

УДК 539.216.2; 538.9; 621.799.14; 537.622

УКПІ

№ держреєстрації 0117U003925

Інв. №

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
СУМСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
40007, м. Суми, вул. Р.-Корсакова, 2
e-mail: i.cheshko@aph.sumdu.edu.ua

ЗАТВЕРДЖУЮ

Проректор з наукової роботи,
д-р. фіз.-мат. наук, професор

_____ А. М. Черноус

З В І Т

ПРО НАУКОВО - ДОСЛІДНУ РОБОТУ

Термостабільні металеві спін-клапани для реалізації спінових каналів в
компонентах гнучкої сенсорної електроніки

**ТЕНЗОРЕЗИСТИВНІ ТА МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ
МЕТАЛЕВИХ СПІН-КЛАПАННИХ СТРУКТУР РІЗНИХ ТИПІВ
(проміжний)**

Керівник НДР,

канд. фіз.-мат. наук, доцент

І. В. Чешко

2019

Рукопис закінчено 20 грудня 2019 року

Результати роботи розглянуті науковою радою СумДУ, протокол від 26 листопада
2019 р. № 4

СПИСОК АВТОРІВ

Керівник НДР, провідний науковий співробітник, к-т. фіз.-мат. наук, доцент	<u>20.12.2018 р.</u>	І. В. Чешко (підрозділ 1.1, висновки)
Старший науковий співробітник, к-т. фіз.-мат. наук	<u>20.12.2019 р.</u>	Ю. М. Шабельник (вступ, підрозділ 2.1.2)
Старший науковий співробітник, к-т. фіз.-мат. наук, доцент	<u>20.12.2019 р.</u>	О. П. Ткач (реферат, підрозділ 2.3.2)
Старший науковий співробітник, к-т. фіз.-мат. наук	<u>20.12.2019 р.</u>	К.В. Тищенко (підрозділ 2.3.1, перелік джерел посилань)
Молодший науковий співробітник, к-т. фіз.-мат. наук	<u>20.12.2019 р.</u>	С. І. Воробйов (підрозділ 2.1.1)
Молодший науковий співробітник	<u>20.12.2019 р.</u>	А. М. Логвинов (підрозділи 2.1.3, 2.2)
Інженер, аспірант	<u>20.12.2019 р.</u>	І. А. Проценко (підрозділ 2.1.2)
Інженер, аспірант	<u>20.12.2019 р.</u>	О. В. Бездідько (підрозділ 3.1.2)
Лаборант, студент	<u>20.12.2019 р.</u>	А. В. Коваленко (підрозділ 1.4)
Лаборант, студент	<u>20.12.2019 р.</u>	В. С. Клочок (підрозділи 1.2)
Лаборант, студент	<u>20.12.2019 р.</u>	К. С. Ордворець (підрозділ 1.4)
Лаборант, студент	<u>20.12.2019 р.</u>	М. В. Васюхно (підрозділ 1.3)
Лаборант, студент	<u>20.12.2019 р.</u>	А. С. Кулак (підрозділ 1.2)

РЕФЕРАТ

Звіт про НДР: 49 с., 30 рис., 6 табл., 32 джерела.

БАГАТОШАРОВА НАНОСТРУКТУРА, МАГНІТНІ НАНОЧАСТИНКИ, МАГНІТООПР, МАГНІТООПТИЧНИЙ ЕФЕКТ КЕРА, СПІН-КЛАПАН, ТЕНЗОЧУТЛИВІСТЬ, ТОНКА ПЛІВКА.

Об'єкт досліджень – магніторезистивні та тензорезистивні властивості тонкоплівкових функціональних структур спін-клапанного типу на основі металів та магнітних наночастинок.

Мета роботи полягає у створенні термостабільних функціональних структур у вигляді спін-клапанів на основі металів Fe, Co і Ag, Au, Cu та магнітних наночастинок для реалізації каналів зв'язку у сенсорній гнучкій електроніці.

Методи дослідження – методи формування наноструктурованих плівок (термічне напылення у вакуумі) та упорядкованих масивів наночастинок (метод Ленгмюра-Блоджетт); методи дослідження електрофізичних та магнітних властивостей (тензорезистометрія, магнітоезистометрія, метод дослідження магнітооптичного ефекту Кера), структурно-фазового стану тонких плівок (електронна просвічуюча мікроскопія, електронографія); математичні методи обробки експериментальних даних та комп'ютерне моделювання і програмування.

В роботі за результатами дослідження магніторезистивних та тензорезистивних властивостей багатошарових плівкових систем на основі Fe і Au, Co і Cu, Co і Ru та наночастинок запропонована методика формування ефективних функціональних гнучких спін-клапанних структур із стабільними робочими характеристиками.

ЗМІСТ

	С.
Перелік скорочень та умовних позначок.....	6
Вступ.....	7
1 Методика формування та дослідження магніторезистивних і тензорезистивних властивостей функціональних плівкових елементів спін-клапанного типу.....	9
1.1 Схеми формувань гнучких функціональних структур спін-клапанного типу на основі тонких металевих плівок Fe і Au, Co і Cu, Co і Ru та наночастинок.....	9
1.1.1 Структура типу «сендвіч».....	9
1.1.2 Структура з функціональним мультишаром.....	11
1.1.3 Структура з синтетичним антиферомагнітним шаром або шаром з упорядкованого масиву наночастинок в провідній матриці.....	14
1.2 Методика отримання зразків на основі Co, Fe, Cu, Au, Ru	15
1.3 Методика дослідження тензорезистивних властивостей тонких плівок	17
1.4 Методика дослідження магніторезистивних властивостей тонких плівок.....	21
2 Магніторезистивні і тензорезистивні властивості металевих спін-клапанних структур різних типів.....	24
2.1 Особливості структури та магнітні характеристики функціональних плівкових металевих структур спін-клапанного типу з різною товщиною магнітних шарів на основі Co і Cu, Fe і Au та Co і Ru.....	24
2.1.1 Структури на основі Co і Cu.....	24
2.1.2 Структури на основі Fe і Au.....	30
2.1.3 Структури на основі Co і Ru.....	34
2.2 Магніторезистивні властивості функціональних плівкових металевих структур спін-клапанного типу із застосування мультишарів на основі Co і Cu, Ru або наночастинок.....	37

2.3 Тензорезистивні властивості функціональних структур спін-клапаного типу.....	41
2.3.1 Експериментальні результати дослідження тензорезистивних властивостей металевих плівкових систем як фрагментів спін-клапану та їх кореляція з структурно-фазовим станом на основі Co і Cu та Fe і Au.....	41
2.3.2 Теоретичні результати дослідження тензорезистивних властивостей металевих плівкових систем як фрагментів спін-клапану.....	43
Висновки.....	45
Перелік джерел посилання	46

ПЕРЕЛІК СКОРОЧЕНЬ ТА УМОВНИХ ПОЗНАК

П – підкладка;

n – кількість повторів фрагменту мультишару;

ПШ – підшар;

НКШ – нижній контактний шар;

МФШ1 – нижній функціональний магнітний шар;

НП – немагнітний прошарок;

МФШ2 – верхній функціональний магнітний шар;

ЗВКШ – захисний та верхній контактний шар;

$T_{\text{п}}$ – температура підкладки;

$T_{\text{в}}$ – температура відпалювання;

d, d_i – товщина плівки та окремого шару в багатошаровій плівці;

R – електричний опір;

МО – магнітоопір;

ΔR – зміна електричного опору;

B – індукція зовнішнього магнітного поля;

R_o – опір зразка при $B = 0$ мТл;

R_B – опір зразка при певному значенні B ;

МОКЕ – магнітооптичний ефект Керра;

ΔB – робочий інтервал значень індуктивності магнітного поля;

γ_l – поздовжній коефіцієнт тензочутливості тонкої плівки;

γ_{l0} – поздовжній коефіцієнт тензочутливості масивного зразка;

т. р. – твердий розчин;

ГЦК –гранецентрована кубічна решітка;

ГЦП –гексагональна щільнопакована решітка;

a_0 – параметр кристалічної ґратки масивного зразка;

d_{hkl} – міжплощинна відстань;

hkl – кристалографічні індекси Міллера.

ВСТУП

Сучасний етап розвитку прикладної наноелектроніки потребує нових рішень проблеми пошуку нових конкурентоспроможних, високоточних, ефективних функціональних приладових структур. Зокрема гнучкі функціональні елементи, що набули значної популярності у виробників сучасних гаджетів та промислової електроніки, продовжують бути заснованими на відомих технологіях тонких металевих плівок [1-3]. Новітні розробки в галузі органічної хімії, вуглецевої наноелектроніки, твердотільної мікроекономіки не можуть задовольнити поставленим вимогам [4-5]. Використання різних методологічних прийомів для покращення термостабільності металевих багат шарових наноструктур у вигляді багат шарових металевих плівкових наноструктур спін-клапанного типу може забезпечити надійність і повторюваність їх роботи та стати рішенням для сучасної гнучкої електроніки. Саме це стало основою для досліджень даної роботи.

Узагальнення експериментальних і розрахункових даних дозволить підібрати всі складові компоненти спін-клапанних структур, що будуть мати оптимальні робочі параметри, стабільні до дії температури та у подальшому реалізувати на їх основі компоненти функціональної електроніки. Основна гіпотеза полягає у тому, що прийомами, що дозволять досягти високої температурної стабільності металевих спін-клапанів у процесі їх формування і подальшої експлуатації може бути введення термостабілізаційних шарів, заміни однокомпонентних фрагментів спін-клапанних структур на багатоконпонентні у вигляді мультишарів, урахування типу розчинності металів із яких формуються дані фрагменти. Крім того на основі теоретичного аналізу фізичних процесів в спін-клапанних структурах з використанням апробації теоретичних моделей, впершу чергу, для магнітних та магніторезистивних властивостей, можливе моделювання розмірних і концентраційних ефектів для робочих характеристик таких термостабільних функціональних наноструктур в широкому інтервалі температур і магнітних полів.

Основні завдання роботи на даному етапі виконання проекту полягали в експериментальному дослідженні магніторезистивних та тензорезистивних властивостей функціональних структур спін-клапанного типу на основі тонких плівок металів Fe і Au, Co і Cu, Co і Ru та магнітних наночастинок на різних підкладках та дослідженні впливу на них температури. Важливим є встановлення розмірних та концентраційних залежностей магнітних характеристик таких спін-клапанних структур та їх фрагментів та впливу на них процесу термообробки в широкому інтервалі температур та аналіз їх еволюції в процесі зміни структури спін-клапанних наносистем. Одним із етапів роботи було моделювання залежностей електрофізичних властивостей фрагментів багатошарових металевих наноструктур спін-клапанного типу на основі теоретичних моделей з урахуванням особливостей структурно-фазового стану багатошарових плівкових.

За результатами отриманими на даному етапі будуть встановлені оптимальні умови отримання плівкових металевих спін-клапанів з термостабільними фізичними властивостями і, відповідно, робочими характеристиками. Узагальнення отриманих результатів на останньому заключному етапі дасть змогу формулюванню рекомендацій щодо розробки конструкції та технології виготовлення термостабільних металевих спін-клапанних структур для створення компонентної бази функціональної та сенсорної гнучкої електроніки.

1 МЕТОДИКА ФОРМУВАННЯ ТА ДОСЛІДЖЕННЯ МАГНІТОРЕЗИСТИВНИХ І ТЕНЗОРЕЗИСТИВНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ФУНКЦІОНАЛЬНИХ ПЛІВКОВИХ ЕЛЕМЕНТІВ СПІН-КЛАПАНОГО ТИПУ

1.1 Схеми формувань гнучких функціональних структур спіно-кляпанного типу на основі тонких металевих плівок Fe і Au, Co і Cu, Co і Ru та наночастинок

1.1.1 Структура типу «сандвіч»

Варіантом виконання ефективною та простою спіно-вентильною структурою є багатощарова структура типу «сандвіч», що виконується за схемою «магнітний шар 1 / немагнітний прошарок / магнітний шар 2», схематичне зображення якої наведено на рис. 1.1. Магнітний шар 1 та 2 виконуються у вигляді тонких плівок Co, або Fe. Немагнітний прошарок виконується з плівок металу з високою електропровідністю, наприклад, Cu або Au. Особливістю такої функціональної псевдо спіно-вентильної структури, на відміну від розглянутих в попередньому розділі, із магнітними шарами з різних металів, є використання одного матеріалу для магнітного шару 1 та 2 (див., наприклад, [6-8]). Різниця коерцитивності між ними забезпечується розмірним ефектом, оскільки здатність намагнічуватися тонких плівок суттєво залежить від товщини зразка та умов його отримання.

Як показано у роботах [9-11] параметри функціональних елементів спіно-вентильних структур на основі робочих магнітних шарів Co, що розділені немагнітним прошарком з Cu товщиною у 5 – 6 нм, наступні: товщина верхнього «м'якого» шару повинна складати приблизно 15÷20 % від товщини нижнього «жорсткого» шару (3 - 6 та 20 нм відповідно). Таке поєднання забезпечує функціонування в магнітному полі всього вентиля. Верхній тонший шар Co більш чутливий до зміни величини індуктивності магнітного поля B і у ньому починається процес перемагнічування своєї доменної структури при менших його значеннях, тоді як нижній товстий шар має більше поле перемагні-

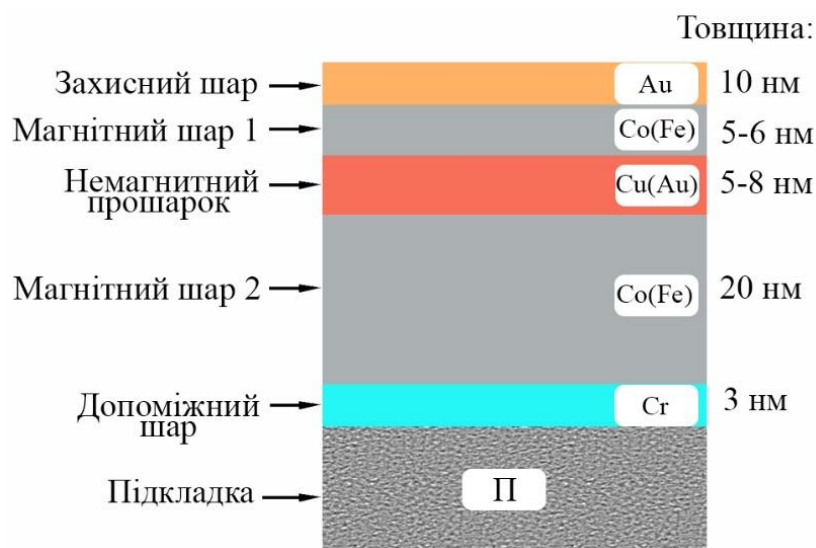


Рисунок 1.1 – Схема формування простої функціональної плівкової гнучкої структури спінової типу «сендвіч» на основі магнітних шарів з Co або Fe різної товщини [12]

чування. Спін-вентильний ефект якраз і проявляється в інтервалі ΔB між початком перемагнічування верхнього і нижнього шарів. Причому чим більший цей проміжок, тим більше саме значення магнітоопору. Таким чином, дана система при зміні зовнішнього магнітного поля здатна давати біполярний електричний сигнал високої амплітуди.

Вибір матеріалів магнітних шарів і немагнітного прошарку обумовлюється урахуванням можливого ступеню розмиття інтерфейсів між ними. У наших дослідженнях [13, 14] були вивчені магніторезистивні та магнітооптичні властивості систем на основі плівок Co і Cu та Fe і Au. У розглянутих системах (рис. 1.1) можливе максимальне значення магнітоопору (див., наприклад, [15, 16]) серед варіантів виконання псевдо спінової вентилів.

Додатково підсилити різницю характеристик магнітного шару 1 та 2 можливо за допомогою різної термообробки. Нами в роботах [15, 16] було запропоновано отримувати шари Co при різних температурах підкладки (T_n). Нижній товстіший шар ($d = 20$ нм) отримувався при $T_n = 950$ К, а верхній тонкий ($d = 5 \div 6$ нм) – $T_n = 300$ К. Підґрунтям для цього послужили дослідження МОКЕ

в одношарових плівках Co, отриманих при різних температурах підкладках, що наведені на рис. 1.2. Так коерцитивність плівки отриманої при високій температурі підкладки приблизно у 5 ÷ 6 разів більша ніж у плівки, що була отримана при кімнатній температурі підкладки

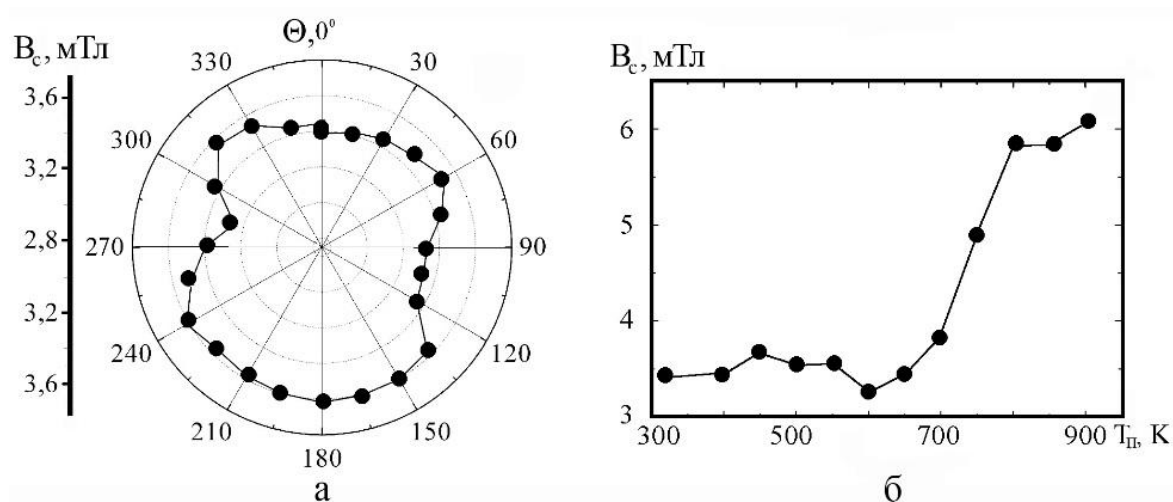


Рисунок 1.2 – Залежність коерцитивності B_c одношарової плівки Co (40) / П від кута повороту зразка Θ при $T_n = 300$ К (а) та температури T_n при $\Theta = 0^\circ$ (б) [17]

1.1.2 Структура з функціональним мультишаром

Іншим підходом до формування псевдо спін-вентильних систем на основі металів були запропоновані нами у роботі [18] по аналогії з роботами [19, 20], суть якого полягає у використанні мультишару $[\text{Co}(3) / \text{Cu}(3)]_n$ або $[\text{Fe}(3) / \text{Au}(3)]_n$, ($n = 3 \div 18$ – кількість повторів) при формуванні приладових систем спін-вентильного типу можна замість одного із магнітних шарів за умови збереження іншого як показано на рис. 1.3. Суцільний шар Co або Fe з високим значенням коерцитивності у порівнянні з мультишаром буде відігравати роль закріпленого магнітожорсткого шару для забезпечення спін-вентильного ефекту.

Нами був отриманий патент на корисну модель саме на таку модифікацію функціонального елемента спін-клапанного типу. В основу корисної моделі поставлена задача запропонувати нову структуру функціонального металевих багатошарового плівкового елемента, що досягається використанням металевої

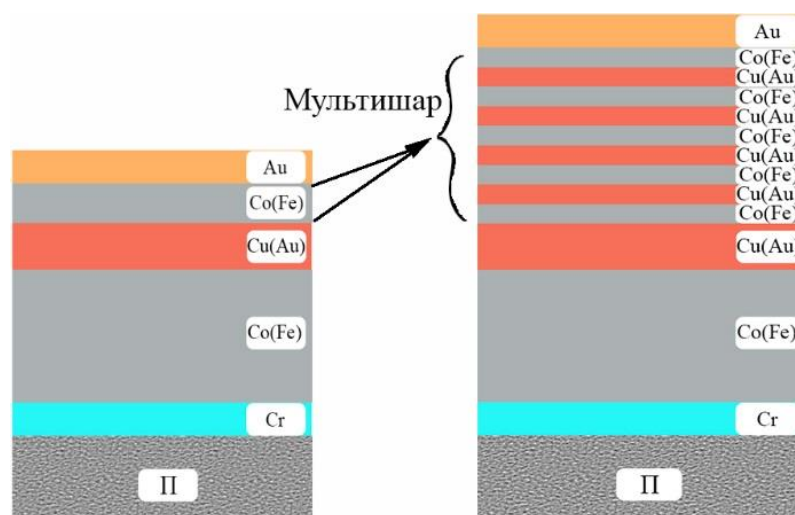


Рисунок 1.3 – Схема формування модифікованої функціональної структури на основі мультишару [12]

багатошарової плівкової наносистеми спін-клапанного типу у поєднанні з мультишаром. Гнучкість конструкції надає використання гнучкої підкладки, а металева наноструктура забезпечує стабільних електричних параметрів елементу при різних деформаціях. Конструктивно функціональний елемент має складатися з тонкої металевої багатошарової плівки у вигляді паралелепіпеда наступної структури: підкладка (П) – тефлон товщиною $0,5 \div 2$ мм / адгезійний підшар (ПШ) – плівка Cr (3) / нижній контактний шар (НКШ) – плівка Au (10) / нижній функціональний магнітний шар (МФШ1) – плівка Co (20 нм) / немагнітний прошарок (НП) – плівка Cu (6 нм) / верхній функціональний магнітний шар (МФШ2) – мультишар $[\text{Co}(3)/\text{Cu}(3)]_n$, де $n = 4 \div 14$ – кількість повторів фрагменту мультишару / захисний та верхній контактний шар (ЗВКШ) – плівка Au (10). В дужках вказана товщина шарів в нм. Захисний верхній шар забезпечує захист від фізичного зовнішнього впливу та разом з нижнім контактним шаром забезпечує електричний контакт у поперечній або поздовжній геометріях пропускання струму через функціональний елемент. Зазначена вище структура отримується шляхом пошарової конденсації з наступною термообробкою до температури 700 К, що дозволяє працювати функціональному елементу в широкому температурному інтервалі 300 – 700 К (за рахунок високої термічної стабільності

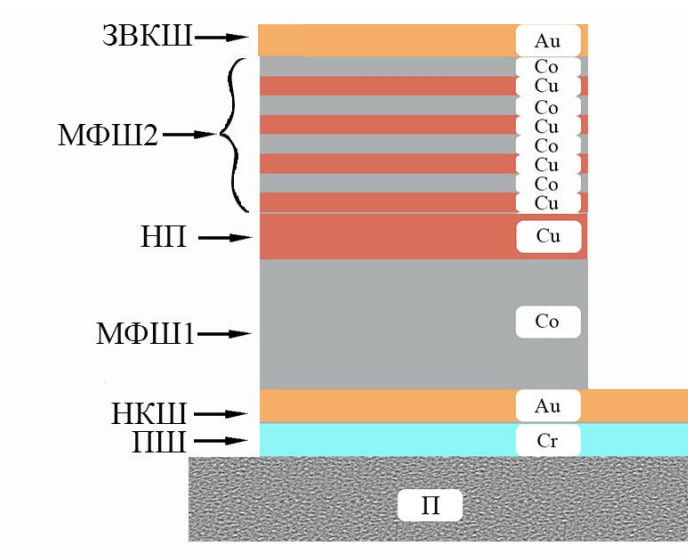


Рисунок 1.4 – Функціональна схема приладової плівкової структури спін-клапанного типу на основі тонких плівок Co і Cu та мультишару $[Co/Cu]_n$

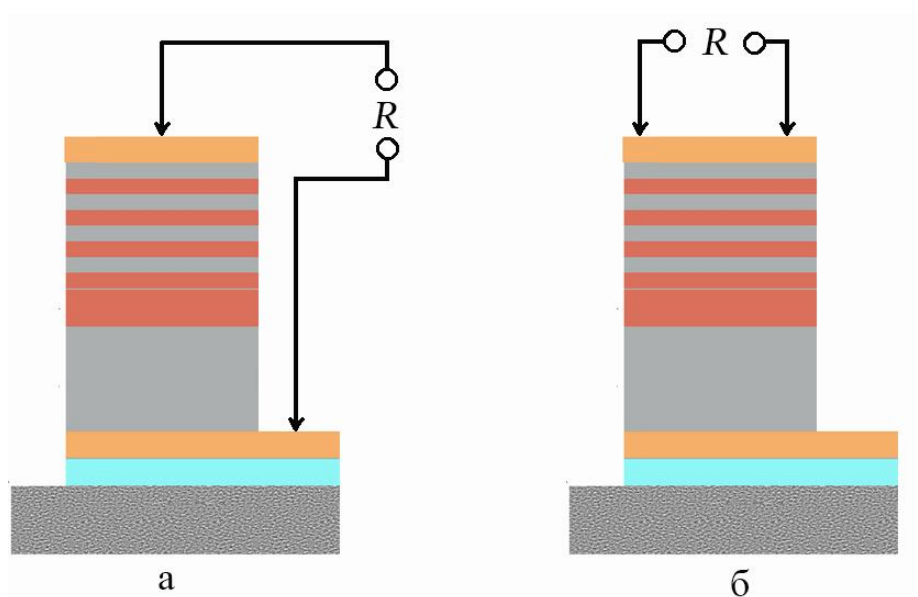


Рисунок 1.5 – Перпендикулярна (а) та поздовжня (б) схеми включення функціонального елемента приладової металевої плівкової структури спін-клапанного типу з використанням мультишару

наноструктури) і магнітних полях 0 – 0,5 Тл. Товщина функціональних магнітних шарів 6 і 20 нм була вибрана з урахуванням максимальної різниці їх коерцитивності на основі попередніх експериментальних досліджень наведених в роботах [11]. Також згідно цих досліджень нижній магнітний шар (ФМШ1) після формування додатково відпалюється до температури 950 К, що закріплює його магнітну доменну структуру та підвищує його магнітожорсткість.

На рис. 1.4 схематично зображена будова функціонального елемента гнучкої електроніки спін-клапанного типу. А на рис. 1.5 показано можливі схеми включення функціонального елемента гнучкої електроніки спін-клапанного типу в електричне коло: перпендикулярне (а) та поздовжнє (б) пропускання електричного струму. Функціональність такої структури забезпечується специфічними властивостями мультишару $[\text{Co}(3)/\text{Cu}(3)]_n$, підібраними характерними товщинами окремих шарів та режимами їх термообробки. Це обумовлює чутливість електричного опору функціонального елемента до орієнтації та напруженості зовнішнього магнітного поля та його високу термічну стабільність.

1.1.3 Структура з синтетичним антиферромагнітним шаром або шаром з упорядкованого масиву наночастинок в провідній матриці

Ще варіантами виконання гнучкої функціональної структури спін-клапанного типу нами була запропоновані схеми, що наведені на рис. 1.6 з використанням шару упорядкованого масиву наночастинок в провідній матриці та синтетичного антиферромагнітного шару на основі Co і Ru.

У першому випадку (рис. 1.6 а) функціональний шар з упорядкованого масиву наночастинок в провідній матриці замінює верхній магнітом'який магнітний шар. Для забезпечення ефективності роботи такої приладової структури необхідно забезпечити високу магнітну чутливість цього шару та відносно низьке значення магнітної індукції при якому цей шар перемагнічується. У випадку застосування синтетичного антиферромагнітного шару (рис. 1.6 б)

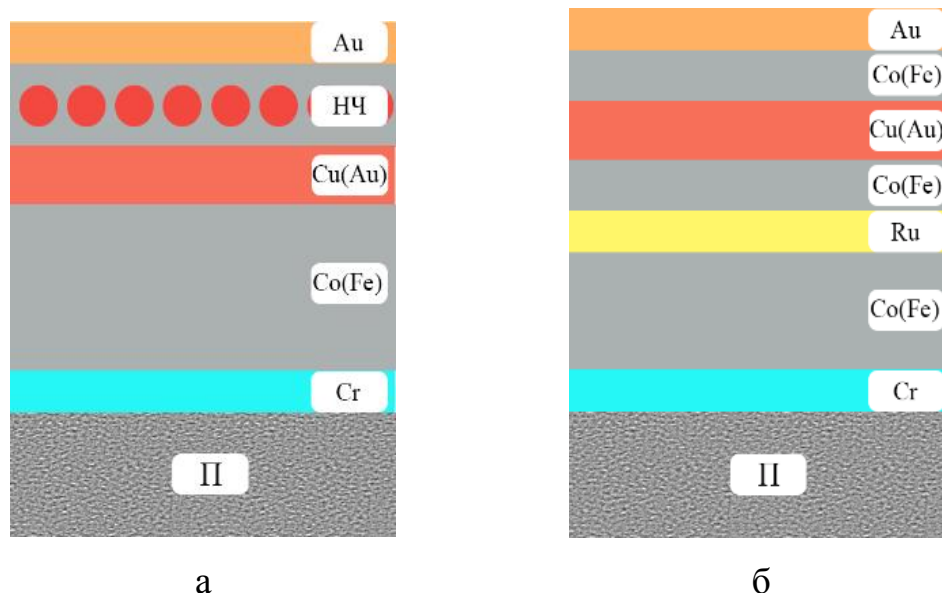


Рисунок 1.6 – Схема формування функціонального елемента спін-клапанного типу у вигляді багатошарової плівкової структури з шаром упорядкованого масиву наночастинок в провідній матриці (а) та синтетичного антиферомагнітного шару на основі Co і Ru (б)

він замінює нижній функціональний магнітний шар. До нього вимогою є висока магнітожорсткість. Одним з перспективних напрямів розв'язання такої певного спектру труднощів є використання синтетичних антиферомагнітних систем, як, наприклад, закріплюючого шару. Яскравим прикладом синтетичної антиферомагнітної системи є розглянута у представленій роботі система на основі тонких плівок Ru і Co, що є цікавими завдяки особливостям взаємодії, а саме відсутністю будь якого змішування цих двох матеріалів.

1.2 Методика отримання зразків на основі Co, Fe, Cu, Au, Ru

Для проведення експериментальних досліджень магніторезистивних та тензорезистивних властивостей функціональних гнучких металевих структур спін-клапанного типу були отримані зразки у вигляді одно-, дво-, три- та багатошарових плівкових систем і мультишарів на основі Co і Cu, Fe і Au, Ru і Co.

Зразки конденсувалися термічним методом у вакуумі (10^{-4} Па) на ситалові відполіровані пластини, гнучкі пластикові смужки та вуглецеві плівки при температурі підкладки $T_{\text{п}} = 300 \div 950$ К зі швидкістю конденсації $\omega = 0,1 \div 0,2$ нм / с. Зразки досліджувалися за різних температур відпалювання $T_{\text{в}} = 300$ К та 600 К.

Всі зразки у вигляді функціональних структур покривалися верхнім допоміжним захисним шаром Au (10) для запобігання окисненню робочих шарів Co та забезпечення надійного контакту при вимірюваннях опору. Для більшої адгезії зразка до підкладки формувався підшар Cr (3).



Рисунок 1.7 – Зовнішній вигляд установки ВУП – 5М: 1 – робочий об'єм; 2 – пульт керування; 3 – стійка силова; 4 – вакуумна система; 5 – основа



Рисунок 1.8 – Робоча камера ВУП-5М з встановленими двома електронно-променевими гарматами, заслінкою та столиком з підкладками

У якості вакуумної камери для напилення тонких плівок використовувався вакуумний універсальний пост ВУП-5М, схема якого наведена на рис. 1.7 і устаткування для напилення всередині робочого об'єму на рис. 1.8.

У ході експерименту для напилення тонких плівок використовувався метод електронно-променевого випарування за допомогою електронно-променевої гармати, зовнішній вигляд якої зображено на рис. 1.9. Така конструкція дозволяє знизити забруднення шарів оксидами металів. Збільшенню чистоти зразків при напиленні сприяє використання електронно-променевих випарників з магнітним відхиленням і фокусуванням електронного пучка.



Рисунок 1.9 – Зовнішній вигляд електронно-променевої гармати

Для дослідження фізичних властивостей плівкових систем спін-клапанного типу з використанням наночастинок використовувалися готові наночастилки CoFe_2O_4 , що були отримані методом хімічного синтезу. Формування упорядкованих масивів на їх основі відбувалося на підкладки із пластин монокристалу кремнію з шаром діоксиду кремнію (Si/SiO_2 (500 нм)) розмірами 1×1 см та гнучкі вуглецеві тонких плівках товщиною 20 нм. При цьому використовувався метод Ленгмюра-Блоджетт на основі автоматизованого приладу KSV NIMA TECHNOLOGY.

1.3 Методика дослідження тензорезистивних властивостей тонких плівок

Для вивчення тензорезистивних властивостей зразків була розроблена, створена та протестована інформаційна система контролю стабільності

тензорезистивних властивостей на згин багат шарових плівкових структур на основі вакуумної установки ВУП-5М та платформи Arduino за схемою наведеною на рис. 1.10. Система дозволяє виконувати вимірювання зміни опору при деформації протягом великої кількості циклів за встановленою послідовністю.

Зазвичай тензорезистивні властивості (тензоефект) зразків досліджуються на розтяг за допомогою мікрогвинта за схемою, що показана на рис. 1.11 за відомою методикою (дивись, наприклад [21]). В нашій системі конструкція механізму для вимірювання (рис. 1.12) сформована таким чином, щоб мікрогвинт мав змогу згинати зразки за схемою, що наведена на рис. 1.13. Де величина h відповідає максимальному відхиленню зразка від початкового значення.



Рисунок 1.10 – Функціональна схема інформаційної система контролю для дослідження тензорезистивних властивостей тонких плівок

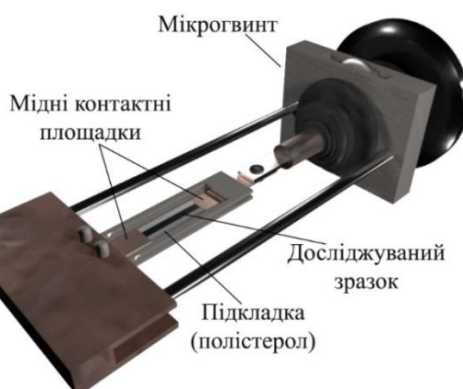


Рисунок 1.11 – Схема конструкції для дослідженні тензоефекту методом навантаження на розтяг на основі мікрогвинта

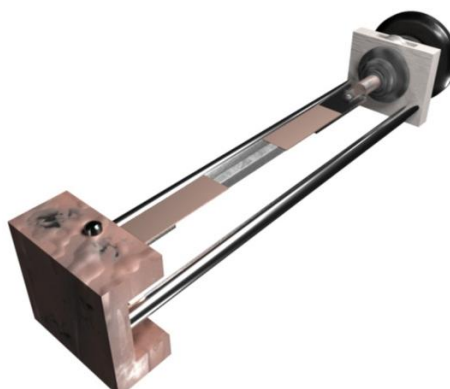
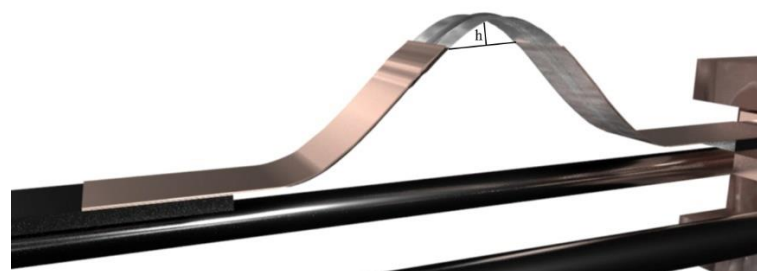
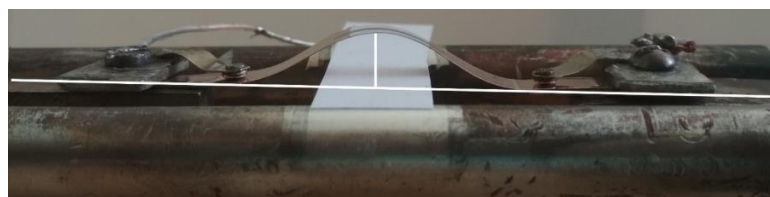


Рисунок 1.12 – Схема конструкції дослідження тензоефекту методом навантаження на згин на основі мікрогвинта



а



б

Рисунок 1.13 – Модель (а) та зображення (б) зразка при деформації на згин

Для формування зразка на алюмінієві накладки фіксуємо полістиролову підкладку, на яку напилюються мідні контактні майданчики та сама плівка. Розміри полістиролової пластини наведені на рис. 1.14. Отримана підкладка поміщається у вакуумну камеру, де методом термічного випаровування наноситься мідні контактні майданчики. Товщина мідних контактів становить до 200 нм.

Після термостабілізації починається процес дослідження тензорезистивних властивостей зразка при деформації на згин. Значення деформації визначаємо за допомогою шкали мікрогвинта, помноживши на відповідний коефіцієнт. Зміну

опору вимірюємо за допомогою цифрового пристрою АРРА 109, який дозволяє записувати отримані значення в оперативну пам'ять та відправляти на персональний комп'ютер.

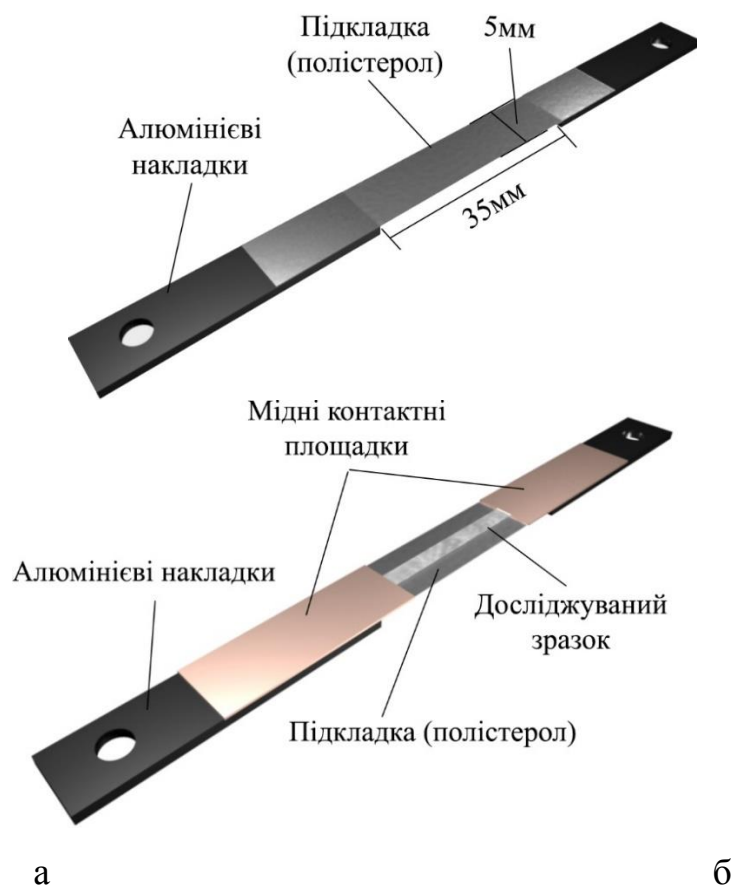


Рисунок 1.14 – Схема (а) та складові(б) зразка для досліджень

Для реалізації поставленої задачі було використано деформаційну машинку на базі мікрогвинта, яка приводиться в дію за допомогою асинхронного двигуна D-219П1.

При розрахунках в наших дослідженнях деформація на згін за визначеними значеннями h з урахуванням довжини зразка зводилася до значень поздовжньої деформації на розтяг ε_1 . Для визначення коефіцієнтів поздовжньої тензочутливості γ_1 можна скористатись наступним співвідношенням:

$$\frac{\Delta R}{R_n} = \gamma_l \varepsilon_l. \quad (1.2)$$

Звідси можна побудувати залежність зміни опору зразка в процесі деформації в координатах $\frac{\Delta R}{R_n}$ від ε_l , то тангенс кута нахилу залежності дасть величину γ_l .

1.4 Методика дослідження магніторезистивних властивостей тонких плівок

Магнітоопір (МО) зразків при дослідженні розраховується за отриманими експериментальними даними згідно співвідношення:

$$MO(B) = \frac{\Delta R}{R_0} = \frac{(R_B - R_0)}{R_0}, \quad (1.2)$$

де $MO(B)$ – відносна зміна магнітоопору; ΔR – зміна електричного опору, яка розраховується як різниця $(R_B - R_0)$ при поточному значенні величини магнітного поля B та за відсутності зовнішнього магнітного поля відповідно.



Рисунок 1.15 – Зовнішній вигляд автоматизованого комплексу для дослідження магніторезистивних властивостей

У ході експерименту використовувався автоматизований комплекс для дослідження магніторезистивних властивостей спін-вентильних приладових систем. На рис. 1.15 наведено зовнішній вигляд комплексу.

Автоматизований комплекс складається з електромагніту, уніполярного блока живлення електромагніту Philips PM 2811, мультиметра для вимірювання опору Keithley 2000 Digital, 12-ти бітного АЦП-ЦАП NI USB 6008. Для відображення отриманих даних та керування робочим процесом за установкою використовується персональний комп'ютер з установленою програмним комплексом.

Дослідження МО відбувалось з використанням чотирьохточкової схеми (рис. 1.16) у трьох геометріях вимірювання при кімнатній температурі.



Рисунок 1.16 – Чотирьохконтактний тримач з механізмом повороту

При дослідженні магніторезистивних властивостей плівкових зразків розглянулося три взаємних орієнтації магнітного поля B з площиною зразка і струмом, що в ній протікає: поздовжня геометрія – B паралельне площині плівки і струму; перпендикулярна геометрія – B перпендикулярне площині плівки і струму; поперечна геометрія – B паралельне площині і перпендикулярне струму.

Після отримання зразків та дослідження їх магніторезистивних властивостей було проведено дослідження впливу температурного фактора.

У доповнення до магніторезистивних властивостей зразків були розраховані значення магнітної чутливості S_B та досліджений магнітооптичний ефект Кера (МОКЕ).

За отриманими величинами МО від індукції магнітного поля побудовані відповідні залежності та розрахована магнітна чутливість спін-вентильних систем, яка знаходиться за формулою:

$$S_B = \left| \frac{(\Delta R / R(B_S))_{\max}}{\Delta B} \right|, \quad (1.3)$$

де $(\Delta R / R(B_S))_{\max}$ – максимальне значення магнітоопору;

ΔB – зміна магнітної індукції від насичення (або максимальної величини) B_s до розмагнічування.

2 МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ І ТЕНЗОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛЕВИХ СПІН-КЛАПАННИХ СТРУКТУР РІЗНИХ ТИПІВ

2.2 Особливості структури та магнітні характеристики функціональних плівкових металевих структур спін-клапанного типу з різною товщиною магнітних шарів на основі Co і Cu, Fe і Au та Co і Ru

2.1.1 Структури на основі Co і Cu

Як було показано нами раніше, результати дослідження фазового складу та структурних характеристик багат шарових плівкових систем на основі Co і Cu вказують на утворення в них твердих розчинів (т. р.) атомів Co в матриці ГЦК-Cu. Як було показано в наших роботах [22-24] процес утворення т. р. Cu (Co) на межах поділу між шарами відбувається у процесі формування зразків при кімнатній температурі в результаті конденсаційно-стимульованої дифузії та подальшій термообробці до $T_b = 400 \div 700$ К. При $T_b \geq 900$ К спостерігається частковий розпад т. р. з утворенням гранульованого стану Co. На електроннограмах цих систем помітні дві групи ліній, що відповідають фазам ГЦП-Co + ГЦК-Co (дефекти пакування) та т. р. Cu (Co). Після відпалювання зразка до $T_b = 700$ К параметр $a_{т.р.}$ зменшується у результаті подальшого перемішування шарів Co і Cu.

Дослідження структури та фазового складу багат шарових плівок у вигляді спін-вентилію Au (10) / Co (3) / Cu (6) / Co (20) / Cr (3) / П ускладнюється. Електроннограми від таких структур носять складний характер. Однак, згідно даних в спін-вентильних структурах тенденція утворення т. р. зберігається. Система у невідпаленому стані складається з фаз ГЦК-Au, ГЦП-Co + ГЦК-Co (дефекти пакування) та т. р. Cu (Co). У відпаленій плівці додатково утворюється т. р. Au (Co). До і після відпалювання багат шарові плівки мають мілкодисперсну структуру.

Для дослідження магніторезистивних властивостей функціональних структур

у вигляді спін-вентилів на основі Co і Cu були проведені дослідження магнітних характеристик різних серій зразків.

Перша серія спін-вентилів із фіксованою товщиною немагнітного шару 6 нм складалася із наступних плівкових систем: Co(4нм)/Cu(6нм)/Co(20нм)/Cr(6нм)/П ($T_{\text{п}}= 160$ °C); Co(6нм)/Cu(6нм)/Co(20нм)/Cr(6нм)/П ($T_{\text{п}}= 163$ °C); Co(8нм)/Cu(6нм)/Co(20нм)/Cr(6нм)/П ($T_{\text{п}}= 161$ °C).

Друга серія спін-вентилів із фіксованою товщиною магнітом'якого шару 6 нм складалася із наступних плівкових систем: Co(6нм)/Cu(4нм)/Co(20нм)/Cr(6нм)/П ($T_{\text{п}}= 160$ °C); Co(6нм)/Cu(6нм)/Co(20нм)/Cr(6нм)/П ($T_{\text{п}}= 163$ °C); Co(6нм)/Cu(8нм)/Co(20нм)/Cr(6нм)/П ($T_{\text{п}}= 167$ °C).

Залежності величини магнітоопору від температури відпалювання для деяких спін-вентилів із першої та другої серії представлені на рис. 2.1. Як ми можемо побачити з рисунка, величина магнітоопору спін-вентилів змінюється після впливу на них високої температури. В нашому випадку спостерігалось збільшення відносної величини опору зразка в магнітному полі, що в свою чергу вплинуло на величину магнітної чутливості кожного зі спін-вентилів. Розрахунок магнітної чутливості для зразків першої серії з фіксованою товщиною немагнітного шару Cu 6 нм дав наступні результати, які представлені в табл. 2.1.

Наступним кроком стало дослідження залежності величини магнітоопору від товщини немагнітного шару та магнітом'якого шару при певному значенні температури. Це дає можливість прогнозування поведінки спін-вентилів у магнітному полі, шляхом підбору тієї чи іншої товщини шару, яка визначається конкретним призначенням чутливого елемента. Простіше кажучи, мова йде про величину магнітного поля, яке буде здатна фіксувати спін-клапанна структура. Отже, перейдемо до розгляду залежностей магнітного опору для кожної серії спін-вентилів при згаданих раніше температурах відпалювання (436 К, 609 К та 850 К).

Спочатку була розглянута властивість зразків обох серій при кімнатній температурі (рис. 2.3). Результати розрахунків для серії з фіксованим шаром кобальту 6 нм, які також будуть представлені у вигляді табл. 2.2.

Виходячи з отриманих залежностей, можемо говорити про те, що зміна

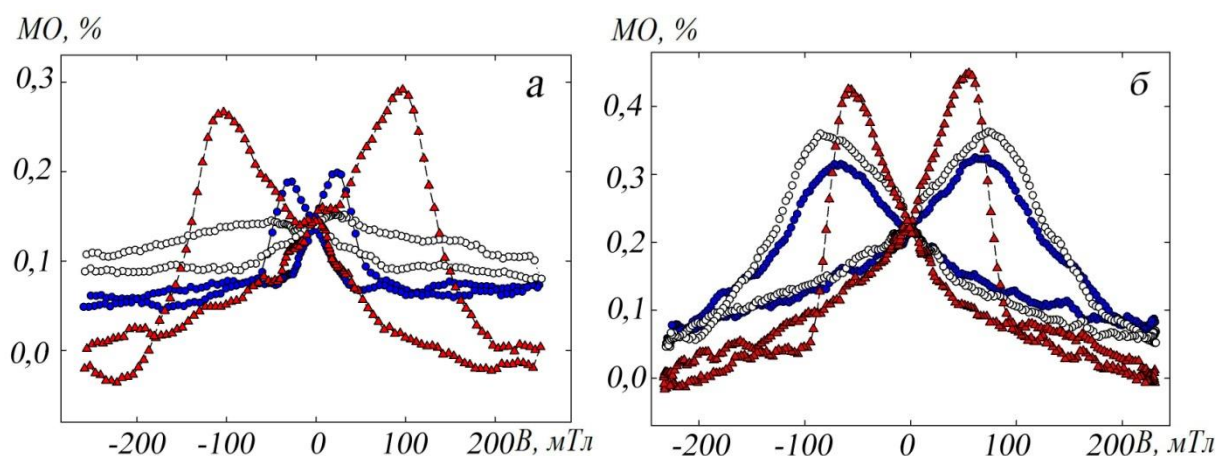


Рисунок 2.1 – Залежність МО від прикладеного магнітного поля для плівкової системи Co(6)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П (а) та Co(6)/Cu(8)/Co(20)/Cr(6)/П (б) при $T=300$ К (синій) та після відпалювання до $T_b=609$ К (білий) та 850 К (червоний)

Таблиця 2.1 – Розрахункові значення магнітної чутливості зразків з фіксованою товщиною Cu 6 нм

Структура спін-вентилля	T_b , К	δ , %	ΔB , мТл	$S_B \cdot 10^4$, %/мТл
Co(4)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П	436	0,092	170	5,4
	609	0,135	290	4,6
	850	0,061	70	8,7
Co(6)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П	436	0,171	160	1,1
	609	0,111	110	10,1
	850	0,161	200	8,1
Co(8)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П	436	0,122	70	17,4
	609	0,045	110	4,1
	850	0,293	353	8,3

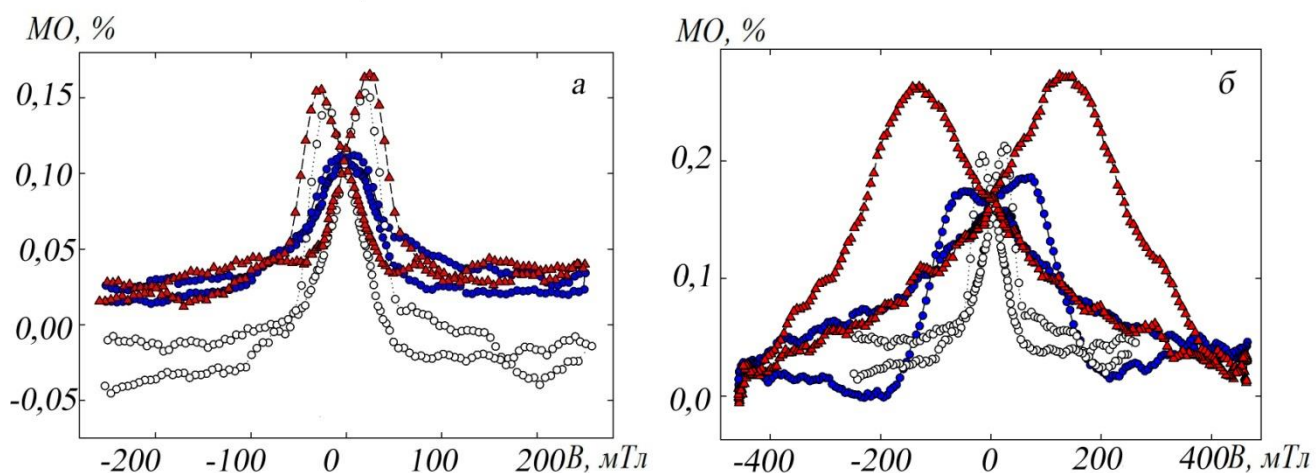


Рисунок 2.2 – Залежність МО від прикладеного магнітного поля для плівкової системи першої серії Co(4)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П (синій), Co(6)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П (білий), Co(8)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П (червоний) (а) та другої серії: Co(6)/Cu(4)/Co(20)/Cr(6)/П, Co(6)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П, Co(6)/Cu(8)/Co(20)/Cr(6)/П (б) при температурі $T_B=300$ К

Таблиця 2.2 – Розрахункові значення магнітної чутливості зразків з фіксованою товщиною Co 6 нм

Структура спін-вентилля	T_B , К	δ , %	ΔB , мТл	$S_B \cdot 10^4$, %/мТл
Co(6)/Cu(4)/Co(20)/Cr(6)/П	436	0,163	500	3,3
	609	0,114	250	4,6
	850	0,181	350	5,2
Co(6)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П	436	0,171	160	1,1
	609	0,111	110	10,1
	850	0,161	200	8,1
Co(6)/Cu(8)/Co(20)/Cr(6)/П	436	0,262	580	4,5
	609	0,305	596	5,1
	850	0,436	570	7,6

товщини магнітом'якого шару кобальту від 4 до 8 нм призводить до коливання величини МО та спричиняє її зменшення, але одночасно з цим відбувається збільшення величини магнітної чутливості. Це можна пояснити з огляду на те, що при збільшенні товщини шару кобальту, необхідна більша сила прикладеного зовнішнього магнітного поля, щоб перемагнітити цей верхній шар. Як наслідок, залежність набуває більш вираженого характеру та має більш стабільні властивості. Що стосується другої серії, коли змінюється товщина немагнітного прошарку спіні-вентиля, то тут можна говорити про поступове збільшення величини МО та магнітної чутливості одночасно. Причиною цьому є поступове збільшення товщини шару купруму від 4 до 8 нм, який забезпечує значне збільшення величини перемагнічування в порівнянні з першою серією зразків. А пояснити це можна просто, адже зі збільшенням товщини немагнітного прошарку, зменшується вплив магнітних шарів кобальту один на одного, і як наслідок прикладене до спіні-вентиля магнітне поле поступово перемагнічує його магнітом'який шар. Але одночасно з тим електронам провідності необхідне більше значення величини енергії їхнього руху, щоб пройти прошарок міді. Звідси збільшується й величина прикладеного зовні магнітного поля перемагнічування.

Аналогічна ситуація спостерігається в зразках обох серій після відпалювання до температури 609 К. Після відпалювання до $T=609$ К у спіні-клапанах, в яких товщина кобальту збільшується від 4 до 8 нм, відбувається зменшення величини МО, а в іншій серії (зміна товщини немагнітного прошарку) – збільшення величини МО. У порівнянні з величинами МО при температурі 300 К відбулося збільшення величини МО в обох серіях, що пов'язано з процесом заліковування дефектів кристалічної будови. Тобто спіні-вентиль набув більш стабільного вигляду.

Після відпалювання структур до температури 850 К результати вимірювання МО представлені на рис. 2.3 та узагальнені розраховані значення магнітної чутливості представлені у вигляді табл. 2.3.

З рис. 2.3 можна помітити, що залежності для обох серій аналогічні: відбувається збільшення величини МО зі збільшенням товщини шару кобальту та купруму. У порівнянні з величинами МО після відпалювання до 609 К відбулося зростання величини відносної зміни магнітоопору до 0,30 та 0,43 відповідно.

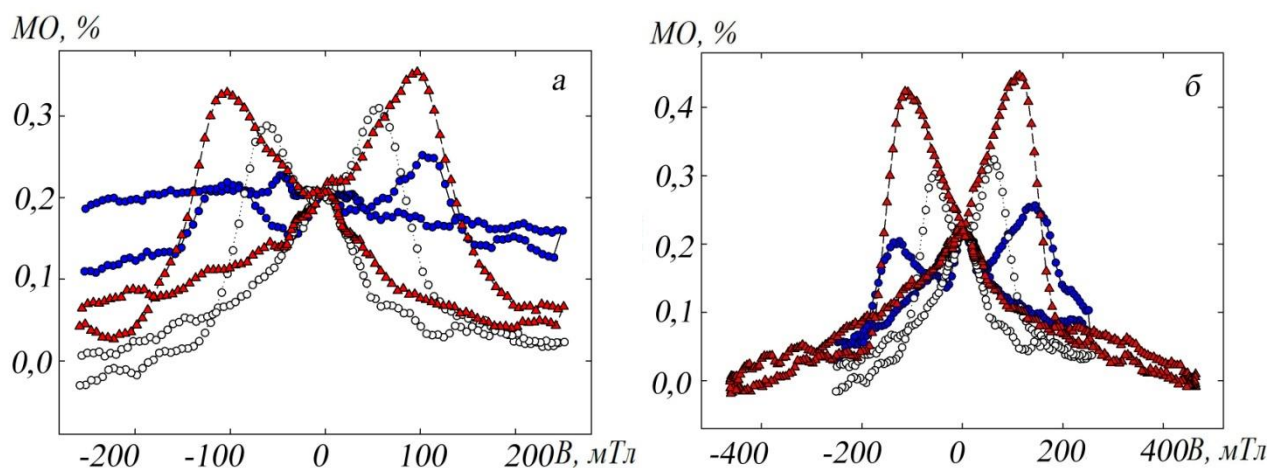


Рисунок 2.3 – Залежність МО від прикладеного магнітного поля для плівкової системи першої серії Co(4)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П (синій), Co(6)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П (білий), Co(8)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П (червоний) (а) та другої серії: Co(6)/Cu(4)/Co(20)/Cr(6)/П (синій), Co(6)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П (білий), Co(6)/Cu(8)/Co(20)/Cr(6)/П (червоний) (б) після відпалювання до $T_b = 850\text{K}$

Таблиця 2.3 – Експериментальні дані магнітної чутливості спін-вентильних структур на основі Co і Cu при різних значеннях температури відпалювання

Структура	$S_B \cdot 10^4$, %/мТл	$S_B \cdot 10^4$, %/мТл	$S_B \cdot 10^4$, %/мТл
	$T_b = 300\text{ K}$	$T_b = 609\text{ K}$	$T_b = 850\text{ K}$
Co(4)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П	5,4	4,6	8,7
Co(6)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П	1,1	10,1	8,1
Co(8)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П	17,4	4,1	8,3
Co(6)/Cu(4)/Co(20)/Cr(6)/П	3,3	4,6	5,2
Co(6)/Cu(8)/Co(20)/Cr(6)/П	4,5	5,1	7,6

2.1.2 Структури на основі Fe і Au

У випадку багат шарових плівкових систем на основі Fe і Au, як показано в роботі [12, 25], після конденсації зразків шари зберігають свою індивідуальність і лише після відпалювання починає поступово утворюватися т. р. Au (Fe) та при високих температурах відбувається часткове окислення Fe. На електроннограмах від невідпалених зразків спостерігається дві системи кілець, що відповідають фазам ГЦК-Au та ОЦК-Fe з відповідними параметрами решітки 0,4074 та 0,2875 нм. Ці значення дуже близькі до табличних значень для масивних зразків Au $a_0 = 0,4078$ нм та Fe $a_0 = 0,2870$ нм [26]. Після відпалювання до 700 К відбувається утворення т. р. Au (Fe) та на електроннограмах від таких зразків простежуються дві групи ліній що відповідають т. р. Au (Fe) та ОЦК-Fe. Параметр решітки т. р. має значення $\bar{a} = 0,4065$ нм. Після відпалювання зразків до температур 800 та 900 К на електроннограмах додатково фіксуються лінії $d_{220} = 0,2961$ нм та $d_{311} = 0,2524$ нм, що відповідають оксиду Fe₃O₄.

У полікристалічних феромагнітних плівках Co спостерігається анізотропія магнітних властивостей. Наприклад, магнітна анізотропія залежить від структури та товщини досліджуваних зразків, а також від температури відпалювання [28]. Максимальна анізотропія спостерігається при $T_s = 400 \div 600$ К, що пояснюється особливостями зміни кристалічної структури одношарових плівок Co в цьому інтервалі температур. При відносно низьких температурах у плівках Co починається процес заліковування дефектів, що призводить до покращення доменної структури плівки та виражається у збільшенні магнітної анізотропії зразка. Значні зміни у структурі можна спостерігати при температурах в інтервалі 600 – 700 К, коли відбувається процес поліморфного переходу ГЦП-Co → ГЦК-Co, що супроводжується збільшенням коерцитивності та втратою вираженої магнітної анізотропії [28].

Результати дослідження магніторезистивних властивостей в різних геометріях вимірювання для плівкових систем на основі Au і Fe представлені на рис. 2.4 на прикладі тришарової системи Fe (10) / Au (25) / Fe (10) / П. Як видно з цього

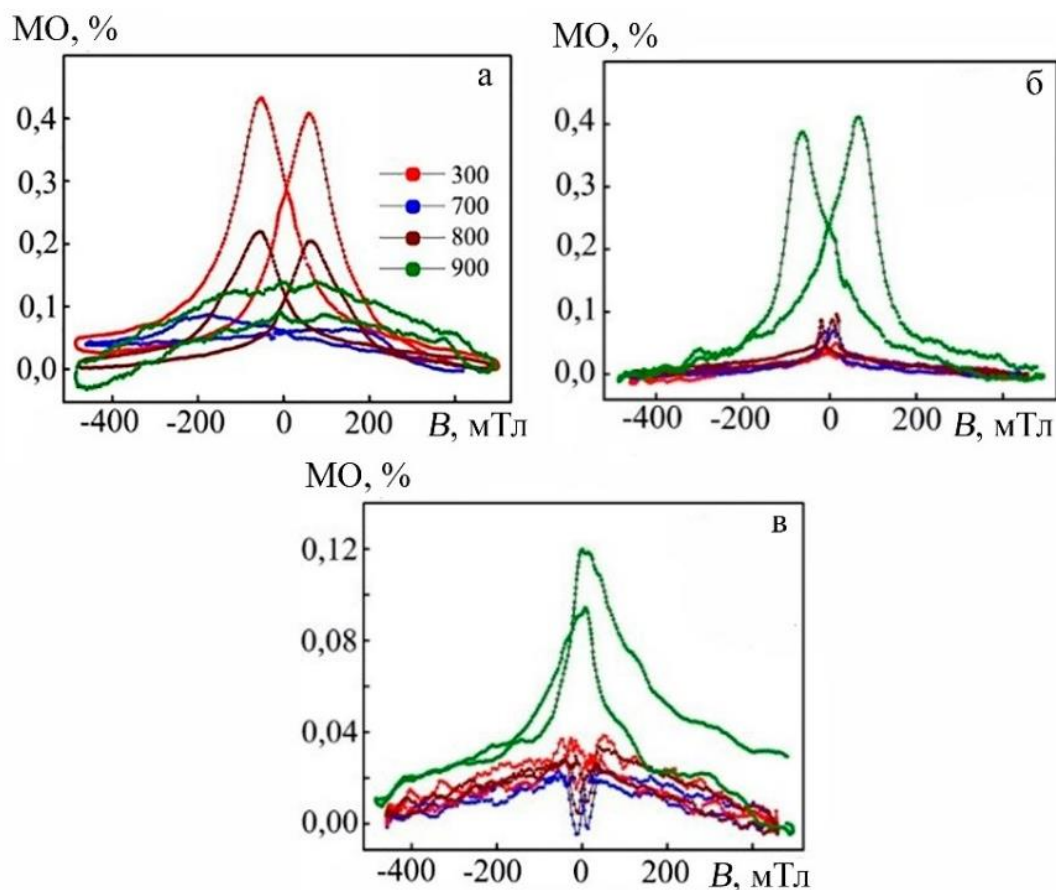


Рисунок 2.4 – Залежності МО від прикладеного магнітного поля для плівкової системи Fe (10) / Au (15) / Fe (10) / П після конденсації та після відпалювання до 700, 800, 900 К у поздовжній (а) поперечній (б) та перпендикулярній (в) геометріях вимірювання [12]

рисунку при поздовжній геометрії вимірювання значення МО після відпалювання системи до $T_b = 700$ К значно зменшується, після відпалювання до $T_a = 800$ К зростає, а після 900 К знову зменшується. Для інших геометрій характерне значне зростання значення МО лише для відпалених зразків до 900 К. Така поведінка залежностей говорить про анізотропний характер МО в інтервалі температур 300 ÷ 800 К для плівкових систем на основі Au і Fe. Різкі зміни значень МО при відпалюванні можна пов'язати із процесами утворення т. р. Au (Fe) в системі та з поступовим розмиттям інтерфейсів між магнітними і немагнітними шарами. Результати дослідження магніторезистивних властивостей для плівкових

систем спін-вентильного типу на основі Fe і Au в діапазоні товщин окремих шарів від 5 до 30 нм сформованих з різними товщинами шарів Fe та при додатковому відпалюванні одного із шарів до 700 К. Були досліджені магнітооптичні властивості у зразках на основі Fe і Au з різною товщиною верхнього немагнітного і магнітного нижнього шарів. Це, в свою чергу, дало можливість сформувати і дослідити плівкові зразки з різною атомною концентрацією компонент в системі. Так, на рис. 2.5 представлені залежності МОКЕ для зразків Au (x) / Fe (y) / П, де $x = 5$ (а, б) та 20 нм (в, г), а $y = 5, 10, 15, 20, 30$ нм при $T_v = 300$ К (а, в) та 700 К (б, в). Із збільшенням товщини шару Fe збільшується загальна площа петлі гістерезису та має прямокутну форму. Винятком є зразок з товщиною шару заліза 5 нм, де форма петлі має кардинальну відмінність від інших зразків. Це можна пояснити не суцільністю плівки Fe. Прямокутна форма петлі гістерезису характеризує феромагнітний стан експериментальних зразків. При термообробці зразків до 700 К спостерігається збільшення коерцитивності, що можна пояснити протіканням процесів рекристалізації та збільшенням середнього розміру кристалітів, що, у свою чергу, впливає на доменну структуру окремих шарів.

На рис. 2.5 в, г представлені залежності МОКЕ для зразків із більш товстим шаром золота при різних T_v . Різна форма кривих для зразків з однаковою товщиною шару Fe і Au 20 нм показує вплив т.р. на магнітооптичні властивості всього зразка. На рис. 2.6 наведені залежності МОКЕ для тришарових зразків (два магнітні шари розділені немагнітним прошарком). Форма гістерезису також свідчить про утворення т.р. і в даній системі. При збільшенні товщини нижнього шару заліза МОКЕ має більш прямокутну форму. Це свідчить про те, що саме нижній шар Fe, в першу чергу, впливає на магнітооптичні властивості всього зразка. При зменшенні товщини шару заліза спостерігається зміна форми гістерезисних петель, а зразки характеризуються максимальними величинами поля насичення та коерцитивної сили. Це може бути пов'язано із процесами

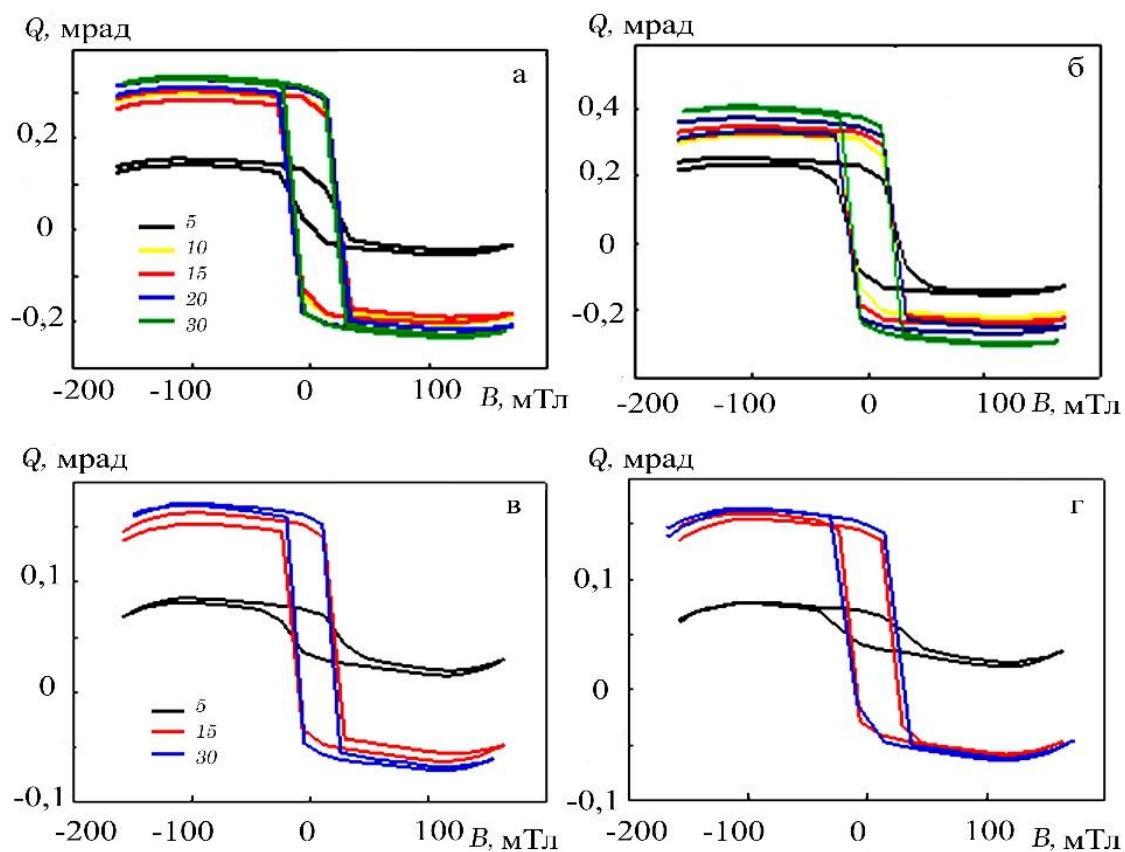


Рисунок 2.5 – Залежність МОКЕ для зразків Au (x) / Fe (y) / П, де $x = 5$ (а, б) та 20 нм (в, г), а $y = 5, 10, 15, 20, 30$ нм при $T_b = 300$ К (а, в) та 700 К (б, в) [12]

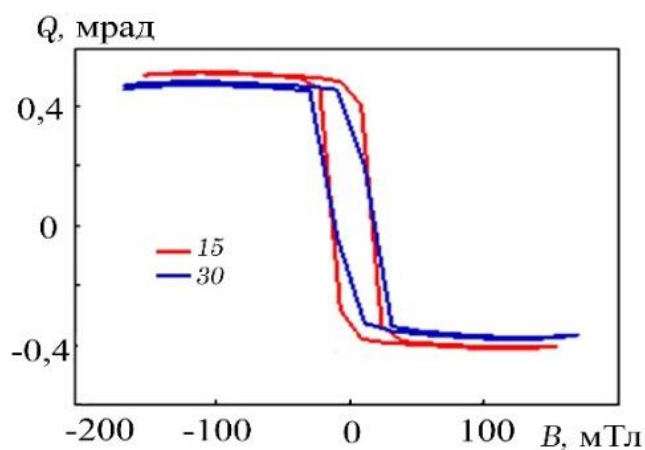


Рисунок 2.6 – Залежність МОКЕ для зразку Fe (10) / Au (5) / Fe (x) / П, де x становить 15, 30 нм [12]

утворення т.р. при термообробці до $T_b = 700$ К. Так як магнітні шари Fe є суцільними, а товщина Au є незначною, то ці зміни не впливають на загальні характеристики плівкової системи. Дослідження показали, що для аналізу кривих МОКЕ потрібно враховувати значення і залежність коерцитивної сили (B_c), поля насичення (B_s) та зміну кута Керра (Q_T) у плівкових зразках на основі Au і Fe від концентрації магнітних компонент. Максимальні значення цих параметрів спостерігаються в плівкових системах з концентрацією магнітної компоненти на рівні 60 ат. %. Термообробка також вносить свій вклад у величину та характеристики петель МОКЕ. Так, термовідпалювання приводить до збільшення значення кута Керра і зменшення поля насичення, значення коерцитивної сили – залишається без змін. Узагальнюючи все сказане, можна зробити висновок, про утворення т.р. Au(Fe) при термообробці плівкових зразків на основі Au і Fe.

2.1.3 Структури на основі Co і Ru

Було отримано та порівняно магніторезистивні властивості трьох структур: Co(40)/П, Co(20)/Co(20)/П та Co(20)/Ru(5)/Co(20)/П. Теоретичні данні говорять, що використання прошарку призводить до того, що лінії намагнічення Co можуть замикатися на самій структурі компенсуючи магнітні моменти і створюючи значення загальної намагніченості рівні нулю.

Подібний ефект можна спробувати отримати використовуючи звичайну межу поділу при нанесенні суцільної плівки у декілька етапів. Був проведений аналіз і порівняння результатів дослідження таких структур з суцільною плівкою Co, межею поділу на 20 нм та прошарком рутенію товщиною 5 нм. Аналізуючи отримані графіки залежності магнітоопору від прикладеного зовнішнього магнітного поля, що наведені на рисунку 3.2, можна помітити, що істотних змін у магнітних властивостей вдалося досягти лише при внесенні структуру шару рутенію товщиною 5 нм. Зразок суцільної плівки кобальту та зразок з межею поділу істотно не відрізняються один від одного як за анізотропією магнітоопору, так і за кількісними його показниками.

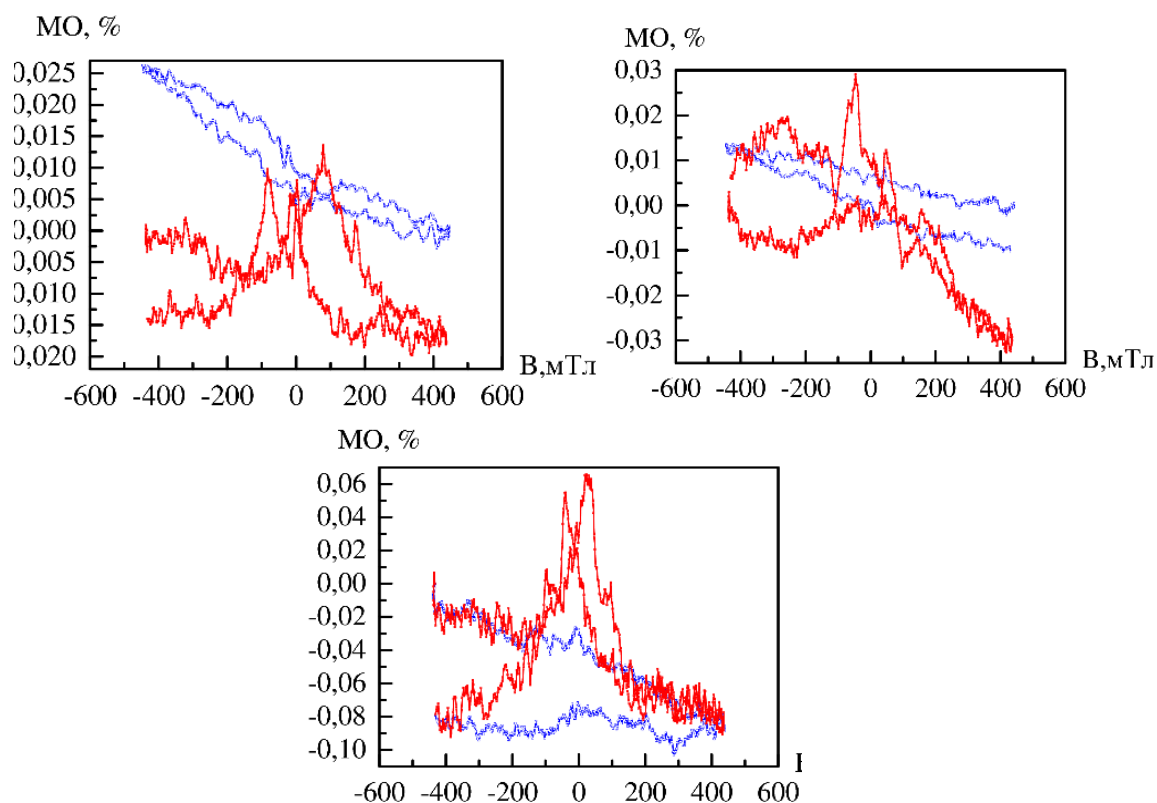


Рисунок 2.7 – Залежність МО від прикладеного магнітного поля для плівкових систем: Co(40)/П (а), Co(20)/Co(20)/П (б), Co(20)/Ru(5)/Co(20)/П (в) при перпендикулярній орієнтації зразка і двох температурах відпалювання: червоним кольором – $T_b = 600$ К, синім кольором – $T_b = 300$ К

Набагато цікавіші результати отримані з останнього тришарового зразка, порівнюючи з попередніми. При такій конфігурації помітно змінилася анізотропія магнітоопору структури та докорінно змінилася форма залежності МО від зовнішнього магнітного поля. Піки стали набагато більш вираженими, а значення магнітоопору зросли в рази і при відпалюванні підкладки до 600 К можна спостерігати максимальне значення магнітоопору близько 0,12 %.

Спостерігаючи за впливом межі поділу та прошарку з рутенію на магнітні показники структур при двох інших орієнтаціях, формується загальна схема, що підтверджує попередні висновки. Межа поділу у структурах Co(20)/Co(20)/П також дещо впливає на значення МО при переході від суцільної плівки до плівки з межею поділу змінюються кількісні показники МО та анізотропія магнітоопору на відпалених зразках.

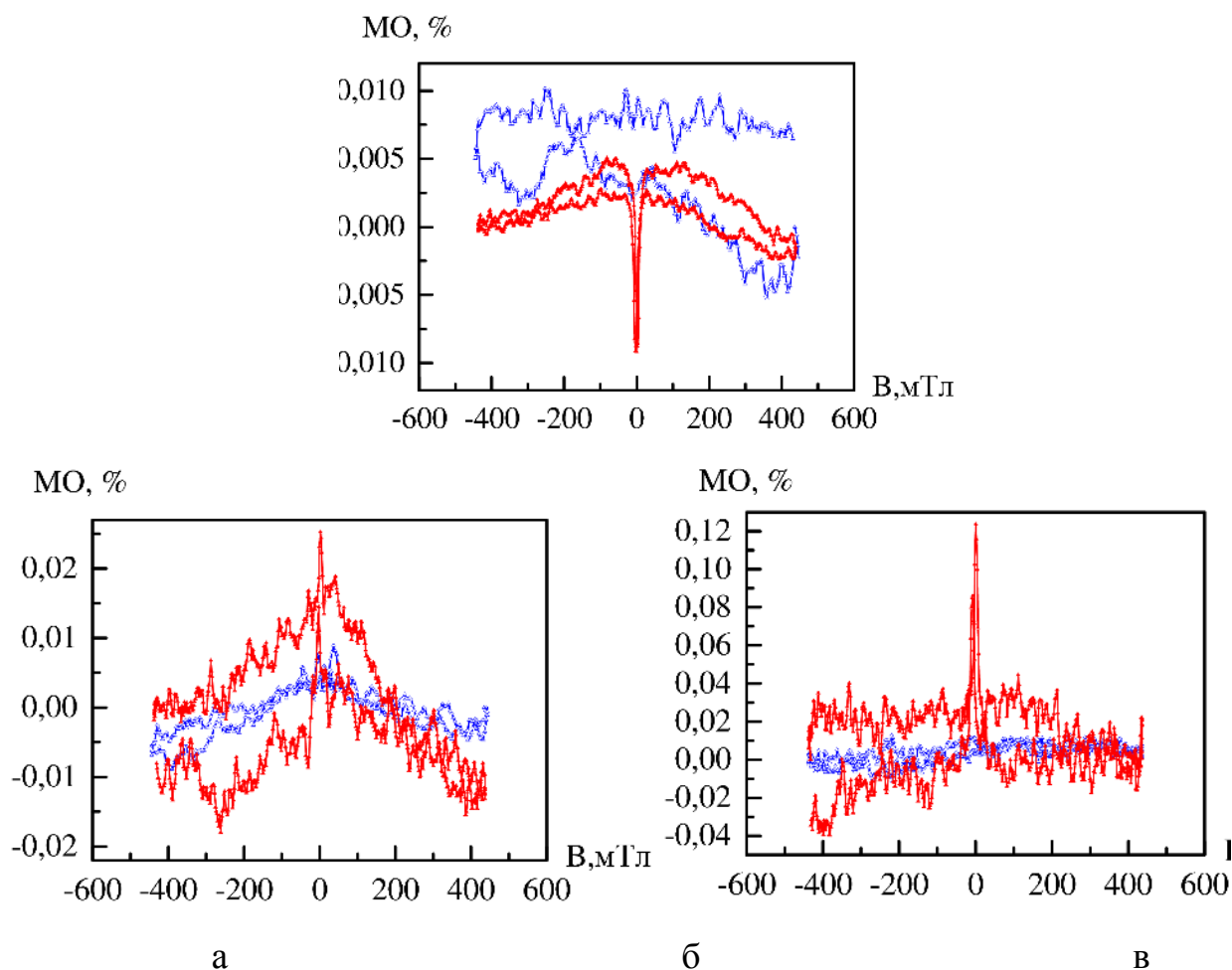


Рисунок 2.8 – Залежність МО від прикладеного магнітного поля для плівкових систем: Co(40)/П (а), Co(20)/Co(20)/П (б), Co(20)/Ru(5)/Co(20)/П (в) при поперечній орієнтації зразка і двох температурах відпалювання: червоним кольором – $T_b = 600\text{K}$, синім кольором – $T_b = 300\text{K}$.

Також були отримані наносистеми трьох варіантів комбінування плівок. Відрізняються вони за товщиною прошарку рутенію і мають такі значення: 5 нм, 10 нм та 20 нм. Отримані графіки залежності магнітоопору відносно впливу зовнішнього магнітного поля дають можливість оцінити вклад прошарку Ru у магнітні властивості структури. Було встановлено, що зі збільшенням товщини прошарку Ru характер проявлення магніторезистивних властивостей майже не змінюється. Криві мають подібну форму, розміщення точок насичення перемагнічування має подібний характер. Незначні зміни спостерігаються лише у кількісній складовій МО. Так при перпендикулярній орієнтації відносно значення магнітоопору збільшилося більш помітно ніж у інших двох орієнтаціях зразка і

має максимальне значення близько 0,15% за товщини прошарку Ru 20 нм. Також виразним є те, що при збільшенні товщини прошарку рутенію до 20 нм спостерігається істотне згладження кривої і позбавлення піків виразності. При збільшенні товщини прошарку також спостерігається зменшення анізотропії магнітоопору. Отже, можна зробити висновки, що розміри прошарку Ru у системах Co/Ru/Co/П дійсно впливають на магнітні властивості, що проявляє тришарова структура.

2.2 Магніторезистивні властивості функціональних плівкових металевих структур спін-клапанного типу із застосування мультишарів на основі Co і Cu, Ru або наночастинок

Для дослідження ефективності таких систем були досліджені магніторезистивні властивості серії мультишарів Au (10) / [Cu (3) / Co (3)]_n / П та серії зразків псевдо спін-вентильного типу з використанням мультишарів Au (10) / [Cu (3) / Co (3)]_n / Cu (5) / Co (20) / П і Au (10) / Co (6) / Cu (5) / [Cu (3) / Co (3)]_n / П.

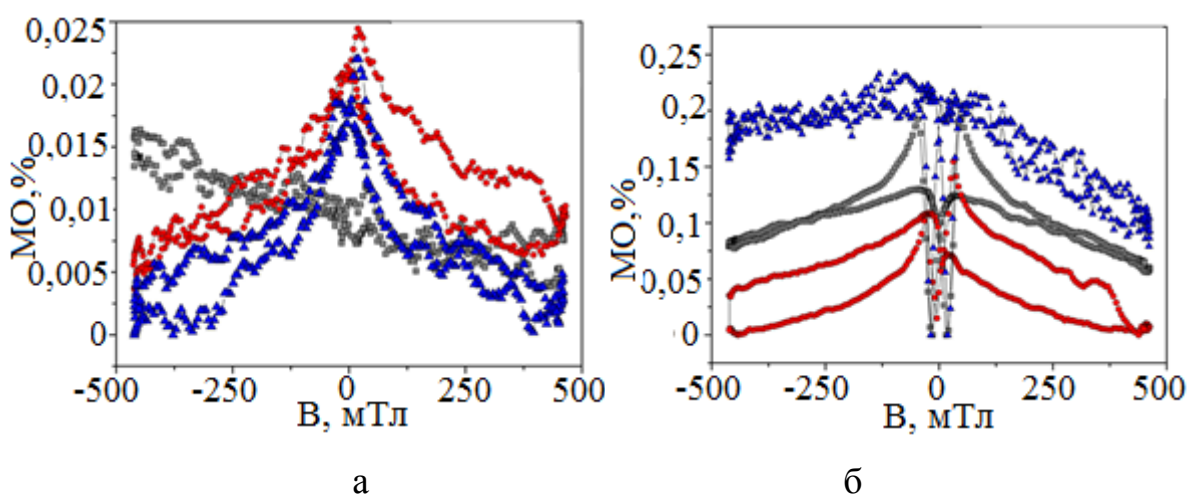


Рисунок 2.9 – Залежність МО від прикладеного магнітного поля для плівкової системи Co(5)/Cu(6)/[Co(3)/Cu(3)]₄/П до відпалювання (а) та [Co(3)/Cu(3)]₄Co(5)/Cu(20)/П (б)

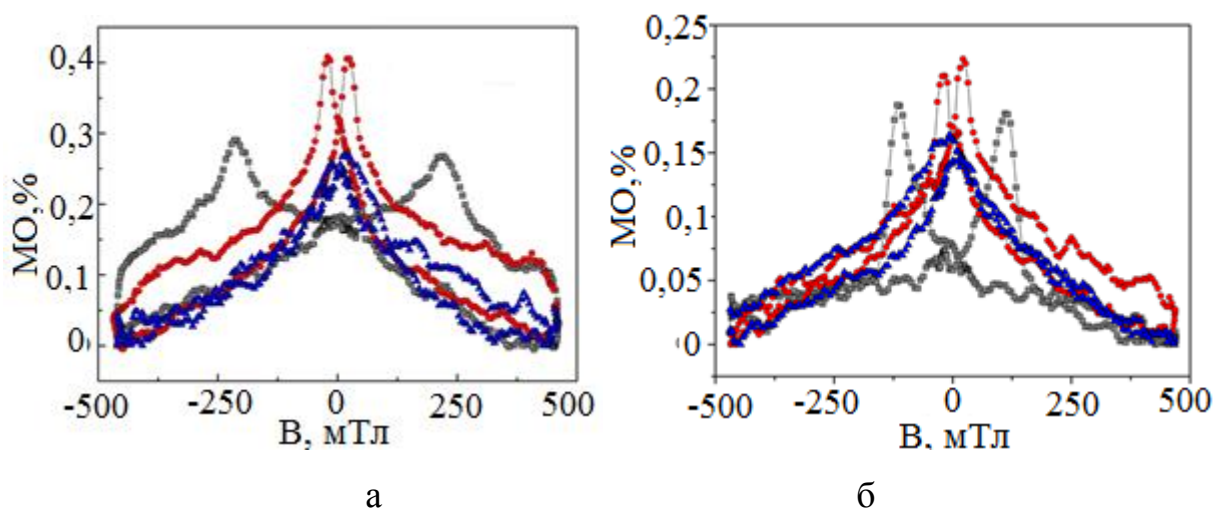


Рисунок 2.10 – Залежність МО від прикладеного магнітного поля для плівкової системи Co(5)/Cu(6)/[Co(3)/Cu(3)]₈/П до відпалювання (а) та мультишару [Co(3)/Cu(3)]₆/П (б)

Таблиця 2.4 – Значення магнітної чутливості зразків з змінною товщиною Cu

Структура спіно-вентиля	T_b , К	δ , %	ΔB , мТл	S_B , %/мТл
Co(5)/Cu(10)/Co(20)/П	300	0,149	10,18	0,014
	700	0,124	12,44	0,009
	900	0,242	9,76	0,024
Co(5)/Cu(8)/Co(20)/П	300	0,070	35,28	0,002
	700	0,060	37,04	0,001
	900	0,121	15,30	0,007
Co(5)/Cu(5)/Co(20)/П	300	0,075	10,54	0,007
	700	0,107	11,46	0,009
	900	0,159	9,98	0,015

Таблиця 2.5 – Значення магнітної чутливості зразків з нижнім та верхнім магнітним шаром у вигляді мультишару

Структура спіно-вентиля	T_b , К	δ , %	ΔB , мТл	S_B , %/мТл
Co(5)/Cu(6)/[Co(3)/Cu(3)] ₁₀ /П	300	0,072	47,53	0,0011
	700	0,066	67,10	0,0009
	900	0,088	184,60	0,0004

Co(5)/Cu(6)/[Co(3)/Cu(3)] ₈ /П	300	0,274	217,18	0,0012
	700	0,269	119,75	0,0022
	900	0,287	281,35	0,0010
[Co(3)/Cu(3)] ₄ /Cu(5)/Co(20)/П	300	0,189	15,31	0,0123
	700	0,272	78,40	0,0034
	900	-	-	-
[Co(3)/Cu(3)] ₂ /Cu(5)/Co(20)/П	300	0,040	37,41	0,0010
	700	0,034	129,87	0,0002
	900	0,037	78,04	0,0004

У загальному випадку результатом такої зміни стало збільшення величини МО до $0,3 \div 0,5$ % (рис. 2.9 і 2.10) але зменшення чутливості S_B до значень $(0,1 \div 0,2) \times 10^{-2}$ % / мТл (табл. 2.4 і 2.5). Але при цьому в таких наносистемах температура відпалювання помітно менше впливає на характер залежностей МО.

Як видно з табл. 2.5 зі збільшенням товщини купруму чутливість системи зростає, а також збільшуючи температуру відпалювання чутливість в усіх структурах зростає. Це говорить про те що після відпалювання системи стають більш стабільні та відбувається процес заліковування дефектів. Системи з використанні мультишару в якості верхнього або нижнього магнітного шару мають меншу магнітну чутливість в порівнянні з простими структурами спін-вентильного типу. І при збільшенні температури відпалювання їхня чутливість зменшується.

Внесення додаткових шарів з тонких плівок Ru товщиною до 20 нм або шарів упорядкованих масивів магнітних наночастинок в провідній матриці срібла дало змогу продемонструвати вплив синтетичних антиферромагнітних шарів на модифіковану мультишарами спін-вентильну структуру на прикладі систем на основі Co і Cu. На рис. 2.11 та 2.112 наведені для порівняння залежності МО для функціональних структур у вигляді мультишару та з додатковим шаром з рутенію.

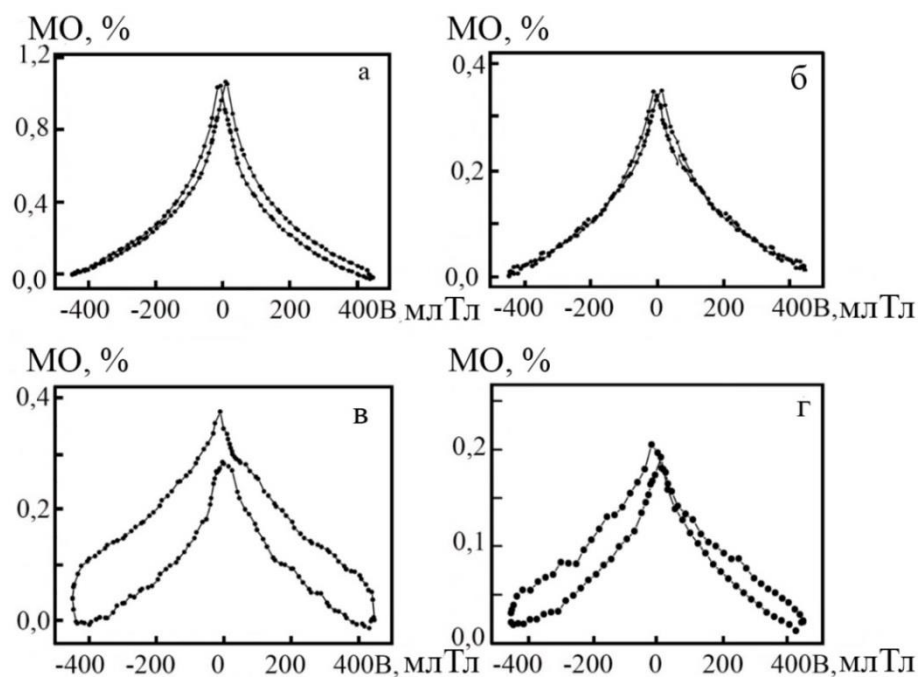


Рисунок 2.11 – Залежність МО від прикладеного магнітного поля для плівкових систем: $[\text{Co}(3)/\text{Cu}(3)]_{18}/\text{П}$ (а, в) та $[\text{Co}(3)/\text{Cu}(3)]_{18}/\text{Ru}(10)/\text{П}$ (б, г) при $T_{\text{в}}, \text{К} : 300 - \text{а, б}; 600 - \text{в, г}$ [29]

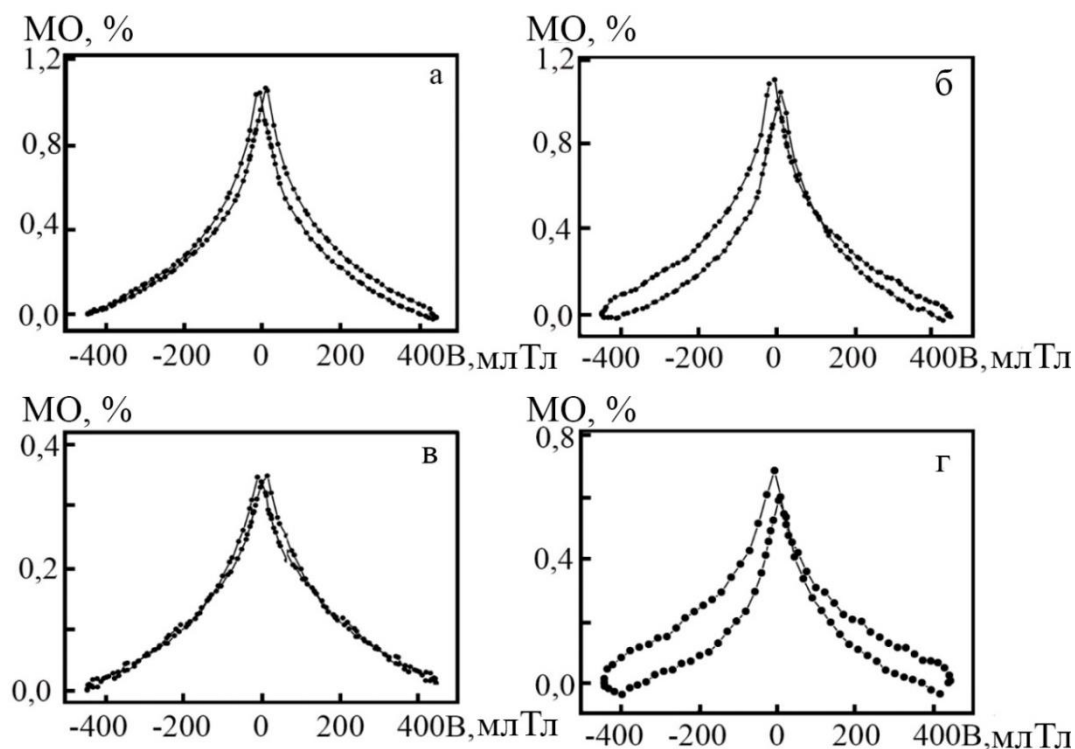


Рисунок 2.12 – Залежність МО від прикладеного магнітного поля для плівкових систем: $[\text{Co}(3)/\text{Cu}(3)]_{18}/\text{П}$ (а), $[\text{Co}(3)/\text{Cu}(3)]_{18}/\text{Ru}(10)/\text{П}$ (в), $[\text{Co}(3)/\text{Cu}(3)]_{18}/\text{Cu}(8)/\text{Co}(20)/\text{П}$ (б) та $[\text{Co}(3)/\text{Cu}(3)]_{18}/\text{Cu}(8)/\text{Co}(20)/\text{Ru}(10)/\text{П}$ (г) при $T_{\text{в}} = 300 \text{ К}$ [29]

Було встановлено, що застосування додаткового шару збільшує загальну стабільність магніторезистивних властивостей при нагріванні зразків до 600 К майже у двічі, хоча в зразках без додаткової термообробки зменшує значення МО з максимальних значень 1,2 до 0,4 %. На перший погляд такий негативний результат говорить не на користь застосування шарів додаткових шарів в подібних приладових структурах. Але ми повинні пам'ятати головну мету проекту, що полягала в створенні саме термостабільних функціональних елементів гнучкої електроніки, тому збільшення термічної стабільності магніторезистивних властивостей значно перевищує значимість зниження загального значення МО.

2.3 Тензорезистивні властивості функціональних структур спіно-клапаного типу

2.3.1 Експериментальні результати дослідження тензорезистивних властивостей металевих плівкових систем як фрагментів спіно-клапану та їх кореляція з структурно-фазовим станом на основі Co і Cu та Fe і Au

Для досягнення мети нашого проекту тензорезистивні властивості вивчалися з точки зору впливу будь-якої деформації зразків на стабільність їх електрофізичних властивостей. Тому при дослідженні тензоефекту в розглянутих функціональних плівкових металевих елементах гнучкої електроніки важливим є не спостереження високих значень коефіцієнту тензочутливості а, навпаки, низького його значення в межах до 10 одиниць, а саме головне – повторюваність і незмінність результату протягом великої кількості циклів деформації. То б то головним є щоб значення коефіцієнту не змінювалося мінімально до 10 циклів згинання-розгинання зразка.

У першу чергу при дослідженні тензорезистивних властивостей багатошарових плівкових металевих структур необхідно основну увагу приділити вивченню тензоефекту в її фрагментах та окремих функціональних шарах.

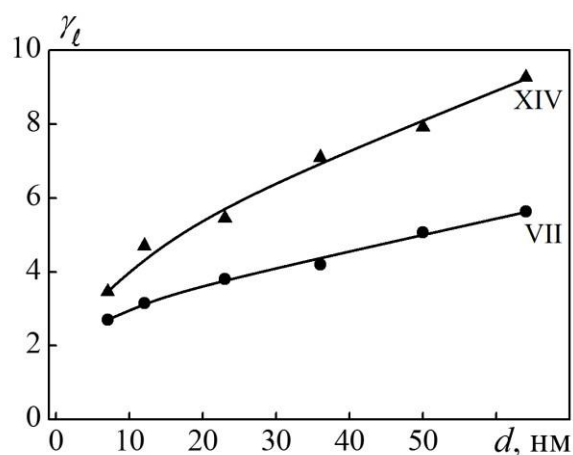


Рисунок 2.13 – Залежність коефіцієнту γ_t від товщини для тонких плівок Fe (цифра відповідної кривої відповідає номеру деформаційного циклу) [30]

Наприклад на рис. 2.13 приведена розмірна залежність повздовжнього коефіцієнту тензочутливості для одношарових плівок Fe.

Для двошарових плівкових систем Co/Cu, Fe/Au та Co/Ru встановлено, що при відносно малих товщина Fe або Co деформаційні залежності мають характер близький до лінійного, подібно до одношарових плівок Cu або Au. З підвищенням товщин магнітних плівок плівки немагнітних металів починають відігравати меншу роль у тензорезистивних властивостях плівкової системи і характер деформаційних залежностей поступово приймає вигляд, подібний до одношарових плівок Fe або Co. Очевидно, що розглянуті шари мають гарний адгезійний зв'язок, що змушує плівкову систему деформуватись подібно плівкам Fe або Co.

Було отримано, що всі функціональні складові розглянутих функціональних структур спін-клапаного типу у вигляді тонких одно- та двошарових плівок Co і Cu, Fe і Au та Co і Ru з товщиною окремих шарів $10 \div 60$ нм мають стабільні тензорезистивні властивості та для них характерні значення коефіцієнта повздовжньої тензочутливості γ_t що лежать в інтервалі від 3 до 9 одиниць.

2.3.2 Теоретичні результати дослідження тензорезистивних властивостей металевих плівкових систем як фрагментів спін-клапану

Як і у випадку температурного коефіцієнту опору, що був досліджений на попередньому етапі проекту аналіз експериментальних результатів тензорезистивних властивостей фрагментів функціональних структур спін-клапанного типу на основі плівок Co і Cu, Fe і Au та Co і Ru було здійснено шляхом створення порівняльної характеристики утворення твердих розчинів в різних плівкових системах та на встановлення закономірностей змін видів інтерфейсів між окремими шарами на різних стадіях теремообробки. Для цього були використані відомі теоретичні моделі [31] для випадків двошарової плівкової системи, в якій зберігається індивідуальність окремих шарів (модель «біластини»), гомогенної системи у вигляді плівкового сплаву по всій товщині вихідної двошарової системи та двошарової системи з проміжним біля інтерфейсу шаром плівкового сплаву. У розглянутих випадках зразки можна представити як паралельне з'єднання двох чи трьох шарів. У третьому випадку, коли утворюються проміжні шари твердих розчинів між шарами, плівкову систему після відпалювання можна приставити у вигляді паралельного з'єднання трьох шарів як показано на рис. 2.14.

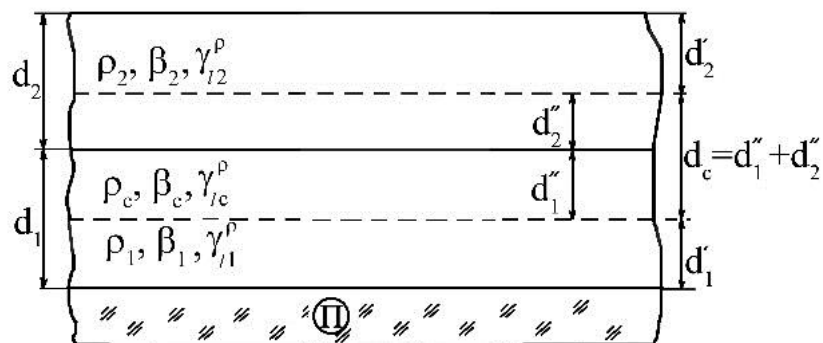


Рисунок 2.14 – Геометрична модель двошарової плівкової системи із проміжним шаром сплаву біля інтерфейсу [33]

Таблиця 2.6 – Експериментальні та розрахункові значення для функціональних плівкових структур спін-клапанного типу та їх фрагментів

Система	Експериментальне значення γ_l	Розрахункове значення γ_l
Cu(20)/Co(20)/П	2.25	2.77
Cu(10)/Co(20)/П	2.20	2.05
Cu(5)/Co(20)/П	1.42	2.11
Au(10)/Fe(15)/П	2.26	3.35
Co(20)/Ru(15)/П	2.80	3.05

Розрахунки на основі цієї моделі (детальніше див. [32]) дали можливість встановити загальні тенденції залежності тензоефекту багат шарової плівки від товщини для різних типів функціональних структур спін-клапанного типу та їх фрагментів. В табл. 2.6 зведені дані про експериментальні та розрахункові дані структур спін-клапанного типу та їх фрагментів на основі Co, Cu, Fe, Au і Ru.

Можна вказати наступні причини невідповідності експериментальних та розрахункових результатів. По-перше це процеси взаємної дифузії, які призводять до зміни коефіцієнтів проходження і розсіювання на границі розділу шарів і кристалітів і утворення твердих розчинів. Друга причина це дія термічних макронапружень, в наслідок чого відбувається деформація плівки, що може привести як до збільшення так і до зменшення опору і коефіцієнта тензочутливості всієї плівки.

Але у загальному випадку на основі отриманих та проаналізованих розрахункових даних можна стверджувати, що тензорезистивні властивості плівкових систем на основі Co, Cu, Fe, Au і Ru як фрагментів функціональних гнучких наноструктур спін-клапанного типу є прогнозованими.

ВИСНОВКИ

В роботі за результатами дослідження магніторезистивних та тензорезистивних властивостей та їх кореляції з температурною стабільністю кристалічної структури та фазового складу багат шарових плівкових наносистем на основі Fe і Au, Co і Cu, Co і Ru та наночастинок була підтверджена висунута раніше ідея їх застосування як функціональних гнучких металевих структур спін-клапанного типу із стабільними робочими характеристиками в діапазоні температур 300 ÷ 900 К.

Нові наукові результати можна узагальнити наступним чином:

1. Було доведено, що плівкову систему спін-вентильного типу доцільно модифікувати, використовуючи замість одного з магнітних шарів мультишар $[\text{Co}/\text{Cu}]_n$ або $[\text{Fe} / \text{Au}]_n$. Данна модифікація у випадку систем на основі Co і Cu призводить до підвищення величини магнітоопору до 0,3 ÷ 1,2 %, швидкості перемикання з одного магнітного стану в інший та температурної стабільності всієї наносистеми до температури 700 К, хоча зменшує магнітну чутливість до значень $S_B = (0,1 \div 0,2) \times 10^{-2} \% / (\text{мТл})$.
2. Показана доцільність застосування запропонованої методики формування спін-вентильних структур з різною модифікацією. Ті системи, що мають невеликі значення магнітної чутливості доцільно використовувати для детектування магнітних полів у діапазоні від 200 до 600 мТл. Саме малий показник магнітної чутливості забезпечить точніший процес вимірювання та меншу похибку, збільшену роздільну здатність. В той же час, зразки, що показали найбільші значення магнітної чутливості, можуть бути використані в аналогових і цифрових схемах для швидкого реагування на відповідну зміну магнітного потоку.
3. Набула подальшого розвитку ідея формування функціональних приладових металевих наноструктур спін-клапанного типу з використанням мультишарів, синтетичних антиферромагнітних шарів та шарів упорядкованих масивів магнітних наночастинок в провідній матриці. Показана ефективність такого підходу шляхом виявлення стабільності їх робочих характеристик.

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАННЯ

1. High-performance magnetic sensorics for printable and flexible electronics / D. Karnaushenko, D. Makarov, M. Stöber et al. // *Adv. Mater.* – 2015. – V. 27, № 5. – P. 880-885.
2. Flexible Electronics Based on Micro/Nanostructured Paper / Y. Zhang, L. Zhang, K. Cui et al. // *Adv. Mater.* – 2018. – V. 30, № 51. – P. 1801588.
3. Cai L., Wang C. Carbon Nanotube Flexible and Stretchable Electronics // *Nanoscale Research Lett.* – 2015. – V. 10, № 5. – P. 320-1-320-7.
4. Harris K. D., Flexible electronics under strain: a review of mechanical characterization and durability enhancement strategies / K. D. Harris, A. L. Elias, H.-J. Chung // *J. Mater. Sc.* – 2016. – V. 51, № 6. – P. 2771–2805.
5. Printable and flexible electronics: from TFTs to bioelectronic devices / M. Magliulo, M. Y. Mulla, M. Singh et al. // *J. Mater. Chem. C.* – 2015. – V. 3 – P. 12347-12363.
6. Superconducting spin-valve effect and triplet superconductivity in CoO_x/Fe₁/Cu/Fe₂/Cu/Pb multilayer / P. V. Leksin, N. N. Garif'yanov, A. A. Kamashev et al. // *Physical Review B*, – 2015. – V. 91. – P. 214508(4).
7. Co/Cu/Co Pseudo Spin-Valve System Prepared by Magnetron Sputtering with Different Argon Pressure. / A. V. Svalov, A. N. Sorokin, P. A. Savin et al. // *Key Engineering Materials.* – 2015. – V. 644. – P. 211-214.
8. Thermo-sensitive spin valve based on layered artificial ferrimagnet / A. V. Svalov, G. V. Kurlyandskaya, V. O. Vas'kovskiy // *Applied Physics Letters* – 2016. – V. 108. – P. 063504(5).
9. Luby S. Tailoring of multilayer interfaces by pulsed laser irradiation / S. Luby, E. Majkova // *Applied Surface Science.* – 2005. – V. 248. – P. 316-322.
10. Butler W. H. First-principles calculations of electrical conductivity and giant magnetoresistance of Co/Cu/Co spin valves / W. H. Butler, X.-G. Zhang, D. M. C. Nicholson // *Physical Review A* – 1995. – V. 52, № 18. – P. 13399- 13410.
11. Theoretical evaluation of magnetotransport properties in Co/Cu/Co-based spin valves / C. Blaas, L. Szunyogh, P. Weinberger et al. // *Physical Review B.* - 2002. - V.65. - P.134427-1-134427-8.

12. Псевдоспін-вентильні структури: принципи формування, магніті та магніторезистивні властивості [Електронний ресурс]: монографія / І.М. Пазуха, С.І. Проценко, І.В. Чешко, Ю.О. Шкурдода; за заг. ред. С.І. Проценка та І.М. Пазухи. - Електронне вид. каф. Електроніки, заг. та прикладної фізики. - Суми: СумДУ, 2019. - 157 с.
13. Чешко І.В. Магнітооптичні та магніторезистивні властивості плівкових функціональних елементів на основі Co і Cu та Au / І.В. Чешко, С.І. Проценко, П. Шифалович // Вісник СумДУ. Серія: Фізика, математика, механіка. – 2008. - № 2 – с. 3-7.
14. Cheshko I. Magneto-optical and magnetoresistive properties of Co/Cu(Au)-based spin-valve structures / I. Cheshko, S. Protsenko, L. Odnodvoretz // Technical Physics Letters. – 2009. – V.35, №10. – P. 903 – 905.
15. Magnetic and magnetoresistance studies of nanometric electrodeposited Co films and Co/Cu layered structures: Influence of magnetic layer thickness / S. Zsurzsa, L. Péter, L. F. Kiss et al. // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 2016. – V. 421. – P. 194-206.
16. Matthesab P. Pseudo spin valve thin films with crossed magnetic anisotropies / P. Matthesab, M. Albrecht // Sensors and Actuators A: Physical. – 2015. – V. 233. – P. 275-278.
17. Annealing behaviour of structural and magnetic properties of evaporated Co thin films / M. Jergel, Y. Halahovets, P. Siffalovic et al. // J.Phys. D: Appl. Phys.–2009. – V.42.– P.135406-135414.
18. Формування приладових наноструктур спін-клапанного типу на основі Co і Cu / І. В. Чешко, М. В. Костенко, В. І. Гребинаха та ін. // Журнал нано-та електронної фізики. – 2016. – Т. 8, № 3. – С. 03041(4).
19. Magnetoresistance and Anomalous Hall Effect with Pt Spacer Thickness in the Spin-Valve Co/Pt/[Co/Pt]₂Multilayers / F. Zhang, Z. Liu, F. Wen // Journal of Superconductivity and Novel Magnetism. – 2017. – V. 30, No. 2. – P. 533–538.

20. Magnetization reversal signatures in the magnetoresistance of magnetic multilayers / P. Perna, C. Rodrigo, M. Muñoz et al. // *Physical Review B* – 2012. – V. 86. – P. 024421(6).
21. Механічні властивості мікронних і нанорозмірних металевих плівок / О. П. Ткач, К. В. Тищенко, Л. В. Однорець, С. І. Проценко, Д. В. Великодний, І. Ю. Проценко // *Журнал нано- та електронної фізики*. – 2010. – Т. 2, № 1. – С. 51–59.
22. Структурно-фазовий стан, стабільність інтерфейсів та електрофізичні властивості двошарових плівкових систем / С.І. Проценко, І.В. Чешко, Д.В. Великодний, О.П. Синашенко, Л.В. Однорець, І.М. Пазуха, І.Ю. Проценко // *Успехи фізики металлов*. – 2007. – Т.8, №4 – С.247-278.
23. Protsenko I., Cheshko I., Javorsky Ja. Solid solution formation in Cu/Co ultrathin film systems // *Functional Materials*. – 2006. – V. 13, № 2. – P. 219-222.
24. Чешко І.В. Утворення твердих розчинів в плівкових системах на основі Со, Cu, Ag та Au / І. В. Чешко, І. Ю. Проценко // *Металлофізика, новейшие технологии*. – 2009. – Т. 31, № 7. – С. 921-923.
25. Magnetoresistive and Magneto-optical Properties Nanosize Film Systems Based on Fe and Au / Yu. M. Shabelnyk, I. M. Pazukha, S. I. Protsenko et al. // *Proceedings of the International Conference “NAP-2013”* – 2013. – V. 2, № 1. – P. 01NTF39(4).
26. Горелик С. С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. Приложения / С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. – Москва: *Металлургия*, 1970.– 107 с.
27. Magnetic multilayers: oscillatory interlayer exchange and giant magnetoresistance / A. Fert, A. Barthelemy, P. Etienne et al // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. – 1992. – V.104-107. – P. 1712-1716.
28. Giant magnetoresistance in magnetic nanostructures / A. Barthelemy, V. Cros, J.L. Duval et al. // *Nanostructured Materials*. – 1995. – V.6. – P. 217-226.
29. Thermostability of Spin-valve Type Functional Elements Based on Co, Cu and Ru / S.I. Protsenko, A.M. Lohvynov, Cheshko I.V. et al. // *Proceedings of the 2018 IEEE*

8th International Conference on Nanomaterials: Applications and Properties. –2018.
– Part 2. – p. 02PN31-1–02PN31-3.

30. Тищенко, К.В. Електромеханічні властивості плівкових матеріалів на основі магнітних металів: автореферат ... канд. фіз.-мат. наук, спец.: 01.04.07 – фізика твердого тіла / К.В. Тищенко. - Суми: Сумський державний університет, 2018. - 20 с.
31. Дехтярук Л.В. Транспортні розмірні ефекти в двошарових полікристалічних плівках / Л.В. Дехтярук, І.Ю. Проценко, А.М. Черноус //Успехи физ. мет. – 2007. – Т.8, №1. – С. 21-28.
32. Проценко С.І. Феноменологічна модель електрофізичних властивостей гранульованих плівкових сплавів / С.І. Проценко, Л.В. Одноворець, І.В. Чешко // Вісник СумДУ. Серія «Фізика, математика, механіка». – 2008. – №1. – С.22 – 27.