системи в обох геометріях вимірювання, що також свідчить про ФМ зв'язок між шарами. Отриманий висновок в свою чергу підтверджує структурно-фазові дослідження, про збереження індивідуальності між шарами у свіжесконденсованому стані. Відмітимо, що в системі на основі Co і Cr не спостерігається майже жодних змін величини поля насичення у всьому діапазоні концентрації феромагнітної компоненти. Отримана залежність має лінійний характер. Ще однією важливою характеристикою плівкових систем з точки зору їх використання як носіїв інформації з високою щільністю запису, є величина залишкової намагніченості (Q_r). Залежність Q_r від концентрації магнітної компоненти Co та Fe наведена на рисунку 5.6.

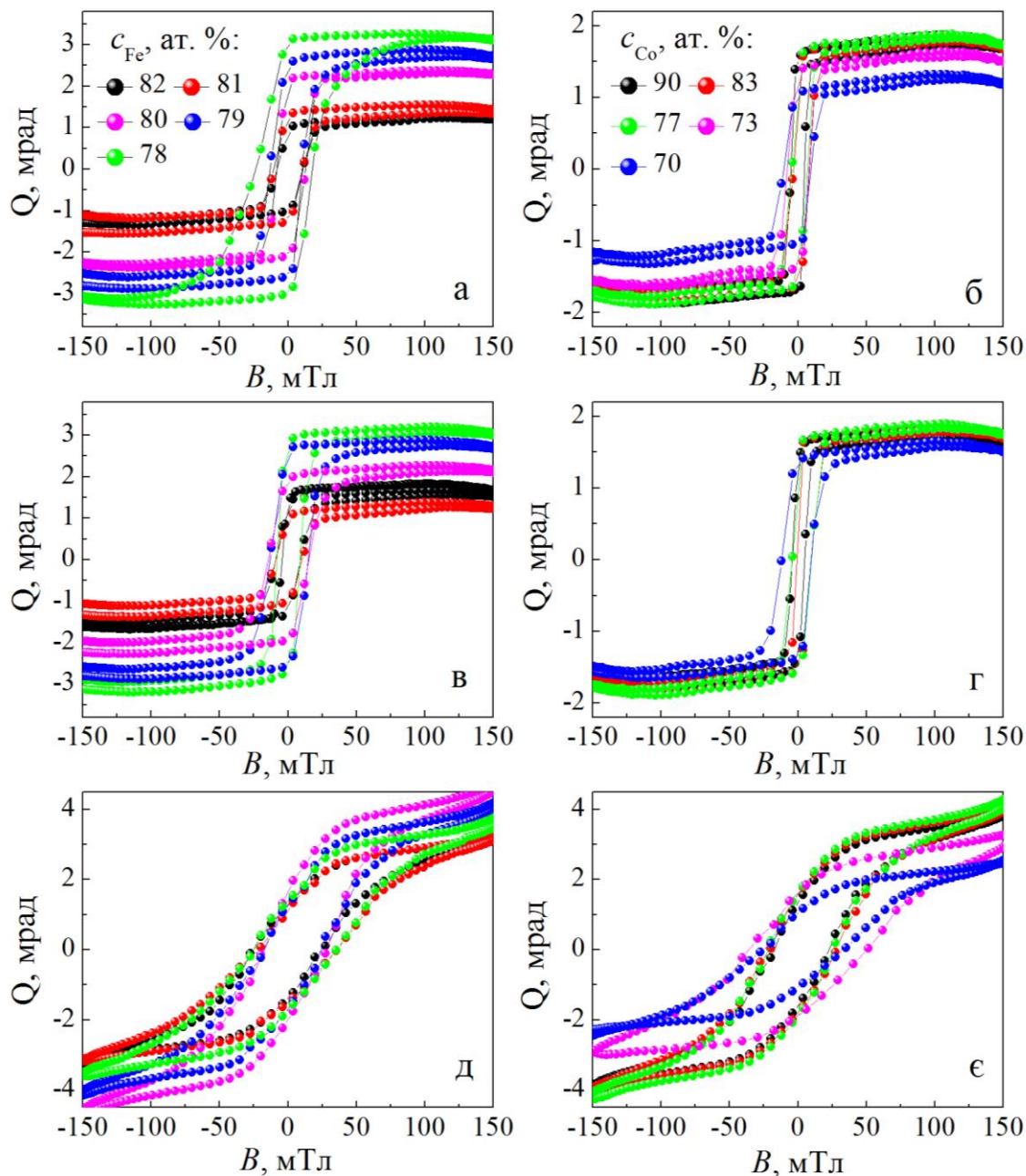


Рис. 5.5. Залежності МОКЕ у системах Fe/Cu/Fe/П (а,в,д) і Co/Cr/Co/П (б, г, є) при різних концентраціях ферромагнітної компоненти: поздовжня геометрія (а, б); поздовжня геометрія з поворотом зразка на 90 градусів в площині зразка (в, г); перпендикулярна геометрія (д, є)

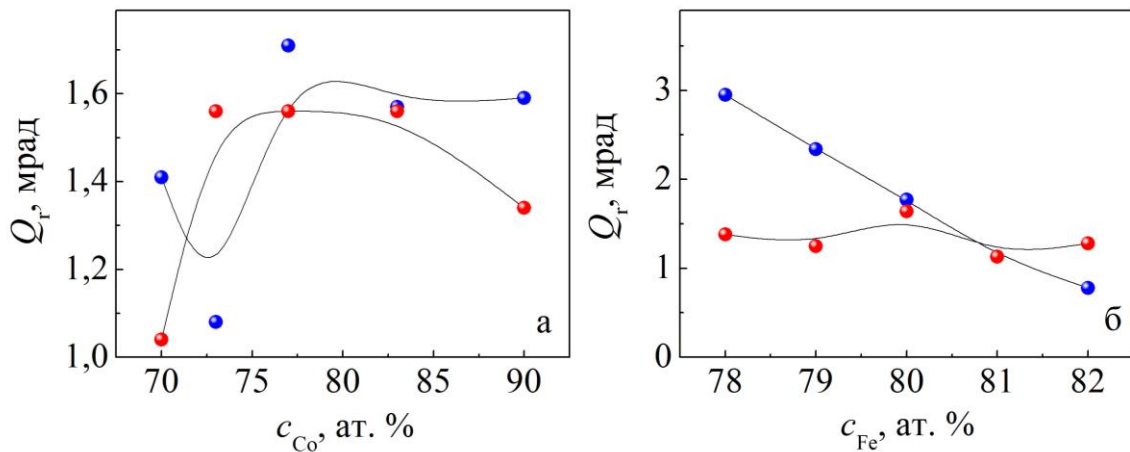


Рис. 5.6. Залежність величини залишкової намагніченості від концентрації магнітної компоненти при поздовжній (●) та перпендикулярній (●) геометріях вимірювання МОКЕ у системах Co/Cr/Co/П (а) та Fe/Cu/Fe/П (б)

Із аналізу цих даних витікає наступне: значення залишкової намагніченості у системі Co/Cr/Co/П з ростом концентрації феромагнітної компоненти при перпендикулярній геометрії вимірювання повністю корелює з величиною коерцитивної сили для цієї ж геометрії, однак отримана залежність при поздовжній геометрії має інший характер. Це можна пояснити тим, що коерцитивна сила в багатошарових системах обумовлена не тільки ФМ взаємодією між шарами, а також присутністю структурних дефектів в системах або формуванням нових фазових станів. Однак згідно діаграм стану в плівкових системах на основі Co і Cr утворення інтерметалідної фази можливе лише після високотемпературного відпалювання. Отже, для більш детального аналізу отриманих залежностей необхідно вивчити магнітні властивості даної плівкової системи під дією більш високих температур, що було зроблено за допомогою вібраційного магнітометра. Отримані результати будуть наведені в наступному підрозділі.

Аналіз залежностей для плівкової системи Fe/Cu/Fe/П наведених на рисунку 5.6 б, свідчить про мінімальний вклад АФМ зв'язку між шарами в магнітні властивості системи. Така ситуація пов'язана з тим, що в досліджуваних зразках загальна концентрація феромагнітної компоненти значно перевищувала концентрацію Cu, як наслідок внесок немагнітної компоненти був мінімальним.

Слід зазначити, що, оскільки магнітні властивості системи головним чином визначаються станом феромагнітних шарів, то зміна товщини навіть одного магнітного шару може досить сильно вплинути на властивості системи. Для підтвердження даного висновку були проведені магнітооптичні дослідження плівкової системи типу Co/Cr/Co(x)/П ($x = 10, 15, 20$ нм) у свіжесконденсованому стані при поздовжній геометрії вимірювання. Отримані залежності наведені на рисунку 5.7.

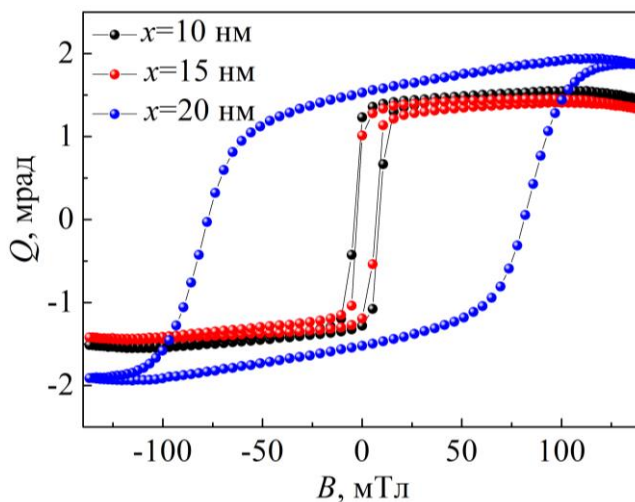


Рис. 5.7. Залежності величини МОКЕ у системі Co/Cr/Co(x)/П у свіжесконденсованому стані при поздовжній геометрії вимірювання. $x = 10, 15, 20$ нм

Як видно із цих графіків, петлі гістерезису при $x = 10$ та 15 нм мають характерну прямокутну форму. Коерцитивна сила системи у цьому випадку мінімальна, що свідчить про швидке перемагнічування шарів, а отже перспективним є застосування даної системи як датчика для детектування швидкої зміни магнітних полів. Збільшення товщини нижнього шару Co до 20 нм суттєво впливає на характер МОКЕ залежності. Величина коерцитивної сили системи збільшується майже в 10 разів, а отже і збільшується час, необхідний для перемагнічування даної плівкової системи, що не вигідно при створенні магнітних датчиків. Однак такі характеристики можуть бути корисні при створенні індукованих пристроїв запису інформації або при використанні закріплюючого шару спін-вентильних структур.

Окремо розглянемо систему на основі Fe і Cr у якій, згідно діаграмам стану, відбувається повне перемішування компонент. Дана система є цікавою з точки зору утворення в ній неперервних твердих розчинів у всьому об'ємі плівкового зразка вже на стадії конденсації компонент, що безумовно буде вносити певний вклад в магнітні властивості системи. Оскільки наші

дослідження проводилися при загальній концентрації Fe у системі більшій, ніж 50 ат.%, то можна вважати, що утворення т. р. (Fe, Cr) відбулося на основі ОЦК-Fe. На рисунку 5.8 представлені зведені залежності величини МОКЕ для системи Fe/Cr/Fe/П при різних концентраціях феромагнітної компоненти в трьох геометріях вимірювання. Характер форми кривих гістерезису відповідає реалізації ФМ зв'язку між шарами, однак відомо (розділ 3), що в цій системі відбувається утворення т. р. ще на стадії конденсації компонент, тому прямокутний характер петель гістерезису можна пояснити досить сильним ФМ зв'язком між атомами феромагнітної компоненти. Посилення ФМ зв'язків, що можна прослідкувати на рисунку 5.8, відбувається зі збільшенням процентного вмісту магнітної компоненти. Зміну величини коерцитивної сили та залишкової намагніченості в системі можна прослідкувати з графіків на рисунку 5.9 та за даними таблиці 5.1. Так крива залежності B_c від c_{Fe} має декілька максимумів в перпендикулярній геометрії вимірювання, у той час як у поздовжній геометрії вони майже не виражені. Що стосується зміни величини B_s від c_{Fe} , то на залежності чітко видно максимум при 70 ат.% в обох геометріях.

5.2 Магнітні властивості плівкових систем на основі Co і Cu або Cr та Fe і Cu або Cr [122]

Плівкові матеріали із можливим спін-залежним розсіюванням електронів розглядаються як основні при створенні чутливих елементів датчиків магнітного поля та пристроїв магнітного або магнітооптичного запису-зчитування інформації. У залежності від області застосування до них висувається ряд певних вимог (висока чутливість до магнітного поля, стабільні магнітні та структурні характеристики, близький до одиниці коефіцієнт прямокутності та ін.).

Так, при виготовленні індукційних датчиків магнітного поля на основі плівкових систем із різним типом розчинності компонент для повного розуміння процесів, які відбуваються в системах під впливом температури та дією зовнішнього магнітного поля, необхідно також проводити дослідження їх магнітних властивостей. Відмітимо, що дослідження за допомогою VSM

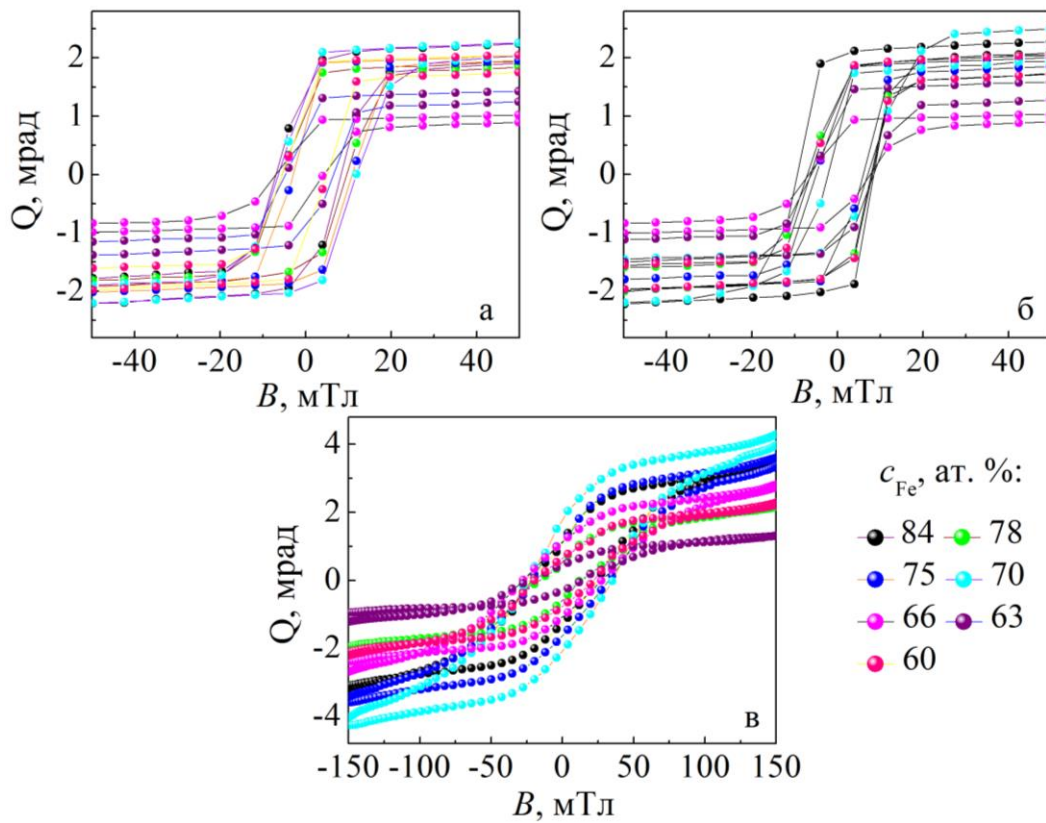


Рис. 5.8. Залежності величини МОКЕ у системі Fe/Cr/Fe/П при різних концентраціях феромагнітної компоненти: поздовжня геометрія (а), – поздовжня геометрія з поворотом зразка на 90 градусів в площині зразка (б), – перпендикулярна геометрія (в)

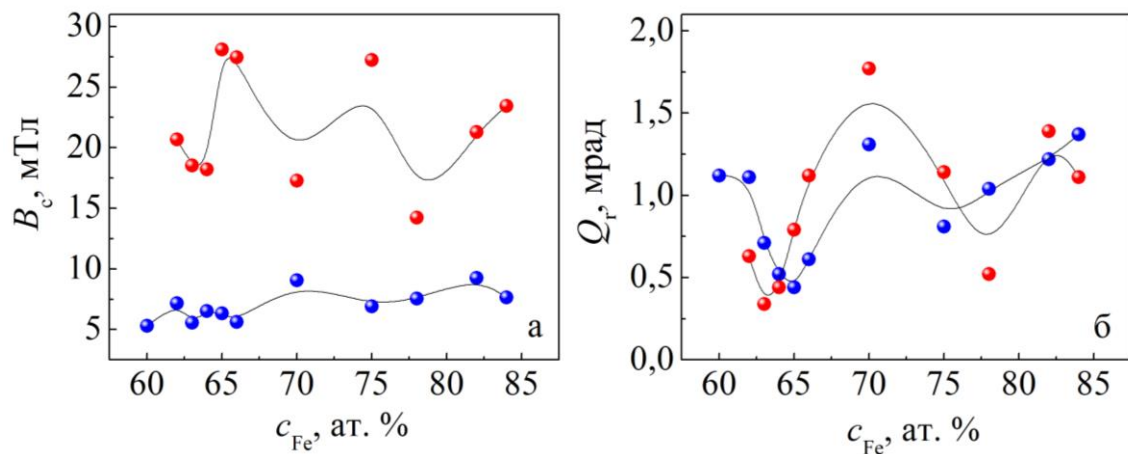


Рис. 5.9. Залежності коерцитивної сили (B_c) та залишкової намагніченості (Q_r) від концентрації магнітної компоненти при поздовжній (●) та перпендикулярній (●) геометріях вимірювання МОКЕ у системі Fe/Cr/Fe/Π

Таблиця 5.1

Значення величини коерцитивної сили та залишкової намагніченості плівкової системи Fe/Cr/Fe

Система	c_{Fe} , ат. %	B_c , мТл	Q_r , мрад	B_c , мТл	Q_r , мрад
		поздовжня геометрія		перпендикулярна геометрія	
Fe(14)/Cr(6)/Fe(18)/Π	84	7,66	23,46	1,37	1,11
Fe(20)/Cr(9)/Fe(20)/Π	82	9,24	21,29	1,22	1,39
Fe(14)/Cr(9)/Fe(18)/Π	78	7,54	14,23	1,04	0,52
Fe(24)/Cr(15)/Fe(20)/Π	75	6,91	27,22	0,81	1,14
Fe(26)/Cr(20)/Fe(20)/Π	70	9,05	17,28	1,31	1,77
Fe(17)/Cr(20)/Fe(22)/Π	66	5,61	27,47	0,61	1,12
Fe(15)/Cr(20)/Fe(22)/Π	65	6,32	28,09	0,44	0,79
Fe(13)/Cr(20)/Fe(22)/Π	64	6,51	18,22	0,52	0,44
Fe(12)/Cr(20)/Fe(22)/Π	63	5,57	18,53	0,71	0,34
Fe(10)/Cr(20)/Fe(22)/Π	62	7,16	20,68	1,11	0,63
Fe(8)/Cr(20)/Fe(22)/Π	60	5,29	-	1,12	-

магнітних властивостей від кута орієнтації зразка відбувалися у двох геометріях вимірювання – паралельній та перпендикулярній. У випадку досліджень магнітних характеристик зразків від 0° до 360° , вимірювання проводились у паралельній геометрії, а при дослідженнях від 0° до 90° – відбувався перехід від паралельної до перпендикулярної геометрії. Були проведені дослідження наступних магнітних характеристик: коерцитивної сили (B_c), залишкової намагніченості (M_r), намагніченості насичення (M_s) а також коефіцієнта прямокутності (КП). Нижче наведені результати експериментальних досліджень магнітних властивостей тришарових плівок Fe/Cu/Fe, Fe/Cr/Fe, Co/Cu/Co та Co/Cr/Co з урахуванням впливу температури відпалювання, товщини шарів та кута повороту зразка.

Намагніченість системи (M) визначається як магнітний момент одиниці об'єму. Магнітна сприйнятливість системи (χ) в свою чергу, визначається відношенням намагніченості до напруженості (B) магнітного поля. В системі СІ магнітна сприйнятливість визначається за формулою $\chi = \mu_0 M/B$, де $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ Гн/м. При дослідженні багатошарових плівок, як уже зазначалося раніше, певний вклад в магнітні властивості системи вносять одношарові феромагнітні плівки. Із урахуванням вищезазначеного, щоб оцінити ступінь внеску немагнітних шарів у тришарові плівкові системи на основі Co або Fe на величину магнітних властивостей, таких як M_r , M_s , B_c та КП, були проведені дослідження магнітних властивостей одношарових плівок Co та Fe. У роботах [191, 192] повідомляється, що у полікристалічних феромагнітних плівках Co і Fe спостерігається анізотропія їх магнітних характеристик, що підтверджують і проведені нами дослідження. Відмітимо, що анізотропія одношарових плівок є структурно-чутливою і сильно змінюється як від товщини зразка, так і температури термічної обробки. Особливо це стосується плівок Fe [192].

На рисунку 5.10 представлені полярні діаграми залежності величини коерцитивної сили, отримані шляхом обертання зразка у зовнішньому магнітному полі на 360° з кроком 15° у паралельній геометрії. Як видно з рисунку 5.10 а, тонкі (25 нм) плівки Co у свіжесконденсованому стані мають одну вісь легкого намагнічування. Після термообробки до 700 К на полярній

діаграмі B_c від Θ , де Θ – кут обертання зразка від 0° до 360° , (рис. 5.10 б) чітко проявляються чотири максимуми, що свідчить про формування в площині плівки магнітної анізотропії четвертого порядку. Отримані нами результати співпадають з результатами робіт [45, 46] в яких досліджувались магнітні властивості плівок з обмінним зв'язком. Так у роботі [193] повідомлялося про зміну анізотропії системи в результаті ізотермічного відпалювання до $T_g = 520$ К. Також вони дослідили, що в плівках з магнітною анізотропією четвертого порядку реалізується досить складна доменна структура, у якій в розміщенні доменних стінок відсутній будь-який геометричний порядок, доменні стінки замкнуті, а розміри доменів малі. У роботі [194] зазначалося, що при оцінці коерцитивної сили та магнітної анізотропії системи необхідно враховувати також вплив структурних дефектів. Про присутність структурних дефектів (границі зерен, шороховатості поверхні та дефекти пакування) у системі найкраще робити висновок з величини залишкової намагніченості M_r .

На рисунку 5.10 в, г наведені полярні діаграми коерцитивної сили B_c від одношарових плівок Fe(25)/П у свіжесконденсованому стані та після термовідпалювання до $T_g = 520$ К, що були отримані при зміні орієнтації магнітного поля у площині плівки від 0° до 360° . Як відомо плівки Fe мають чотири осі легкого намагнічування. Причому вони можуть розміщуватися як в площині плівки, так і під певним кутом або перпендикулярно. У багатьох роботах повідомляється про застосування плівкових систем з перпендикулярною магнітною анізотропією при створенні елементної бази сучасної мікроелектроніки, а саме, пристроїв пам'яті з великою щільністю запису інформації [112 – 114]. Особливий інтерес становлять структури типу Fe/Cu, що, як було зазначено раніше, пов'язано з великими значеннями гігантського магнітного опору (ГМО), які спостерігаються в цих структурах.

У свіжесконденсованому стані плівки Fe характеризуються невеликими значеннями величини коерцитивної сили, що є характерним для феромагнітних матеріалів. Після термообробки величина коерцитивної сили в одношарових плівках Fe збільшується в декілька разів. Подібну поведінку можна пояснити процесами окислення, які відбуваються в системі в процесі термовідпалювання. За результатами дослідження можна зробити висновок,

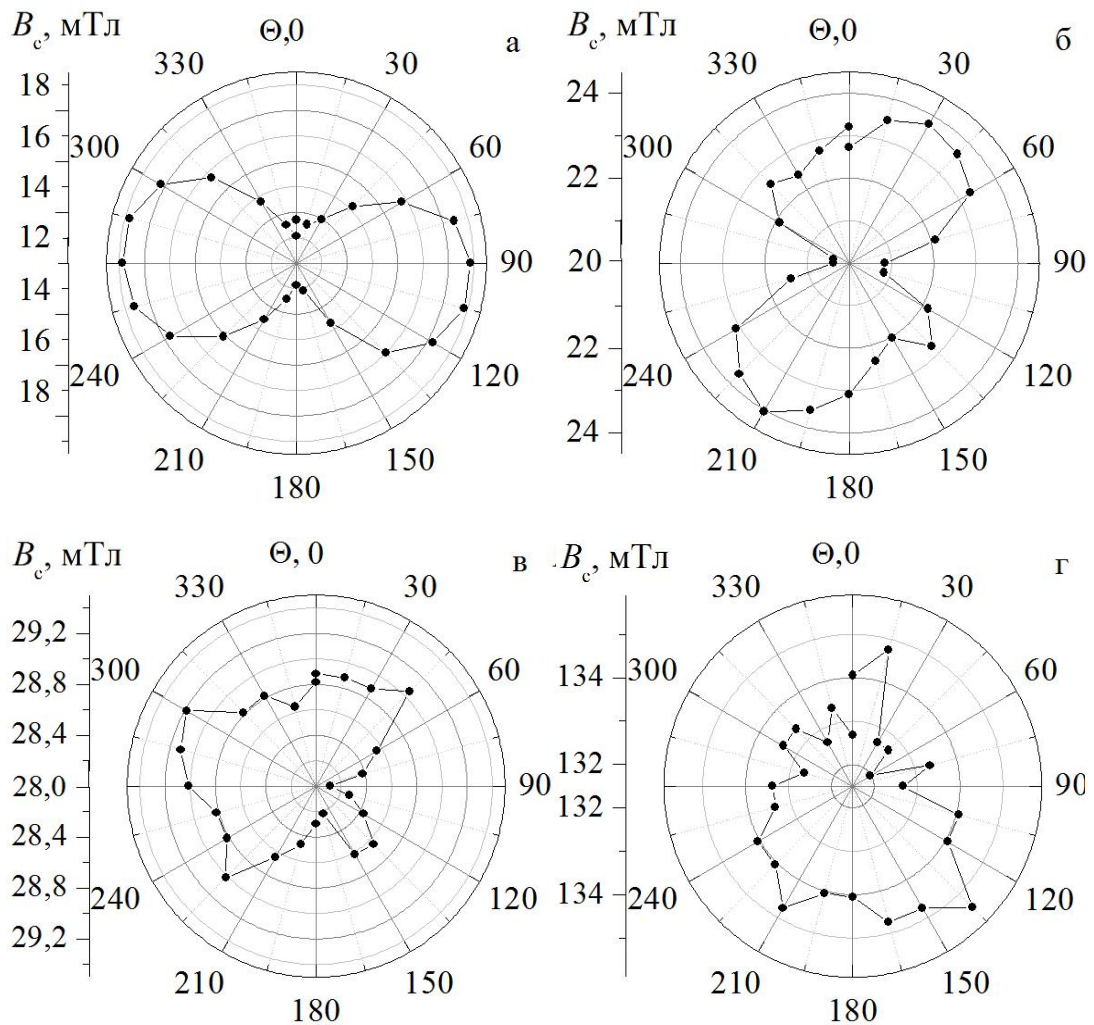


Рис. 5.10. Діаграми залежності коерцитивної сили від кута орієнтації зразка у зовнішньому магнітному полі у паралельній геометрії для одношарових плівок Co (а, б) та Fe (в, г) товщиною 25 нм у свіжесконденсованому стані (а, в) та після термовідпалювання до 700 К (б, г)

що плівки Co характеризуються більшою величиною анізотропії магнітних властивостей у площині плівки ніж одношарові плівки Fe.

Зазначимо, що величина коерцитивної сили один з показників які визначають область техніки, де застосовується той чи інший матеріал. Так для магнітом'яких матеріалів (магнітодроти, генератори, осердя трансформаторів та ін.) необхідне якомога менше значення B_c , у той час, як магнітотверді матеріали (постійні магніти) потребують великих значень коерцитивної сили. Як наслідок у сучасних магнітних матеріалах та системах на їх основі величина коерцитивної сили може відрізнятись на 5 – 6 порядків [195].

На відміну від одношарових плівок у багатошарових плівкових системах можливе спостереження анізотропії магнітних властивостей твердих розчинів, проміжних шарів, плівкових сплавів або гранульованих сплавів.

Анізотропний характер процесів намагнічування багатошарових плівкових систем можна спостерігати при вивченні величини їх намагніченості. Так на рисунку 5.11 представлено типове сімейство залежностей зміни магнітного моменту плівкового зразка від прикладеного магнітного поля для тришарових систем на основі Fe/Cu/Fe/Π (а), Fe/Cr/Fe/Π (б), Co/Cu/Co/Π (в) та Co/Cr/Co/Π (г) при повороті зразків від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання.

Аналіз даних, приведених на рисунку 5.11, свідчить про наступне. Для плівкової системи Fe/Cu/Fe/Π (рис. 5.11 а) на кривих гістерезису присутній характерний перегин, що свідчить про пошарове перемагнічування шарів Fe, які розділено досить товстим шаром Cu. Зроблений висновок збігається з результатами досліджень структурно-фазового стану цієї системи. Що стосується характеру залежності намагніченості для плівкової системи Fe/Cr/Fe/Π, то петля гістерезису має форму, подібну до одношарових плівок Fe, що свідчить про перевагу ФМ зв'язку у системі.

Відомо, що величина коерцитивної сили B_c залежить не тільки від товщини але й від структурно-фазового стану магнітних шарів. У плівкових системах на основі Co, Cr і Cu магнітні властивості системи головним чином визначаються станом шарів Co. Так на рисунку 5.11 (в, г) представлені типові залежності намагніченості при повороті зразка від паралельної до

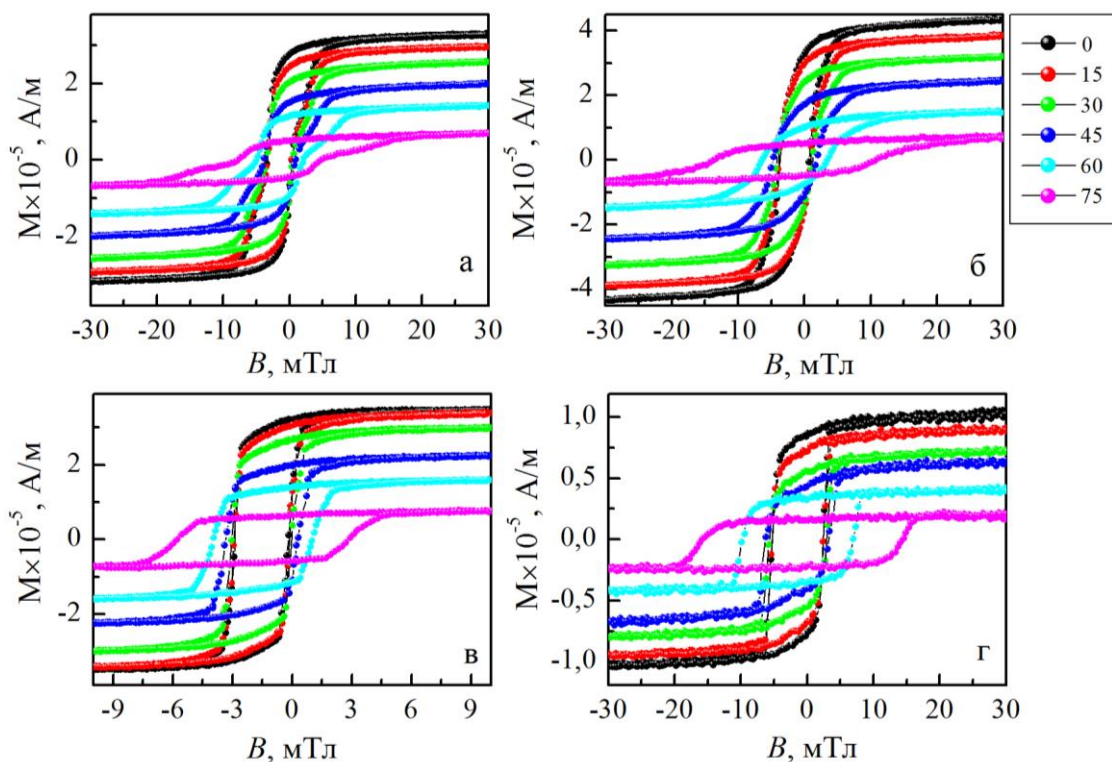


Рис. 5.11. Типові залежності намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля для тришарових плівкових систем Fe(22)/Cu(12)/Fe(28)/П (а) та Fe(14)/Cr(8)/Fe(18)/П (б), Co(14)/Cu(24)/Co(20)/П (в) та Co(15)/Cr(18)/Co(20)/П (г) при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання

перпендикулярної геометрії вимірювання для плівок Co(14)/Cu(24)/Co(20)/П (в) та Co(15)/Cr(18)/Co(20)/П (г) у свіжесконденсованому стані. Відмітимо, що криві гістерезису для обох зразків мають подібну форму та невеликі значення коерцитивної сили, що свідчить про реалізацію ФМ зв'язків у системі. Отже можна зробити висновок, що дані системи у свіжесконденсованому стані є типовими представниками спін-вентильних структур. Як видно з графіків на рисунку 5.11, для усіх чотирьох випадків прослідковується характерне збільшення коерцитивної сили B_c при повороті зразка від 0° до 90° .

Як вже зазначалося раніше у феромагнітних плівках Co та Fe присутні осі легкої намагніченості. У більшості випадків вектор намагніченості розташований у площині плівки, що збігається з паралельною геометрією вимірювання ($\alpha = 0^\circ$). Однак, як було зазначено в роботі [195], при зміні кута між ОЛН та напрямком зовнішнього магнітного поля, тиск зі сторони поля на доменну стінку зменшується. Ця зміна визначається певною складовою поля $H \cos\alpha$, причому при $\alpha = 90^\circ$ зміщення доменної стінки не відбувається. Із отриманої залежності автори роботи [195] запропонували наступну формулу для визначення анізотропії коерцитивної сили

$$B_c(\alpha) = \frac{B_c(0)}{\cos\alpha}, \quad (5.1)$$

де $B_c(0)$ – значення коерцитивної сили при орієнтації магнітного поля (B) вздовж осі легкого намагнічування.

Зазначимо, що розрахунок за формулою (5.1) показав кількісне узгодження розрахункових та експериментальних даних для всіх чотирьох систем (рис. 5.12), що свідчить про можливість, з великою точністю, прогнозування величини коерцитивної сили системи в робочому діапазоні кутів від 0° до 90° . Використання формули (5.1) дає можливість знаючи лише величину B_c при паралельній геометрії вимірювання ($\alpha = 0^\circ$) визначити її зміну при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії, що є перспективним з точки зору виготовлення чутливих елементів датчиків повороту на базі досліджуваних систем.

Для плівкових систем на основі Fe і Cr або Cu величина B_c у паралельній геометрії ($\alpha = 0^\circ$) менше у порівнянні з плівковими системами на основі Co. На рисунку 5.12 приведена зведена інформація про залежність коерцитивної сили B_c для вказаних зразків при зміні кута орієнтації від 0° до 90° , що демонструє найбільшу схильність до анізотропії коерцитивної сили плівок із прошарком Cr. Слід зазначити, що дані на рисунку 5.12 свідчать про значну анізотропність магнітних властивостей плівкових структур на основі фрагментів Co/Cr і Fe/Cr. Даний висновок дозволяє говорити про перспективність застосування даних плівкових систем у якості чутливих елементів датчиків повороту або сенсорів магнітного поля.

Розглянемо більш детально вплив товщини шарів та температури відпалювання на залишкову намагніченість M_r , намагніченість насичення M_s , коерцитивну силу та коефіцієнт прямокутності петлі гістерезису (КП) плівкових систем Co/Cr/Co, як первинних перетворювачів магнітного поля.

Так на рисунку 5.13 приведені залежності загальної намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля при зміні кута орієнтації зразка від 0° до 90° для тришарової плівкової системи Co(15)/Cr(5)/Co(20)/П у свіжесконденсованому стані та після термообробки зразків. Зазначимо, що крива гістерезису системи у свіжесконденсованому стані має прямокутну форму з невеликими значеннями коерцитивної сили, що відповідає формі одношарової плівки Co. Отже можна вважати, що компонента Cr при товщині 5 нм не дає внесок у магнітні властивості системи у свіжесконденсованому стані. Також для невідпалених плівок Co/Cr/Co характерні невеликі значення залишкової намагніченості ($M_r = 0,8 \cdot 10^{-5}$ А/м) у паралельній геометрії. При термовідпалюванні до $T_e = 800$ К у системі починають відбуватися зміни магнітних властивостей шарів Co, що може бути пов'язане з поліморфним переходом ГЦП-Co \rightarrow ГЦК-Co. Однак, згідно діаграмам стану при внесенні Cr в Co процес поліморфного переходу починає відбуватися при більш високих температурах, тому було проведено подальше високотемпературне відпалювання системи. Певне збільшення коерцитивної сили в зразках при 800 К пов'язане також із окислювальними процесами, що відбуваються в системі та збільшенням розміру кристалітів.

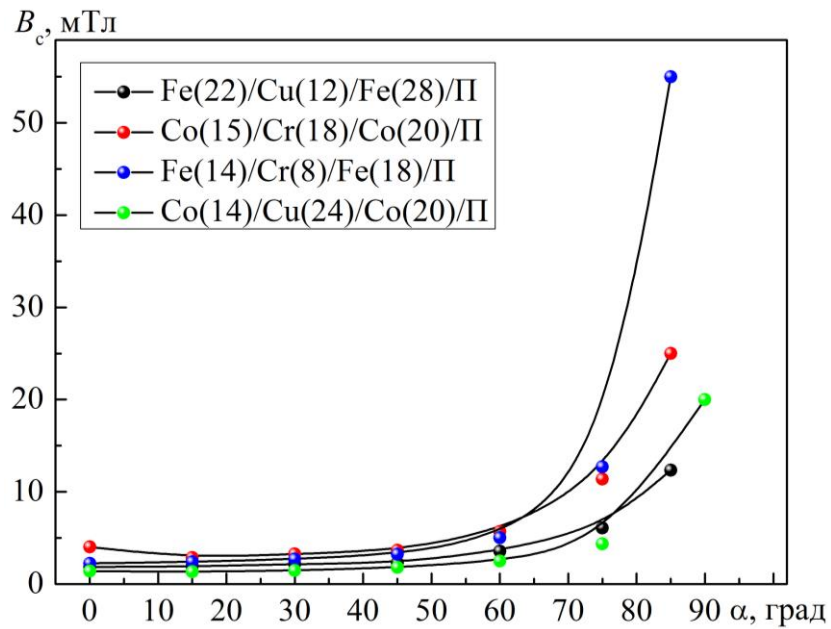


Рис. 5.12. Залежність коерцитивної сили B_c зразків Fe(22)/Cu(12)/Fe(28)/П та Fe(14)/Cr(8)/Fe(18)/П, Co(15)/Cr(18)/Co(20)/П та Co(14)/Cu(24)/Co(20)/П у свіжесконденсованому стані при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання

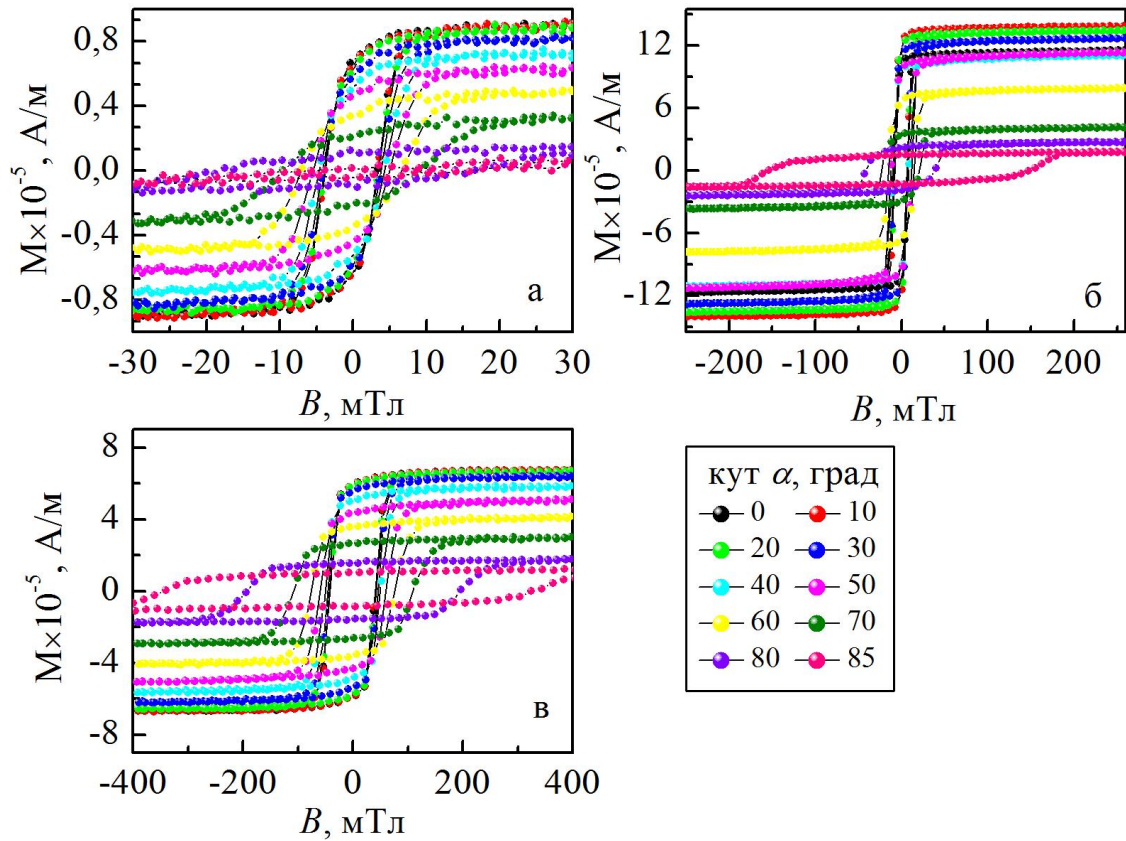


Рис. 5.13. Залежність намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля для тришарової плівкової системи $\text{Co}(15)/\text{Cr}(5)/\text{Co}(20)/\text{P}$ при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання у свіжесконденсованому стані (а) та після термовідпалювання до $T_g = 800$ (б) та 1000 К (в)

Після термовідпалювання до $T_g = 1000$ К на залежностях намагніченості від магнітного поля спостерігається розмиття кривої гістерезису та зростання величини коерцитивної сили системи майже в 10 разів у порівнянні з невідпаленими зразками. Подібна залежність прослідковується і для значення залишкової намагніченості, при $T_g = 1000$ К величина M_r складає $6 \cdot 10^{-5}$ А/м.

Зміну магнітних властивостей в системі при високотемпературному відпалюванні можна пояснити руйнуванням інтерфейсів між шарами та утворенням деякої частини інтерметаліду CoCr. Однак, поряд з цим треба враховувати присутність досить високої концентрації феромагнітної компоненти, що також вносить визначний вклад в магнітні властивості системи. Особливо це впливає на зміну величини M_r при різних температурах відпалювання.

Поряд з величиною коерцитивної сили, важливе значення має зміна величини залишкової намагніченості при зміні кута орієнтації зразка від 0° до 90° під дією температур. Дані магнітні характеристики використовуються при створенні чутливих елементів датчиків на основі пліткових систем. На рисунку 5.14 (а, б) приведені типові залежності B_c та M_r від прикладеного зовнішнього магнітного поля при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання для тришарової плівки Co(15)/Cr(5)/Co(20)/П при різних температурах. Як видно з рисунку 5.14 а маємо добре узгодження експериментальних та розрахункових даних коерцитивної сили системи для усіх температур. Найсильніше зростання коерцитивної сили відбувається після високотемпературного відпалювання, що пов'язане зі збільшенням розмірів кристалітів Co, утворенням оксидів та інтерметалідної фази CoCr.

Аналізуючи залежності залишкової намагніченості від кута повороту (α) можна відмітити, що, не зважаючи на досить великий розкид значень при різних температурах, при зростанні α відбувається майже лінійне зменшення величини M_r . Особливо слід відмітити температуру 800 К при якій спостерігаємо досить великі значення M_r , більше 10^{-4} А/м. Така величина залишкової намагніченості свідчить про присутність у системі дефектів пакування, кількість яких поступово зменшується в результаті термообробки. Також на величину M_r впливає висока шорсткості інтерфейсів, однак вона досить сильно залежить від зміни кута орієнтації зразка. Відмітимо, що збільшення залишкової намагніченості та

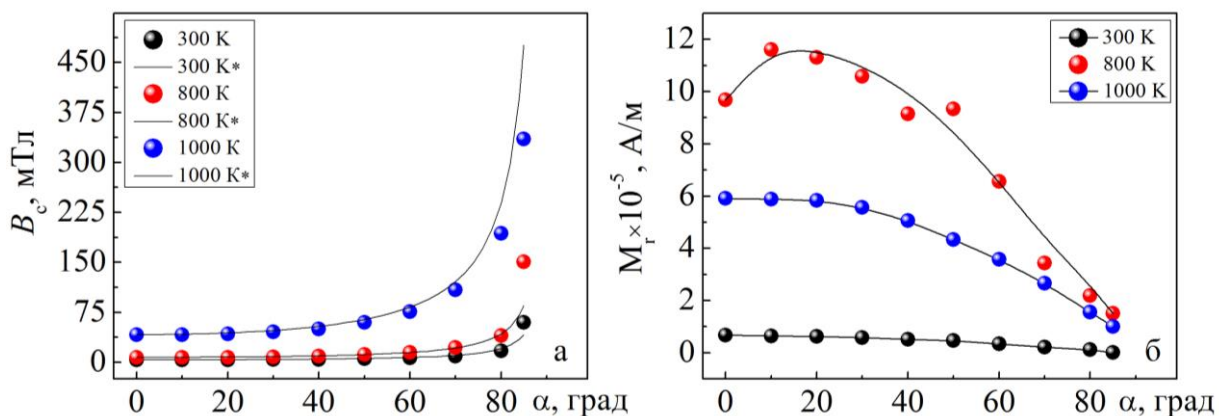


Рис. 5.14. Залежність величини коерцитивної сили (а) та залишкової намагніченості (б) тришарової плівки Co(15)/Cr(5)/Co(20)/П при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання після термообробки до різних температур: — розрахунок

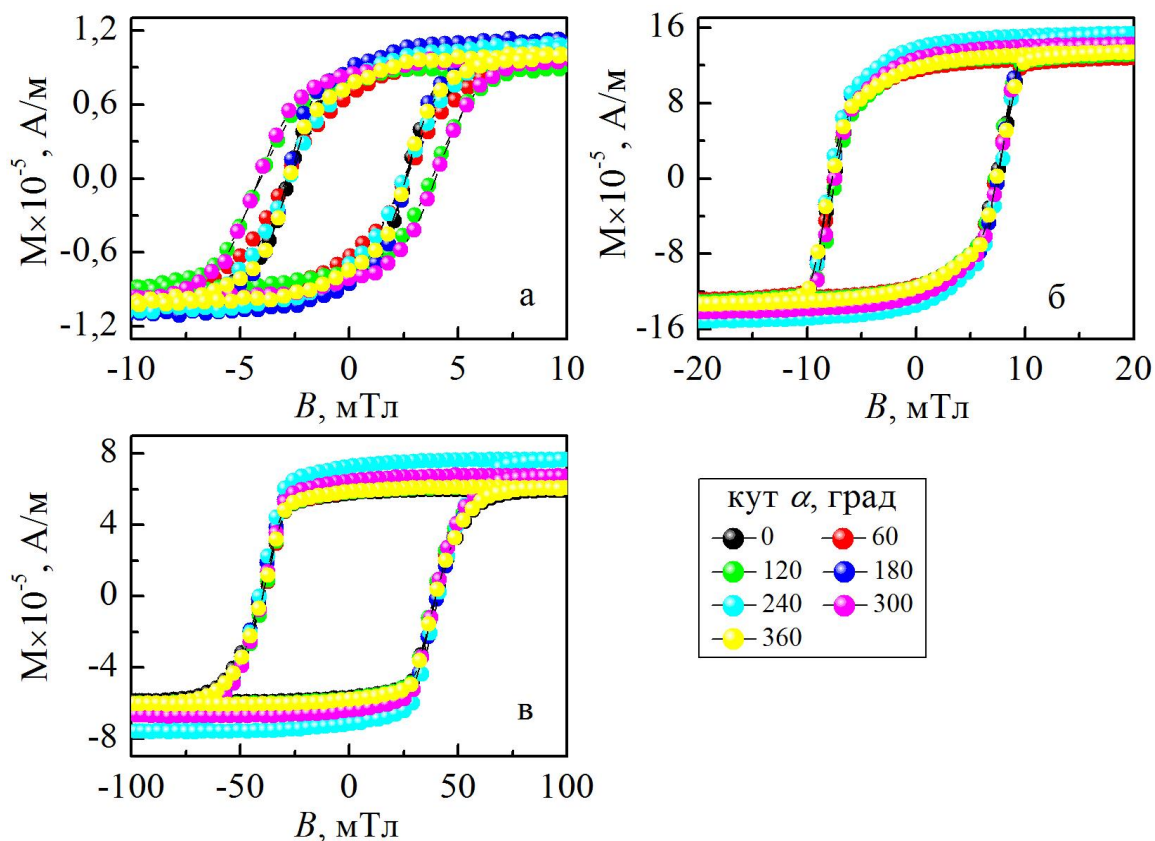


Рис. 5.15. Залежність намагніченості при різних кутах орієнтації зразка від прикладеного зовнішнього магнітного поля в паралельній геометрії вимірювання для тришарової плівки Co(15)/Cr(5)/Co(20)/П у свіжесконденсованому стані (а) та після термовідпалювання до $T_g = 800$ (б) та 1000 К (в)

намагніченості насичення, про яку мова йтиме нижче, при відпалюванні зразка, свідчить про реалізацію антиферомагнітної взаємодії в системі. Подібні магнітні властивості системи можуть бути використані при створенні індукованих пристроїв запису інформації або у якості закріплюючого шару спін-вентильних структур, про що йшла мова раніше.

При дослідженні магнітних властивостей плівкових систем як структурних елементів датчиків повороту необхідно також враховувати вплив на магнітні характеристики зразка напрямку зовнішнього магнітного поля. З цією метою були проведені дослідження зміни величини коерцитивної сили, намагніченості насичення та залишкової намагніченості при зміні напрямку магнітного поля на прикладі плівкового зразка $\text{Co}(15)/\text{Cr}(5)/\text{Co}(20)/\text{P}$ до і після термообробки (рис. 5.15). Як і при одношарових плівках, дослідження відбувалися при паралельній геометрії вимірювання з кроком у 15° . Згідно отриманих результатів у багатошарових плівках не спостерігається істотної зміни величини коерцитивної сили при зміні орієнтації зразка відносно прикладеного зовнішнього магнітного поля в процесі термовідпалювання. Певне збільшення величини B_c що, як було сказано раніше, відбувається внаслідок окислювальних процесів у системі.

Для плівкової системи у свіжесконденсованому стані характерна певна зміна форми петель гістерезису при 120° та 360° , що можна пояснити присутністю осі легкого намагнічування в системі. З метою визначення більш точного впливу на магнітні характеристики зміни прикладеного зовнішнього магнітного поля були побудовані залежності коерцитивної сили (рис. 5.16), залишкової намагніченості (рис. 5.17 а) та намагніченості насичення (рис. 5.17 б) від кута у полярних координатах.

Аналізуючи рисунок 5.16 (а), відмітимо, що величина коерцитивної сили у свіжесконденсованій плівці досягає максимального значення у всіх напрямках, що свідчить про ізотропність системи. Після термовідпалювання системи до $T_e = 800 \text{ K}$ на полярних діаграмах чітко видно чотири максимуми, що свідчить про формування в площині плівки двоосної анізотропії. Подібна залежність B_c від кута спостерігалася для одношарової плівки Co , в якій після термообробки до 700 K фіксувалося утворення анізотропії четвертого порядку. Зміну кількості осей легкого намагнічення в системі можна пояснити процесом поліморфного переходу, який, як відомо, впливає на магнітні

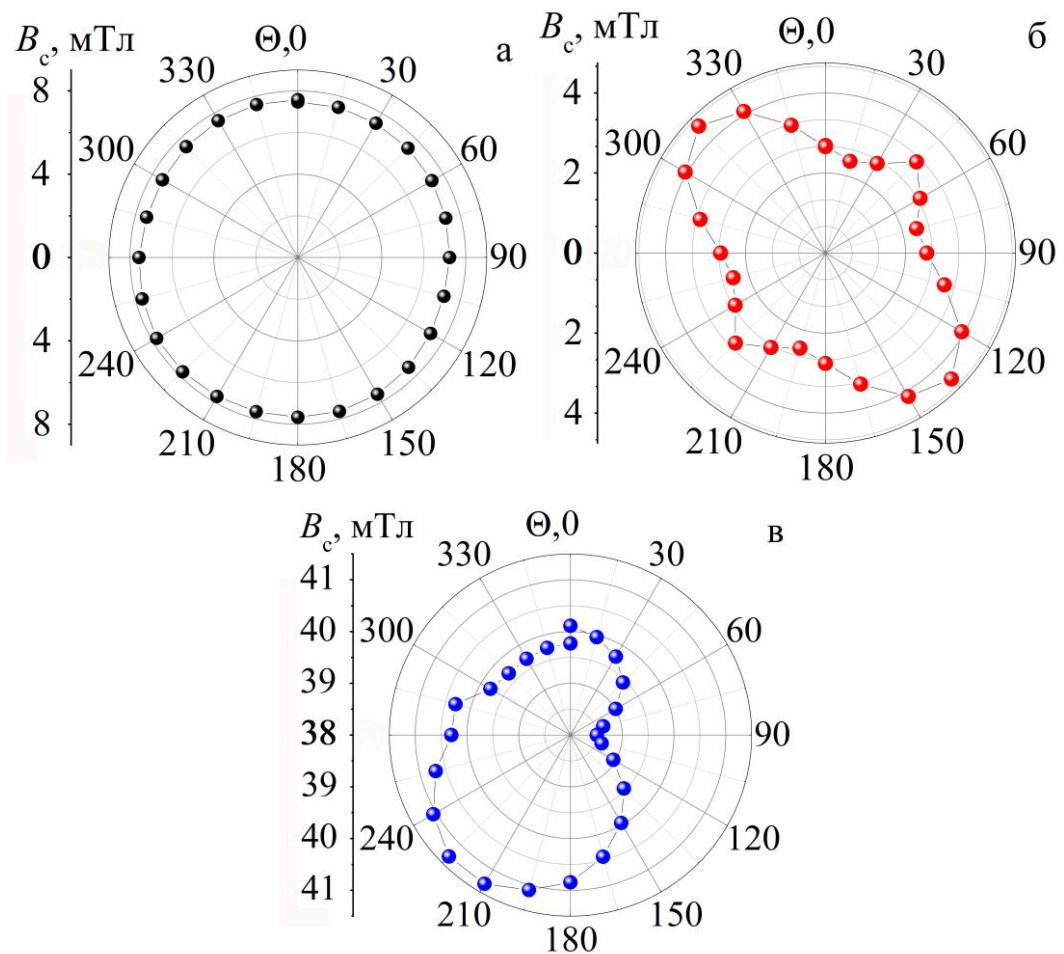


Рис. 5.16. Полярні діаграми залежності коерцитивної сили від кута орієнтації зразка у зовнішньому магнітному полі у паралельній геометрії для тришарової плівки $\text{Co}(15)/\text{Cr}(5)/\text{Co}(20)/\Pi$ у свіжесконденсованому стані (а) та після термовідпалювання до $T_g = 800$ (б) та 1000 К (в)

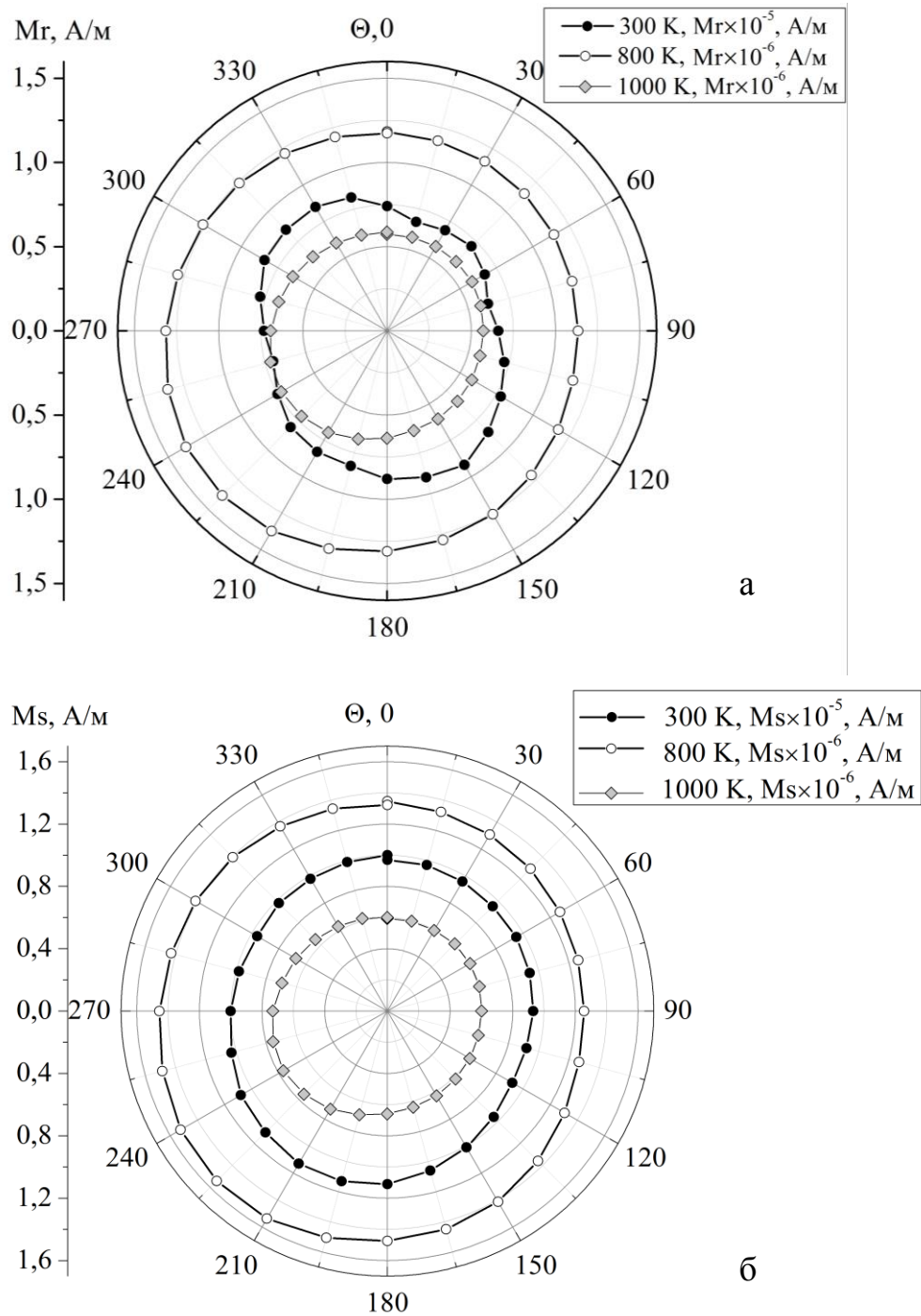


Рис. 5.17. Діаграми залежності залишкової намагніченості та намагніченості насичення у полярних координатах від напруженості зовнішнього магнітного поля при зміні орієнтації зразка у паралельній геометрії вимірювання для тришарової плівки Co(15)/Cr(5)/Co(20)/П у свіжесконденсованому стані (а) та після термовідпалювання до $T_e = 800$ (б) та 1000 К (в)

властивості зразка. Відмітимо, що в плівках, у яких реалізується АФМ зв'язок, присутня анізотропія високого порядку, звідси можна зробити висновок, що в процесі термовідпалювання в системах на основі Со і Сг відбувається перехід від ФМ до АФМ зв'язку між шарами. Збільшення температури відпалювання до 1000 К призводить до менш вираженої анізотропії четвертого порядку в системі у площині плівки.

Зникнення виражених піків на залежності може свідчити, про зміну орієнтації анізотропії плівки. Зазначимо, що при дослідженні величини коерцитивної сили багат шарових плівок необхідно враховувати той факт, що на її величину досить сильно впливають структурні дефекти та обмінний зв'язок між ФМ шарами.

Отримані дані узгоджуються з результатами роботи [191], в якій повідомлялося, що в плівкових системах на основі Со за умови реалізації в них ФМ зв'язків присутня одна вісь легкого намагнічування, а в плівках з АФМ зв'язком можна спостерігати дві осі легкого намагнічування (анізотропія високого порядку).

На рисунку 5.17 наведені полярні діаграми залежності залишкової намагніченості та намагніченості насичення при зміні прикладеного зовнішнього магнітного поля у площині плівки для плівкової системи Со/Сг у свіжесконденсованому стані та після термообробки. Як видно з приведених кривих залежності M_r та M_s від кута мають практично ізотропний характер та досить малі значення величин намагніченості у свіжесконденсованому стані. Термообробка зразків не призводить до суттєвої зміни величини залишкової намагніченості та намагніченості насичення.

Збільшення температури не призводить до зміни ізотропних властивостей M_r та M_s системи, однак відбувається збільшення їх величини на декілька порядків, що підтверджує висновок про перехід від ФМ до АФМ зв'язку у системі у процесі термовідпалювання. Аналогічні результати були отримані в роботі [196], в якій було показано, що величина коерцитивної сили має гарну кореляцію з намагніченістю насичення для плівкових систем на основі Со. Також авторами було встановлено, що при зміні структури плівки у процесі термовідпалювання у широкому діапазоні температур відбувається зміна типу обмінного зв'язку між феромагнітними шарами.

Отримані результати стосовно магнітних властивостей плівкової системи Co/Cr/Co під дією зовнішнього магнітного поля, товщини шарів та температури відпалювання свідчать про можливість широкого застосування даної системи при створенні чутливих елементів датчиків, сенсорів магнітного поля або пристроїв зчитування – запису інформації.

Детальний огляд отриманих результатів для всіх чотирьох типів плівкових систем та визначення області їх застосування буде здійснено у наступному підрозділі.

5.3 Розробка конструкції тонкоплівкового чутливого елемента датчика магнітного поля

Велика кількість промислових установ активно працює в області створення магнітних пристроїв. Досить велика увага приділяється створенню магнітних тонкоплівкових датчиків. Без сумніву, найважливішим продуктом в області магнітних пристроїв є магнітні голівки для запису жорстких дисків і стрічкових накопичувачів інформації, індукційні пристрої запису – зчитування та датчики магнітного поля на основі різноманітних ефектів (АМО, ГМО, ТМО). Сучасні тенденції розвитку сенсорної електроніки вимагають комплексного підходу до вивчення структурно-фазового стану та магнітних, магнітооптичних і магніторезистивних властивостей чутливих елементів під дією різних температур з метою практичного створення плівкових датчиків із стабільними характеристиками [198, 199].

Нанорозмірні шари Co та Fe, з товщинами від 1 до 20 нм, у комбінації з іншими матеріалами активно використовуються при формуванні різноманітних типів структур, які стали базою для створення великої кількості різноманітних пристроїв спінтроники, мікроелектроніки, чутливих елементів датчиків повороту, індукційних пристроїв запису та зчитування інформації та ін. [1, 7]. У зв'язку з цим збільшується практичне застосування нових систем із можливим спін-залежним розсіюванням електронів, таких як, наприклад Co/Cr [25]. Пошук нових комбінацій матеріалів пов'язаний з тим, що класичні (Fe/Cu, Co/Cu) вже не задовольняють вимогам, які висуваються до сучасних датчиків

магнітного поля за такими параметрами, як коерцитивна сила, індукція насичення, коефіцієнт прямокутності та чутливість системи, а також доволі часто проявляють нестабільність в роботі під дією різноманітних фізичних полів. Якщо мати на увазі системи на основі Co і Cr, то в них, як було показано раніше, не спостерігаються високі значення магнітоопору, однак, за іншими магнітними характеристиками, вони мають перевагу перед класичними системами. Окрім того, компоненти даної системи майже не розчиняються одне в одному у процесі конденсації та при термообробці до 1000 К, що виключає вплив зміни фазового складу на магніторезистивні властивості чутливих елементів, створених на їх основі, у широкому діапазоні температур.

У основу запропонованого винаходу покладена задача створення універсального температурного датчика магнітного поля з чутливим елементом на основі багатошарової плівкової системи, в якій би був мінімізований вплив процесів дифузії та фазоутворення на межі поділу окремих шарів.

Запропонований нами чутливий елемент датчика магнітного поля схематично має вигляд тришарової плівкової системи Co / d / Co або Fe / d / Fe, де $d = Cr, Cu$. Плівкові системи отримували методом пошарової конденсації в робочому об'ємі вакуумної камери (з тиском залишкової атмосфери $p \sim 10^{-4}$ Па) електронно-променевим методом з середньою швидкістю конденсації $\omega = 0,02 - 0,08$ нм/с (Co, Fe) та $0,01 - 0,03$ нм/с (Cr, Cu). Для забезпечення достатньої адгезії плівок до підкладки було проведено її підігрів до температури $T_{\text{п}} = 450$ К. Це дало змогу отримати більш структурно-ідеальні, з меншою кількістю дефектів кристалічної структури, зразки. На сформований таким чином чутливий елемент було нанесено тонкий шар Ag (до 5 нм), який виконував роль захисного покриття. У результаті ми отримували структуру з сформованими на ній контактними майданчиками та чутливим елементом, яка схематично показана на рис. 5.18.

Нами були отримані чотири серії зразків, які можуть бути використані як чутливі елементи датчика магнітного поля:

– перша серія – системи типу Co(5)/Cr(d_{Cr})/Co(20)/П, для яких товщина верхніх та нижніх шарів залишалася фіксованою, а товщина шару Cr змінювалася в межах від 3 до 20 нм;

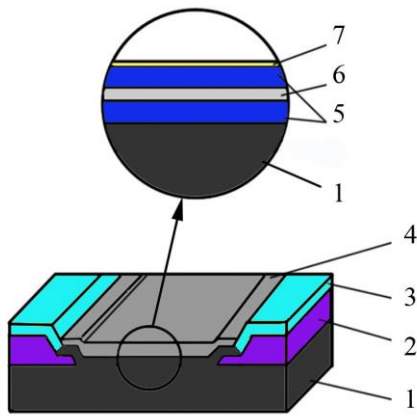


Рис. 5.18. Схематична структура зразка, який був використаний для дослідження магніторезистивних властивостей чутливого елемента датчика магнітного поля: 1 – підкладка; 2 – мідні контактні ділянки; 3, 7 – плівка Ag; 4 – чутливий елемент; 5 – плівка Co або Fe; 6 – плівка матеріалу $Me = Cr, Cu$

- друга серія – системи типу $Co(x)/Cu(d_{Cu})/Co(y)/П$, в яких шар Cr було замінено на шар Cu, товщина $d_{Cu} = 5 - 20$ нм, а товщини Co змінювалися в межах від 5 до 30 нм, з метою отримання серії зразків, з різною концентрацією Co-компоненти;
- третя серія – системи типу $Fe(d_{Fe})/Cu(12)/Fe(28)/П$, з товщиною $d_{Fe} = 15 - 30$ нм, товщина нижнього магнітного та проміжного немагнітного шару залишалася незмінною;
- четверта серія – типу $Fe(d_{Fe})/Cr(20)/Fe(22)/П$, товщина $d_{Fe} = 8 - 18$ нм, як і в попередньому випадку товщини нижнього та проміжного шарів були незмінні.

Також, окрім фіксованих значень проміжного шару, було проведено серію експериментів для плівкової системи четвертого типу зі зміною товщини всіх трьох шарів, для отримання залежності чутливості, коерцитивної сили та значення АМО від загальної концентрації атомів Fe в системі.

У більш ранніх роботах неодноразово зазначалося, що для створення ефективних чутливих елементів на основі структур типу $Me_1/Me_2/Me_1/П$, необхідно проводити комплексні дослідження магніторезистивних властивостей і структурно-фазового стану. Проведені в даній роботі дослідження структурно-фазового стану і кристалічної структури систем, описані вище, показали наступне. Особливо перспективною з точки зору застосування як чутливого елемента є система $Co/Cr/Co/П$. У плівкових зразках $Co/Cr/Co/П$ після конденсації реалізується фазовий склад ОЦК-Cr + ГЦП-Co, при цьому плівки мають дрібнодисперсну структуру. При термовідпалюванні до 800 К ніяких змін у фазовому складі не відбувається, спостерігається тільки незначне збільшення розміру кристалітів, і тільки при високотемпературному

відпалюванні, понад 900 К, відбувається утворення інтерметалідної фази CoCr та оксиду Cr₂O₃.

Таким чином при аналізі магнітних властивостей чутливих елементів, що пройшли термообробку до 800 К, можна виключити вплив структурно-фазового стану на властивості плівкових систем Co/Cr/Co/П на відміну від усіх інших розглянутих систем. У зв'язку з отриманими результатами подальша розробка конструкції первинного перетворювача здійснювалася на основі системи Co/Cr/Co.

Необхідно відмітити, що для всіх зразків на основі шарів Co спостерігається анізотропія магнітоопору, при переході до поздовжньої геометрії вимірювання. Аналіз даних розрахунку анізотропії магнітоопору вказує на загальну закономірність зростання величини АМО при зменшенні загальної концентрації атомів магнітної компоненти в тришарових системах (таблиця 5.2 та 4.9).

З точки зору можливості використання тонкоплівкових систем, як чутливих елементів датчиків повороту необхідно враховувати вплив зміни геометрії вимірювання на магніторезистивні властивості. З цією метою були проведені дослідження впливу орієнтації зразка при переході від перпендикулярної до поперечної геометрії вимірювання на величину магнітоопору та коерцитивної сили плівкових зразків на основі Co і Cr у свіжесконденсованому стані та після термовідпалювання до різних температур.

На рисунку 5.19 наведено залежність величини магнітоопору від впливу зовнішнього магнітного поля при переході від перпендикулярної до поперечної геометрії вимірювання з кроком 10° на прикладі плівки Co(5)/Cr(5)/Co(20)/П до та після термообробки. Як видно із отриманих результатів у свіжесконденсованих плівках при переході від 0 до 90° градусів спостерігається зменшення величини МО, в той час як величина коерцитивної сили майже не змінюється. Після термообробки до 800 К та 1000 К для величини МО спостерігаємо різний характер залежності. Так, як видно з даних на рисунку 5.19 б в інтервалі кутів від 0 до 90° величина МО монотонно зменшується від 0,38 % до 0,1 %, відповідно. Однак після термообробки до 1000 К (рис. 5.19 в) ми спостерігаємо зростання величини МО при переході від перпендикулярної до.

Таблиця 5.2

**Величина АМО при кімнатній температурі для різних тришарових
плівкових систем**

Плівкова система	Концентрація магнітної компоненти, ат.%	АМО, %
Fe(20)/Cr(9)/Fe(20)/П	82	1,5
Fe(24)/Cr(15)/Fe(20)/П	75	2,2
Fe(26)/Cr(20)/Fe(20)/П	70	5,6
Co(5)/Cr(3)/Co(20)/П	89	2,9
Co(5)/Cr(5)/Co(20)/П	83	5,3
Co(15)/Cu(11)/Co(25)/П	78	0,3
Co(46)/Cu(23)/Co(18)/П	74	2,3
Co(46)/Cu(31)/Co(18)/П	67	4,1
Fe(28)/Cu(12)/Fe(28)/П	82	1,6
Fe(24)/Cu(12)/Fe(28)/П	81	8,1
Fe(20)/Cu(12)/Fe(28)/П	80	8,7
Fe(18)/Cu(12)/Fe(28)/П	79	3,5
Fe(16)/Cu(12)/Fe(28)/П	78	6,5

поперечної геометрії вимірювання. Що стосується величини коерцитивної сили, то при зміні кута орієнтації зразка від 0 до 90° в плівкових системах, що пройшли термообробку спостерігається зменшення її величини на всьому інтервалі значень кутів. Згідно робіт [8, 160] така поведінка пов'язана з переходом до легкої осі намагнічування системи, у результаті чого при перпендикулярній геометрії вимірювання в системах спостерігається найбільше значення величини магнітоопору та коерцитивної сили.

Анізотропний характер процесів намагнічування багат шарових плівкових систем також можна спостерігати при вивченні їх намагніченості. З урахуванням анізотропії магнітних властивостей, при створенні чутливих елементів датчиків повороту на базі тонкоплівкових структур важливим є можливість прогнозування величини коерцитивної сили в робочому діапазоні кутів (від 0° до 90°). Використовуючи формулу (5.1) були проведені розрахунки величини B_c для систем на основі Co і Cr при зміні товщини проміжного шару та умов термообробки. Як показали експериментальні результати формула (5.1) дала гарне узгодження експериментальних результатів з розрахунковими (рис. 5.20 а) для всіх обраних умов, що свідчить про перспективність можливого застосування даної плівкової системи як основи датчиків повороту.

Приведена на рис. 5.20 а залежність коерцитивної сили B_c для вказаних зразків від кута повороту, демонструє найбільшу схильність до анізотропії коерцитивної сили плівок із тонким прошарком Cr .

Розглядаючи магнітні та магніторезистивні властивості даної плівкової системи необхідно також відмітити великі значення коерцитивної сили B_c (> 200 мТл) в системі при товщині $d_{Cr} \geq 10$ нм, що, як вже зазначалося, є характерним для плівкових систем зі спін-залежним розсіюванням електронів. Найбільші значення коерцитивної сили були зафіксовані для перпендикулярної геометрії у всьому діапазоні температур відпалювання, що пояснюється присутністю осі важкого намагнічування в цій геометрії вимірювання.

Зазначимо, що також були проведені дослідження зміни залишкової намагніченості від кута повороту зразка (рис. 5.20 б), отримані результати будуть використані як робочі характеристики при створенні магнітних датчиків. Аналізуючи залежність M_r від α для плівкових зразків $Co/Cr/Co$ у

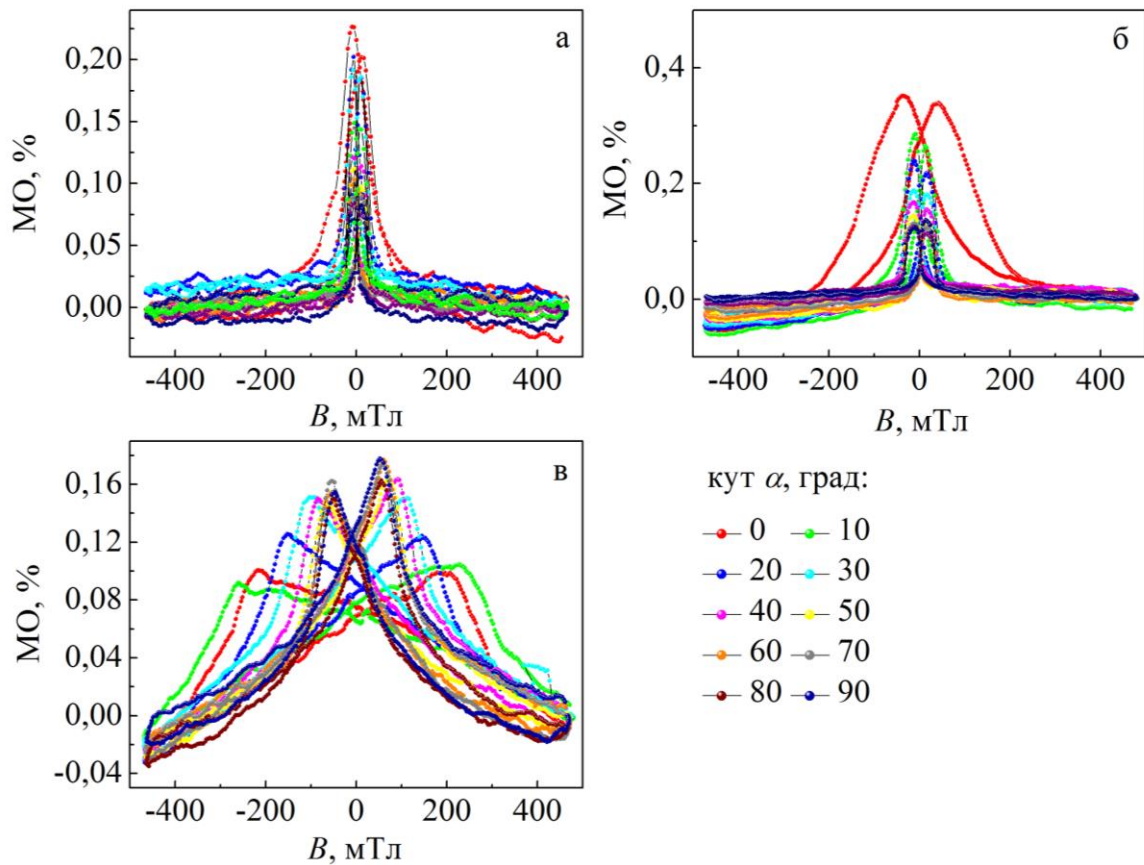


Рис. 5.19. Залежність величини магнітоопору від індукції зовнішнього магнітного поля при переході від перпендикулярної до поперечної геометрії вимірювання з кроком 10° для плівкового зразка $\text{Co}(5)/\text{Cr}(5)/\text{Co}(20)/\text{П}$ у свіжесконденсованому стані (а) та після термовідпалювання до $T_g = 800$ (б) та 1000 К (в)

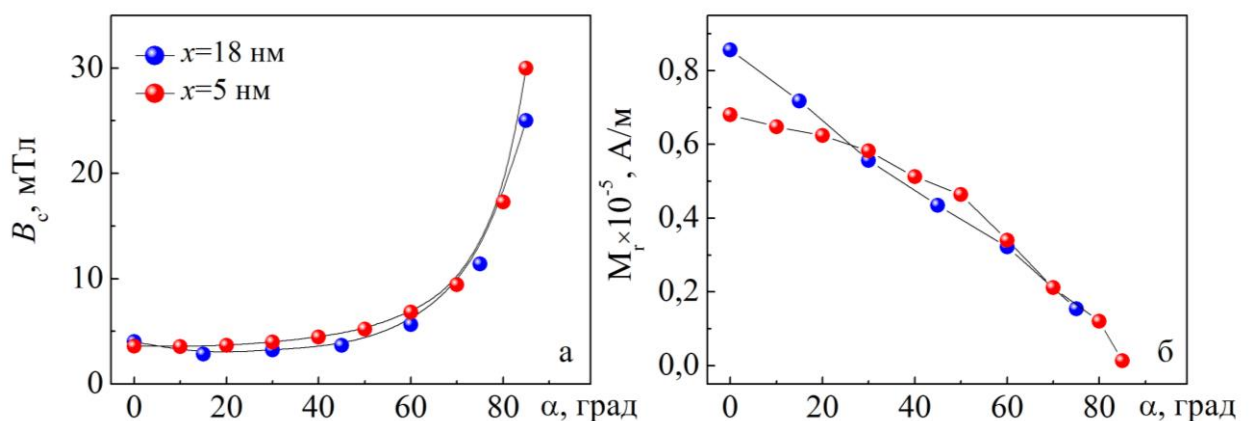


Рис. 5.20. Залежність величини коерцитивної сили (а) та залишкової намагніченості (б) від зміни кута орієнтації зразка від 0 до 85° для тришарової плівкової системи $\text{Co}(15)/\text{Cr}(x)/\text{Co}(20)/\text{П}$. $x = 5, 18$ нм

свіжесконденсованому стані можна відмітити, що незалежно від товщини прошарків та загальної товщини плівки, величина залишкової намагніченості зменшується зі збільшенням кута. Відмітимо, що зменшення величини M_r відбувається майже лінійно для плівкового зразка Co(15)/Cr(18)/Co(20)/П. Загалом, зменшення залишкової намагніченості відбувається лінійно для всього діапазону досліджуваних товщин.

Також нами були проведені розрахунки коефіцієнта прямокутності петель гістерезису тришарових плівок, при зміні орієнтації зразка у зовнішньому магнітному полі. Отримані дані (табл. 5.3) можуть бути використані як робочі характеристики при створенні чутливих елементів датчиків магнітного поля.

З наведених результатів можна зробити наступний висновок. Для плівкових систем Fe/Cu/Fe та Fe/Cr/Fe характерне лінійне зменшення величини КП від 0,85 до 0,73 при переході до поперечної геометрії вимірювання. Для плівок на основі Co і Cr або Cu характерні досить високі значення КП ($\sim 0,9$) при перпендикулярній геометрії. Відмітимо, що в плівкових системах Co/Cr/Co спостерігається лінійне зростання величини КП при переході до легкої осі намагнічування, в той час, як залежність КП від кута для систем Co/Cu/Co носить немонотонний характер. Отримані результати ще раз підтверджують висновок, що плівкові системи на основі Co і Cr за своїми характеристиками найкраще підходять для створення на їх основі чутливих елементів датчиків.

При формуванні структури чутливого елемента важливе значення має властивість датчика реагувати на зміну магнітного поля в незалежності від геометрії вимірювання, а також величина чутливості до магнітного поля (S_B). У залежності від області застосування датчика чутливий елемент повинен мати або велике значення чутливості, для забезпечення швидкого реагування на зміну поступаючого сигналу (наприклад, миттєве замикання/розмикання електричного контуру в системах автоматизації) або середнє значення, з метою забезпечення високої точності вимірювань при детектуванні слабких полів. Результати розрахунків величини чутливості плівкової системи до зовнішнього магнітного поля для першої серії зразків після конденсації та термовідпалювання до різних температур ($T_g = 800$ К та 1000 К) наведені в таблиці 5.4. Були проведені розрахунки величини S_B плівкової системи

Величина залишкової намагніченості, намагніченості насичення та коефіцієнта прямокутності петлі гістерезису для тришарових плівкових систем Fe/Cu/Fe/Π та Fe/Cr/Fe/Π, Co/Cu/Co/Π та Co/Cr/Co/Π при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання у свіжесконденсованому стані

α, град	Система											
	Fe/Cu/Fe			Fe/Cr/Fe			Co/Cu/Co			Co/Cr/Co		
	M_r	M_s	КП	M_r	M_s	КП	M_r	M_s	КП	M_r	M_s	КП
0	2,76	3,15	0,87	3,27	3,81	0,85	3,02	3,37	0,89	0,85	0,99	0,86
15	2,42	2,83	0,85	2,98	3,56	0,82	2,79	3,25	0,85	0,72	0,82	0,87
30	2,01	2,36	0,84	2,39	2,94	0,80	2,46	2,81	0,87	0,56	0,63	0,88
45	1,49	1,82	0,81	1,74	2,25	0,77	1,85	2,07	0,89	0,43	0,34	0,88
60	1,13	1,44	0,78	1,01	1,34	0,74	1,31	1,46	0,89	0,32	0,36	0,89
75	0,49	0,66	0,74	0,48	0,67	0,71	0,58	0,72	0,81	0,16	0,17	0,92

Величина чутливості до магнітного поля чутливого елемента датчика магнітного поля при різних температурах відпалювання

Структура чутливого елемента	$S_B, \% / T$								
	$T_{\Pi} = 300 \text{ K}$			$T_{\epsilon} = 800 \text{ K}$			$T_{\epsilon} = 1000 \text{ K}$		
	геометрії вимірювання								
	\perp	\dagger	\parallel	\perp	\dagger	\parallel	\perp	\dagger	\parallel
Co (25)/П	0,38	0,57	0,11	0,45	0,73	0,39	0,12	0,34	0,07
Co(5)/Cr(3)/Co(20)/П	0,23	0,89	0,46	1,49	2,58	1,22	0,09	0,43	0,28
Co(5)/Cr(5)/Co(20)/П	1,41	1,28	0,69	1,26	2,15	1,19	0,24	0,44	0,33
Co(5)/Cr(7)/Co(20)/П	0,06	0,39	0,21	0,62	1,07	0,52	0,31	0,71	0,36
Co(5)/Cr(10)/Co(20)/П	0,55	0,79	0,35	1,64	2,14	0,08	0,19	0,42	0,06
Co(5)/Cr(13)/Co(20)/П	1,21	2,65	1,07	0,67	2,22	0,63	0,21	0,55	0,47
Co(5)/Cr(15)/Co(20)/П	0,54	2,12	0,75	0,83	3,68	2,07	0,08	0,17	0,11
Co(5)/Cr(20)/Co(20)/П	0,73	2,09	1,19	1,07	3,36	1,52	0,04	0,12	0,08

Co/Cr/Co/П, які показали, що максимальна величина S_v у свіжесконденсованих зразках складала 2,65%/Тл, після термовідпалювання до 800 К вона збільшувалася до 3,68 %/Тл та зменшувалася до 0,44 %/Тл після термообробки до 1000 К.

Розглянемо більш детально вплив зміни орієнтації зразка у зовнішньому магнітному полі на прикладі тришарової плівкової системи Co/Cr/Co/П на величину S_v та КП до та після термообробки. Як видно з рисунка 5.21 а при переході від перпендикулярної до поперечної геометрії вимірювання чутливість плівкової системи зростає незалежно від температури термообробки.

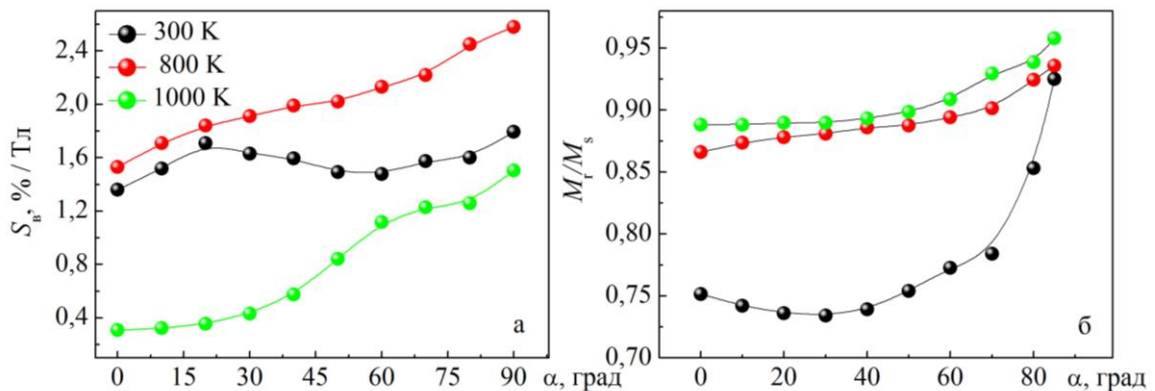


Рис. 5.21. Залежність величини чутливості S_v та КП від напрямку орієнтації зразка у зовнішньому магнітному полі для плівкового зразка Co(5)/Cr(5)/Co(20)/П у свіжесконденсованому стані та після термовідпалювання до $T_g = 800$ та 1000 К

Для плівкової системи Co/Cr/Co/П після термообробки характерна майже лінійна залежність величини S_v від кута орієнтації. Відмітимо, що після термообробки до 1000 К спостерігається зменшення величини чутливості у декілька разів. Що стосується величини КП цієї системи, то, як видно з рисунку 5.21 б, після термообробки залежність має майже лінійний характер та зростає при зміні кута орієнтації від 0 до 90°. З отриманих результатів можна зробити висновок, що розглянута система є перспективною при створенні чутливих елементів датчиків в інтервалі температур 300 – 800 К.

Проведені дослідження структурно-фазового стану, магнітних та магніторезистивних властивостей різних типів чутливих елементів датчиків магнітного поля на основі плівкової системи Co/Me/Co або Fe/Me/Fe, де

Значення параметрів чутливих елементів та їх можливі практичні області застосування

Система	c , ат. %	T_s , К	МО, %			S_b , %/Тл			КП		Області застосування
			геометрії вимірювання								
				+	⊥		+	⊥		⊥	
Fe/Cr/Fe/П	$c_{Fe} = 41 - 80$	300	0,2	0,3	0,1	1,5	2	0,1	0,85	0,71	– Чутливі елементи індукційних магнітних датчиків
		500	0,3	0,4	0,1	2	2,2	-	-	-	
		900	0,1	0,2	0,05	0,6	0,4	-	-	-	
Fe/Cu/Fe/П	$c_{Fe} = 48 - 90$	300	0,1	0,05	0,05	2	0,8	-	0,87	0,74	– Функціональні елементи спіні-клапанів – Первинні перетворювачі датчиків магнітного поля
		850	0,12	0,15	0,05	2,5	0,4	-	-	-	
Co/Cu/Co/П	$c_{Co} = 62 - 87$	300	0,25	0,3	0,25	4	7	2	0,89	0,81	– Чутливі елементи аналогових та цифрових схем для швидкого реагування на зміну магнітного потоку та АМР-датчиків – Функціональні елементи спіні-клапанів
		700	0,25	0,3	0,2	2	6	4	-	-	
Co/Cr/Co/П	$c_{Co} = 56 - 83$	300	0,05	0,1	0,2	1,1	2,4	1,4	0,75	0,92	– Складові спіні-вентильних структур – Чутливі елементи аналогових та цифрових схем для швидкого реагування на зміну магнітного потоку та АМР-датчиків (0 – 90°, 0 – 360°)
		800	0,1	0,15	0,25	2,1	3,2	1,6	0,85	0,93	
		1000	0,05	0,1	0,05	0,3	0,6	0,2	0,88	0,96	

Me = Cr, Cu, дозволило визначити можливі області їх застосування (табл. 5.5): структури на основі Fe та Cr або Co і Cu задовольняють вимогам при створенні датчиків з високою швидкістю реагування на зміну магнітного потоку. А структури на основі Co і Cr або Fe і Cu при створенні стабільних датчиків, основною функцією яких є детектування слабких магнітних полів. Оскільки дані системи характеризуються стабільним структурно-фазовим станом, це дозволяє виключити вплив температурного фактора на роботу датчиків в інтервалі діапазоні температур 273 – 800 К. Отже, запропонований елемент первинного перетворювача на основі плівок Co/Cr забезпечує найбільш повну передачу інформації стосовно залежності індукції магнітного поля, МО, чутливості системи від температури. Відмітимо, що конструкція чутливого елемента магнітного датчика проста у виготовленні та використанні.

Таким чином, серед чотирьох типів розглянутих систем слід відмітити плівкову систему Co/Cr/Co. Чутливий елемент, запропонований на її основі, може бути використаний при створенні магнітних датчиків повороту, індукційних пристроїв запису інформації, датчиків магнітного поля з великою чутливістю до зміни зовнішнього магнітного поля та температури одночасно.

Висновки до Розділу 5

1. Проведені комплексні дослідження магнітних та магнітооптичних властивостей одно- та багатошарових плівкових систем на основі Co, Fe, Cu і Cr. Показано, що вказані властивості суттєво залежать від ступеню взаємної розчинності компонент, структурного-фазового стану та дії температури. Дослідження магнітооптичного ефекту Керра дали змогу підтвердити процеси зміни структурно-фазового стану в багатошарових плівкових системах на основі матеріалів із спин-залежним розсіюванням електронів. Прямокутна форма петлі МОКЕ характерна, як для одношарових феромагнітних плівок (Co, Fe), так і для багатошарових плівкових систем на їх основі, за умови збереження інтерфейсів (Co/Cr). Для систем Co/Cu та Fe/Cr форма кривих на залежностях МОКЕ суттєво не змінюється після термовідпалювання, оскільки в цих системах процеси утворення т.р. відбуваються ще на стадії конденсації компонент.

2. При дослідженні магнітних властивостей плівкових систем на основі Fe, Co, Cu або Cr отримано:

- в одношарових плівках Co та Fe характерна присутність осі легкого намагнічування, у свіжесконденсованому стані та після термовідпалювання, яка впливає на магнітні властивості багатошарових плівок на їх основі;
- для плівкових систем на основі Fe і Cu на кривих гістерезису спостерігається певний перегин, що свідчить про пошарове перемагнічування шарів Fe, в той час як для систем на основі Fe і Cr петля гістерезису має форму, подібну до одношарових плівок Fe, що свідчить про перевагу ФМ зв'язку у системі;
- у плівкових системах на основі Co, Cr і Cu магнітні властивості системи головним чином визначаються станом шарів Co, тому форма кривих гістерезису для обох систем подібна до одношарових плівок Co з невеликими значеннями коерцитивної сили, що свідчить про реалізацію ФМ зв'язків у системі.

3. За результатами дослідження впливу орієнтації зразків у зовнішньому магнітному полі на магнітні властивості багатошарових плівкових систем встановлено:

- усі чотири системи характеризуються досить високим коефіцієнтом прямокутності, який при переході до поперечної геометрії вимірювання дещо зменшується для плівкових систем Fe/Cu/Fe та Fe/Cr/Fe та навпаки зростає в системах на основі Co і Cr;
- для досліджуваних плівкових систем прослідковується характерне збільшення коерцитивної сили B_c при повороті зразка від 0° до 90° до та після термообробки, після термовідпалювання у більшості випадків спостерігається зростання величини коерцитивної сили та зменшення чутливості плівкової системи.

4. Усі чотири типи досліджуваних систем у залежності від типу та концентрації компонент можуть бути використані в аналогових і цифрових схемах для швидкого реагування на зміну магнітного потоку, або при створенні стабільного датчика для виявлення слабких магнітних полів.

ВИСНОВКИ

У дисертаційній роботі проведені комплексні експериментальні дослідження взаємозв'язку між особливостями структурно-фазового стану, магнітооптичними та магніторезистивними властивостями і товщиною магнітних шарів і немагнітних прошарків, орієнтацією зразка у зовнішньому магнітному полі та температурою термообробки багатшарових плівкових систем на основі Co і Cu; Co і Cr; Fe і Cr та Fe і Cu із можливим спін-залежним розсіюванням електронів.

Аналіз отриманих результатів дозволяє зробити наступні висновки:

1. Дослідження структурно-фазового стану тришарових плівкових систем у свіжесконденсованому стані та після термообробки, отриманих пошаровою конденсацією, як складових елементів первинних перетворювачів показали наступне:

– у системах на основі Co і Cu та Fe і Cr спостерігається утворення твердих розчинів у всьому об'ємі плівки; подальше термовідпалювання не приводить до змін фазового стану в плівковій системі Fe/Cr, однак у системах на основі Cu і Co після термообробки до 850 К спостерігається частковий розпад т. р. (Cu, Co) із виділенням гранул Co;

– плівкові системи Fe/Cu/Fe та Co/Cr/Co у свіжесконденсованому стані зберігають індивідуальність окремих шарів, після термообробки у системах на основі Fe/Cu відбувається утворення структури, подібної до псевдосплаву; зроблено висновок про можливість використання таких плівкових систем як чутливих елементів датчиків у широкому інтервалі температур.

2. У плівковій системі на основі Co і Cr після високотемпературного відпалювання (до $T_g = 1000$ К) спостерігається утворення інтерметалідної σ -фази із тетрагональною решіткою.

3. Уперше проведені дослідження структурно-фазового стану та магнітних властивостей наночастинок Co, одержаних із оксидною оболонкою (CoO або Co₃O₄), а також впливу розміру таких частинок на коерцитивну силу й поле обмінного зміщення; було показано, що при зменшенні розміру частинок від 100 до 10 нм ефект обмінної магнітної анізотропії зростає, і при зменшенні температури до 77 К відбуваються зсув і зміна форми петлі гістерезису, що пояснюється орієнтацією вектора намагніченості частинок уздовж осі легкої намагніченості.

4. Методом вібраційної магнітометрії та МОКЕ були досліджені магнітні й магнітооптичні властивості тришарових плівкових систем як функціональних елементів датчиків:

- результати досліджень методом магнітооптичного ефекту Керра підтверджують попередні висновки про утворення т. р. у плівкових системах Fe/Cr/Fe та Co/Cu/Co вже у процесі конденсації компонент, про формування в плівкових системах Co/Cr/Co високотемпературної інтерметалідної фази, а також про утворення псевдосплаву на основі Fe і Cu;
- проведені дослідження магнітних властивостей при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання (від 0 до 90°) виявили найбільшу схильність до прояву анізотропії плівкових систем на основі Cr, що свідчить про перспективність їх застосування в АМР-датчиках;
- уперше проведений аналіз залежностей намагніченості та коерцитивної сили від зовнішнього магнітного поля під дією температур при зміні кута орієнтації зразка у площині плівки від 0 до 360° у системах Co/Cr/Co, який свідчить про наявність принаймні однієї осі легкої намагніченості в площині плівки.

5. Проведені дослідження впливу геометрії вимірювання, температури термообробки й загальної концентрації феромагнітної компоненти в системі на магніторезистивні властивості чутливих елементів датчиків на основі чотирьох типів плівкових систем дозволили визначити можливі практичні області їх застосування:

- структури на основі Co/Cu/Co та Fe/Cr/Fe завдяки досить високим значенням чутливості плівкової системи до магнітного поля можуть бути використані в аналогових та цифрових схемах для швидкого реагування на зміну магнітного потоку;
- структури на основі Co і Cr характеризуються великими значеннями КП (0,9) й термічною стабільністю у широкому діапазоні температур, що дає можливість використовувати їх при створенні індукованих пристроїв запису інформації або як закріплюючий шар спін-вентильних структур;
- згідно з магніторезистивними дослідженнями плівкові системи на основі Fe та Cu можуть бути застосовані для створення стабільних датчиків магнітного поля, основною функцією яких є детектування слабких полів; перевагою цих структур є стабільність характеристик у широкому інтервалі температур, що виключає вплив температурного фактора на роботу датчиків.

ПРИМІТКИ

Основні результати дисертаційної роботи були опубліковані у співавторстві з Проценком І.Ю., Однодворець Л.В., Пазухою І.М., Чешко І.В., Синашенко О.В.

Проценко І.Ю. – запропонував тематику дисертаційної роботи та вніс визначальний внесок у постановку задач досліджень. Узагальнення результатів зроблено спільно з науковими керівниками проф. І.Ю. Проценком та проф. Г. Шенхенсе. Пазуха І.М., Чешко І.В. та Синашенко О.В. – брали активну участь у обговоренні результатів досліджень. Дослідження магнітооптичних властивостей методом МОКЕ були проведені при консультаціях проф. Непийка С.О (Інститут фізики Університету ім. Й. Гутенберга).

Вважаю приємним своїм обов'язком висловити щире подяку своїм науковим керівникам професору Проценку І.Ю. та проф. Г. Шенхесе за вибір тематики, зацікавленість до результатів роботи та постійну підтримку Також хочу щиро подякувати Воробйову С.І. за допомогу у проведенні досліджень магнітних властивостей тришарових плівкових систем методом вібраційної магнітометрії; проф. Непийку С.О. за поради у проведенні експериментальних досліджень методом МОКЕ.

Висловлюю щире подяку колективам кафедри прикладної фізики та Центру науково-технічної і економічної інформації при Сумському державному університеті за дружню підтримку та активне обговорення результатів дисертаційної роботи на наукових семінарах та конференціях.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Djamal Mitra Development of sensors based on giant magnetoresistance material / Mitra Djamal, Ramli// Proc. Eng. – 2012. – V. 32. – P. 60 – 68.
2. Ni₈₀Fe₂₀/Au/Co/Au multilayers as magnetic field sensors / Stobiecki F., Urbaniak M., Szymanski B. [et. al.] // Materials Science-Poland – 2006. – Vol.24, No3. – P. 833 – 838.
3. Norris A. Temperature and moisture monitoring in concrete structures using embedded nanotechnology/microelectromechanical systems (MEMS) sensors / Norris A., Saafi M., Romine P. // Construct. Build Mat. – 2008. – V.22. – P. 111 – 120.
4. Шматько. А.А. Электронные приборы сверхвысоких частот / Шматько. А.А. // Харьков: ХНУ им. В.Н. Каразина, 2006. – 328 с.
5. Проценко І.Ю. Технологія одержання і застосування плівкових матеріалів / Проценко І.Ю., Шумакова Н.І. // Суми: Вид-во СумДУ, 2007. – 198 с.
6. Sensor and microelectronic elements based on nanoscale granular systems / Nepijko S.A., Kutnyakhov D., Odnodvoretz L.V. [et al.] // J.Nanopart. Res. – 2011. – V.12, No3. – P. 6263 – 6281.
7. Zhang H. Microfabrication and test of a magnetic field sensor using electrodeposited thin film of giant magnetoresistive (Cu/Co)_x multilayers / Zhang H., Wang W.// Microsystem Technologies – 2003. – V.9, No6-7. – P.436 – 440.
8. Giant Magnetoresistance of (001)Fe/(001)Cr Magnetic Superlattices / M.N. Baibich, J.M. Broto, A. Fert [et al.] // Phys. Rev. Lett. – 1988. – V. 61. – P.2472 – 2501.
9. Oscillatory interlayer coupling and giant magnetoresistance in Co/Cu multilayers // D.H. Mosca, F. Petroff, A. Fert [et al.] // J. Mag. Magn. Mater. – 1991. – V. 94. – L1 – L5.
10. Giant magnetoresistance in magnetic nanostructures / Barheleny A., Gros V., Duvail J.L. [et al.] // Nanostruct. Mat. – 1995. – V.6. – P.217 – 226.
11. Parkin S.S.P. Giant magnetoresistance in magnetic nanostructures / Parkin S.S.P. // Annu. Rev. Mater. Sci. – 1995. – V.25. – P.357 – 388.
12. Hirota E. Giant Magneto-Resistance Devices / E. Hirota, H. Sakakima and K.

- Inomata // N.Y.: Springer. V.40. – 2002. – P.240.
13. J. Microstructural characterisation of CoAg granular films/ J.H. Du, W.J. Liu, Q. Li [et al.] // J. Magn. Magn. Mater. – 1999. – V. 191. – P.17 – 24.
 14. Бараш Л. Спинэлектроника – электроника следующего поколения / Бараш Л. // Компьютерное обозрение. – 2002. – №39. – С.61 – 63.
 15. Третяк О.В. Фізичні основи спінової електроніки / Третяк О.В., Львов В.А., Барабанов О.В. // – Київ: КНУ, 2002. – 314 с.
 16. Tanaka M. Spintronics: recent progress and tomorrow's challenges / Tanaka M. // J. Crystal Growth. – 2005. – V.278. – P. 25 – 37.
 17. Лукашевич М.Г. Введение в магнитоэлектронику: курс лекций для студентов физического факультета/ М.Г.Лукашевич // Мн.: БГУ, 2003. – С.73.
 18. Magnetoresistance and spin electronics / A. Barthelemy, A. Fert, J.-P. Contour [et al.] // J. Magn. Magn. Mater. – 2002. – V.242 – 245. – P.68 – 76.
 19. Морозов А.И. Магнитная фазовая диаграмма спин-вентильной структуры ферромагнетик-антиферромагнетик-ферромагнетик с шероховатыми границами раздела / А.И. Морозов, И. А. Морозов // ФТТ. – 2008. – Т.50, Вып. 10. – С. 1846 – 1852.
 20. Candid Reig Magnetic Field Sensors Based on Giant Magnetoresistance (GMR) Technology: Applications in Electrical Current Sensing / Candid Reig, María-Dolores Cubells-Beltran, Diego Ramírez Muñoz // Sensors. – 2009. – V.9 (10). – P. 7919–7942.
 21. Magnetostrictive GMR sensor of flexible polyimide substrates / T. Uhrmann, L. Bar, T. Dimopoulos [et al.] // J. Magn. Magn. Mater. – 2006. – V.307. – P.209 – 211.
 22. Bannddyopadhyay S. Proposal for a spintronic femto-Tesla magnetic field sensor / Bannddyopadhyay S., Chahay M. // Physica E. – 2006. – V.27. – P.98 – 103.
 23. Robbes D. Highly sensitive magnetometers – a review / Robbes D. // Sens. Actuat. A. – 2006. – V.129. – P.89 – 93.
 24. Чешко І.М. Фізичні процеси в функціональних елементах на основі плівкових систем Co/Cu (Ag, Au) із спін-залежним розсіюванням електронів: Автореф. дис.... к.ф.-м. наук: 01.04.01 /Сумський державний університет. – Суми, 2009. – 22 с.
 25. Vector magnetisation measurements on thermally evaporated CoCr multilayers

- and solid solutions for spintronic applications / Chiolerio A., Martino P., Coisson M. et. al. // *J. Mag. Magn. Mat.* – 2009. – V.321. – P.3099 – 3103.
26. Васильев В.А. Методы уменьшения температурных погрешностей датчиков давления / Васильев В.А. // *Технология и конструирование в электронной аппаратуре.* – 2002. – №4 – 5. – С.50 – 54.
 27. Мокров Е.А. Применение элементов систематологии для минимизации влияния дестабилизирующих факторов на тонкопленочные тензорезистивные датчики давления / Мокров Е.А., Васильев В.А., Белозубов Е.М. // *Датчики и системы.* – 2005. – №3. – С. 10 – 12.
 28. Белозубова Н.Е. Повышение устойчивости МЭМС-структур тонкопленочных датчиков давления к высоким температурам и вибрациям / Белозубова Н.Е., Белозубов Е.М., Васильев В.А. // 9-я Международная научно-практическая конференция «Современные информационные и электронные технологии». – Одесса, 2008. – С. 155.
 29. Тензорезистивні ефекти в аморфних металевих сплавах / М.П. Семенко, М. І. Захаренко., Ю. А. Куницький [та ін.] // *Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАНУ, Київ. нац. ун-т ім. Т. Шевченка.* – К. – 2009. – 74 с.
 30. Тензоопір аморфних феромагнетиків / М.П. Семенко, М.І. Захаренко, Ю.А. Куницький [та ін.] // *Успехи физ.мет.* – 2009. – Т. 10. – С. 331 – 388.
 31. First-principles calculations of electrical conductivity and giant-magnetoresistance of Co/Cu/Co spin valves / W.H. Butler, X.G. Zhang, D.C. Nicholson [et al.] // *Phys. Rev. B.* – 1995. – V.52, №18. – P. 13399 – 13410.
 32. Conductance and giant magnetoresistance of Co/Cu/Co spin valves: Experiment and theory / W.H. Butler, X.G. Zhang, T.C. Schuithess [et al.] // *Phys. Rev. B.* – 1997. – V.56, №22. – P. 14574 – 14582.
 33. Theoretical evaluation of magnetotransport properties in Co/Cu/Co-based spin valves / C. Blaas, L. Szunyogh, P. Weinberger [et al.] // *Phys.Rev.B.* – 2002. – V.65. – P.134427-1 – 134427-8.
 34. Daughton J.M. GMR applications / Daughton J.M. // *J. Magn. Magn. Mater.* – 1999. – № 192. – P.334 – 342.
 35. Grunberg P. Layered magnetic structures in research and application /

- Grunberg P. // *Acta Mater.* – 2009. – V. 48. – P.239–251.
36. Lang C. Macrostructure-controlled interdiffusion of Cu/Co/Au thin films investigation by three-dimensional atom probe / Lang C., Schmitz G. // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2003. – V.353. – P. 119 – 125.
37. Дифузійні процеси в нанокристалічних двошарових плівкових системах на основі металів / В.В. Бібик, Т.М. Гричановська, М. Маршалек [та ін.] // *Металлофиз. новейшие технол.* – 2006. – Т.28, №6. – С.707 – 715.
38. Katarzyna Nowakowska-Langier Layers of magnetic alloys produced by impulse plasma deposition / Katarzyna Nowakowska-Langier, Krzysztof Zdunek, Tadeusz Lucinski // *Surface & Coatings Technology.* – 2007. – V. 201. – P.5333 – 5335.
39. Kuncser V. Fe–Cu granular thin films with giant magnetoresistance by thermionic vacuum arc method: Preparation and structural characterization / V. Kuncser, T. I. Mustata, C.P. Lungu [et al.] // *Surface & Coatings Technology.* – 2005. – V. 200. – P. 980 – 983.
40. Меньшов В.Н. Механизм межслоевой магнитной связи в наноструктурах типа Fe/Cr / Меньшов В.Н., Тугушев В.В. // *ЖЭТФ.* – 2004. – Т.125, вып.1. – С. 136 – 149.
41. GMR effect across the transition from multilayer to granular structure / F. Spizzo, E. Angeli, D. Bisero [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2002. – V. 242 –245. – P.473 – 475.
42. Influence of the roughness of the buffer layer on the magnetoresistance of Co/Cu multilayers / M. Marszalek, J. Jaworski, J.Lekki [et al.] // *Phys. stat. sol.* – 2002. – V.189A, №3. – P. 653 – 658.
43. Magnetoresistance through grain boundaries in a resonant – tunneling mechanism / H. Sun, K.W. Yu, Z.Y. Li [et al.] // *Phys. Rev.* – 2003. – V.68B. – P. 054413-1 – 054413-7.
44. Giant magnetoresistance of thin multilayer / K. Warda, L. Wojtczak, G. Wiatrowski [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2004. – V. 272 – 276. – P. 1433 – 1434.
45. Диаграммы состояния двойных металлических систем / [Лякишев Н. П., Банных О. А., Рохлин Л. Л. [и др.]]; под ред. Н. П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1997. – Т. 2. – С. 528 – 531.

46. Бібик В.В. Дослідження методом ВІМС взаємної дифузії атомів у тонкоплівковій системі Cr/Fe / В.В. Бібик, Л.В. Одноворець, І.О. Шпетний // Вісник СумДУ, Серія «Фізика, математика, механіка». – 2006. – № 9. – С. 91 – 95.
47. Исследование фазових превращений в тонких пленках кобальта / И.Е. Проценко, М.Д. Смолин, В.Г. Шамотня [и др.] // Металлы.– 1985.– № 2.– С. 171 – 174.
48. Структура, механическое поведение и нанотвердость поликристаллических хромовых и молибденовых покрытий, полученных методом магнетронного распыления / С.А. Фирстов, Т.Г. Рогуль, В.Л. Свечников и др. // Металлофиз. новейшие технологии. – 2003. – Т.25, №9. – С.1153 – 1164.
49. Влияние условий конденсации и температуры отжига на структурные превращения в покрытиях из мало легированного хрома / Ю.А. Бежецкий, Н.И. Захаренко, Т.Г. Рогуль, С.А. Фирстов // Металлофиз. новейшие технологии. – 2003. – Т.25, №7. – С.853 – 865.
50. Структура, дифузійні процеси і магніторезистивні та електрофізичні властивості плівкових матеріалів / С.І. Проценко, І.В. Чешко, Л.В. Одноворець, І.М. Пазуха [За заг. ред. І.Ю. Проценка]. – Суми: Вид-во СумДУ, 2008. – 197 с.
51. Соломаха В.А. Електрофізичні властивості плівок міді в умовах хімічної взаємодії з газами залишкової атмосфери / Соломаха В.А., Черноус А.М., Степаненко А.О. // ФХТТ. – 2004. – Т5, №3. – С.455 – 460.
52. Структура та електропровідність ультратонких плівок міді, золота та срібла / А.П. Шпак, Р.І. Бігун, З.В. Стасюк [та ін.] // Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології. – 2010. – Т. 8, № 2. – С. 1001 – 1050.
53. Влияние размера зерна на кинетику полиморфного перехода и прочность кобальта / Д.А. Мирзаев, В.М. Счастливец, И.Л. Яковлев [и др.] // ФММ. – 2002. – Т.93, №6. – С.65 – 69.
54. Закономерности $\beta \rightarrow \alpha$ -полиморфного превращения в кобальте при возрастании скорости охлаждения / Д.А. Мирзаев, В.М. Счастливец, В.Г. Ульянов [и др.] // ФММ. – 2002. – Т.93, №6. – С.58 – 64.
55. Фазовая диаграмма ГЦК \rightarrow ГПУ–перехода в малых частицах кобальта

- / А.И. Кузьменко, Т.А. Прокофьева, И.Е. Проценко и др. // Известия Академии наук. Серия Физическая. – 1986. – Т.50, №8 – С. 1590 – 1592.
56. Фролов Г.И. Влияние температуры на структурные превращения в нанокристаллических пленках кобальта / Фролов Г.И., Жигалов В.С., Мальцев В.К. // ФТТ. – 2000. – Т.42, №2. – С.326 – 328.
57. Структура тонких пленок ванадия и хрома / Н.Т. Гладких, А.И. Жуков, И.Е. Проценко [и др.] // ФММ. – 1973. – Т.36, №1. – С. 84 – 90.
58. Pan F. Magnetic properties of fcc iron on Fe/fcc metal multilayers / F. Pan, M. Zhang, B.X. Liu // Thin Solid Films. – 1998. – V. 334. – P. 196 – 200.
59. Metastable phase formation in the immiscible Cu-Co system studied by thermodynamic, molecular dynamics and ab initio calculations together with ion beam mixing / H.F. Yan, Y.X. Shen, H.B. Guo [et al.] // J.Phys.: Condens. Matter. – 2007. – V.19. – P.026219 – 026235.
60. Чеботкевич Л.А. Структура и магнитная анизотропия пленок Co/Cu/Co / Чеботкевич Л.А., Огнев А.В., Грудин Б.Н. // ФТТ. – 2004. – Т.46, Вып.8. – С.1449 – 1554.
61. Fine structure and possible growth mechanisms of some electrodeposited CuCo granular films / T.A. Thochitskii, G.A. Jones, H.J Blythe [et al.] // J. Magn. Magn. Mater. – 2001. – V.224. – P.221 – 232.
62. Магніторезистивні властивості спін-вентильних структур на основі Co та Cu або Au /Демиденко М.Г., Проценко С.І., Костюк Д.М. [та ін.] // Ж. наноелектрон. фіз.– 2011.– Т.3, №4.– С.106 – 113.
63. Auger spectroscopy analysis of interface roughness of Fe/Cr bilayers / M. Marszalek, V. Tokman, S. Protsenko [et al.] // Vacuum. – 2008. – V.82. – P.1051 – 1056.
64. Diffusion processes during heat treatment of Al-Cr-Fe thin films / P. Panjan, M. Sekada, J. Dolinsek [et al.] // Vacuum. – 2008. – V.82. – P.286 – 289.
65. Маршалек М. Структурнофазовое состояние двухслойных пленок Co/Cu и Co/Cr / Маршалек М., Проценко С.И., Черноус А.Н. // Тонкие пленки в оптике и электронике. – Харьков: ННЦ «ХФТИ», 2003. – С. 205 – 208.
66. Проценко С.І. Вплив температурної і деформаційної залежності параметрів електроперенесення на електрофізичні властивості багаточарових плівок

- на основі Cr, Cu і Sc (Co): Автореф. дис. ... к.ф.-м. наук: 01.04.07/ Харківський національний університет. – Харків, 2004. – 21с.
67. Проценко, І.Ю. Електрофізичні властивості двошарових плівок на основі Co, Cr, Ni в умовах взаємної дифузії атомів / І.Ю. Проценко, А.М. Чорноус, І.О. Шпетний // Науковий вісник Ужгородського університету. Серія Фізика. – 2001. – С. 199 – 206.
68. He L. Processing and microhardness of bulk Cu-Fe nanocomposites: application of a modified rule of mixtures / L. He, E. Ma // Nanostruct. Mater.– 1996.– V. 7, № 3. – P. 327 – 339.
69. Alloy effect and extended solubilities in binary mixtures of nanometer-sized Fe-Cu crystals / J. Eckert, R. Birringer, J.C. Holzer [et al.] // Mat. Res. Soc. Symp. Proc. – 1992. – V. 238. – P. 739 – 744.
70. Bakalloglu O.F. A magnetic study of sputtered Fe/Cu multilayer films / Bakalloglu O.F. // J. Magn. Magn. Mater. – 1998. – V. 182. – P. 324 – 328.
71. Influence of the interfaces on magnetic properties of Fe/Ag and Fe/Cu multilayers prepared by sputtering / A.P. Kuprin, L. Cheng, Z. Altounian [et al.] // Hyperfine Interactions. – 2002. – V.144/145. – P.141 – 149.
72. Magnetization and magnetoresistance in Fe-ion-implanted Cu and Ag thin films / M.M. Pereira de Azevedo, J.B. Sousa, J.A. Mendes [et al.] // J. Magn. Magn. Mater. – 1997. – V. 173. – P. 230 – 240.
73. Shamsutdinov N.R. The effect of Cu interlayers on grain size and stress in sputtered Fe-Cu multilayered thin films / N.R. Shamsutdinov, A.J. Bottger, F.D. Tichelaar // Scripta Mater. – 2006. – V. 54. – P.1727 – 1732.
74. О влиянии микрокристаллической структуры на магнитные свойства ферромагнитных пленок и структур на их основе / Д. А. Татарский, С. А. Гусев, А. Ю. Климов [и др.] // ФТТ. – 2013. – Т. 55, № 3. – P. 435 – 439.
75. K. Marszalek, M. Marszalek, S. Protsenko, and A. Chornous, Materialy IX konferensyja GOE 2006 (Krakow–Zakopane: IFJ PAN: 2006).
76. Synthesis and magnetic properties of iron nanoparticles confined in highly ordered mesoporous carbons/ Tai-Ming Zhang, Dong-Lin Zhao, Li Yin [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2010. – V.508, № 1. – P. 147 – 151.
77. Gas-phase flame synthesis and properties of magnetic iron oxide nanoparticles

- with reduced oxidation state/ Benjamin M. Kumfer, Kozo Shinoda, Balachandran Jeyadevan [et al.] // *Journal of Aerosol Science*. – 2010. – V.41, № 3. – P.257 – 265.
78. Aryn S. Teja Synthesis, properties, and applications of magnetic iron oxide nanoparticles/ Aryn S. Teja, Pei-Yoong Koh// *Progress in Crystal Growth and Characterization of Materials* . – 2009. – V.55, №1 – 2. – P.22 – 45.
79. Xia Zhan Synthesis and magnetic properties of Cu-coated Fe composite nanoparticles/ Xia Zhang, Baosheng Wang, Xinxin Xu// *Appl. Surf. Sci.* – 2010. – V.256, № 13. – P. 4109 – 4113.
80. Медведовская О.Г. Особенности состояний фторида кобальта / О.Г. Медведовская, Т.А. Федоренко, Г.К. Чепурных // *Ж. нано- электрон. фіз.* – 2011. – Т.3, №4. – С. 125 – 130.
81. Magnetic and structural characterization of silver-iron oxide nanoparticles obtained by the microemulsion technique/ E. Goikolea, M. Insausti, L. Lezama [et al.] // *Journal of Non Crystalline Solids*. – 2008. – V. 354, № 47-51. – P. 5216 – 5218.
82. C. Petit Physical properties of self-assembled nanosized cobalt particles / C. Petit, M.P.Pileni // *Appl. Surf. Sci.* – 2000.–V.162-163. – P. 519 – 528.
83. Магнитные наночастицы: методы получения, строение, свойства / С.П. Губин, Ю.А.Кокшаров, Г.Б.Хомутов [и др.] // *Успехи химии.*– 2005.– Т.74, №6.– С. 539 – 574.
84. Structure and self-assembling of Co nanoparticles/ L.Chitu, Y.Chushkin, S.Luby [et al.]// *Materials Science and Engineering C.*–2007.– V. 27, № 1.– P. 23 – 28.
85. Effect of magnetic field on self-assembling of colloidal Co magnetic nanoparticles/ L.Chitu, Y.Chushkin, S.Luby [et al.] // *Appl. Surf. Sci.* – 2006. – V.52, № 15.– P. 5559 – 5562.
86. Чепурных Г.К. Области экстремальных характеристик магнитоупорядоченных кристаллов / Г.К. Чепурных // – Киев: Наукова думка, 2010. – 175 с.
87. Демиденко М.Г. Формування впорядкованих масивів магнітних наночастинок Fe₃O₄, FeO, FeNi та FeCr як чутливих елементів спін-вентилів / Демиденко М.Г., Проценко С.І., Шафаріч Р. // Тези доповідей «Міжнародної конференції студентів і молодих науковців з теоретичної та

- експериментальної фізики Еврика-2010».— Львів:ЛНУ ім. І. Франка, 2010. — С. А12.
88. А. Борисов Современные АМР-датчики для детектирования скорости, положения и слабых магнитных полей / А. Борисов // Компоненты и технологии . – 2006. – № 7. – С. 65 – 70.
 89. А.В. Воробьев Математическая модель анизотропного магниторезистивного датчика для инженерных расчетов/ А.В. Воробьев // Весник УГАТУ / Электроника, измерительная техника, радиотехника и связь/ Т. 16, № 1 (46). – С. 161 – 166.
 90. Marina Díaz-Michelena Lock-in amplifiers for AMR sensors / Marina Díaz-Michelena, Pedro Cobos, Claudio Aroca // Sensors and Actuators A. – 2015. – V. 222. – P.149 – 159.
 91. P. Dimitrova Thin film integrated AMR sensor for linear position measurements / P. Dimitrova, S. Andreev, L. Popova // Sensors and Actuators A. – 2008. – V. 147. – P. 387 – 390.
 92. Проценко І.Ю., Саєнко В.А. Тонкі металеві плівки (технологія та властивості). – Суми: СумДУ, 2002. – 187 с.
 93. Черноус А.М. Розмірні ефекти в електрофізичних властивостях нанокристалічних плівкових систем в умовах взаємної дифузії та фазоутворення: Автореф. дис. ... д-ра фіз.-мат. наук: 01.04.07 // Сумський державний університет. – Суми, 2006. – 37 с.
 94. Комник Ю.Ф. Физика металлических пленок. Размерные и структурные эффекты. / Комник Ю.Ф. // – Москва: Атомиздат, 1979. – 264 с.
 95. Гладких Н.Т. Изменение параметра решетки в островковых вакуумных конденсатах Cu, Ag, Au / Гладких Н.Т., Крышталь А.П. // ВАНТ. Серия вакуум, чистые материалы, сверхпроводники. – 1998. – Вып. 2(3), 3(4).– С. 57 – 66.
 96. Технология тонких пленок. Справочник / Под ред. Л. Майсела, Р. Гленда. – Москва: Советское радио, 1977. – 768 с.
 97. Справочник конструктора-приборостроителя. Проектирование. Основные нормы / В. Л. Соломахо, Р. И. Томилин, Б. В. Цитович [и др.] // Минск: Вышэйшая школа, 1988. — С. 130. — 272 с.

98. Бібик В.В. Формування фазового складу та електрофізичних властивостей плівкових систем Ni/Fe та Cr/Fe: Автореф. дис. ... канд. фіз.-мат. наук: 01.04.07 / Сумський державний університет. – Суми, 2008. – 22 с.
99. Пазуха І.М. Фізичні процеси в чутливих елементах датчиків температури, деформації і тиску: Автореф. дис. ... канд. фіз.-мат. наук: 01.04.01 // Сумський державний університет. – Суми, 2009. – 25 с.
100. Структура та електропровідність ультратонких плівок міді, золота та срібла / А.П. Шпак, Р.І. Бігун, З.В. Стасюк [та ін.] // Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології. – 2010. – Т. 8, № 2. – С. 1001 – 1050.
101. Забіла Є.О. Методика вивчення тензорезистивних властивостей плівок Cr при відносно малих і великих деформаціях / Забіла Є.О., Проценко І.Ю. // УФЖ – 2005. – Т.50, №7. – С.729 – 736.
102. Проценко С.И Программное обеспечение для распознавания и анализа дифракционных картин полученных методом просвечивающей электронной микроскопии/ Проценко С.И, Костюк Д.Н.// Сборник трудов конференции «Образовательные, научные и инженерные приложения среде LabVIEW и технологии NationalInstruments». – М.: РУДН, 2010. – С.88 – 90.
103. Проценко І.Ю. Прилади і методи дослідження плівкових матеріалів / І.Ю. Проценко, А.М. Черноус, С.І. Проценко; [навч. посібник]; за заг. ред. проф. Проценка І.Ю. – Суми: СумДУ, 2007. – 264 с.
104. Проценко І.Ю. Технологія одержання і фізичні властивості плівкових матеріалів та основи мікроелектроніки: лабораторні і практичні заняття [навч. посібник] / І.Ю. Проценко, Л.В. Однорець // Суми: СумДУ, 2011. – 232 с.
105. Горелик С.С. Рентгенографический и электронографический анализ металлов / Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. // Москва: ГНТИ, 1963.– 526с.
106. Зленко В.О. Використання State Machine на базі черги як універсального патерингу програмування для побудови систем автоматизації наукового експерименту / Зленко В.О., Демиденко М.Г. // Матеріали науково-практичної конференції викладачів, співробітників, аспірантів і студентів фізико-технічного факультету. – Суми: СумДУ, 2008. – С. 108 – 109.
107. Демиденко М.Г. Разработка автоматизированного комплекса для

- исследования магнито-резистивных свойств наноструктурированных пленочных систем / Демиденко М.Г., Проценко С.И. // Сборник трудов «Девятой международной научно-практической конференции «Образовательные, научные и инженерные приложения в среде LabVIEW и технологии National Instruments».– Москва: Российский университет дружбы народов, 2010.– С. 390 – 392.
108. Костюк Д.Н. Программно-аппаратный комплекс для исследования магниторезистивных свойств в сменной геометрии поля / Костюк Д.Н., Демиденко М.Г., Проценко С.И. // Сборник трудов «Десятой международной научно-практической конференции «Образовательные, научные и инженерные приложения в среде LabVIEW и технологии National Instruments 2011».– Москва: Российский университет дружбы народов, 2011.– С. 498 – 500.
109. Демиденко М.Г. Магніторезистивні та оптичні властивості спін-вентильних систем на основі Co, Fe, Cr і Cu та наночастинок оксидів Fe: Автореф. дис. ... канд. фіз.-мат. наук: 01.04.01 // Сумський державний університет. – Суми, 2012. – 25 с.
110. Зленко В. Автоматизований комплекс досліджень терморезистивних властивостей наноструктурованих плівкових систем / Зленко В., Проценко С.І., Р. Сафаріч // Ж. Нано- та електрон. фіз.–2009.– Т.1, №2.– С. 34 – 41.
111. Корнев В. К. Эффект Джозефсона и его применение в сверхпроводниковой электронике / Корнев В. К. // Соросовский образовательный журнал. – 2001. – № 8. – с. 88.
112. Chung G.-S. Characteristics of tantalum nitride thin film strain gauges for harsh environments / G.-S. Chung // Sens. Actuat. A. – 2007. – V. 135. – P. 355 – 359.
113. Tumanski S. Thin film magnetoresistive sensors / S. Tumanski // Warsaw University of Technology, Poland. – 2001. – P.433.
114. Trivedi R. A survey on platinum temperature sensor / Trivedi R., Mathur G., Mathur A. // IJSCE. – 2011. – V. 1. – P. 23 – 26.
115. Структурно-фазовий стан, стабільність інтерфейсів та електрофізичні властивості двошарових плівкових систем / С.І. Проценко., І.В.Чешко, Д.В. Великодний та інш. // Успехи физ. мет. – 2007. – Т.8, №4 – С.247 – 278.

116. Synashenko Magneto-resistive properties of Fe films and Fe-based multilayers / O.V. Synashenko, D.M. Kondrakhova, I.Yu. Protsenko // J. Nano-Electron. Phys. – 2010. – V. 2, № 4. – P. 153 – 168.
117. Размерные примесные эффекты в кристаллической структуре тонких металлических пленок / Л.В. Ордорец, Н.И. Шумакова И.Е. Проценко [и др.] // ЖНЕФ. – 2009. – Т.1, №1. – С.29 – 41.
118. Ткач О.П. Процеси фазоутворення в чутливих елементах датчиків температури, деформації і тиску: Автореф. дис. ... канд. фіз.-мат. наук: 01.04.07 // Сумський державний університет. – Суми, 2012. – 25 с.
119. Горбачева Т. Б. Рентгенография твердых сплавов / Горбачева Т. Б. // Москва: Металлургия, 1985. – 102 с.
120. Сынашенко О.В. Электро- и магниторезистивные свойства пленочных систем на основе Cr, Cu и Fe в условиях взаимной диффузии атомов: Автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук: 01.04.07 // Сумский государственный университет. – Сумы, 2011. – 25 с.
121. Структурно-обусловленные особенности свойств гранулированных сред Co-Cu / В.О. Васьковский, Н.Н. Щеголева, В.Н. Лепаловский [и др.] // Известия вузов. Физика. – 2002. – №12. – С.35 – 42.
122. Структурно-фазовий стан, електрофізичні та магнеторезистивні властивості твердих розчинів у плівкових системах на основі Co і Cu або Ag та Fe і Cr або Cu / Д. М. Кондрахова, Ю. М. Шабельник, О.В. Синашенко [та ін.] // Успехи физ. метал. – 2012. – Т. 13. – С. 241 – 267.
123. І.В. Чешко Формування метастабільних твердих розчинів у плівкових системах на основі Co і Cu, Ag та Au / І.В. Чешко, І.Ю. Проценко // Металлофиз. новейшие технол. – 2009. – Т.31, № 7. – С. 963 – 967.
124. Магнітооптичні властивості гранульованих плівкових систем на основі Co та Cu, Ag та Au / Д. М. Кондрахова, З. М. Макуха, І. Ю. Проценко [та ін.] // ФІП – 2014. – Т. 12, № 4. – С. 542 – 549.
125. Yamamoto K. Microstructure and magnetoresistance in Cu-Co alloy thin films / K. Yamamoto, M. Kitada // Thin Solid Films – 1995. – V. 263. – P. 111 – 116.
126. Formation of metastable phases and their effect on the magnetic properties of Co-Cu multilayers / G.H. Yang, K.W. Geng, F. Zeng [et al.] // Thin Solid Films. –

2005. – V.484. – P. 283 – 289.
127. Bakkaloglu O.F. Magnetoresistance Measurements on Electrodeposited $\text{Co}_x\text{Cu}_{1-x}$ Alloy Films / O.F. Bakkaloglu, I.H. Karahan // Turk. J. Phys. – 2001. – V. 25. – P. 27 – 33.
128. Kondrakhova D.M. Study of structure-phase state of Co/Cu granular film systems / Kondrakhova D.M., Protsenko I.Yu. // III International Conference for Young Scientists “LOW TEMPERATURE PHYSICS” (ICYS–LTP–2012) Kharkiv: ILTPE. – 2012. – P. 173.
129. Preparation and characterization of Au/Co nano-alloys / H. Nabika, K. Akamatsu, M. Mizuhata [et al.] // J. Electroanalytical Chem. – 2003. – V. 559. – P. 99 – 102.
130. Kitada M. Magnetoresistance and microstructure of sputtered Au-Co thin films / M. Kitada // J. Magnet. Mag. Mater. – 2000. – V. 208. – P. 244 – 250.
131. Kondrakhova D.M. Thin film systems based on Co and Cr or Cu: magnetoresistive properties and application / Kondrakhova D.M., Pazukha I.M., Protsenko I.Yu. // Universal J. Phys. and Appl. – 2014. – V. 2, № 2. – P. 85 – 89.
132. Кондрахова Д.М. Магніторезистивні властивості в плівкових системах на основі Fe/Cu і Co/Cr / Д.М. Кондрахова, О.В. Синашенко, О.А. Стеценко // Book of abstracts of International Conference of Students and Young Scientists “HEUREKA - 2011”. – Lviv:LNU. – 2011. – С17.
133. Олгодворець Л.В. Електрофізичні та магніторезистивні властивості плівкових матеріалів в умовах фазоутворення / Л.В. Олгодворець, С.І. Проценко, А.М. Черноус // Під ред. проф. І.Ю.Проценка. – (Суми: Вид-во СумДУ, 2011).
134. Кондрахова Д.М. Кристалічна структура і магнеторезистивні властивості плівкових систем на основі Fe і Cu / Кондрахова Д.М., Синашенко О.В., Проценко І.Ю. // Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології. – 2011. – Т. 9, №3. – С. 589 – 598.
135. Phase composition and electrophysical properties of ferum thin films / S.I. Vorobyov, L.V. Odnodvoret, O.V. Pylypenko [et al.] // Nanosystems, nanomaterials and nanotechnologies. –2012. – Т.10, № 4. – С. 829 – 840.
136. Structure, energetics, and mechanical stability of Fe-Cu bcc alloys from first-

- principles calculations / Jefferson Z. Liu, A. van de Walle, G. Ghosh [et al.] // *Physical review B*. – 2005. – V. 72. – P. 144109-1 – 144109-16.
137. Магніторезистивні властивості плівок Fe та мультишарів на їх основі / Кондрахова Д.М., Стеценко О.О., Синашенко О.В. [та ін.] // *Фізика, електроніка, електротехніка ФЕЕ-2011. Матеріали та програма науково-технічної конференції*. - Суми : СумДУ, 2011. – С. 98.
138. Study of giant magnetoresistance behavior in sputter-deposited Cr-Fe alloy films / T. Sugawara, K. Takanashi, K. Hono [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 1996. – V. 159. – P. 95 – 102.
139. Magnetization and configurational anisotropy in magnetic clusters: Monte Carlo simulation // Z. Huang, Z. Chen, F. Zhang, [et al.] // *Eur. Phys. J. B*. – 2004. – V.37. – P.177 – 185.
140. Albrecht M. Patterned perpendicular and longitudinal media: a magnetic recording study / M. Albrecht, S. Ganesan, Charles T. Rettner // *IEEE Trans. Magn.* – 2003. – V. 39. – P.2323 – 2325.
141. Tsymbal E.Y. Spin-dependent tunnelling in magnetic tunnel junctions / E.Y. Tsymbal, O.N. Mryasov, P.R. Le-Clair // *J. Phys.: Condens. Matter*. – 2003. – V. 15. – R109 – R142.
142. Investigation of exchange bias effect of fine cobalt particles with oxidized surface / Kondrakhova D.M., S.A. Nepijko, A. Petrov [et al.] // *J. Nanopart. Res.* – 2013. – V. 15, № 5. – P. 1 – 7.
143. Magnetic properties of fine cobalt particles with oxidized shell / D. Kondrakhova, I. Protsenko, S.A. Nepijko [et al.] // *Book of abstracts of International Conference of Students and Young Scientists “HEUREKA – Lviv:LNU*. – 2012. – P. D42.
144. Co/CoO core-shell nanoparticles temperature-dependent magneto-optic studies / B. Kalskaa, P. Fumagalli, M. Hilgendorff [et al.] // *Materials Chemistry and Physics*. – 2008. – V.112, № 3. – P.1129 – 1132.
145. Zhang Z. Surface effect in the energy loss near structure of different cobalt oxides / Z. Zhang // *Ultramicroscopy*. – 2007. – V. 107. – P.598 – 603.
146. Treutler C.P.O. Magnetic Sensors for Automotive Applications / C.P.O. Treutler // *Sensors and Actuators, A: Physical* – 2001. – V.91. – P. 2 – 6.

147. Microsensor coupling magnetostriction and magnetoresistive phenomena / T. A. Duenas, A. Sehrbrock, M. Löhndorf [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2002). – V.242-245. – Part 2. – P.1132 – 1135.
148. Magnetic field sensors based on Fe/Cr superlattices / L. Romashev, A. Rinkevich, A. Yuvchenko [et al.] // *Sensors and Actuators A.* – 2001. V. 91. – P. 30 – 33.
149. Сравнение структурных, магнитных и транспортных свойств гранулярных сплавов $(\text{CoFe})_x\text{Ag}_{1-x}$, полученных плазменным распылением и испарением в сверхвысоком вакууме (с. 98-109) / Ш. Ковач, Б. Дани, С.Р. Тейгзейра [и др.] / *Физ. Мет. Металлов.* – 1995. – Т.79, № 1. – С.98 – 109.
150. Проценко І.Ю. Явище гігантського магнітоопору в багаточарових плівкових системах (огляд) / І.Ю. Проценко, І.В.Чешко, Я. Яворський // *Вісник СумДУ. Серія: Фізика, математика, механіка.* – 2004. – Т.10, № 69. – С.65.
151. Magneto-volume effect in Fe-Cu solid solutions / P. Gorria, D. Martinez-Blanco, R. Iglesias [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2006. – V. 300. – P. 229 – 233.
152. Магніторезистивні та магнітооптичні властивості плівкових систем із можливим спин-залежним розсіюванням електронів (огляд) / Д. М. Кондрахова, І.В. Чешко, Ю. М. Шабельник [та ін.]// *Успехи физ. метал.*– 2013. – Т. 14. – С. 229 – 255.
153. Електрофізичні та магніторезистивні властивості наноструктурованих плівкових матеріалів / Д.М. Кондрахова, О.В.Власенко, Л.В.Однорець [та ін.] // *Матеріали 5-ї Міжнародної наукової конференції [«Фізико-хімічні основи формування і модифікації мікро- та наноструктур»]*, (Харків, 10 – 12 жовтня, 2011 р.). – Харків, 2011. – С. 304–309.
154. Касютіч О. И. Структура наноразмерных систем Co/Cu и механизм его формирования / О. И. Касютіч, В. М. Федосюк, Т. А. Точицкий // *Поверхность.* – 2000. – №3. – С. 34–41.
155. Кондрахова Д.М. Дослідження магніторезистивних властивостей плівкових систем на основі Fe та Cu або Co та Cr / Кондрахова Д.М., Стеценко О.О., Буряк І.І. // *Науково-методичної конференції викладачів, співробітників і студентів – Конотоп: КІСумДУ* – 2011. – С. 15
156. Magnetoresistive properties of Fe/Cu multilayers / D.M. Kondrakhova,

- O.V. Synashenko, Protsenko I.Yu [et al.] // Book of the materials XLVI International conference “Zakopane school of physics 2011”– Zakopane – 2011. – P.143.
157. Kondrakhova D.M. Magnetoresistive properties of multilayer film system based on Fe/Cu / Kondrakhova D.M., Protsenko I.Yu., Synashenko O.V. // Матеріали ІІ Наукового семінару “Сучасні проблеми наноелектроніки - 2011”– Суми : СумДУ, 2011. – С. 11 – 12.
158. Kondrakhova D.M. Magnetoresistive properties of multilayers based on Fe/Cu and Fe/Pd / D.M. Kondrakhova, O.V. Synashenko, Protsenko I.Yu [et al.] // Матеріали ХІІІ Міжнародної конференції МКФТТПН-ХІІІ «Фізика і технологія тонких плівок та наносистем». – Івано-Франківськ: ДВНЗ «ЛНУ ім. В. Стефаника», 2011. – С. 141
159. Oscillatory interlayer exchange and magnetoresistance in Fe/Cu multilayers / F. Petroff, A. Barthelemy, D.H. Mosca [et al.] // Phys. Rev. B. – 1991. – V. 44. – P.5355– 5386.
160. Bakonyi I. Electrodeposited multilayer films with giant magnetoresistance (GMR): progress and problems / I. Bakonyi, L. Peter // Prog. Mater Sci. – 2010. – V. 55. – P. 107– 245.
161. Annealing behavior of structural and magnetic properties of evaporated Co thin films / I. Cheshko, M. Jergel, Y. Halahovets, [et al.] // J.Phys. D: Appl. Phys. – 2009. – V.42. – P.135406– 135414.
162. Аномальный эффект Холла гранулированных сплавов / А. В. Ведяев, А. Б. Грановский, А. В. Калицов [и др.] // ЖЭТФ. – 1997. – V.112, №6. – P. 2198– 2213.
163. Magneto-optical and magnetoresistive properties of solid-solution films / I.V. Cheshko, D.M. Kondrakhova, L.V. Odnodvoretz [et al.] // Universal J. Mater. Sci. – 2013. – V. 1, № 2. – P. 25 – 30.
164. Кондрахова Д.М. Дослідження магніторезистивних та магнітооптичних властивостей в плівковій системі на основі Fe/Cu / Кондрахова Д.М. // Тези доповідей Міжнародної конференції студентів і молодих науковців з теоретичної та експериментальної фізики [«ЕВРИКА-2014»], (Львів, 15 – 17 травня 2014 р.). – Львів: ЛНУ, 2014. – С. 60.

165. Influence of the heat treatment on the magnetoresistive properties of film systems based on Co and Cr, Bi or Gd / O. Shutileva, D. Kondrakhova, S. Vorobiov [et al.] // International conference of students and young researchers in theoretical and experimental physics, "Heureka-2013". – Lviv. – 2013. – P. A30.
166. Кондрахова Д.М. / Анізотропний магнітоопір у плівковій системі на основі кобальту і хрому // Фізика, електроніка, електротехніка ФЕЕ-2013. Матеріали та програма науково-технічної конференції. – Суми : СумДУ, 2013. – С. 97.
167. Magneto-optical and magnetoresistive properties of thin film granular solid solution / D.M. Kondrakhova, I.V. Cheshko, I.Yu. Protsenko [et al.] // Матеріали XIV Міжнародної конференції МКФТТПН-XIV «Фізика і технологія тонких плівок та наносистем». – Івано-Франківськ: ДВНЗ «ПНУ ім. В. Стефаника», 2013. – С. 31
168. Но Е.М. Magnetoresistance in sputtered Fe/Cr multilayer films / Е.М. Но, А.К. Petford-Long // J. Magn. Magn. Mater. – 1996. – V. 156. – P. 65-66.
169. Кондрахова Д.М. Магніторезистивні властивості плівкових систем на основі Со та Сг / Кондрахова Д.М. // Матеріали Науково-методичної конференції викладачів, співробітників і студентів – Конотоп: КІСумДУ – 2013. – С. 27
170. Кондрахова Д.М. Магніторезистивні властивості плівкових систем Со/Сu та Со/Сг / Кондрахова Д.М., Буряк І.І., Проценко І.Ю. // Conference of Electronic Engineering and Technology in the 12th International Youth Forum "Electronics and Youth in the XXI century". – Харків: ХНУРЕ. – 2012. – С. 23.
171. Чешко І.В. Магнітооптичні та магніторезистивні властивості плівкових функціональних елементів на основі Со і Сu та Ag / Чешко І.В., Проценко С.І., Шифалович П. // Вісник СумДУ. Серія: Фізика, математика, механіка. – 2008. – № 2. – С. 103 – 110.
172. Dimmich R. The influence of the interface electrical transport phenomena of thin metallic double-layer films / R. Dimmich, F. Warkusz // Acta Univer. Wrosl. – 1984. – V. XLV, № 782. – P. 109–116.
173. Кондрахова Д.М. Дослідження електрофізичних та магніторезистивних властивостей плівкових систем на основі Со і Сг / Кондрахова Д.М.,

- Проценко І.Ю. // Фізика, електроніка, електротехніка ФФЕ-2012. Матеріали та програма науково-технічної конференції. – Суми : СумДУ, 2012. – С. 96.
174. Pазukha I.M. Fe/Cr and Cu/Cr Film Pressure-Sensitive Elements / I.M. Pазukha, I.E. Protsenko // *Technical Physics*. – 2010. – V.55, №4. – P.570 – 574.
175. Пазуха І.М. Чутливі елементи датчика тиску на основі плівок Cr і Cu або Fe / І.М. Пазуха, І.Ю. Проценко // *Вісник СумДУ. Серія: Фізика, математика, механіка*. – 2008. – №2. – С.82 – 87.
176. Сынашенко О.В. Анализ чувствительности к магнитному полю мультислоев и спин-вентельных структур / Сынашенко О.В., Чешко И.В., Проценко И.Е. // *Фундаментальные и прикладные исследования, разработка и применение высоких технологий в промышленности*. Санкт-Петербург – 8 – 10 декабря 2011 г.
177. Protsenko S. Magnetooptical and magnetoresistive properties of Co/Cu(Au)-based spin-valve structures / Protsenko S. , Cheshko I.V. Odnodvoretz L. // *Technical Physics Letters*. – 2009. – V.35, №10. – P. 903 – 905.
178. Giant magnetoresistance and its application in recording heads / К.-М.Н. Lenssen, Н.В. van Kesteren, Th.G.S.M. Rijks [et al.] // *Sens. Actua. A*. – 1997. – V. 60. – P. 90 – 97.
179. Основи спінтроніки : матеріали, прилади та пристрої / Ю. А. Куницький, В. В. Курилюк, Л. В. Однедворець [та ін.] // Суми : Вид-во СумДУ. – 2013. –126 с.
180. Parkin S. S. P. Oscillations in Exchange Coupling and Magnetoresistance in Metallic Superlattice Structures: Co/Ru, Co/Cr, and Fe/Cr / S. S. P. Parkin, N. More, K. P. Roche // *Phys. Rev. Lett.* – 1990. – V.64, №19. – P.2304–2306.
181. Элементы гранулированного состояния в многослойных пленках Co/Cu / Васьковский В.О., Ювченко А.А., Лепановский В.Н. [и др.] // *ФММ*. –2002. – Т. 93, № 3. – С. 43 – 49.
182. Temperature dependence of exchange anisotropy in monodisperse cobalt nanoparticles with a cobalt oxide shell/ M. Spasova, U. Wiedwald, M. Farle [et al.] // *J. Mag.Mag. Mater.*–2004.–V. 272–276, № 2.– P. 1508 – 1509.
183. Exchange bias in nanostructures / J. Nogués, J. Sort, V. Langlais [et al.] // *Phys. Rep.* – 2005. V. 422. P.65 – 117.
184. Magnetic properties of small aerosol cobalt particles / A.E. Petrov, V.I. Petinov,

- I.V. Plate [et al.] // *Sov. Phys. Solid State.* – 1971. – Vol.13. – P.1318 – 1573.
185. Непийко С.А. Физические свойства малых металлических частиц / С.А. Непийко // Киев : Наукова думка. – 1985. – 246 с.
186. Exchange anisotropy of cobalt fine particles / A. Petrov, I. Kudrenitskis, S. Nepijko [et al.] // *Annal. Physik.* – 1996. – V.5. – P.627 – 632.
187. Magnetoresistive and magneto-optical properties of nanoscale thin film systems / D. M. Kondrakhova, I. Yu. Protsenko, L. V. Odnodvoretz [et al.] // *Book of abstracts of practice conference [«Nanotechnology and Nanomaterials»], (Bukovel, 25 August – 1 September 2013).* – Bukovel, Ukraine, 2013. – P. 124.
188. Magneto-Optic Properties of Multilayer Film Systems with Giant Magnetoresistance / D.M. Kondrakhova, O.V. Pylypenko, Yu.M. Shabelnyk [et al.] // *Book of abstracts of International Conference «CNM-3»*, – Uzhhorod. – 2012. – P. 54.
189. Огнев А.В. Спинтроника: физические принципы, устройства, перспективы / Огнев А.В., Самардак А.С. // *Вестник ДВО РАН.* – 2006. – №4. – стр. 70 – 80.
190. Spin valve sensors / Freitas, P.P.; Silva, F.; Oliveira, N.J. [et al.] // *Sensor. Actuator. A.* – 2000. – V.81. – P.2 – 8.
191. Чеботкевич Л.А. Коэрцитивная сила и наведенная анизотропия многослойных пленок / Чеботкевич Л.А., Иванов Ю.П., Огнев А.В. // *ФТТ.* – 2007. – Т.49, № 11. – С. 2039 – 2044.
192. Васьковский В. О. Магнетизм наносистем на основе редкоземельных и 3d-переходных металлов. Хрестоматия, Под редакцией Васьковский В. О. – Екатеринбург, УрГУ. – 2007. – 263 с.
193. Магнитная анизотропия Co/Cu/Co пленок с косвенной обменной связью / Огнев А.В., Самардак А.С., Чеботкевич Л.А. [и др.] // *ФТТ.* – 2004. – Т.46, № 6. – С. 1054 – 1057.
194. Магнитные свойства массивов эпитаксиальных нанодисков Co, упакованных на атомарно-гладких и вицинальных подложках Si / Чеботкевич Л.А., Ермаков К.С., Огнев А.В. [и др.] // *ФТТ*, 2011. – Т.53, № 11. – С. 2152 – 2156.
195. Кандаурова Г.С. Природа магнитного гистерезиса / Г.С. Кандаурова // *Соросовский обозревательный журнал.* – 1997. № 1. – С. 100 – 106.

196. Влияние кристаллической структуры и межслоевой обменной связи на коэрцитивную силу Co/Cu/Co-пленок / Чеботкевич Л.А., Воробьев Ю.Д., Самардак А.С. [и др.] // ФТТ. – 2003. – Т.45, № 5. – С. 863 – 866.
197. Sensor and microelectronic elements based on nanoscale granular systems / Nepijko S.A., Odnodvoretz L.V., Protsenko S.I. [et al.] // J.Nanopart. Res. – 2011. – V.12, No3. – P.6263 – 6281.
198. Wang Y. Magnetoelectrics for magnetic sensor applications: status, challenges and perspectives / Y. Wang, J. Li, D. Viehland // Mater. Today. –2014. – V. 17, № 6. – P. 269 – 275.
199. Фізичні основи спінтроніки: [навчальний посібник] / О.І. Товстолиткін, М.О.Боровий, В.В. Курилюк [та ін.]. // Вінниця: Нілан-ЛТД, 2014. – 500 с.