

УДК 539.216.2; 538.9; 621.799.14; 537.622

КП

№ 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**

(остаточний)

Начальник НДЧ,

канд. фіз.-мат. наук, с. н. с.

Д. І. Курбатов

Керівник НДР,

канд. фіз.-мат. наук, доцент

І. В. Чешко

2020

Рукопис закінчено 20 вересня 2020 року

Результати роботи розглянуті науковою радою СумДУ, протокол № 2 від 24 вересня 2020 р.

## СПИСОК АВТОРІВ

Керівник НДР, провідний науковий співробітник, канд. фіз.-мат. наук, доцент	_____	І. В. Чешко (розділи 5, 6, висновки)
Відповідальний виконавець НДР, старший науковий співробітник, канд. фіз.-мат. наук	_____	Ю. М. Шабельник (вступ, розділ 1, перелік джерел посилань)
Старший науковий співробітник, канд. фіз.-мат. наук, доцент	_____	О. П. Ткач (реферат, підрозділ 4.2)
Молодший науковий співробітник, канд. фіз.-мат. наук	_____	С. І. Воробйов (підрозділ 4.1)
Молодший науковий співробітник	_____	А. М. Логвинов (підрозділ 3.1)
Молодший науковий співробітник	_____	М. О. Шумакова (підрозділ 3.2)
Інженер, аспірант	_____	І. А. Проценко (підрозділ 2.1)
Інженер, аспірант	_____	О. В. Бездідько (підрозділ 3.3)
Лаборант, студент	_____	К. С. Одноворець (підрозділ 2.5)

Лаборант, студент	_____	М. В. Васюхно
	20.09.2020 р.	(підрозділ 2.2)
Лаборант, студент	_____	А. С. Кулак
	20.09.2020 р.	(підрозділ 2.3)
Лаборант, студент	_____	С. М. Ващенко
	20.09.2020 р.	(підрозділ 2.6)
Лаборант, студент	_____	О. С. Косенко
	20.09.2020 р.	(підрозділ 2.4)

## РЕФЕРАТ

Звіт про НДР: 102 с., 60 рис., 10 табл., 84 джерела.

ГНУЧКА ЕЛЕКТРОНІКА, БАГАТОШАРОВА НАНОСТРУКТУРА, СПІН-КЛАПАН, МАГНІТНІ НАНОЧАСТИНКИ, ТОНКА ПЛІВКА, МАГНІТООПІР, ТЕНЗОЧУТЛИВІСТЬ.

Об'єкт досліджень – фізичні властивості багатошарових плівкових наносистем спін-клапанного типу на основі Fe і Au, Co і Cu та Co і Ru 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 та упорядкованих масивів наночастинок; методи дослідження електрофізичних та магнітних властивостей (тензорезистометрія, магнітоезистометрія), структурно-фазового стану тонких плівок (електронна просвічуюча мікроскопія, електронографія); математичні методи обробки експериментальних даних та комп'ютерне моделювання і програмування.

В роботі сформульовані принципи та розроблена методика формування спін-клапанних наноструктур на основі Fe і Au, Co і Cu та Co і Ru та магнітних наночастинок або бар'єрного шару графену із термостабільним фазовим складом та структурою з наперед заданими робочими характеристиками для створення функціональних елементів гнучких сенсорів магнітного поля, спінових каналів зв'язку в компонентах спінтроники та гнучкій наноелектроніці. У запропонованих функціональних елементах була реалізована термостабільність металевих спін-клапанних наноструктур для створенням каналів зв'язку в сучасних компонентах функціональної та сенсорної гнучкої електроніки.

## ЗМІСТ

	С.
Перелік скорочень та умовних позначок.....	8
Вступ.....	9
1 Загальна характеристика функціональних елементів гнучкої електроніки на основі тонких металевих плівок та наночастинок.....	11
1.1 Використання гнучких підкладок для формування функціональних елементів електроніки .....	12
1.2 Методи формування металевих наноструктур на гнучких підкладках.....	14
1.3 Функціональні приладові структури на основі тонких плівок та наночастинок .....	17
2 Методика і техніка експерименту.....	26
2.1 Методика і техніка отримання зразків.....	26
2.2 Методика дослідження структурних характеристик зразків.....	29
2.3 Методика дослідження електрофізичних властивостей тонких плівок...	30
2.4 Методика дослідження тензорезистивних властивостей тонких плівок	31
2.5 Методика дослідження магніторезистивних властивостей тонких плівок.....	34
2.6 Методика формування графену на тонкій плівці рутенію.....	36
3 Термостабільність структурно-фазового стану тонкоплівкових металевих наноструктур на основі Co, Fe, Cu, Au, Ru та наноструктур.....	42
3.1 Температурна стабільність структурно-фазового стану металевих плівкових систем як фрагментів спін-клапану.....	42
3.1.1 Плівкові системи на основі Co і Cu.....	42
3.1.2 Плівкові системи на основі Fe і Au.....	44
3.1.3 Плівкові системи на основі Co і Ru.....	48
3.2 Температурна стабільність структури упорядкованих масивів магнітних наночастинок та нанокластерів.....	53
3.3 Умови формування металевих наноструктур спін-клапанного типу з	

термостабільною структурою.....	56
4 Електрофізичні властивості тонкоплівкових металевих наноструктур спіно-кляпанного типу на основі Co, Fe, NiFe, Cu, Au, Ru та магнітних наночастинок і наноклястерів.....	57
4.1 Експериментальні результати дослідження електрофізичних властивостей металевих плівкових систем як фрагментів спіно-кляпану та їх кореляція з структурно-фазовим станом.....	57
4.1.1 Плівкові системи на основі Co і Cu.....	57
4.1.2 Плівкові системи на основі Fe і Au.....	61
4.1.3 Плівкові системи на основі Co і Ru.....	62
4.2 Теоретичні результати дослідження електрофізичних властивостей металевих плівкових систем як фрагментів спіно-кляпану.....	65
5 Магніторезистивні і тензорезистивні властивості металевих спіно-кляпанних структур різних типів.....	66
5.1 Магнітні характеристики функціональних плівкових металевих структур спіно-кляпанного типу з різною товщиною магнітних шарів на основі Co і Cu, Fe і Au та Co і Ru.....	66
5.1.1 Структури на основі Co і Cu.....	66
5.1.2 Структури на основі Fe і Au.....	70
5.1.3 Структури на основі Co і Ru.....	74
5.2 Магніторезистивні властивості функціональних плівкових металевих структур спіно-кляпанного типу із застосування мультишарів на основі Co і Cu, Ru або наночастинок.....	77
5.3 Тензорезистивні властивості функціональних структур спіно-кляпанного типу.....	81
5.3.1 Експериментальні результати дослідження тензорезистивних властивостей металевих плівкових систем як фрагментів спіно-кляпану та їх кореляція з структурно-фазовим станом на основі Co і Cu та Fe і Au.....	81
5.3.2 Теоретичні результати дослідження тензорезистивних властивостей	

металевих плівкових систем як фрагментів спін-клапану.....	83
6 Принципи формування термостійких гнучких функціональних елементів спін-клапанного типу на основі Co і Cu, Fe і Au та Co і Ru та наноструктур...	85
6.1 Структура типу «сендвіч».....	85
6.2 Структура з функціональним мультишаром.....	87
6.3 Структури з бар'єрними шарами .....	90
Висновки.....	92
Перелік джерел посилань .....	94

## ПЕРЕЛІК СКОРОЧЕНЬ ТА УМОВНИХ ПОЗНАК

$P$  – 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;

$T_p$  – температура підкладки;

$T_b$  – температура відпалювання;

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

$R$  – електричний опір;

МО – магнітоопір;

$\Delta R$  – зміна електричного опору;

$B$  – індукція зовнішнього магнітного поля;

$R_o$  – опір зразка при  $B = 0$  мТл;

$R_B$  – опір зразка при певному значенні  $B$ ;

$\Delta B$  – робочий інтервал значень індуктивності магнітного поля;

$\gamma_l$  – поздовжній коефіцієнт тензочутливості тонкої плівки;

$\gamma_{l0}$  – поздовжній коефіцієнт тензочутливості масивного зразка;

т. р. – твердий розчин;

ГЦК –гранецентрована кубічна решітка;

ГЩП –гексагональна щільнопакована решітка;

$a_0$  – параметр кристалічної ґратки масивного зразка;

$d_{hkl}$  – міжплощинна відстань;

$hkl$  – кристалографічні індекси Міллера.



## ВСТУП

Подальший розвиток електронного приладобудування пов'язують з розвитком нового її напрямку – гнучкою функціональною електронікою. Це напрям знайшов популярність серед виробників побутової електроніки та різноманітних високотехнологічних гаджетів, виробників робототехніки, сучасних сенсорних систем, але розробка повноцінної конкурентоспроможної ефективної функціональної елементної бази ще триває. Це насамперед пов'язано з проблемою стабільності структури таких елементів під дією різних фізичних навантажень у т.ч. і дії температури. На основі цієї технології можна створити принципово нові пристрої (гнучкі сонячні батареї, гнучкі дисплеї, гнучкі багат шарові електронні плати, гнучкі сенсори тощо) та досягти значного зменшення собівартості у порівнянні з традиційною кремнієвою технологією.

Не дивлячись на широкий спектр сучасних матеріалів, що може запропонувати електронне матеріалознавство, гнучкі функціональні електронні елементи базуються на відомих технологіях тонких металевих плівок [1-3]. Основними гнучкими енергозалежними електронними елементами є електронні мікросхеми на базі тонкоплівкових металевих транзисторах. У випадку потреби реалізації гнучких енергонезалежних електронних компонент сенсорів, елементів пам'яті, каналів з'єднання та ізоляторів застосовуються багат шарові тонкоплівкові наноструктури спін-клапанного типу, що здатні змінювати свій опір під дією зовнішнього магнітного поля за рахунок спін-залежного розсіювання носіїв струму на інтерфейсі «магнітний / немагнітний шар» [4-6]. Ефективність їх роботи сильно залежить від стійкості як окремих фрагментів так і цілої наноструктури під впливом різних фізичних полів, зокрема температури.

Використання різних методологічних прийомів для покращення термостабільності металевих багат шарових наноструктур у вигляді багат шарових плівкових наноструктур спін-клапанного типу на основі різних магнітних і немагнітних металів та різних наноструктур (упорядкованих масивів магнітних наночатсинок, шарів графеноподібних нанокластерів, безпосередньо

шарів графену тощо) може забезпечити надійність і повторюваність їх роботи та стати рішенням для сучасної гнучкої електроніки. Саме ця ідея була основою для досліджень даної роботи.

Такий підхід дозволяє зробивши аналіз отриманих нових експериментальних і розрахункових даних підібрати всі складові компоненти спін-кляпанних 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-кляпанів у процесі їх формування і подальшої експлуатації може бути введення термостабілізаційних шарів, заміни однокомпонентних фрагментів спін-кляпанних 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-кляпанних структурах з використанням апробації теоретичних моделей, впершу чергу, для магніторезистивних властивостей, можливе моделювання розмірних і концентраційних ефектів для робочих характеристик таких термостабільних функціональних наноструктур в широкому інтервалі температур і магнітних полів.

Кінцевою метою роботи є розробка фізичної моделі, схеми реалізації, методики формування, рекомендацій по виготовленню гнучких функціональних елементів у вигляді багатшарових наноструктур спін-вентильного типу на основі металів Fe і Au, Co і Cu та Co і Ru та магнітних наночастинок або бар'єрного шару графену із стабільною структурою та визначеними робочими характеристиками для реалізації спінових каналів в гнучких електронних компонентах, датчиків магнітного поля або елементів пам'яті.

## 1 ФУНКЦІОНАЛЬНІ ЕЛЕМЕНТИ ГНУЧКОЇ ЕЛЕКТРОНІКИ НА ОСНОВІ ТОНКИХ ПЛІВОК ТА НАНОЧАСТИНОК

Найбільш поширеними виробами гнучкої електроніки є гібридні мініатюрні пристрої на основі багат шарових тонкоплівкових структур, що інтегрують сенсорні і функціональні мікросистеми з комунікаційними чіпами для збору, обробки і передачі інформації, наприклад: орієнтаційно-навігаційні або біомедичні модулі [7]. Функціональні елементи у вигляді простих гнучких електронних плат різноманітні в своїх конструкціях і застосуваннях. Зараз вони стали одним із способів забезпечення між'єднань в сучасній електронній апаратурі. Існує багато причин використання гнучких плат як засобу між'єднань в електронних пристроях. Гнучкі плати використовують найтонші діелектричні основи з усіх доступних сьогодні матеріалів. У деяких випадках з цих матеріалів можна виготовити гнучкі плати, які мають повну товщину менше 50 мкм, включаючи захисний шар. Жорсткі монтажні підкладки з тією ж функціональністю виявляються в два рази товще. Мало того, що мала товщина гнучких плат приваблива сама по собі, можливість її складати за рахунок гнучкості також дозволяє скорочувати обсяги і габарити електронних пристроїв.

Додаткова перевага малої товщини гнучких плат – мала маса. Самі по собі вони легше аналогічних жорстких плат на 75% [8]. Мала маса між'єднань, що реалізується гнучкими платами, виявилася настільки привабливою в аерокосмічній апаратурі, що ця область їх використання стала конкурувати за обсягами виробництва з портативною електронікою [8-10].

Іншим напрямком є використання високотемпературних неорганічних матеріалів на гнучких підкладках, що зберігають стійкість при високих температурах (гнучке скло, металева фольга [12, 13]). Перевагою цього підходу є можливість використовувати існуючі технології неорганічних напівпровідників з хорошими електронними властивостями, наприклад, полікристалічний кремній з рухливістю носіїв понад  $100 \text{ cm}^2 / (\text{V} \cdot \text{s})$ . Однак внаслідок високої вартості таких підкладок і ряду їх особливостей (наприклад, в разі металевої фольги, вбудована

ємність між підкладкою і приладами, виготовленими на ній) такий підхід прийнятний лише для обмеженого числа застосувань, головним чином продуктів з високою вартістю (наприклад, гнучких дисплеїв для цифрового телебачення з високою роздільною здатністю).

### **1.1 Використання гнучких підкладок для формування функціональних елементів електроніки**

Вибір між різними типами підкладок, будь то папір, пластикові плівки, метали або інші, є критичним в розробці пристроїв гнучкої електроніки. Кожен варіант підкладки має свої переваги і недоліки. Більшість використовуваних у гнучкій електроніці матеріалів являються полімерними. Це може бути поліетиленнафталат (ПЕН), поліетилентерефталатна плівка (ПЕТ), різні види полііміду (ПІМ), полідиметил силоксан (ПДМС), папір, металеві плівки тощо.

Для задач сучасної мікро– та наноелектроніки, папір являється найменш бажаним вибором. Він має дуже високу шорсткість та велику поглинальну здатність, хоча такий матеріал і є найбільш економічно вигідним. Тонкі металеві фольги найкращий вибір з точки зору використовуваних робочих температур. Проте, в цьому разі втрачається основна перевага – дешевизна виготовлення.

Полімерні плівки в цьому випадку мають значну перевагу, бо мають порівняно високу температурну стійкість, придатність до розтягування та майже ідеально гладку поверхню. Крім того такі плівки як правило проходять процес термостабілізації, що забезпечує усадку плівки. Однак їх недоліком є слабка можливість до адгезії. Через це, для виготовлення елементів гнучкої електроніки, полімерні плівки часто оброблюють спеціальними клейовими сумішами, які змінюють поверхневий натяг плівки, що дає можливість забезпечити чудову адгезію та підвищити просторову роздільну здатність елементів. Але, часто така обробка призводить до значного зменшення прозорості плівок, що для деяких задач електроніки, де від сили світла напряму залежать параметри приладу

(сонячні елементи), це може стати перешкодою. Тому розроблюють спеціальні суміші, які дозволяють залишити плівки добре прозорими.

Полімерні плівки забезпечують розумний компроміс між фізичними, хімічними, механічними та оптичними властивостями. Згідно [14] та [15] вони в свою чергу поділяються на напівкристалічні (ПЕТ, ПЕН, ПЕЕК – полієфірефіркетон), аморфні (ПК – полікарбонат, ПЕС – поліестер) та аморфний розчин (ПЦО – поліциклічний олефін, ПНБ – полінонборнен, ПМ).

В роботі [16] визначені ключові параметри підкладок: температура переходу в скло; гранична робоча температура; коефіцієнт теплового розширення; прозорість; поглинання води; значення модуля Юнга; стійкість до розчинників; шорсткість поверхні; стабільність розмірів.

Вологість може вносити значні зміни у питомий опір структури. Крім того це змінює діелектричну проникність, що може стати критичним для ємнісних датчиків. По цій причині полімерні плівки часто покривають спеціальним бар'єрним шаром. В табл. 1.1 розглянуті основні переваги і недоліки найбільш розповсюджених в гнучкій електроніці матеріалів підкладок в залежності від основних властивостей кожного з видів підкладок з точки зору потреб сучасної сенсорної та функціональної гнучкої наноелектроніки.

Вибір між типом підкладок залишається відкритим, оскільки все ще залежить від того, для побудови якої структури буде використовуватись. Так, наприклад, очевидним являється, що для побудови сонячних елементів плівки полііміду являються абсолютно неправильним вибором через їх погану прозорість (поліілід зазвичай має від світло – жовтого до коричневого кольору), а ПК та ПЕС – поганий вибір для друкованих методів, через їх погану стійкість до розчинників.

Однак для створення термостабільних елементів гнучкої сенсорної електроніки у вигляді металевих спін-клапанних структур з використанням магнітних наночастинок підкладки повинні мати стабільність геометричних розмірів, термічну стабільність, стійкість до розчинників, добрі бар'єрні властивості до дії вологи, повітря та газів. До таких підкладок можна віднести тефлон та термостійкий поліестер.

Таблиця 1.1 – Порівняння основних властивостей полімерів. Із роботи [16]

Властивість	Назва полімеру					
	ПЕТ	Поліані- онна целлю- лоза	ПЕН	ПК	ПЕС	ПМ
Температура переходу в скло, °С	70	105	120	145	203	270
Гранична робоча температура, °С	115	175	268	115 – 160	180 – 220	250 – 320
Коефіцієнт теплового розширення, %	33	70	20	75	54	8 – 20
Прозорість, %	90	>90	88	92	89	35 – 60
Поглинання вологи, %	0,6	0,2	0,4	0,25	1,4	2 – 3
Модуль Юнга, $10^9$ Н/м <sup>2</sup>	2 – 2,7	2,4 – 3,4	0,1 – 0,5	2,6	–	2,5
Стійкість до розчинників	Хороша	Хороша	Хороша	Погана	Погана	Добра
Шорсткість поверхні	Погана	Середня	Погана	Хороша	Хороша	Хороша
Стабільність розмірів	Хороша	Хороша	Хороша	Середня	Середня	Середня

## 1.2 Методи формування металевих наноструктур на гнучких підкладках

Існує велика кількість методів отримання наноматеріалів, як у вигляді нанопорошків, так і у вигляді тонких плівок. Усі методи, як відомо, можна об'єднати у дві великі групи: зверху – вниз, що характеризуються зростанням наночастинок або складанням із окремих атомів та знизу – догори, засновані або на механічному подрібненні або на контрольованих хімічних реакціях (рис. 1.1).

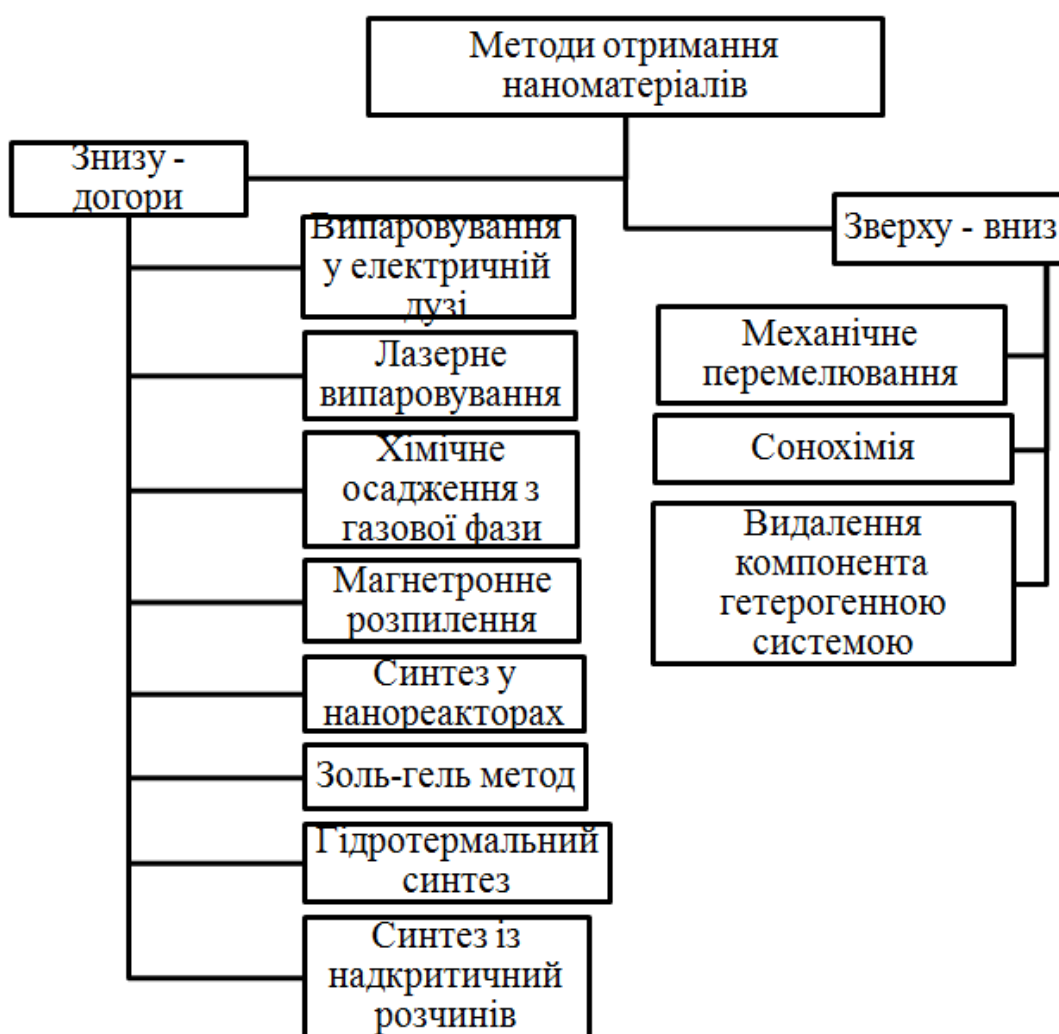


Рисунок 1.1 – Класифікація методів отримання наноматеріалів.

Адаптовано із роботи [17]

Прикладами хімічних методів є золь – гель синтез, синтез в міцелах, хімічне осадження, видалення одного із компонент гетерогенної системи. Особливе місце займають методи, де наночастинки утворюються в результаті різноманітних “фізичних взаємодій”, наприклад ультразвуку чи мікрохвиль. Також тут слід сказати про методи, де використовується механічне подрібнення матеріалу, коли його перетирають за допомогою найрізноманітніших конструкцій [17]. Такі методи являються найбільш високопродуктивними, але їх головним недоліком являється великий розкид по геометричним параметрам отриманих частинок. Хоча, як зазначалось в роботі [17], мінімальний розмір частинок може складати близько 7 нм. Окремо до фізичних методів слід звичайно віднести різновиди літографії. Сучасні методи літографії дозволили отримати структури з розмірністю 14 нм як в [18].

Для отримання матеріалів з певним унікальним структурним і фазовим складом, треба комбінувати ці два підходи, тому ці методи відносять до проміжної групи – фізико – хімічної. До неї відносять піроліз аерозолів, і більшість методів росту наночастинок або плівок із газової фази, ріст наноструктур по механізму пар – рідина – кристал. Вакуумне розпилення це найбільш використовуваний в електроніці метод для нанесення металів. В останні десятиріччя завдяки досягненням в області нанотехнологій стало можливим синтезувати і модифікувати металеві наночастинки з абсолютно різною формою, електричними та магнітними властивостями.

Серед всього різноманіття методів особливе місце знайшли так звані методи друкованої електроніки. Вони набувають широкого розповсюдження в останній час за рахунок своєї відносної простоти, дешевизни та можливості нанесення функціональних елементів на відносно масивних площах підкладки як в роботі [16]. Металеві плівки є базовим компонентом будь яких електронних пристроїв, дозволяють формувати контакти, а також формують між елементні з'єднання. Різні методи друку потребують різного набору параметрів, таких як в'язкість, поверхневий натяг, провідність та сумісність розчинників з використовуваним типом підкладки. Серед усього різноманіття матеріалів, найбільшою



прихильністю користується паста на основі наночастинок срібла. Методи отримання таких паст описані в великій кількості робіт [19] – [23]. Незважаючи на таку популярність, готовий продукт має досить високу вартість, що порушує один з головних принципів друкованих методів. Для цих цілей також може служити мідь [24], але є менш бажаним вибором через те, що паста на її основі має властивість до окиснення.

Наступним типом матеріалів є напівпровідники. Вони є ключовими для виготовлення транзисторів, сонячних елементів, а також чутливих елементів сенсорів. Тут варто зазначити, що в друкованих методах часто зустрічаються як неорганічні, так і органічні напівпровідники. Крім того, зустрічаються випадки, коли неорганічні матеріали, поміщаються у полімерну матрицю як в роботі [25]. Прикладами неорганічних матеріалів звичайно є кремній (див. наприклад [26] – [27]), оксиди перехідних металів (див. наприклад [28], [29]) та халькогеніди (див. наприклад [30]). Проте, використання Si в технологіях друкованої електроніки є проблематичним через необхідну високу температуру відпалу, що зазвичай становить 550 – 750 °C, що в свою чергу робить неможливим використання більшості дешевих полімерних підкладок. Про можливість використання органічних матеріалів описано в роботах [31] – [32].

Для електричної ізоляції в багатошарових структурах, правильний вибір діелектрика являється дуже важливим. Такі оксиди, як діоксин кремнію та оксиди алюмінію зазвичай не друкуються. В методах друкованої електроніки прийнято використовувати дешеві органічні діелектричні матеріали. Причому для цих цілей можуть використовуватись ті ж полімери, що були представлені в табл. 1.1.

### **1.3 Функціональні приладові структури на основі тонких плівок та наночастинок**

Методи виготовлення пристроїв на основі гнучких підкладок дозволяють не тільки спростити процес виготовлення раніше існуючих пристроїв, а й дали можливість створювати принципово нові, або дало способи подивитись на них з

іншого боку. До 90% усіх електронних пристроїв створюються на базі кремнію. Технологія літографії дозволила отримувати надкомпактні та надшвидкісні електронні пристрої. Їх головним недоліком можна вважати надзвичайну вартість виробничих ліній і використовуваних у методі масок. При цьому, за рахунок мініатюризації, компоненти електронних систем розташовуються дуже щільно, і вся конструкція являється майже непридатною для ремонту, при виведенні з ладу якогось із її компонент.

Для забезпечення механічної міцності, розробники електронних приладів і пристроїв стали цікавитись методами гнучкої електроніки, що дозволяють значно спростити процес виготовлення і підвищити надійність виготовленої продукції.

Найбільш поширене використання гнучких плат на сьогодні – для виготовлення між елементних з'єднань електронних систем як у роботі [33]. Це дозволяє зменшити масу готового виробу та значно підвищити стійкість до динамічних навантажень.

В роботі [34] показана технологія розміщення тонкоплівкових транзисторів на гнучкій підкладці. Схема отримання таких пристроїв показана на рис. 1.2. Як вже зазначалось, використання кремнію в простих методах нанесення ускладнене, через необхідну високу температуру відпалу. Тому авторами роботи було запропоновано революційний метод, за допомогою якого використання кремнію на гнучких підкладках стало можливим.

Більше того, автори роботи [34] показали можливість створення напівпровідникових ємностей, польових транзисторів (рис. 1.3), конденсатори типу метал – ізолятор – метал та літій - іонна батареяка.

Можливість створення тонкоплівкових транзисторів також показана в роботі [35]. В ній авторами показано можливість виготовлення таких елементів при температурі 100–120°C, при чому робочі характеристики не поступаються транзисторам, отриманих класичними методами літографії.

З точки зору мети цього проекту цікавою є робота [25]. Магнітні сенсори, засновані на ефекті гігантського магнітоопору (ГМО), традиційно отримують з

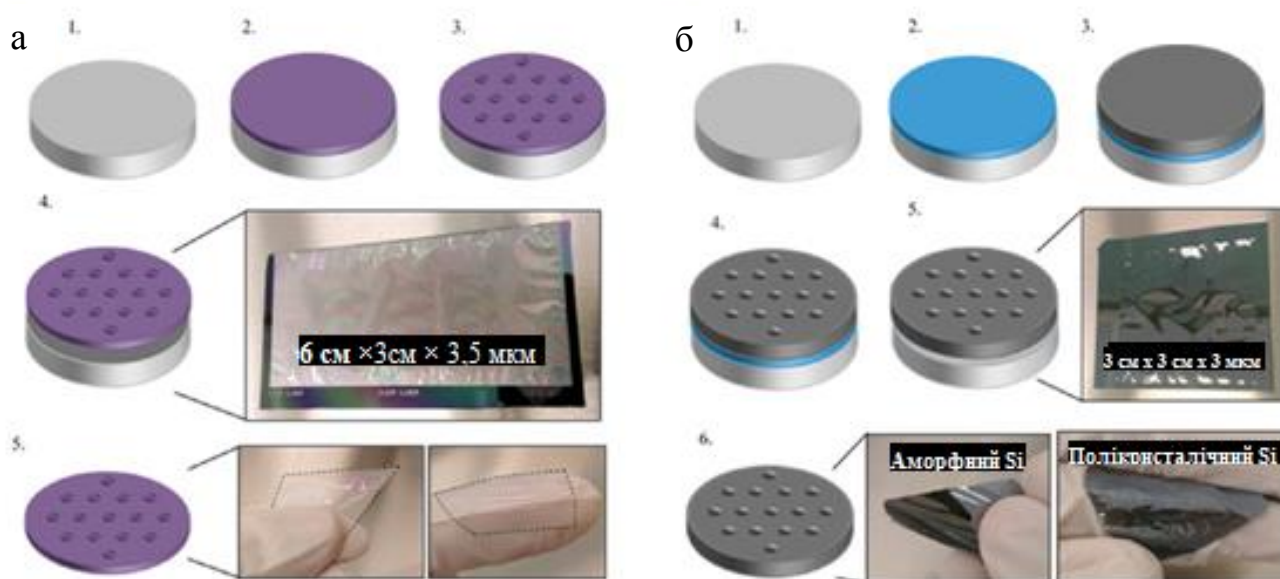


Рисунок 1.2 – Схема отримання тонкої мембрани аморфного кремнію (а): 1 – кремнієва підкладка; 2 – шар  $\text{SiO}_2$ ; 3 – шар з порами; 4 – відділена тонка плівка; 5 – готова структура. Схема отримання тонкої мембрани полікристалічного кремнію (б): 1 – кремнієва підкладка; 2 – шар  $\text{SiO}_2$ ; 3 – шар полікристалічного кремнію; 4 – шар з порами; 5 – відділена тонка плівка; 6 – готова структура.

Із роботи [34]

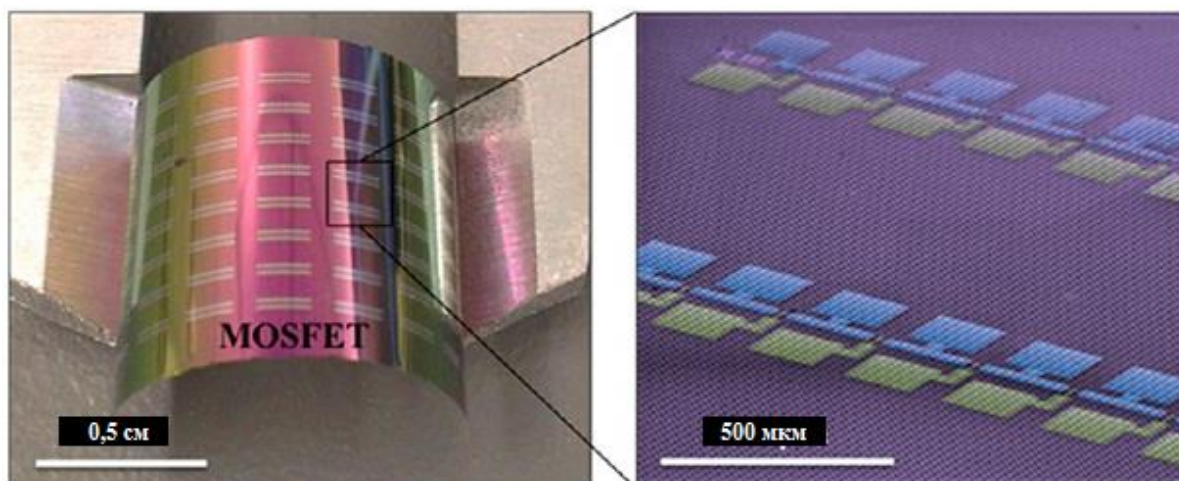


Рисунок 1.3 – Польові транзистори створені на тонкій гнучкій пластині кремнію.

Із роботи [34]

використанням технології тонких металевих плівок (див. наприклад [36] – [42]). Магнітні наночастинки поміщені у немагнітну матрицю, починають проявляти спін - залежні явища, тобто можуть бути використані у якості сенсорів магнітного поля. Причому в залежності від матеріалу матриці, можуть спостерігатись різні ефекти. Якщо використовувати ізолюючі матриці, то буде спостерігатись ефект тунельного магнітоопору (ТМО), в той час використовуючи провідні матриці, буде спостерігатись ефект ГМО. В роботі [38] були показані магніторезистивні властивості упорядкованих масивів НЧ оксидів Fe у провідній матриці Ag або нанорозмірного графену, а в роботі [25] показано порівняльну характеристику досягаємих значень ГМО, в залежності від використовуваного полімеру–матриці як показано на рис. 1.4. для випадку коли концентрація магнітних наночастинок в шарі складала 90%, а їх розмір був біля 150 нм.

Для виконання завдання даного проекту необхідно розглянути технології, що застосовуються для виготовлення різних функціональних елементів гнучкої електроніки. Серед самих поширених на сьогодні можна назвати радіомітки та сонячні батареї. Відомим функціональним гнучким тонкоплівковим сенсорним пристроєм, є радіочастотні мітки. Їх історія почалась ще в 1940 році, і використовувались у військових цілях. Взагалі, це спосіб автоматичної ідентифікації об'єктів, в якому за допомогою радіосигналів зчитуються або записуються дані, що зберігаються в так званих транспондерах, або радіочастотних мітках. Лише в 1990 році, завдяки співробітництву IBM і торгової мережі Walmart, такі мітки стали використовуватись для ідентифікації споживчих товарів [39]. Такі системи прийнято поділяти на активні, пасивні та напівпасивні. В активних та напівпасивних є своє джерело живлення, а пасивні використовують антену, для отримання енергії із зчитувача. Проте, в гнучкій електроніці прийнято використовувати саме пасивні радіочастотні мітки. Приклад розміщення таких елементів на гнучкій підкладці наведено на рис. 1.5.

Коефіцієнт корисної дії (КПД) сучасних сонячних панелей на основі монокристалічного кремнію досягає 40%. Їх недоліком залишається висока

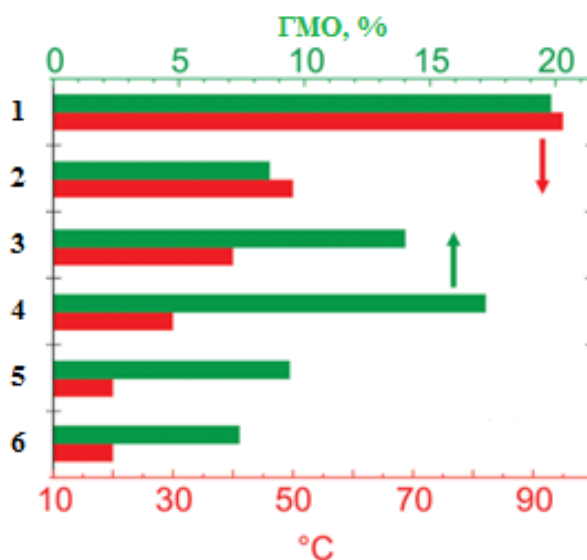


Рисунок 1.4 – Максимальні значення ГМО та максимально досяжна робоча температура в залежності від полімеру–матриці: 1 – поліетихлоргідрин, 2 – полівинилхлорид, 3 – поліакрилова кислота, 4 – полікапролактон, 5 – поліхлоропрен, 6 - поліуретан. Із роботи [25]

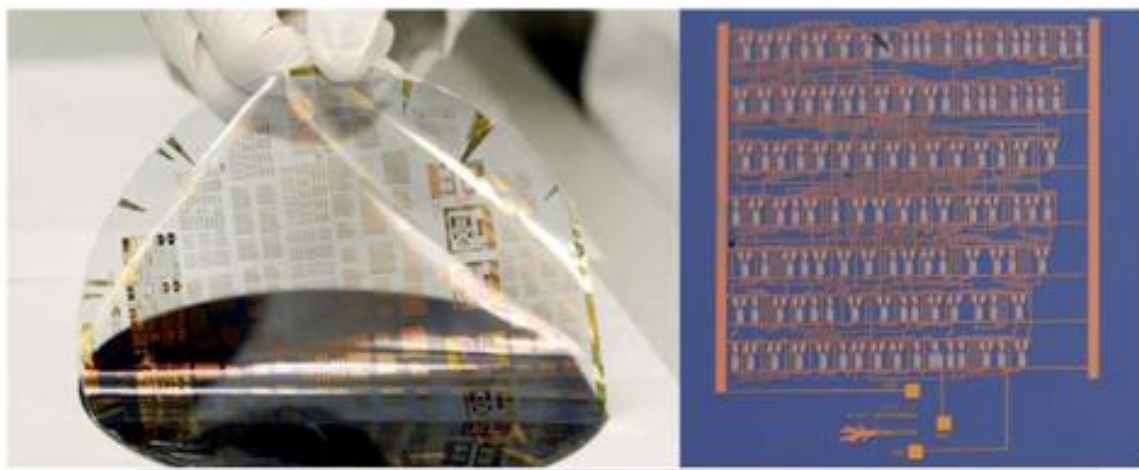


Рисунок 1.5 – Пасивні радіочастотні мітки розміщені на гнучкій підкладці.

Із роботи [39]

вартість. Починаючи ще з 1990 років в роботах авторів [40] заявлялися повідомлення про надлегкі сонячні елементи на основі аморфного кремнію, проте це не привернуло достатньої уваги. Інтерес до даної технології в останнє десятиріччя викликаний появою органічних сонячних елементів. Найкращий КПД таких елементів досягає на сьогодні 11 % для елементів виготовлених Mitsubishi Chemical Co. Так в роботі [41] були продемонстровані ультратонкі та ультралегкі сонячні елементи.

Найбільш поширене використання гнучких плат – це виготовлення міжелементних з'єднань електронних систем [43]. Це дозволяє зменшити масу готового виробу та значно підвищити стійкість до динамічних навантажень.

Дослідники швейцарської компанії «École Polytechnique Fédérale de Lausanne» [44] розробили новий метод виготовлення гнучкої електроніки, що здатна розтягуватися (рис. 1.6.). Прототип такої функціональної гнучкої структури може розтягуватися вчетверо в порівнянні з початковим розміром і повертатися в початковий стан без будь-яких втрат своїх робочих характеристик. За останні роки з'явилося повідомлення про інші застосування гнучких функціональних електронних елементів. Так згідно [45] компанія «Panasonic Corp» розробила склад гнучкого і еластичного полімерного ізоляційного матеріалу, що складається з гнучких, прозорих електричних провідників і спеціальної струмопровідної пасти, яка призначена для приклеювання провідників до полімерної основи (рис. 1.7). Комбінація всіх цих трьох компонентів дозволила зробити друковані плати для електронних пристроїв, які можна розтягувати, згинати і деформувати іншими способами без втрати їх функціональності. Основною перевагою нової розробки є можливість нанесення на плівку дуже вузьких смужок металу (сплав золота і галію), які можуть розтягуватися і згинатися разом з підкладкою. Нанесення цих провідників здійснюється шляхом осадження галію на наплавлену металеву плівку із золота. Ці двофазні смужки можуть бути всього кілька нанометрів шириною і використовуватися для з'єднання окремих компонентів в єдиний великий, складний і гнучкий прилад [46]. Метод нанесення на підкладку і формування певного малюнка за допомогою нанесення металу дозволяє

створювати надзвичайно міцні, багатошарові і м'які інтегральні схеми, сенсори і функціональні пристрої.

Поширеним застосуванням гнучких металевих функціональних структур стали радіочастотні мітки. Їх історія почалась ще в 1940 році, і використовувались у військових цілях. Взагалі, це спосіб автоматичної ідентифікації об'єктів, в якому за допомогою радіосигналів зчитуються або записуються дані, що зберігаються в та званіх транспондерах, або радіочастотних мітках. Лише в 1990 році, завдяки співробітництву компаній «IBM» і торгової мережі «Walmart», такі мітки стали використовуватись для ідентифікації споживчих товарів [47].

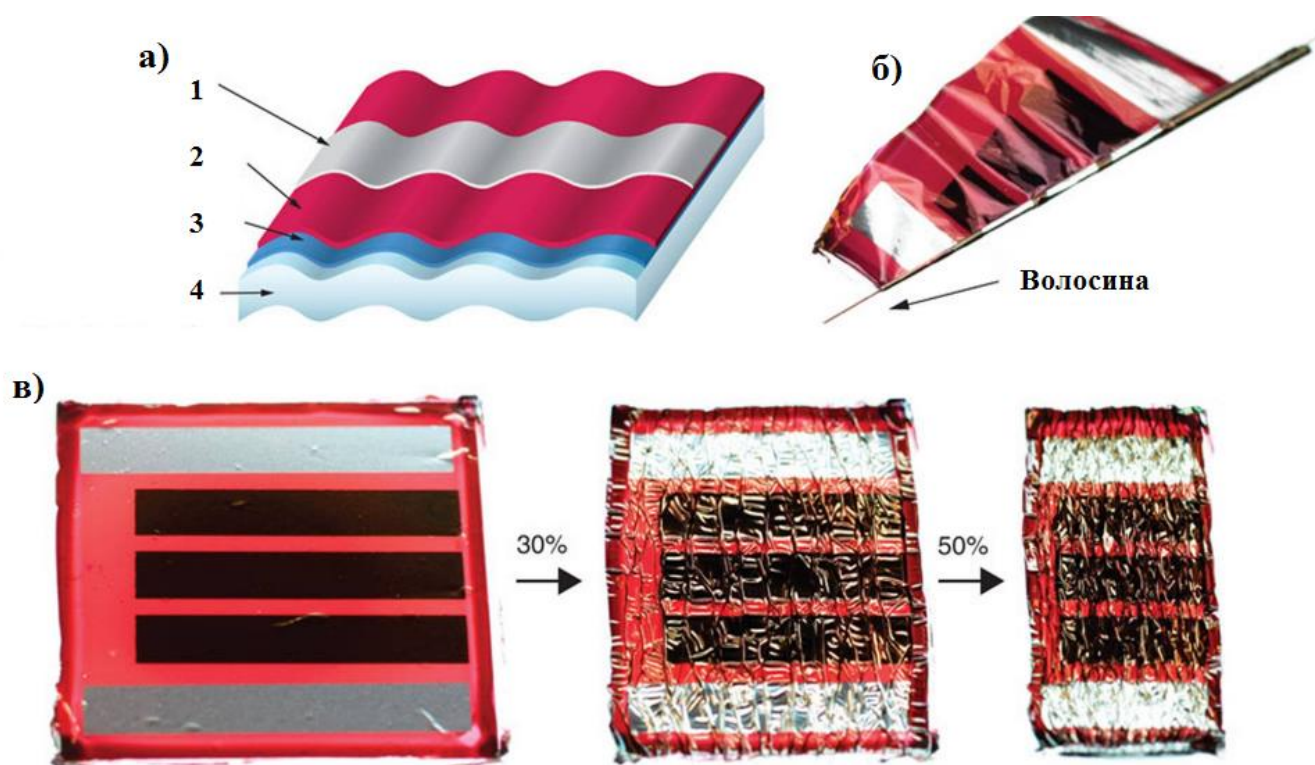
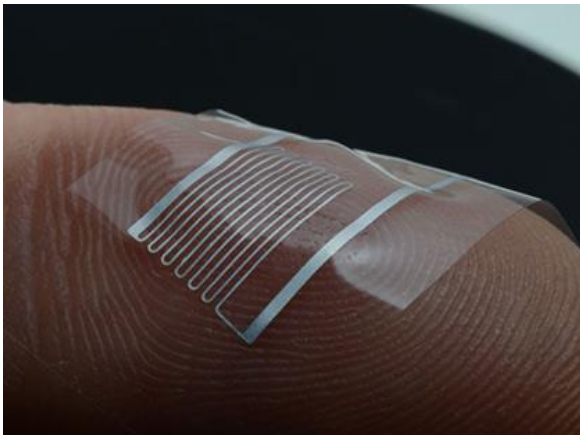
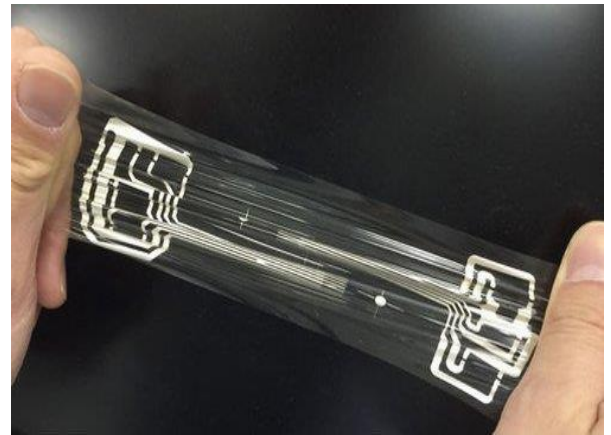


Рисунок 1.6 – Схема (а) гнучкої органічної сонячної батареї та демонстрація її надзвичайної гнучкості (б) та еластичності (в): 1 – Ca/Ag металевий електрод (товщиною 115 нм), 2 – активний шар кремнію (товщиною 200 нм), 3 – напівпрозорий прозорий електрод (товщиною 150 нм), 4 – гнучка підкладка ПЕТ (товщиною 1,4 нм). Адаптовано із роботи [44]



а



б

Рисунок 1.7 – Загальний вигляд гнучких електронних функціональних структур з демонстрацією їх гнучкості (а) та еластичності (б). Із роботи [45]

Такі системи прийнято поділяти на активні, пасивні та напівпасивні. В активних та напівпасивних є своє джерело живлення, а пасивні використовують антену, для отримання енергії із зчитувача. Проте, в гнучкій електроніці прийнято використовувати саме пасивні радіочастотні мітки. Приклад розміщення таких елементів на гнучкій підкладці наведено на рис. 1.8.



а



б

Рисунок 1.8 – Зовнішній вигляд функціонального елементу пасивних радіочастотних міток на гнучкій підкладці в процесі виготовлення (а) та розміщеному у гнучкий корпус готового пристрою (б). Із роботи [47]



На рис. 1.9 приведена класифікація можливих варіантів реалізації енергонезалежної електронної пам'яті на основі різних типів наноструктур: на основі тонких металевих плівок, багатошарових плівкових систем на основі магнітних та немагнітних металів, мультишарів, упорядкованих та невпорядкованих магнітних наночастинок.

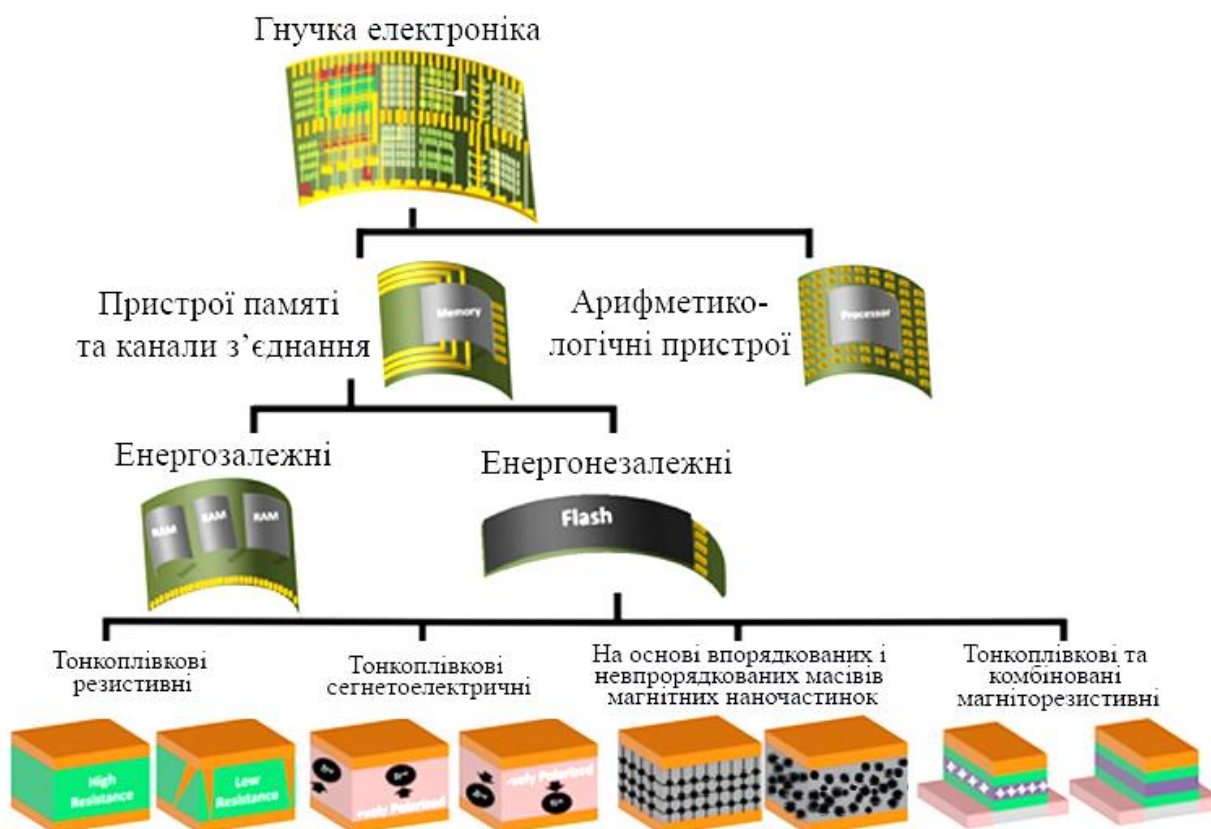


Рисунок 1.9 – Класифікація пристроїв гнучкої електроніки на основі тонких плівок металів та масивів магнітних наночастинок

Головною проблемою виробництва функціональних елементів гнучкої електроніки, особливо таких складних як елементи пам'яті, є оптимізація технологічного процесу під вимоги технології масового виробництва та експлуатації: простота і невисока ціна виготовлення та стійкість до дії температури і механічних навантажень. Ці параметри у більшості випадків визначаються властивостями та характеристиками гнучких підкладок, що застосовуються для виготовлення функціональних електронних гнучких пристроїв.

## 2 МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

### 2.1 Методика і техніка отримання зразків

Для проведення експериментальних досліджень магніторезистивних та тензорезистивних властивостей функціональних гнучких металевих структур спін-клапанного типу були отримані зразки у вигляді одно-, дво-, три- та багат шарових 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).

У якості вакуумної камери для напилення тонких плівок використовувався вакуумний універсальний пост ВУП-5М, схема якого наведена на рис. 2.1 і устаткування для напилення всередині робочого об'єму на рис. 2.2.

У ході експериментів для напилення тонких плівок використовувався метод електронно-променевого випарування за допомогою електронно-променевої гармати. Процес отримання плівки займає близько 20 годин. В цей час входить отримання необхідного вакууму, що займає близько 10-12 годин; власне напилення плівки; охолодження вакуумного простору, плівок до кімнатної температури  $\sim 8-10$  годин.

Вимірювання товщини плівки проводиться методом кварцевого резонатора (рис. 2.3). Якщо стабілізувати кварц, то він не буде змінювати власну частоту, а при осадженні плівки його частота буде змінюватися на декілька Гц за 1 нм.

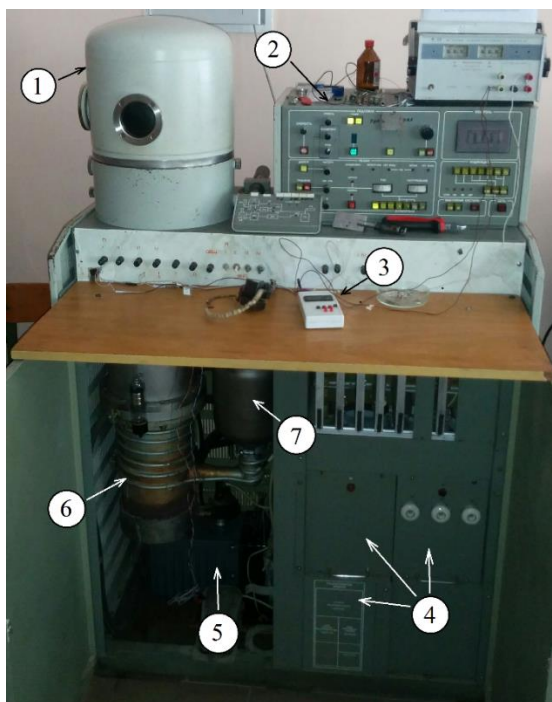


Рисунок 2.1 – Зовнішній вигляд вакуумного універсального поста ВУП-5М:  
 1 – робочий об'єм; 2 – блок керування та контролю; 3 – пульт дистанційного керування; 4 – блоки живлення; 5 – форвакуумний насос; 6 – висововакуумний насос; 7 – форвакуумний балон

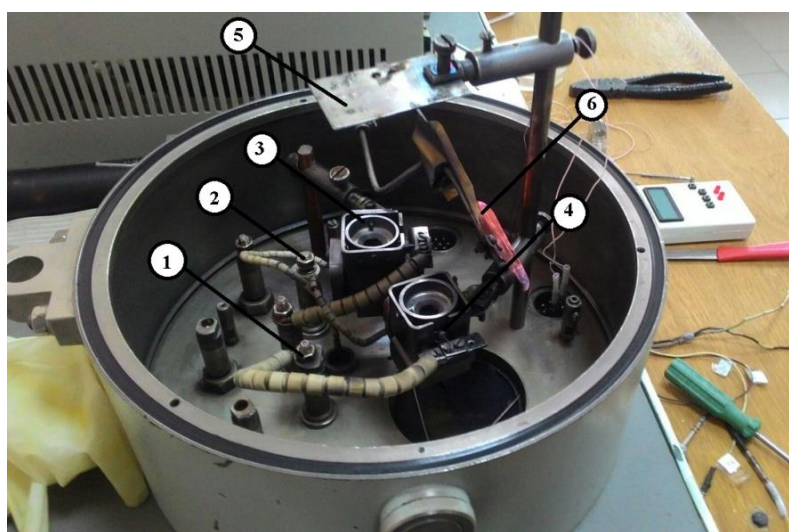


Рисунок 2.2 – Зовнішній вигляд устаткування для електронно-променевого випарування: 1 – випарник 2А; 2 – випарник 2Б; 3, 4 - електронні випарники; 5 – столик; 6 – заслінка

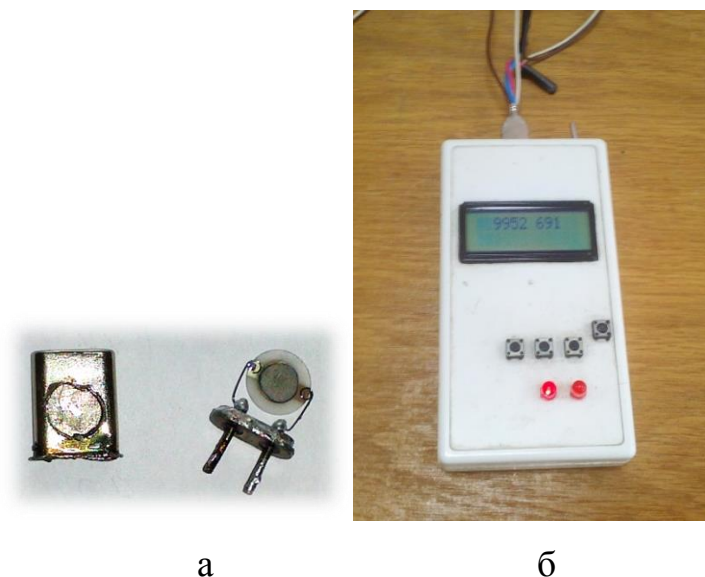


Рисунок 2.3 – Прилад для контролю товщини плівки: а – кварцевий резонатор;  
б – частотомір

Розрахунок зміни частоти проводився по відповідним формулам:

$$d = \frac{N_a \cdot D_q}{D_f \cdot f_q^2} \cdot (f_q - f), \quad (2.1)$$

де  $D_q$  – густина кварцу та  $D_f$  – густина речовини, яка конденсується;  $f_q$ , – резонансна частота кварцу до конденсації металу;  $f$  – резонансна частота кварцу після конденсації металу.

Як підкладки використовувалися різні підкладки у залежності від подальших методів дослідження зразків. Для контролю фазового складу та структури зразків застосовувалися гнучкі підкладки у вигляді плівки із вуглецю товщиною 20 нм. Для дослідження електрофізичних властивостей використовувалися відшліфовані пластини сіталу (склокераміка) розміром 2×1 см.

Для дослідження фізичних властивостей плівкових систем спін-клапанного типу з використанням наночастинок використовувалися готові наночастинки  $\text{CoFe}_2\text{O}_4$ , 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<sub>2</sub> (500 нм)) розмірами 1 × 1 см та гнучкі вуглецеві тонких плівок товщиною 20 нм. При цьому використовувався метод Ленгмюра-Блоджетт на основі автоматизованого приладу KSV NIMA TECHNOLOGY.

## 2.2 Методика дослідження структурних характеристик зразків

Для дослідження кристалічної структури та фазового складу використовується електроннографічний метод та метод просвічуючої електронної мікроскопії. З цією метою використовують просвітлюючий електронний мікроскоп ПЕМ-125К з максимальною роздільною здатністю 2 Å.

Розшифровка електроннограм здійснюється в 2 етапи за стандартною методикою з використанням еталону тонкої плівки чистого алюмінію.

Додатковий контроль структурних характеристик отриманих зразків здійснювався неруйнівними методами еліпсометрії та атомно-силової мікроскопії.

Еліпсометричні дослідження проводилось із використанням спектроскопічного еліпсометра M-2000. Дана методика дозволяє отримувати інформації про товщину та оптичні константи (коефіцієнти відбиття  $n$  та поглинання  $k$ ) зразків шляхом моделювання (модель Коші) із використанням програмного забезпечення EASE™ по отриманим еліпсометричним параметрам  $\Psi$  і  $\Delta$ .

Для контролю топографії поверхні та визначення шорсткості отриманих зразків був використаний атомно-силовий мікроскоп Dimension Edge у напівконтактному режимі із зондом TESPA-SS з ультра гострим радіусом закруглення  $r < 5$  нм.

Для вивчення дифузійних процесів був застосований метод вторинно-іонної мас-спектрометрії (ВІМС). Вимірювання проводилися з використанням спектрометра MS 7201M з первинними іонами Ar<sup>+</sup> з відносно низькою швидкістю травлення поверхні зразків (до 0,5 нм/хв).

### 2.3 Методика дослідження електрофізичних властивостей тонких плівок

Вивчення електрофізичних властивостей (питомого опору та термічного коефіцієнту опору) зразків проводили у вакуумній камері установки ВУП-5М. На підкладки із сіталу наносилися контактні майданчики як це показано на рис. 2.8. Низькоомні контактні майданчики склалися з двох шарів металів. Спершу на підігріту підкладку конденсували тонку, товщиною близько 5 нм, плівку Cr для кращої адгезії, а потім відносно товстий (до 2 мкм) шар Cu. При отриманні залежності питомого опору зразків від температури використовувався пристрій, зображений на рис. 2.4.

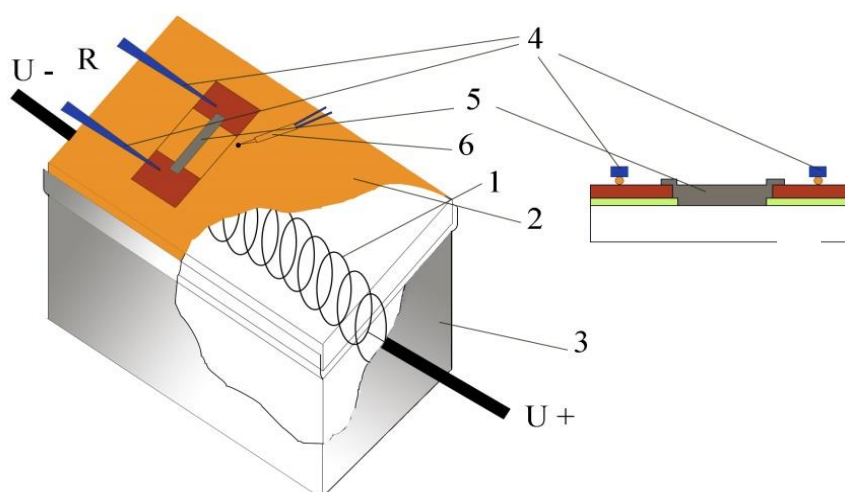


Рисунок 2.4 – Схема пристрою для дослідження електрофізичних властивостей зразків під час їх відпалювання. Зображення зверху (а) і збоку (б):

1 – вольфрамова спіраль; 2 – столик; 3 – екрануючий кожух; 4 – притискні контакти; 5 – зразок; 6 – термопара

В результаті двох стабілізаційних циклів «нагрівання ↔ охолодження» при постійній швидкості 8–10 К/хв були отримані залежності  $R(T)$ . Потім, використовуючи співвідношення  $\beta = \frac{1}{R_n} \frac{\Delta R}{\Delta T}$  проводився розрахунок величини ТКО. Для вимірювання електричного опору застосовувався високоточний

цифровий вольтметр АРРА-109 з похибкою вимірювання опору  $\pm 0,06\%$ . Температуру контролювали за допомогою хромель-алюмелевої термопари та цифрового вольтметра UT-70В, що забезпечувало прийнятну точність  $\pm 1$  К. Це дало можливість безпосередньо досліджувати термовідпалені зразки до високих температур (700, 800 та 900 К), при яких, як відомо, утворюється тверді розчинні (т. р.) в плівкових зразках.

#### 2.4 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. 2.5. 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. 2.6 за відомою методикою (дивись, наприклад [48]).



Рисунок 2.5 – Функціональна схема інформаційної система контролю для дослідження тензорезистивних властивостей тонких плівок

В нашій системі конструкція механізму для вимірювання (рис. 2.7) сформована таким чином, щоб мікрогвинт мав змогу згинати зразки за схемою, що наведена на рис. 2.8. Де величина  $h$  відповідає максимальному відхиленню зразка від початкового значення.

Для формування зразка на алюмінієві накладки фіксуємо полістиролову підкладку, на яку напилюються мідні контактні майданчики та сама плівка. Розміри полістиролової пластини наведені на рис. 2.9. Отримана підкладка поміщається у вакуумну камеру, де методом термічного випаровування наноситься мідні контактні майданчики. Товщина мідних контактів становить до 200 нм.

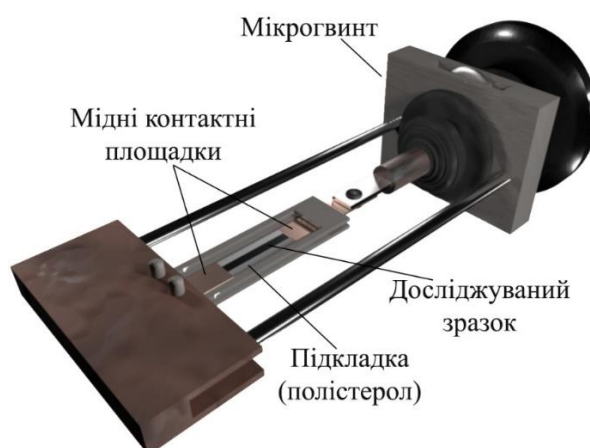


Рисунок 2.6 – Схема конструкції для дослідженні тензоефекту методом навантаження на розтяг на основі мікрогвинта

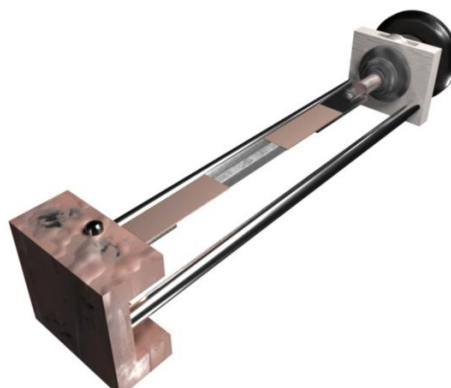


Рисунок 2.7 – Схема конструкції дослідження тензоефекту методом навантаження на згин на основі мікрогвинта



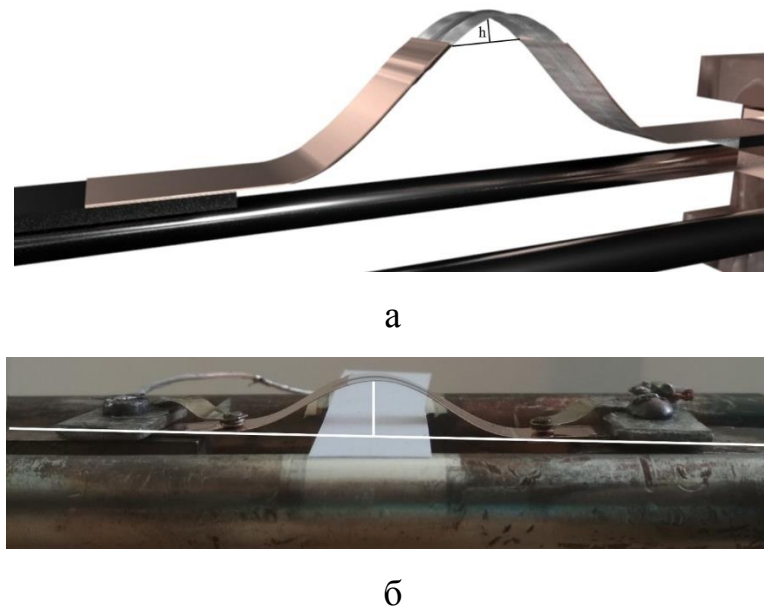


Рисунок 2.8 – Модель (а) та зображення (б) зразка при деформації на згин

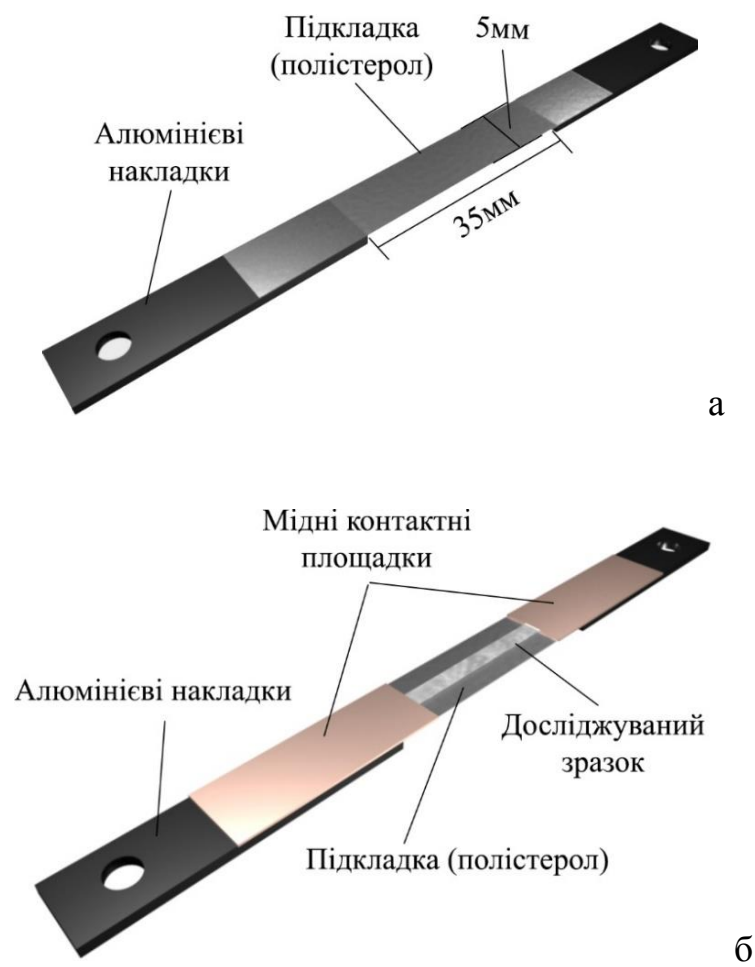


Рисунок 2.9 – Схема (а) та складові (б) зразка для досліджень

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.

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 згин за визначеними значеннями  $h$  з урахуванням довжини зразка зводилася до значень поздовжньої деформації на розтяг  $\varepsilon_1$ . Для визначення коефіцієнтів поздовжньої тензочутливості  $\gamma_1$  можна скористатись наступним співвідношенням:

$$\frac{\Delta R}{R_n} = \gamma_1 \varepsilon_1. \quad (2.2)$$

Звідси можна побудувати залежність зміни опору зразка в процесі деформації в координатах  $\frac{\Delta R}{R_n}$  від  $\varepsilon_1$ , то тангенс кута нахилу залежності дасть величину  $\gamma_1$ .

## **2.5 Методика дослідження магніторезистивних властивостей тонких плівок**

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

$$MO(B) = \frac{\Delta R}{R_0} = \frac{(R_B - R_0)}{R_0}, \quad (2.3)$$

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

У ході експерименту використовувався автоматизований комплекс для дослідження магніторезистивних властивостей спін-вентильних приладових систем. На рис. 2.10 наведено зовнішній вигляд комплексу.



Рисунок 2.10 – Зовнішній вигляд автоматизованого комплексу для дослідження магніторезистивних властивостей

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 керуванням робочим процесом за установкою використовується персональний комп'ютер з установленою програмним комплексом. Дослідження  $MO$  відбувалось з використанням чотирьохточкової схеми (рис. 2.11) у трьох геометріях вимірювання при кімнатній температурі.

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.



Рисунок 2.11 – Чотирьохконтактний тримач з механізмом повороту

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:

$$S_B = \left| \frac{(\Delta R / R(B_S))_{\max}}{\Delta B} \right|, \quad (2.4)$$

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

$\Delta B$  - зміна магнітної індукції від насичення (або максимальної величини)  $B_s$  до розмагнічування.

## 2.6 Методика формування графену на тонкій плівці рутенію

На основі експериментальних досліджень нами була запропонована нова методика способу отримання двошарової плівкової наноструктури

рутеній/графен, що була оформлена у вигляді патенту України на корисну модель [49].

Методика формування графену на поверхні тонкої плівки рутенію, згідно корисної моделі, складається з трьох етапів, де

- на першому етапі в вакуумній камері установки ВУП5-М, що оснащена механічним форвакуумним та промасляним дифузійним насосом, який утворює в камері тиск залишкових газів порядку  $10^{-4}$  Па, що містять вуглецеві сполуки, на підкладці з пластини монокристалу кремнію з шаром діоксиду кремнію формують адгезійний вуглецевовмісний шар товщиною не більше 1 нм;
- на другому етапі методом вакуумного термічного осадження в тій же вакуумній камері, за допомогою електронно-променевої гармати діодного типу на пластини монокристалу кремнію з шаром діоксиду кремнію та адгезійним вуглецевовмісним шаром формують тонку плівку рутенію товщиною 20 нм;
- на третьому етапі пластину зі сформованою тонкою плівкою рутенія розміщують у робочому об'ємі вакуумної установки D-356Asslar, що оснащена турбомолекулярним насосом, який забезпечує безмасляний вакуум високого ступеню, після чого підкладку з рутенієм відпалюють при температурі  $T_g = 827^{\circ}$  С протягом 15 хв. з наступним охолодженням, причому нагрівання і охолодження відбувається з постійною швидкістю  $2-3^{\circ}$  С/хв, в результаті, на поверхні тонкої плівки рутенію формується шар графену.

Завдяки тому, що формування графену на поверхні тонкої плівки рутенію реалізують з використанням стандартного вакуумного обладнання, а термообробка проходить поетапно, з меншим часом реалізації, собівартість отримання двошарової плівкової наноструктури рутеній/графен більш економічна. Крім того така термообробка дає можливість контролю параметрів процесу на кожному етапі.

Суть корисної моделі пояснюється на кресленнях, де на рис. 2.12 зображена схема розміщення пластини і гармати в вакуумній камері установки ВУП5-М, рис. 2.13 – схема розміщення пластину зі сформованою тонкою плівкою рутенія в вакуумній установці D-356Asslar, рис. 2.14 - схеми формування карбідного

адгезійного шару, тонкої плівки Ru, графенового шару, рис. 2.15 - результати дослідження отриманих зразків методом раманаманівської спектроскопії.

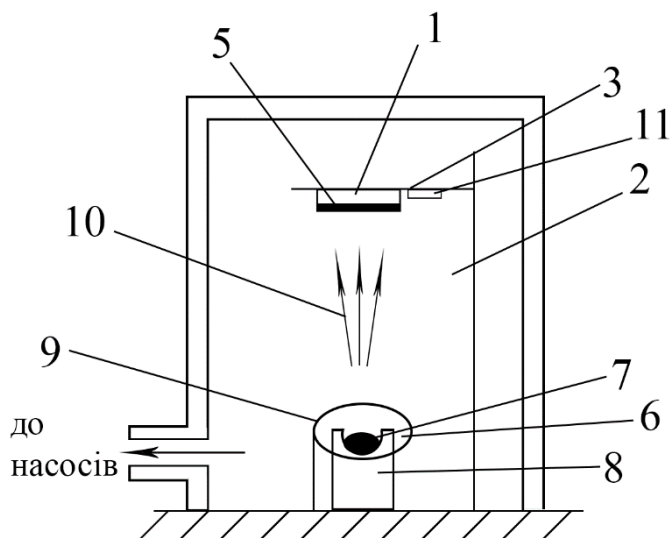


Рисунок 2.12 – Схема розміщення пластини і гармати в вакуумній камері установки ВУП5-М

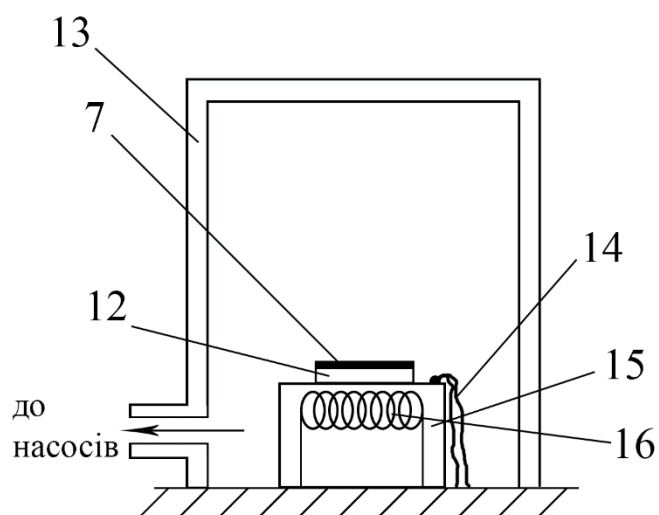


Рисунок 2.13 – Схема розміщення пластину зі сформованою тонкою плівкою рутенія в вакуумній установці D-356Asslar

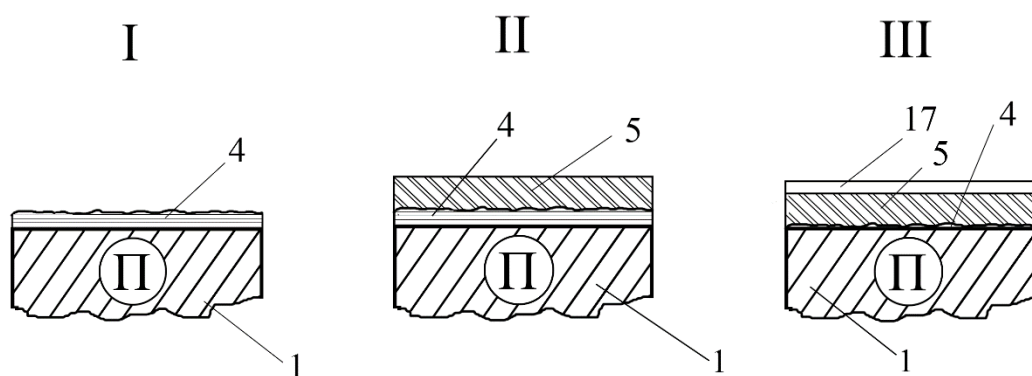


Рисунок 2.14 – Схеми формування структури графен/Ru/П: I – формування карбідного адгезійного шару; II - формування тонкої плівки Ru; III - формування графенового шару

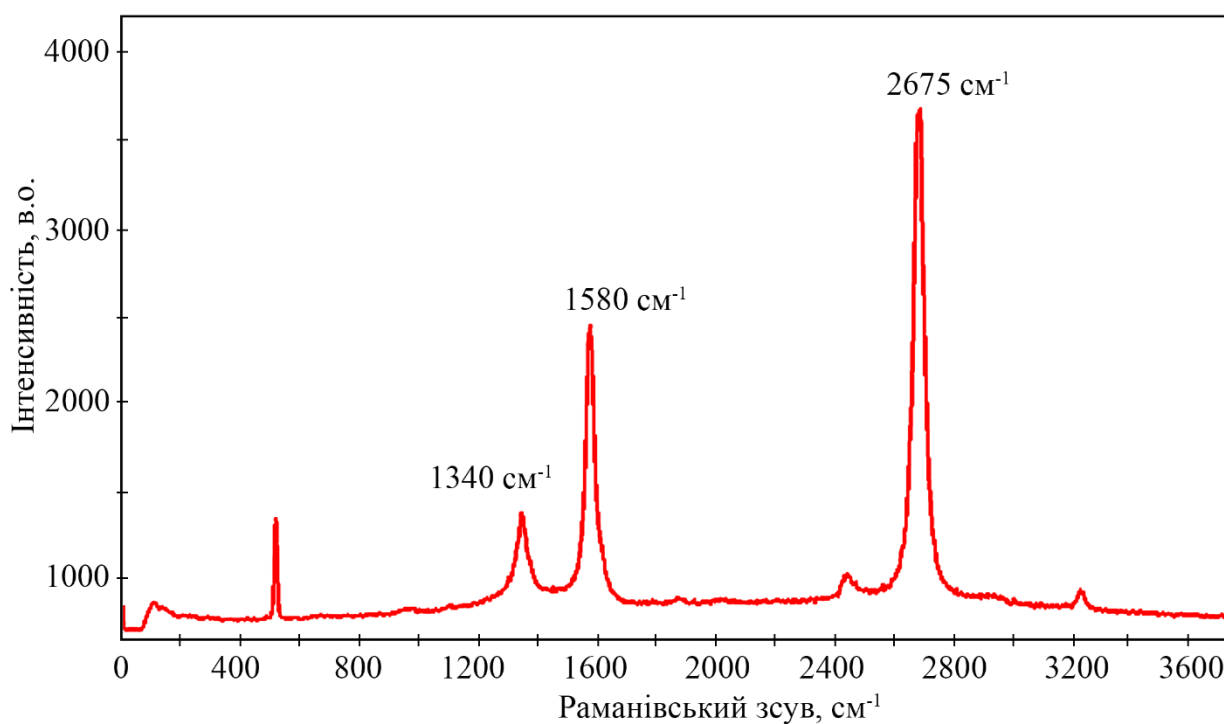


Рисунок 2.14 – Спектр отриманий методом раманаманівської спектроскопії від отриманої структури графен/Ru/П

Формують підкладку 1 розмірами  $1 \times 1$  см у вигляді пластини монокристалу кремнію з шаром діоксиду кремнію Si/SiO<sub>2</sub> (500 нм).

На етапі I підкладку 1 очищують та розміщують у вакуумній камері 2 установки ВУП5-М на підкладкотримачі 3. Установка ВУП5-М оснащена механічним форвакуумним та паромасляним дифузійним насосом (не показані),

що утворюють в камері тиск залишкових газів порядку  $10^{-4}$  Па, що містять відносно велику кількість вуглецевих сполук. При роботі механічного форвакуумного та паромасляного дифузійного насосів на поверхні підкладки 1 утворюється адгезійний вуглецевовмісний шар 4.

На етапі II на поверхні підкладки 1 формують тонку плівку 5 рутенію (Ru) товщиною 20 нм методом вакуумного термічного осадження в робочому об'ємі ВУП5-М за допомогою електронно-променевої гармати 6 діодного типу. Для цього краплю масивного рутенію 7 розміщують в вуглецевий тигель 8, який слугує анодом. Поряд з краплею масивного рутенію 7 розташоване катодне кільце 9. Відстань між підкладкою 1 і гарматою 6, приблизно  $6 \div 7$  см, що забезпечує однорідність плівки по товщині. При пропусканні електричного струму через катод 9 відбувається плавлення краплі рутенію 7 в тиглі 8 та його випаровування 10 і осадження на адгезійний вуглецевовмісний шар 4 з утворенням тонкої плівки рутенію 5. Товщину плівки 5 рутенію контролюють кварцовим резонатором 11 в процесі її формування.

На етапі III зразок 12, якій складається з підкладки 1, адгезійного вуглецевовмісного шару 4 та з сформованою тонкою плівкою Ru 5 розміщується у робочому об'ємі вакуумної установки D-356Asslar 13 на основі турбомолекулярного насосу, яка забезпечує безмасляний вакуум високого ступеню (тиск залишкової атмосфери  $10^{-7}$  Па). Для цього зразок 12 розміщують на робочій поверхні 15 з нагрівальним елементом 16. Зразок 12 відпалюють до температури  $T_b = 827$  °C з наступним охолодженням до кімнатної температури. Нагрівання і охолодження відбувається з постійною швидкістю  $2 \div 3$  °C/хв. При  $T_b$  зразок витримують протягом 15 хвилин. Контроль температури здійснюється за допомогою термопари 14. Утворення графену відбувається за рахунок термостимульованої дифузії по межах зерен атомів вуглецю на поверхню плівки Ru 5 з адгезійного вуглецевовмісного шару 4 по всьому об'єму плівки 5. Внаслідок цього адгезійний вуглецевовмісний шар 4 на поверхні підкладки 1 зменшується, а плівка рутенію 5 очищується.



Про це свідчать результати дослідження отриманих зразків методом раманаманівської спектроскопії (рис. 2.14). Характерні спектральні лінії мають значення: G –  $1580\text{ см}^{-1}$ ; D –  $1340\text{ см}^{-1}$ ; G' –  $2675\text{ см}^{-1}$ . Аналізуючи піки (вузький пік G та широкий пік D) можна стверджувати, що отриманий графен переважно одношаровий але має дефектну структуру. Таким способом формуються термостабілізовані двошарові плівкові наноструктури графен/Ru/підкладка, які можна застосовувати як функціональний шар в високотемпературних металевих структурах спін-клапанного типу при розробці та вдосконаленні приладових елементів спінтроніки, чутливих елементів сенсорної електроніки тощо.

### 3 СТРУКТУРНО-ФАЗОВИЙ СКЛАД ТОНКОПЛІВКОВИХ МЕТАЛЕВИХ НАНОСТРУКТУР НА ОСНОВІ Co, Fe, Cu, Au, Ru ТА НАНОСТРУКТУР

#### 3.1 Температурна стабільність структурно-фазового стану металевих плівкових систем як фрагментів спін-клапану

##### 3.1.1 Плівкові системи на основі Co і Cu

Свіжосконденсовані одношарові плівки Co і Cu мають мілкодисперсну структуру з невиразним контрастом на мікроснімках. Після відпалювання внаслідок процесів рекристалізації та укрупнення зерен мікроснімки мають більш виразний характер по яким можна визначати середній розмір кристалітів. Електронोगрами від невідпалених та відпалених зразків Co (40)/П та Cu(30)/П майже не відрізняються між собою. Можна відмітити, що вивчення даних одношарових плівок на предмет залежності параметра кристалічної ґратки від температури відпалювання не вказує на відхилення від табличних. Середнє значення параметрів решіток складали для плівки Cu  $\bar{a} = 0,360 \pm 0,001$  нм, що відповідає табличному значенню  $a_0 = 0,361$  нм в межах похибки. Для одношарових плівок Co можна відмітити, що лінії на електронोगрамах відповідають міжплощинним відстаням ГЦП-Co. Поряд з цим можна побачити лінії, що відповідають фазі ГЦК-Co, наприклад лінія з індексами (111). Відомо, що присутність таких ліній на електронोगрамах в плівках Co спостерігається внаслідок наявності в ГЦП-Co решітці дефектів пакування, що і відображається у появі ліній ГЦК-Co.

Результати експериментального дослідження структурно-фазового стану двошарової системи на основі Co і Cu можна простежити на рис. 3.1, де приведені результати дослідження плівкової системи Co(20)/Cu(20)/П. Результати розшифрування електронোগрафічних досліджень представлені в табл. 3.1. На рисунках наведені електронोगрами та кристалічні структури плівок приведених систем до відпалювання (300 К) та після відпалювання (700 К).

На електронограмі фіксуються дві групи кілець, перша із яких: 2-га, 5-та лінії – відносяться до ГЦП-Co. Інша група ліній: 1, 3, 4, 6 – інтерпретується нами як

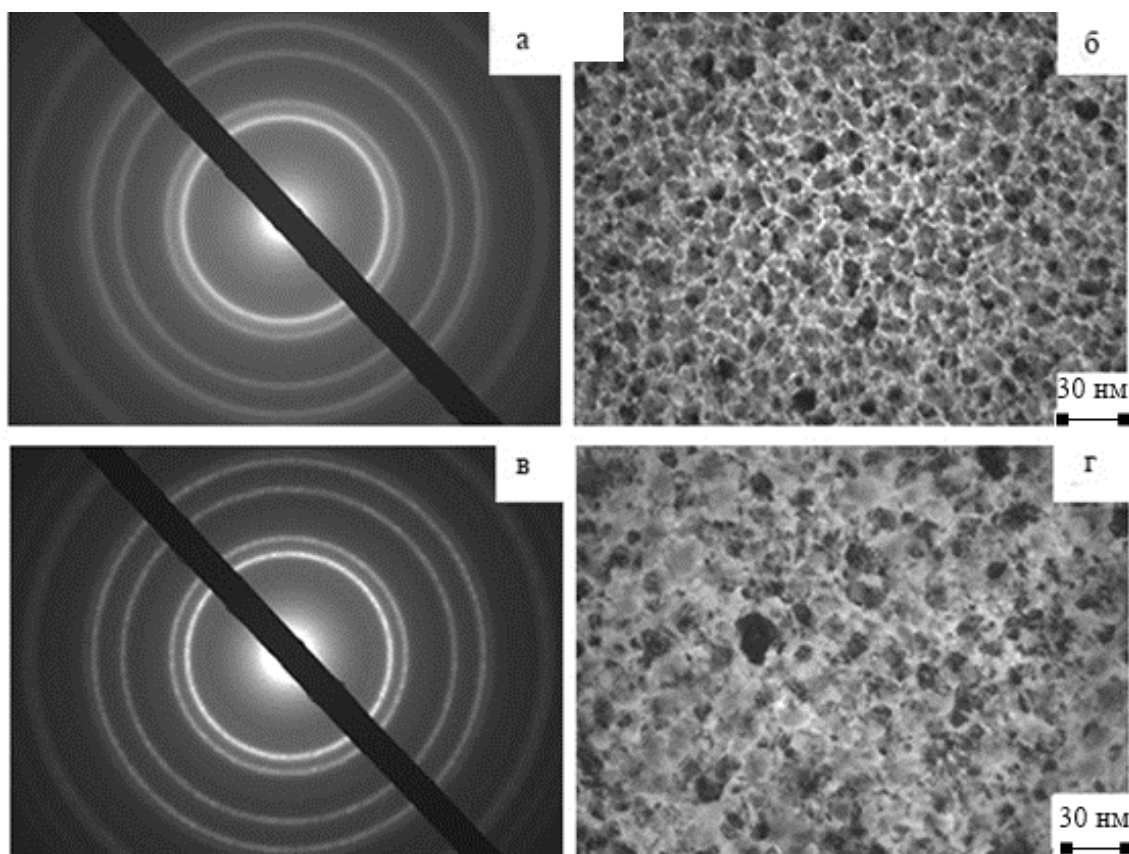


Рисунок 3.1 – Електронограми (а, б) та структура (в, г) двошарової плівкової системи Co(20)/Cu(20)/П у невідпаленому (а, в) та відпаленому до 900 К (б, г) стані

Таблиця 3.1 – Розшифрування електронограм від плівки Co(20)/Cu(20)/П

№	$T_B=300$ К				№	$T_B = 700$ К			
	$d$ , нм	Фаза	$hkl$	$a$ , нм		$d$ , нм	Фаза	$hkl$	$a$ , нм
1	0,208	т.р.(Co,Cu)	111	0,361	1	0,207	т.р.(Cu,Co)	111	0,358
2	0,204	ГЦП- Co	111	-	2	0,203	ГЦК- Co	111	0,352
3	0,180	т.р.(Co,Cu)	200	0,360	3	0,192	ГЦП- Co	10.1	-
4	0,127	т.р.(Co,Cu)	220	0,361	4	0,180	т.р.(Cu,Co)	200	0,356
5	0,125	ГЦП- Co	220	-	5	0,126	т.р.(Cu,Co)	220	0,356
6	0,108	т.р.(Co,Cu)	311	0,359	6				
$\bar{a}$ (т.р.(Co,Cu)) = 0,359 ± 0,001 нм; $a_0$ (Cu)=0,362 нм [50]					$\bar{a}$ (т.р.(Cu,Co))=0,357±0,001 нм [51]				

твердий розчин (т.р.) (Cu, Co) на основі ГЦК-решітки Cu. До такого висновку приходимо з огляду на те, що міжплощинні відстані більші за табличні значення ГЦК-Cu, а визначений середній параметр ґратки  $a$  (т.р.(Cu, Co))=0,359 нм - менший ніж табличне значення параметру ґратки Cu ( $a_0(\text{Cu})=0,361$  нм), а відхилення визначення  $\Delta a = \pm 0,001$  нм. Таке відхилення ліній ГЦК-структури спостерігається на всьому діапазоні досліджуваних двошарових плівкових систем. Тому можна прийти до висновку, що в невідпаленому стані в плівковій системі Cu/Co утворюється безперервний ряд твердих розчинів.

Після відпалювання плівок до 700 К в системах не відбуваються фазові зміни. Лише можна зазначити, що на електроннограмах також спостерігаються дві групи кілець. Першу групу можна відносити як і у попередньому випадку до т.р. (Cu, Co) на основі ГЦК-решітки Cu. Причому параметр решітки якого зменшився у порівнянні з невідпаленим зразком. Це може статися внаслідок подальшого перемішування шарів та більшого спотворення решітки ГЦК-Cu атомами Co. Друга група ліній відповідає ГЦП-Co в якому, як і у одношарових плівках, присутні дефекти пакування, що дають на електроннограми лінії ГЦК-Co (лінія 2 в табл. 3.1 після відпалювання до 700 К). Після відпалювання ця група ліній стає більш виразною.

### **3.1.2 Плівкові системи на основі Fe і Au**

Вивчення даних одношарових плівок Au (рис. 3.2) і Fe (рис. 3.3) на предмет залежності параметра кристалічної ґратки від температури відпалювання не вказує на відхилення від табличних значень. Лише слід зазначити, що параметр ґратки несуттєво збільшується з ростом температури відпалювання. Це, а також формування рефлексів на електроннограмах слід пов'язувати з протіканням рекристалізації у процесі відпалювання. Впорядкування кристалів відбувається поступово з підвищенням температури відпалювання. Після термовідпалювання до 700 К одношарової плівки Fe спостерігається досить незначне збільшення параметра кристалічної ґратки, що пояснюється тими ж явищами, що і в плівці Au.

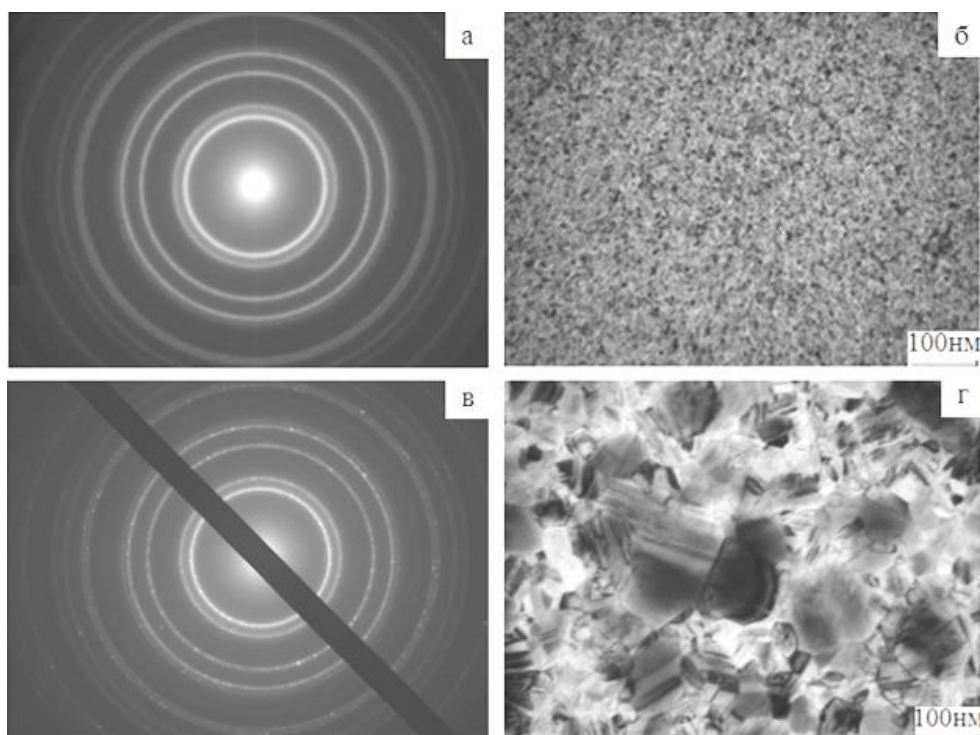


Рисунок 3.2 – Електронограми (а, в) та кристалічна структура (б,г) одношарової плівки Au (25) у невідпаленому (а, б) та відпаленому до 700 К (в, г) стані

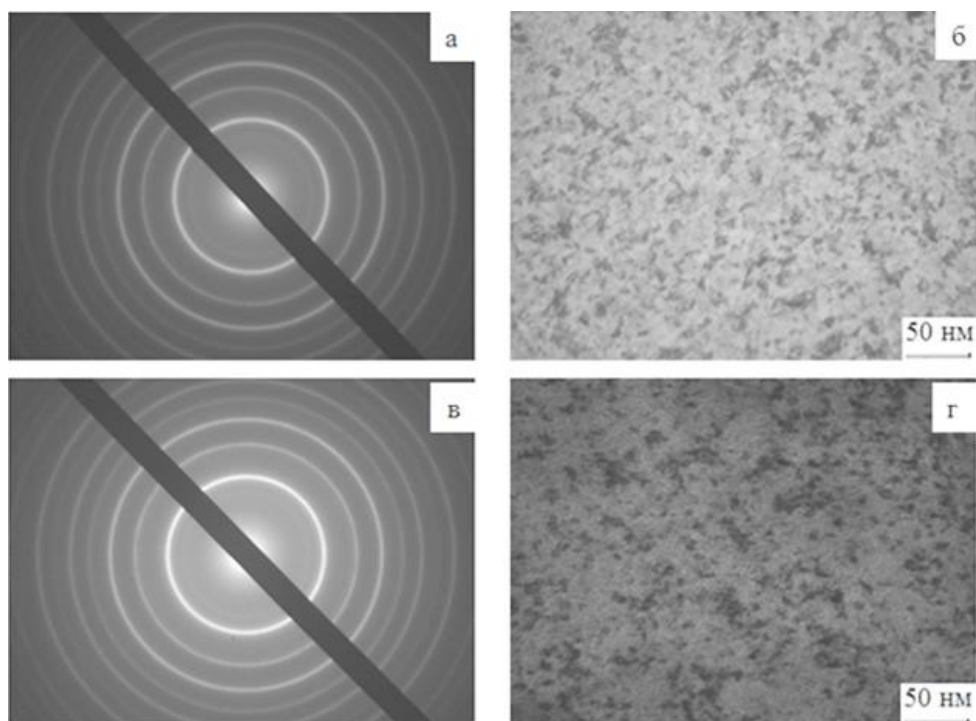


Рисунок 3.3 – Електронограми (а, в) та кристалічна структура (б,г) одношарової плівки Fe (30) у невідпаленому (а, б) та відпаленому до 700 К (в, г) стані

Середні значення параметрів решіток до і після відпалювання склали: Au –  $\bar{a} = 0,408 \pm 0,001$  нм,  $\bar{a} = 0,408 \pm 0,001$  нм; Fe –  $\bar{a} = 0,288$  нм,  $\bar{a} = 0,288$  нм.

На рис. 3.4 приведені результати дослідження двошарової системи Au(10)/Fe(15)/П. Результати розшифрування електроннографічних досліджень представлені в табл. 3.2. Для приведеної двошарової системи до відпалювання (300 К) на електроннограмі фіксується дві групи кілець, перша із яких – відносяться до ОЦК-Fe, а інша група ліній відповідає ГЦК-Au. Причому можна відмітити, що отримані розрахункові параметри решіток ( $\bar{a}(\text{Au})=0,407$  нм;  $\bar{a}(\text{Fe})=0,287$  нм;  $a_0(\text{Au})=0,407$  нм;  $a_0(\text{Fe})=0,287$  нм) відповідають одношаровим та табличним значенням.

Після відпалювання плівки до 700 К в системі відбувається певні фазові зміни. На електроннограмі також спостерігаються дві групи кілець. Першу групу можна легко віднести до ОЦК-Fe, а ось інша – інтерпретується нами як твердий розчин (т.р.) (Fe, Au) на основі ГЦК-решітки Au. До такого висновку можна прийти з наступних міркувань. Міжплощинні відстані більші за табличні значення ГЦК-Au, а визначений середній параметр ґратки  $\bar{a}$  (т.р.(Au, Fe)=0,401 нм) – менший ніж табличне значення параметру ґратки Au ( $a_0(\text{Au})=0,407$  нм). Із проведенням досліджень зі збільшенням товщини шару Fe, можна помітити що зменшення параметру ґратки Au має незначний вклад та значно перевищує похибку методу електроннографічного дослідження.

На деяких електроннограмах після відпалювання до 700 К фіксуються лінії, що відповідають Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Крім того можна помітити незначне збільшення середнього значення параметру решітки ОЦК-Fe ( $\bar{a}(\text{Fe})=0,291$  нм) у порівнянні з тим, що був до відпалювання ( $\bar{a}(\text{Fe})=0,287$  нм). Таке збільшення та утворення оксидної фази може свідчить про утворення твердого розчину впровадження атомів кисню в решітку феруму, що і призводить до збільшення параметру решітки в цілому.

Таким чином можна зробити висновок, що плівкові системи на основі Fe і Au у великій мірі зберігають індивідуальність окремих шарів до температур 700 К, а із збільшенням температури до 900 К в системі активізуються дифузійні процеси.

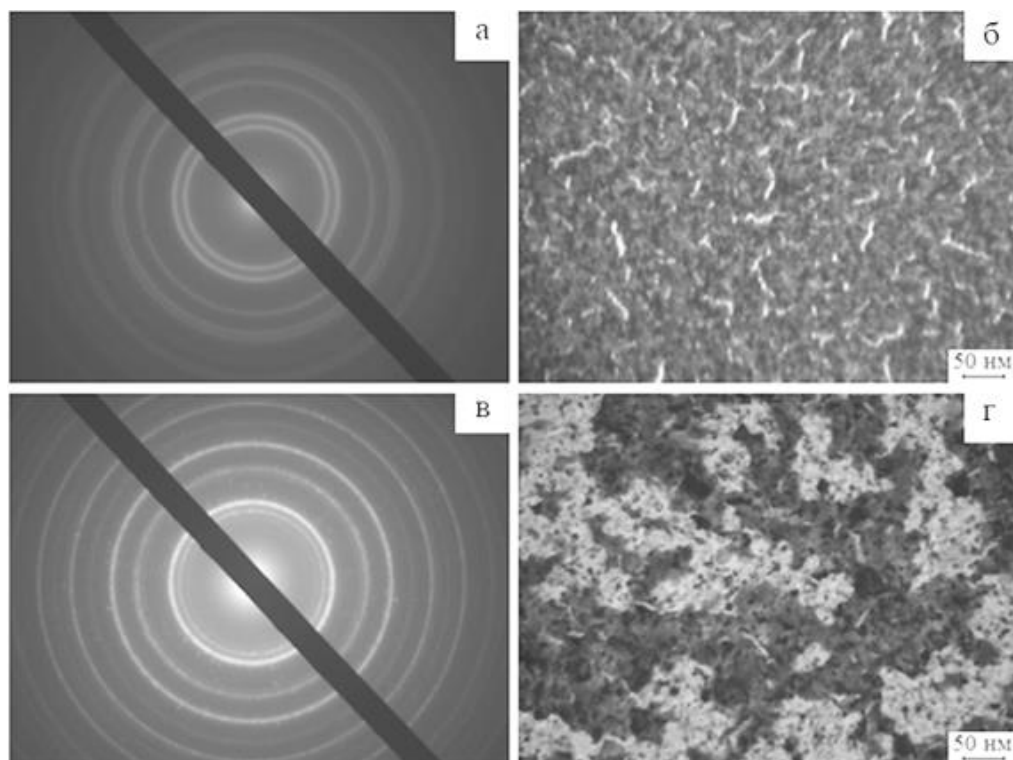


Рисунок 3.4 – Електронограми (а, б) та кристалічна структура (в,г) двошарової плівки Au(10)/Fe(15)/П у невідпаленому (а, в) та відпаленому до 700 К (б, г) стані

Таблиця 3.2 – Розшифрування електронограм від системи Au(10)/Fe(15)/П при різних температурах відпалювання

№	$T_B = 300 \text{ K}$				№	$T_B = 700 \text{ K}$			
	$d, \text{ нм}$	Фаза	$hkl$	$a, \text{ нм}$		$d, \text{ нм}$	Фаза	$hkl$	$a, \text{ нм}$
-	-	-	-	-	1	0,254	Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub>	101	0,360
1	0,236	ГЦК-Au	111	0,409	2	0,231	ГЦК- т.р.(Au, Fe)	111	0,399
2	0,203	ГЦК-Au	200	0,407	3	0,205	ГЦК- т.р.(Au, Fe)	200	0,409
		ОЦК-Fe	110	0,288			ОЦК-Fe	110	0,289
3	0,143	ГЦК-Au	220	0,406	4	0,145	ОЦК-Fe	200	0,291
		ОЦК-Fe	200	0,287	5	0,141	ГЦК- т.р.(Au, Fe)	220	0,397
4	0,122	ГЦК-Au	311	0,407	6	0,119	ГЦК- т.р.(Au, Fe)	311	0,394
5	0,116	ОЦК-Fe	211	0,286			ОЦК-Fe	211	0,291
6	0,077	ОЦК-Fe	321	0,289	7	0,079	ОЦК-Fe	321	0,293
$\bar{a}(\text{Au})=0,407\pm0,001 \text{ нм};$ $\bar{a}(\text{Fe})=0,287\pm0,001 \text{ нм};$ $a_0(\text{Au})=0,407 \text{ нм}; a_0(\text{Fe})=0,287 \text{ нм} [50].$					$\bar{a}(\text{ГЦК-Au,Fe})=0,401\pm0,001\text{нм};$ $\bar{a}(\text{Fe})=0,291\pm0,001\text{нм}.$				

### 3.1.3 Плівкові системи на основі Co і Ru

Як було показано раніше в роботі [52], одношарові плівки Ru за малих товщин (до 40 нм), отримані при температурі підкладки 300 К, мають квазіаморфну структуру з розмитим контрастом, причому середній розмір кристаліту не перевищує 5 нм. При термовідпалюванні до 900 К або збільшенні температури підкладки ( $T_{\text{п}} = 450$  К) утворюється більш виражена, але диспергована структура з середнім розміром кристаліту до 16 нм. Збільшуючи товщину зразків без додаткового відпалювання, структура зразка стає лабіринтною та не змінюється під час подальшої термічної обробки. По зміні електронограм від зразка Ru(10)/П (П – підкладка) до та після відпалювання до  $T_{\text{в}} = 900$  К можна простежити перехід від розмитого гало до системи чітких кілець, що відповідають фазі ГЦП-Ru з середніми параметрами решітки, близькими до табличних  $a = 0.270$  нм та  $c = 0.430$  нм. Покращення кристалічної структури при термовідпалюванні зразків характерне для всього діапазону товщин одношарових тонких плівок Ru.

Аналізуючи зображення структури зразка Ru(2)/Co(20)/П, можна зробити висновок, що при кімнатній температурі утворюється дрібнодисперсна структура з низьким контрастом, для якої середній розмір зерен не перевищує 12 нм. Після процесів відпалювання до 900 К відбувається термічна стабілізація та рекристалізація, що компенсує дефекти кристалічної структури, що в свою чергу призводить до значного збільшення середнього розміру зерен, чіткого розмежування та відокремлення окремих зерен. На відміну від одношарових тонких плівок Ru для двошарових систем на мікрознімках присутні зерна з чітко вираженим контрастом. Після відпалювання спостерігається помітне відокремлення окремих зерен (до 10 нм) та більших розмірів (до 100 нм). Це пов'язано з особливостями кристалічної структури шарів Co, що є характерним для даного металу після термообробки до температур вище температури поліморфного переходу від ГЦП→ГЦК-Co [53].



Як і у випадку одношарових плівок Ru, електронोगрами двошарових плівкових систем за  $T_b = 300$  К не є чіткими. Після відпалювання зразків до  $T_b = 900$  К на дифракційній картині спостерігаються дві системи кіл, що відповідають фазам ГЦП-Ru та ГЦП-Co (рис. 3.5). Присутнє накладня обох фаз, але окремими є лінії (002) ГЦП-Ru та лінії (101) та (201) ГЦК-Co. Середні значення параметрів решітки:  $a_{Ru} = 0.270$  нм,  $c_{Ru} = 0.430$  нм,  $a_{Co} = 0.251$  нм,  $c_{Co} = 0.407$  нм, що відповідає табличним значенням.

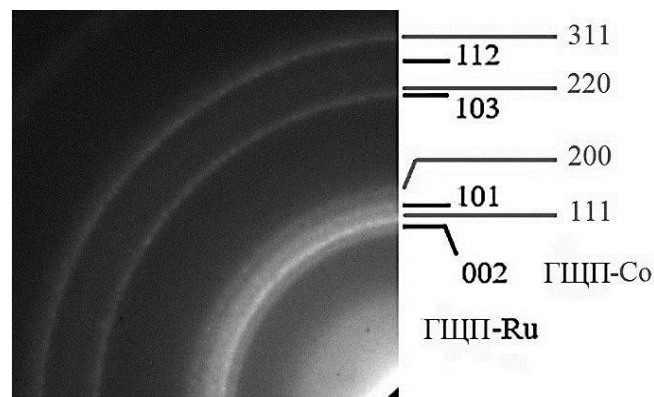


Рисунок 3.5 - Електронोगрама Ru(5)/Co(20)/П після відпалювання до  $T_b = 900$  К

Ці дані вказують на індивідуальність окремих шарів як у шойноконденсованому стані так і при відпалюванні до 900 К. Слід зазначити, що збільшення температури відпалювання до  $T_b > 1000$  К у випадку одношарових плівок Ru та у випадку багатошарових зразків на основі Ru і Co призводить до утворення оксидної фази ГЦК-RuO<sub>2</sub>. Як і у роботах авторів [48] оксидна фаза стає помітною на мікроснімках зразків у вигляді темних круглих плям діаметром до 10 нм, хоча її вмісту недостатньо щоб фіксуватися на електронोगрамах.

Узагальнення результатів дослідження кристалічної структури плівкових систем на основі Ru і Co представлено на рис. 3.6 у вигляді порівняння мікроструктур таких зразків до і після відпалювання, табл. 3.3, де зведена інформація про особливості фазового стану зразків у залежності від товщини шарів та температури відпалювання, та рис. 3.10, де приведені дифузійні профілі отримані методом ВІМС

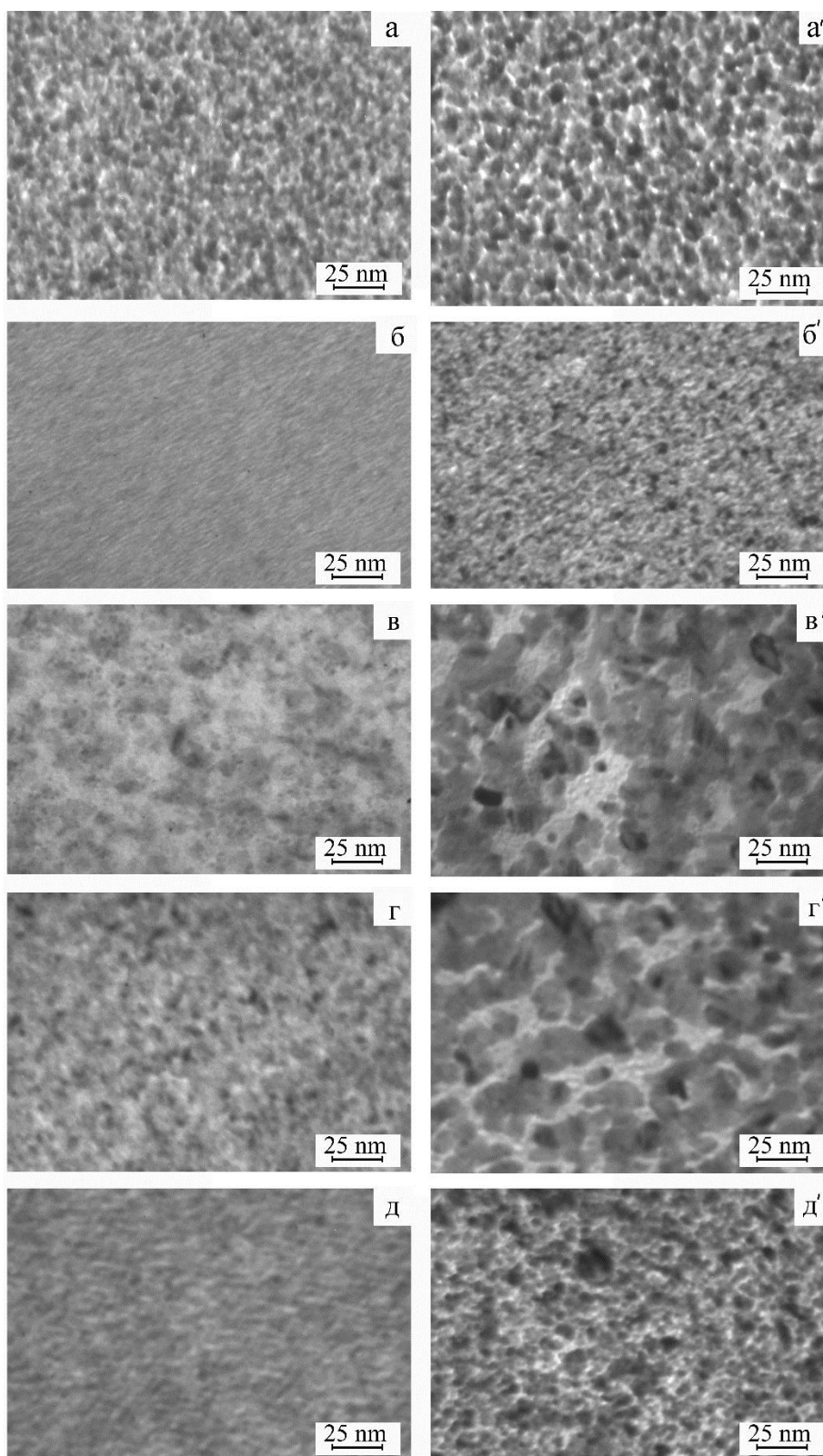
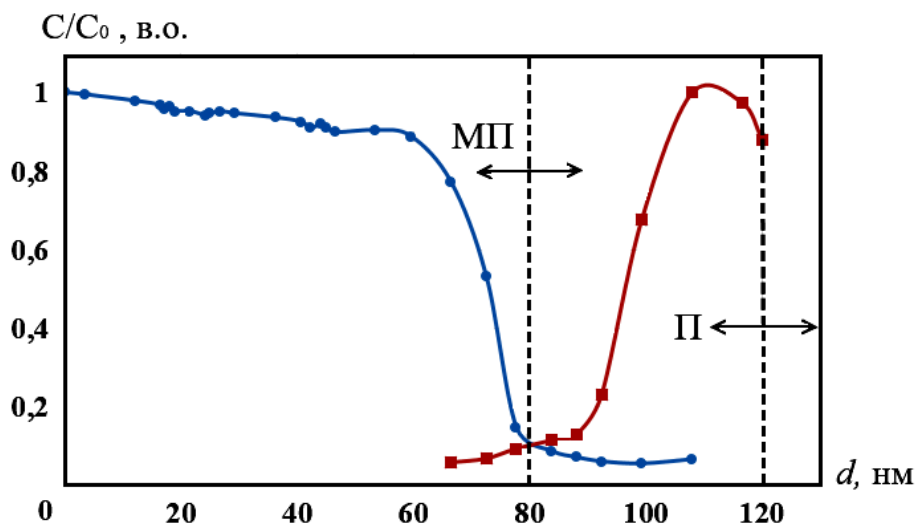


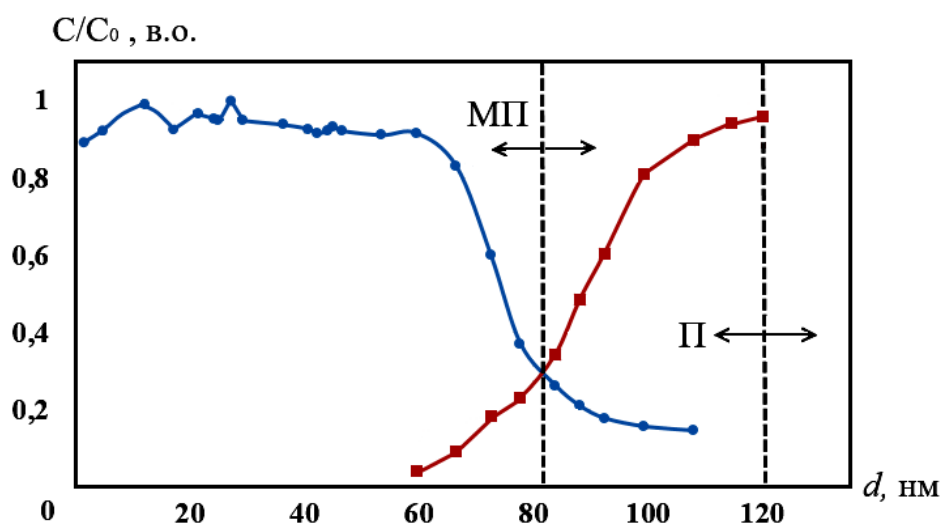
Рисунок 3.6 – Мікроструктура плівок  $\text{Co (30) / П (а, а')}$ ,  $\text{Ru (30) / П (б, б')}$ ,  
 $\text{Ru (30) / Co (30) / П (в, в')}$ ,  $\text{Co (30) / Ru (30) / Co (30) / П (г, г')}$  та  
 $[\text{Ru (2) / Co (2)}]_5 / П (д, д')$  при  $T_b = 300 \text{ K (а, б, в, г, д)}$  та  $600 \text{ K (а', б', в', г', д')}$

Таблиця 3.3 – Узагальнення результатів дослідження структурно-фазового стану плівкових систем на основі Co і Ru

Плівкова система (нм)	Структура		Середній розмір кристалітів, нм		
	$T_B = 300$ К	$T_B = 900$ К	$T_B = 300$ К	$T_B = 600$ К	
Co(5)/П	Нано-дисперсний ГЦП-Co	ГЦП-Co	2	5	
Co(30)/П	ГЦП-Co + ГЦК-Co(ДП)	ГЦП -Co + ГЦК -Co(ДП) + ГЦК-Co	6	8	
Co(60)/П			15	20	
Ru(5)/П	Нано-дисперсний ГЦП -Ru	Нано-дисперсний ГЦП -Ru	2	3	
Ru(30)/П			ГЦП -Ru	2	7
Ru(60)/П			ГЦП -Ru	2	8
Ru(10) / Co(20)/П	Нано-дисперсний ГЦП -Ru + ГЦП -Co	ГЦП -Ru + ГЦП -Co + ГЦК -Co(ДП)	2	8	
Ru(30) / Co(30)/П			3	14	
Ru(60) / Co(60)/П			5	16	
Co(30) / Ru(5) / Co(30)/П		ГЦП -Ru+	3	11	
Co(30) / Ru(30) / Co(30)/П		ГЦП -Co + ГЦК -Co(ДП)	3	14	
[ Ru (2) / Co (2) ] <sub>5</sub> /П		Нано-дисперсний ГЦП -Ru+ ГЦП -Co	ГЦП -Ru+ ГЦП -Co	2	4



а



б

Рисунок 3.7 – Дифузійні профілі ВІМС плівкової системи Ru(60) / Co(60)/П до (а) і після відпалювання до 600 К (б). МП –межа поділу, П –підкладка

для двошарового зразка Ru(60) / Co(60)/П до і після відпалювання. Як видно з наведених даних, майже у всіх розглянутих випадках системи на основі Co і Ru зберігають індивідуальність шарів в діапазоні температур 300 – 900 К при всіх розглянутих товщинах. Кристалічна структура одношарових плівок Ru сильно залежить від товщини. Для плівок з товщиною менше 40 нм спостерігається квазіаморфна структура. При термовідпаленні зразків до 900 К утворюється дисперсна кристалічна структура з фази ГЦП-Ru з середнім розміром кристаліту 10

нм. При більших товщинах до і після відпалювання зразки мають кристалічну структуру з невеликим розміром зерен та низьким контрастом. У дво- та тришарових плівкових системах на основі Ru і Co при  $T_b = 300$  К утворюється дрібнодисперсна структура з низьким контрастом. Подальше відпалювання зразків  $T_b = 900$  К сприяє формуванню яскраво вираженої кристалічної структури зі збільшенням середнього розміру зерен до  $15 \div 30$  нм. Встановлено, що при осадженні та наступному термовідпаленні в дво- та тришарових системах зберігається індивідуальність кожного шару, що складається з фаз ГЦК-Co та ГЦП-Ru.

В таблиці словом «нанодисперсний» були названі структури, середній розмір кристалітів яких не перевищує значень 3-5 нм. А позначка «ДП» означає скорочення від «дефекти пакування». Такі дефекти характерні як для одношарових плівок Co так і для окремих шарів у складі багатошарових.

Дифузійні профілі (рис.3.7) показують, що до відпалювання двошарові системи на основі Ru і Co мають чітку межу поділу між окремими шарами, що незначно зміщується в бік підкладки ймовірно внаслідок іонно-стимульованої дифузії в процесі дослідження. Після відпалювання така тенденція також зберігається і окремо не можна робити висновки про значну термічностимульовану дифузію.

### **3.2 Температурна стабільність структури упорядкованих масивів магнітних наночастинок та нанокластерів**

Результати дослідження структури та морфології поверхні зразків (рис. 3.8) показує високу ефективність використаної методики для отримання одношарових упорядкованих масивів магнітних наночастинок  $\text{CoFe}_2\text{O}_4$ . Після термообробки зразків при високих температурах оптичні властивості сформованих структур змінюються значно повільніше ніж без температурної обробки. Така поведінка пояснюється видаленням сурфактантів та утворенням більш суцільного шару за рахунок коалісценції наночастинок під дією температури. За таких умов подібну наноструктуру можна називати суцільною нанодисперсною плівкою.

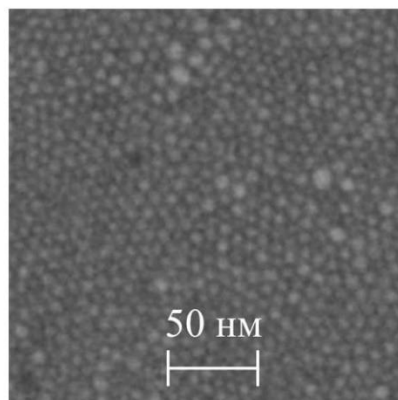


Рисунок 3.8 – Мікроструктура упорядкованого масиву наночастинок  $\text{CoFe}_2\text{O}_4$

Експериментальні дослідження структурних характеристик нанокластерів  $\text{MoS}_2$  проводилися у вигляді сформованих шарів на вуглецевих плівках з подальшим нанесенням провідної срібної матриці товщиною 20 нм. Найбільш чітка електронограма була отримана від зразків за умови подальшого термовідпалювання до  $T_{\text{в}} = 600 \text{ K}$ , що були отримані шляхом ультразвукового розпилення, розведений з водою у пропорції 1/1. Електронограма від зразка  $\text{MoS}_2$  (при  $T_{\text{в}} = 600 \text{ K}$ ) зображена на рис. 3.9 (табл. 3.4) та мікроструктуру і відповідну її гістограму  $N=f(d)$  наведено на рис. 3.10.

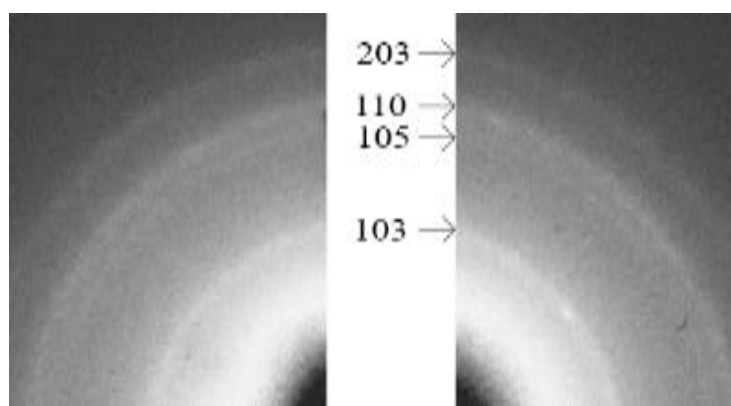


Рисунок 3.9 –Електронограма тонкого шару нанокластерів  $\text{MoS}_2$  після відпалювання при температурі 800 К

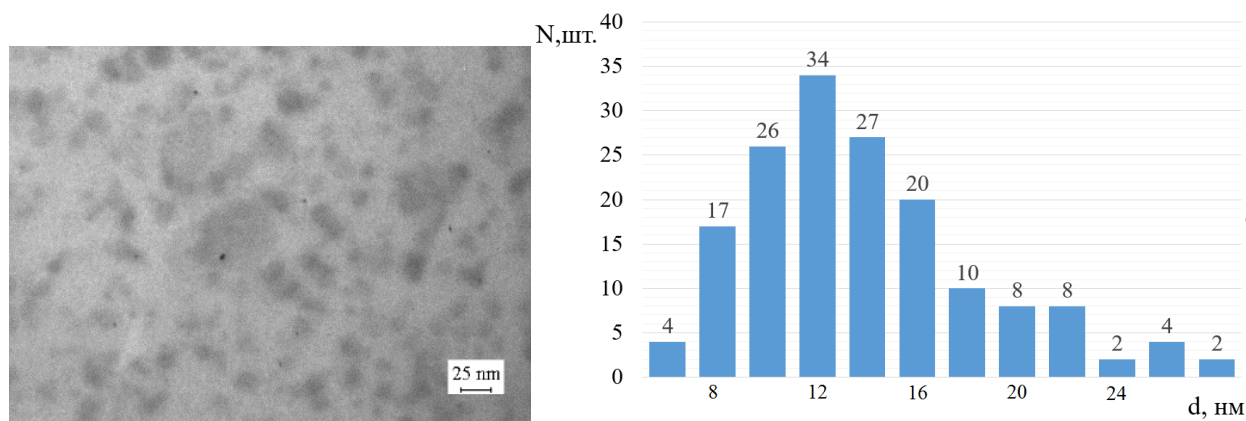


Рисунок 3.10 – Мікроструктура тонкого шару нанокластерів  $\text{MoS}_2$  після відпалювання при температурі 800 К та відповідна їй гістограма залежності кількості нанокластерів від їх середнього розміру

Таблиця 3.4 – Розшифрування електронोगрама тонкого шару нанокластерів  $\text{MoS}_2$  після відпалювання при температурі 800 К

№ п/п	$d_{hkl}, \text{Å}$	hkl	$d_{0hkl}, \text{Å}$	$\Delta d_{hkl}, \text{Å}$	I, в.о.
1	2,314	103	2,275	0,039	Д. С.
2	1,654	105	1,828	0,174	Сл.
3	1,539	110	1,580	0,041	Д. С.
4	1,337	203	1,297	0,040	Ср.

За гістограмою визначився найбільш ймовірний розмір нанокластерів ( $L_n$ ), який відповідає максимуму на залежності  $N=f(L)$ . Проаналізувавши побудовану гістограму було визначено, що найбільш ймовірний розмір нанокластерів приблизно дорівнює  $L_n \approx 12$  нм. А середнє значення розміру нанокластерів для даного зразка становить  $L_{сер} = 14,55 \cdot 10^{-9}$  м.

### 3.3 Умови формування термостабільних структур спін-клапанного типу

Аналіз експериментальних результатів було здійснено на основі порівняльної характеристики утворення твердих розчинів в різних плівкових системах, а саме Co/Cu/П та Au/Fe/П. Такий аналіз дає встановити нам той факт утворення твердого розчину в різних матеріалах і при різних температурах. А саме для плівкової системи Au/Fe/П був проведений аналіз в свіжосконденсованому стані ( $T=300$  К) та при відпалюванні ( $T=700$  К). Для плівкової системи Co/Cu/П аналіз проводився при температурах ( $T=300$  К) та ( $T=700$  К).

При аналізі плівкової системи Au/Fe/П було встановлено, що до відпалювання плівкової системи Au/Fe/П на електронограмах фіксується дві групи кілець, перша із яких – відносяться до ОЦК-Fe, а інша група ліній відповідає ГЦК-Au. Після відпалювання плівки до 700 К в системі відбувається певні фазові зміни. На електронограмі також спостерігаються дві групи кілець. Першу групу можна віднести до ОЦК-Fe, а ось інша – інтерпретується нами як твердий розчин (т.р.) (Fe, Au) на основі ГЦК-решітки Au.

При аналізі плівкової системи Co/Cu/П було встановлено, що до відпалювання плівок, на електронограмі фіксуються дві групи кілець, перша із яких відносяться до ГЦП-Co. Інша група ліній інтерпретується як твердий розчин (т.р.) (Cu, Co) на основі ГЦК-решітки Cu. Тому можна прийти до висновку, що в невідпаленому стані в плівковій системі Cu/Co утворюється твердий розчин заміщення атомів Co в матрицю ГЦК-Cu. Після відпалювання плівок до 700 К в системі Cu/Co істотних змін не відбувається. Лише можна сказати, що т.р. т.р.(Co, Cu) має ще менший параметр решітки внаслідок подальшого перемішування шарів в процесі протікання термостимульованої дифузії.

З проведеного аналізу можна зробити висновок про вплив температури на факт утворення твердого розчину в плівкових системах Co/Cu/П та Au/Fe/П. В плівках з Au та Fe можливість утворення твердого розчину починається після відпалювання, що не є характерним для плівкових систем з Co/Cu/П в яких твердий розчин можна помітити в ранніх стадіях конденсації плівки.



## **4 ЕЛЕКТРОФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТОНКОПЛІВКОВИХ МЕТАЛЕВИХ НАНОСТРУКТУР СПІН-КЛАПАННОГО ТИПУ НА ОСНОВІ Co, Fe, NiFe, Cu, Au, Ru ТА МАГНІТНИХ НАНОСТРУКТУР**

### **4.1 Експериментальні результати дослідження електрофізичних властивостей металевих плівкових систем як фрагментів спін-клапану та їх кореляція з структурно-фазовим станом**

#### **4.1.1 Плівкові системи на основі Co і Cu**

Особлива увага при дослідженні електрофізичних властивостей запропонованих спін-вентильних структур приділялася саме системам на основі Co та Cu, оскільки це класичне поєднання металів, простих та дешевих у отриманні.

Було отримано ряд залежностей питомого опору й ТКО одно та багат шарових плівок на основі Co та Cu (рис. 4.1 – 4.3). Було встановлено, що залежність питомого опору від температури у всіх розглянутих випадках товщин шарів має вендівський характер з сильно вираженою зміною питомого опору під час нагрівання: від  $(50-1.2) \cdot 10^8$  Ом·м. Вимірювання проводились при 2-х відпалювальних циклах. Залежність ТКО від температури має майже лінійний характер, при цьому залежність зменшується з ростом температури від  $(4-3.5) \cdot 10^4$  К<sup>-1</sup>. Найменший спад питомого опору при першому циклі нагрівання спостерігався для системи виконаної у вигляді мультишару [Cu(3)/Co(3)]<sub>7</sub>/П (рис. 4.3). Це можна пояснити великою кількістю інтерфейсів порівняно з дво- та трьох шаровими зразками, що призводить до активації заліковування при нагріванні.

У загальному випадку можна прослідкувати тенденцію до утворення т.р. в цій плівковій системі з рис. 4.1 де для порівняння наведені залежності питомого опору для одношарових плівок Co різної товщини, із штучним інтерфейсом (рис. 4.1 в) та прошарками з Cu (рис. 4. г) або двошарової системи (рис. 4.1 д). Саме шар Cu призводить до значної зміни виду залежностей у результаті формування т.р. вже на стадії формування зразків.

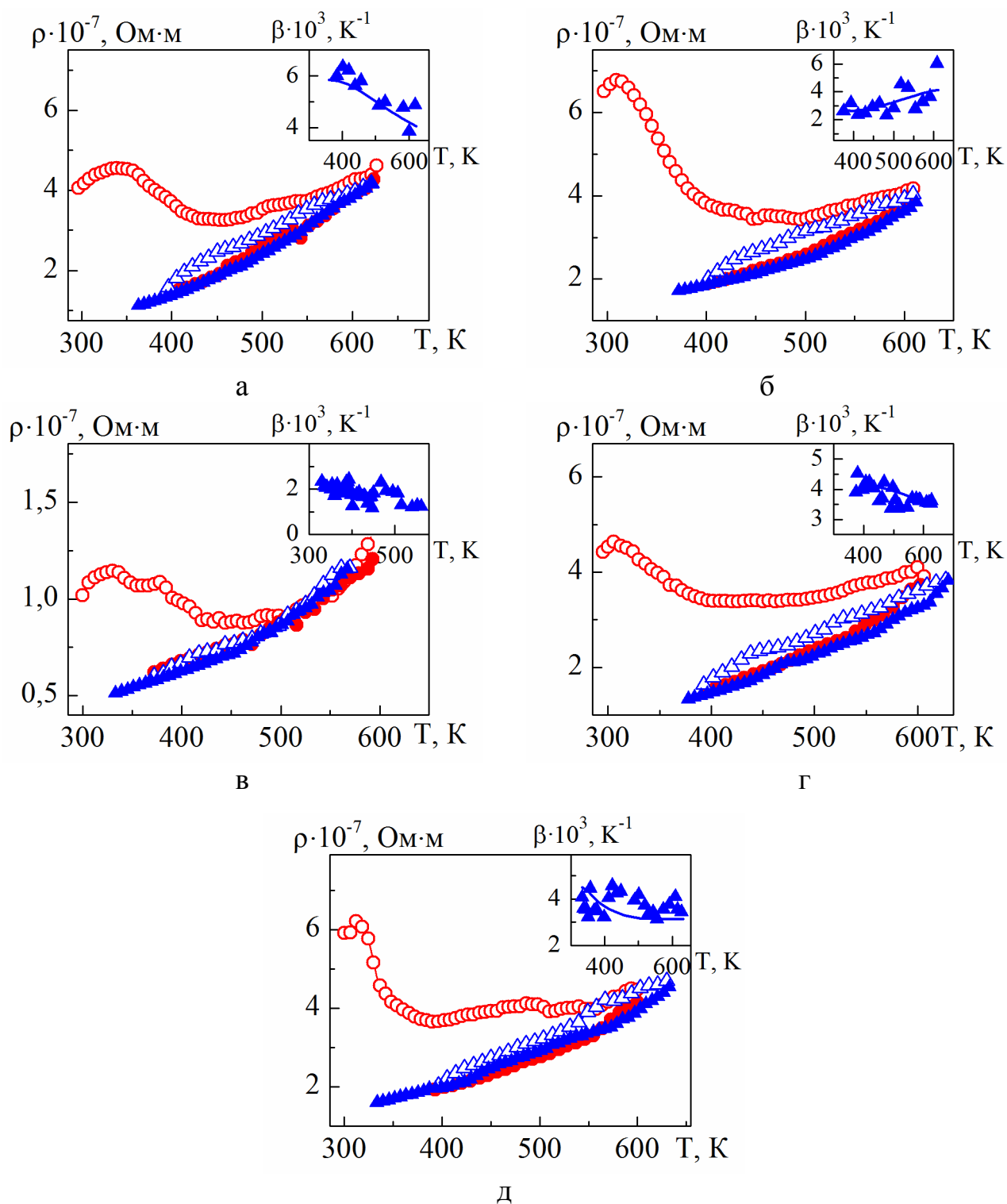


Рисунок 4.1 – Температурні залежності питомого опору та термічного коефіцієнту опору (на вставках) плівкових систем: а – Co(40)/П; б – Co(20)/П; в – Cu(20)/Co(20)/П; г – Co(20)/Cu(5)/Co(20)/П; д – Cu(5)/Co(20)/П.

Перший цикл нагрівання (○) та охолодження (●); другий цикл нагрівання (Δ) та охолодження (▲)

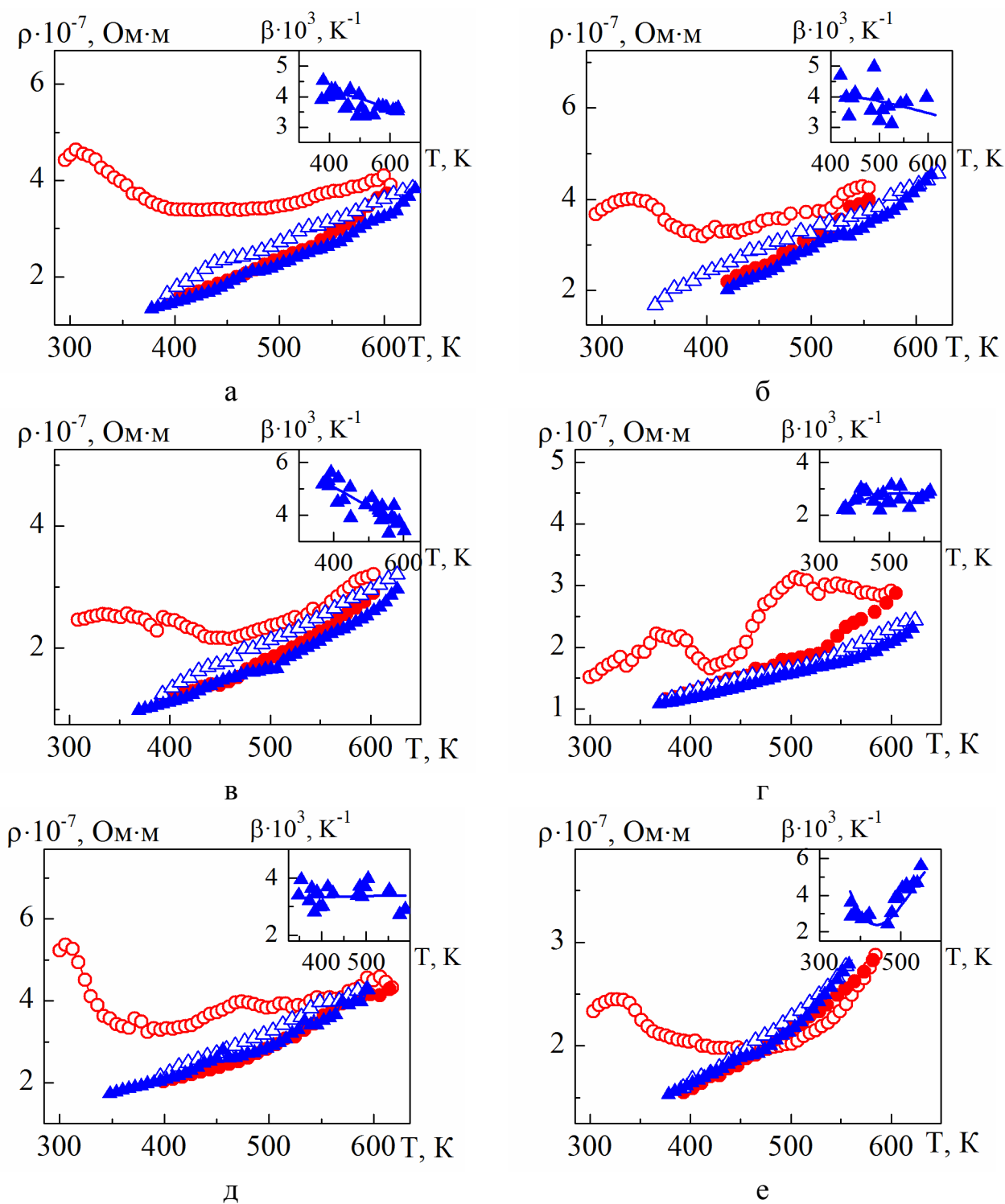


Рисунок 4.2 – Температурні залежності питомого опору та термічного коефіцієнту опору (на вставках) плівкових систем: а –  $\text{Co}(20)/\text{Cu}(5)/\text{Co}(20)/\text{П}$ ; б –  $\text{Co}(20)/\text{Cu}(8)/\text{Co}(20)/\text{П}$ ; в –  $\text{Co}(20)/\text{Cu}(10)/\text{Co}(20)/\text{П}$ ; г –  $\text{Co}(20)/\text{Cu}(20)/\text{Co}(20)/\text{П}$ ; д –  $\text{Cu}(8)/\text{Co}(20)/\text{П}$ ; е –  $\text{Cu}(10)/\text{Co}(20)/\text{П}$ . Перший цикл нагрівання ( $\circ$ ) та охолодження ( $\bullet$ ); другий цикл нагрівання ( $\Delta$ ) та охолодження ( $\blacktriangle$ )

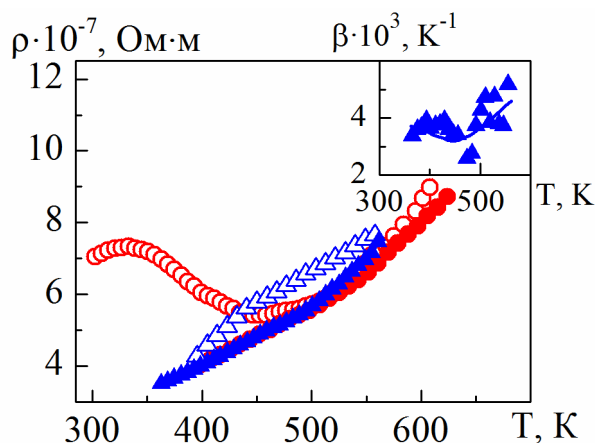


Рисунок 4.3 – Температурні залежності питомого опору та термічного коефіцієнту опору (на вставці) плівкової системи  $[\text{Cu}(3)/\text{Co}(3)]_7/\text{П}$ . Перший цикл нагрівання (○) та охолодження (●); другий цикл нагрівання (Δ) та охолодження (▲)

Результати дослідження електрофізичних властивостей повністю відповідають результатам дослідження фазового складу та структурних характеристик багат шарових плівкових систем на основі Co і Cu вказують на утворення в них т. р. атомів Co в матриці ГЦК-Cu. Як було показано в наших роботах [54-56] 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 рис. 4.3 представлені типова кристалічна структура та відповідна електронограма плівкових систем на основі Co і Cu у вигляді спін-вентильних структур або мультишарів на прикладі спін-вентилію Au (10) / Co (5) / Cu (10) / Co (20) / П при  $T_b = 300$  К. На електронограмі відмічені дві групи ліній, що відповідають фазам ГЦП-Co + ГЦК-Co (дефекти пакування) та т. р. Cu (Co) (параметр  $a_{\text{т.р.}} = 0,3588$  нм). Після відпалювання зразка до  $T_b = 700$  К параметр  $a_{\text{т.р.}}$  зменшується до 0,3575 нм у результаті подальшого перемішування шарів Co і Cu.

#### 4.1.2 Плівкові системи на основі Fe і Au

На рис. 4.4 представлені температурні залежності для плівкових систем: Fe(10)/Au(20)/П та Au(10)/Fe(20)/Au(10)/П. Для даних систем, як і для всіх металів, характерне зменшення опору з ростом температури під час нагрівання при першому циклі дослідження температурної залежності питомого опору. Це можна пояснити заліковуванням дефектів типу «вакансія-домішковий атом» кристалічної будови у свіжосконденсованих зразках. При нагріванні протягом першого циклу в інтервалі температур 300 – 600 К має місце незначне збільшення питомого опору з його зменшенням на проміжку 600 – 700 К, що може бути пов'язано із залікуванням дефектної структури і процесами рекристалізації, які супроводжуються зниженням внеску зерномежового розсіювання носіїв струму у загальний опір системи. При охолодженні питомий опір монотонно зменшується, що пояснюється завершенням релаксаційних процесів вже на першому циклі термообробки. Такі залежності питомого опору корелюють з даними, що були отримані за результатами дослідження фазового складу та кристалічної структури плівкових систем на основі Fe і Au. Як показано в роботі [57], після конденсації таких зразків шари зберігають свою індивідуальність і лише після відпалювання починає поступово утворюватися т. р. Au (Fe) та при високих температурах відбувається часткове окислення Fe.

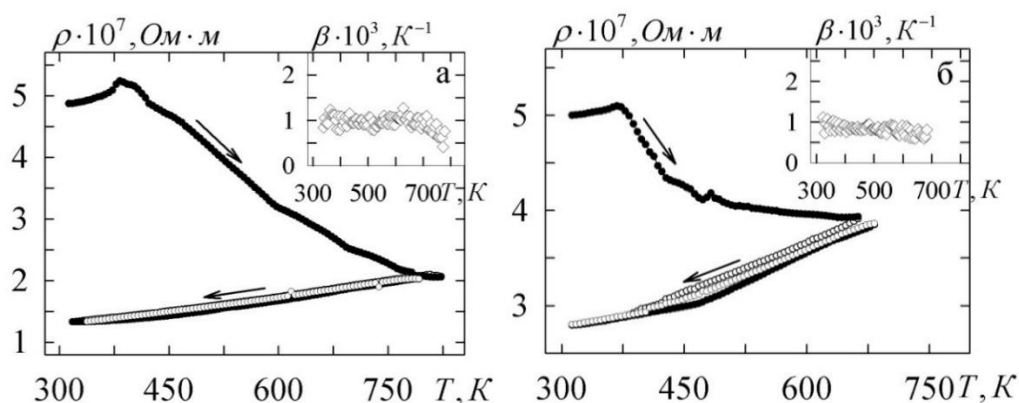


Рисунок 4.5 – Температурні залежності питомого опору та термічного коефіцієнту опору (на вставці) плівкових систем: а – Fe(10)/Au(20)/П;  
б – Au(10)/Fe(20)/Au(10)/П

### 4.1.3 Плівкові системи на основі Co і Ru

Ще одним важливим поєднанням є системи на основі Co і Ru як системи в яких шари зберігають свою індивідуальність на всьому діапазоні розглянутих температур. А це гарантує високу термічну стабільність робочих характеристик функціональних структур виконаних на їх основі.

Були отримані температурні залежності питомого опору одношарових зразків товщиною 20 нм та 40 нм, що сконденсовані на непідігріту підкладку (рис. 4.6). Як бачимо, залежності є неметалічними. Це пояснюється тим, що температури підкладки і товщини плівок недостатньо, щоб почали працювати механізми притаманні металевим плівкам. При прогріванні підкладки на неї надходить додаткова енергія яка сприяє утворенню однорідної структури та рівномірному осадженню плівки, а під час відпалювання відбуваються термостабілізаційні процеси в зернах і доменах, заліковуються структурні дефекти кристалічної будови (вакансії, дефекти пакування). Скоріш за все, в даному випадку ми маємо справу з оксидом рутенію, що по своїй суті є напівпровідником. Було встановлено, що

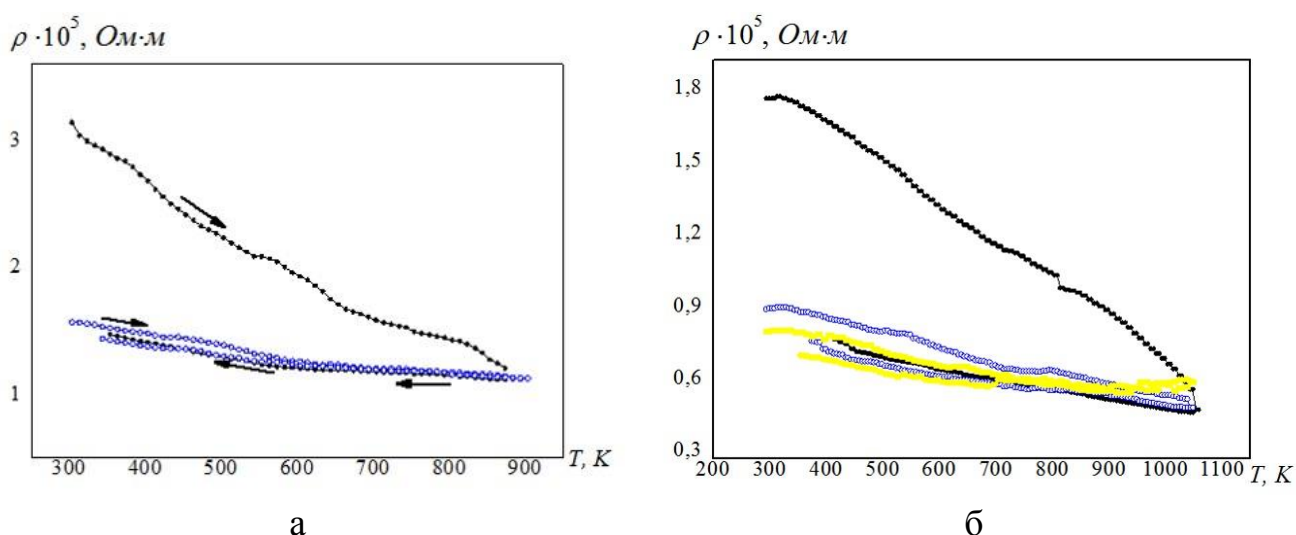


Рисунок 4.6 – Температурні залежності питомого опору одношарових плівонок Ru(20)/П (а) та Ru(40)/П (б). Перший цикл нагрівання (●) та охолодження (○); другий цикл нагрівання (○) та охолодження (●); третій цикл нагрівання (○) та охолодження (●)

отримання безоксидних одношарових плівок Ru можливо лише на підігріту підкладу до  $T_{\text{п}} = 400 - 700$  К при товщинах  $d_{\text{Ru}} > 40$  нм. Для одношарових плівок на основі Ru у всьому діапазоні товщин величина питомого опору на порядок більше від табличного значення для масивних зразків ( $\rho_0 = 7,15 \cdot 10^{-7}$  Ом·м). Найбільш близьке значення спостерігалось для Ru (40 нм)/П, що у щойносконденсованому при кімнатній температурі стані зразка становило  $\rho = 1,79 \cdot 10^{-5}$  Ом·м, а після відпалювання до 1058 К –  $\rho = 7,28 \cdot 10^{-6}$  Ом·м. Середнє значення температурного коефіцієнту опору для даного зразка складає  $\beta = 4 \cdot 10^{-3}$  К<sup>-1</sup>, що також відрізняється від табличного ( $\beta_0 = 4,2 \cdot 10^{-5}$  К<sup>-1</sup>).

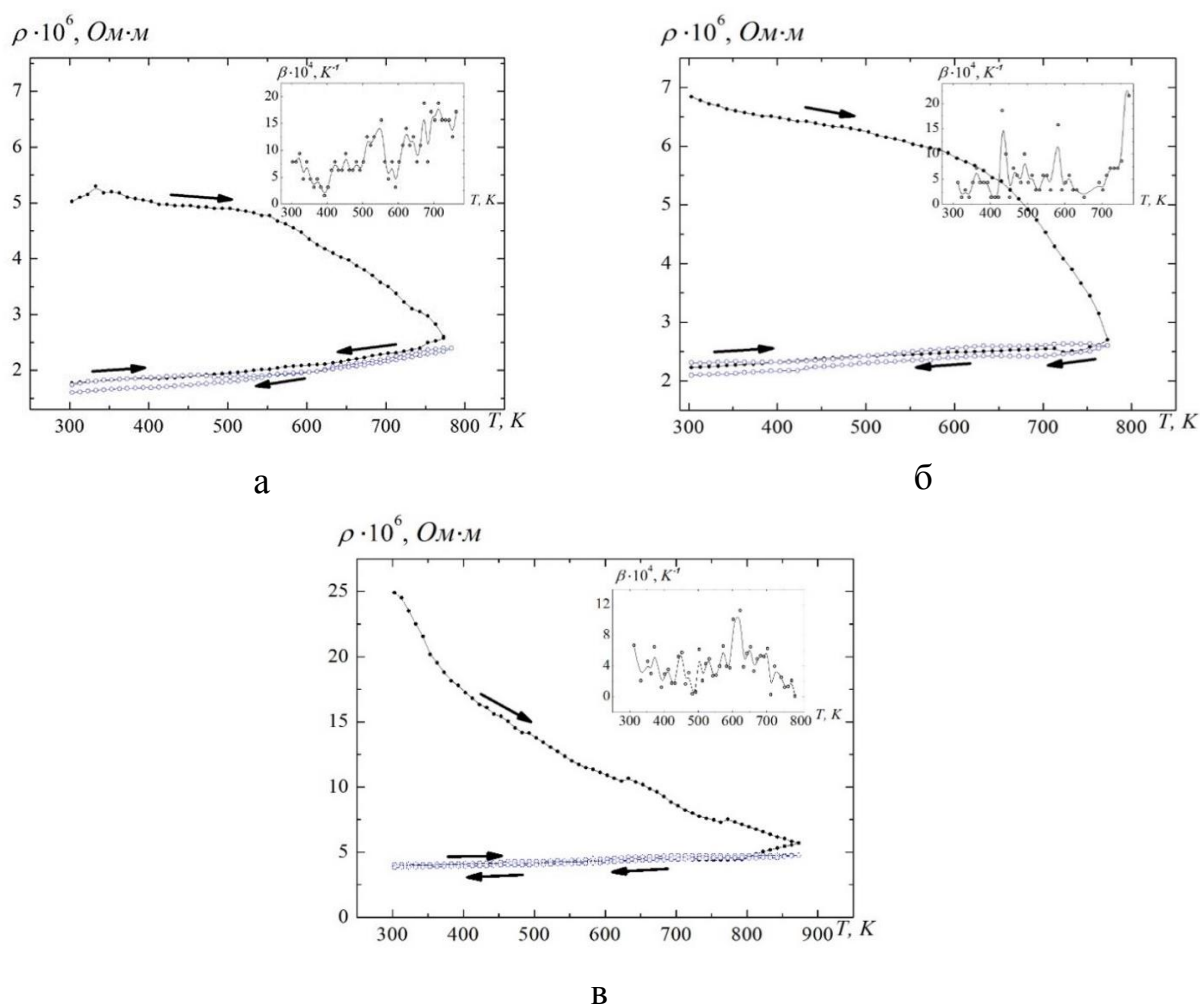


Рисунок 4.7 – Температурні залежності питомого опору та термічного коефіцієнту опору (на вставках) плівкових систем: а – Co(20)/Ru(5)/П; б – Co(20)/Ru(10)/П; в – Co(20)/Ru(20)/П. Перший цикл нагрівання та охолодження (●); другий цикл нагрівання та охолодження (○). Стрілочками вказано напрям зміни температури

Для дво- та багат шарових плівкових зразків на основі Co і Ru (рис. 4.7) характерна металева температурна залежність, що має типовий вендівський характер. Такій результат підтверджують висновки зроблені за результатами дослідження кристалічної будови одно- та багат шарових плівкових систем на основі Co і Ru.

#### 4.2 Теоретичні результати дослідження електрофізичних властивостей металевих плівкових систем як фрагментів спін-клапану

Теоретичне дослідження електрофізичних властивостей багат шарових плівкових систем на основі плівок металів направлено в першу чергу на встановлення закономірностей змін видів інтерфейсів між окремими шарами на різних стадіях теремообробки. Це дасть змогу прогнозування термостабільності робочих характеристик функціональних структур спін-клапанного типу. По аналогії з дослідженнями при вивченні плівкових систем на основі Fe і Au, Co і Cu, Co і Ru, FeNi і Cu були використані відомі теоретичні моделі [58] для випадків двошарової плівкової системи, в якій зберігається індивідуальність окремих шарів (модель біпластини), 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 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. 4.15. Відповідно до цієї моделі вираз для розрахунків буде мати вигляді:

$$\beta \cong \beta_1 + \beta_C + \beta_2 - \frac{(d_1 - d_1'')( \beta_C \rho_C \rho_2 + \beta_2 \rho_C \rho_2 ) + (d_2 - d_2'')( \beta_C \rho_C \rho_1 + \beta_1 \rho_C \rho_1 )}{(d_1 - d_1'') \rho_C \rho_2 + (d_2 - d_2'') \rho_C \rho_1 + (d_1'' + d_2'') \rho_1 \rho_2} + , \quad (4.1)$$

$$+ \frac{(d_1'' + d_2'')( \beta_1 \rho_1 \rho_2 + \beta_2 \rho_1 \rho_2 )}{(d_1 - d_1'') \rho_C \rho_2 + (d_2 - d_2'') \rho_C \rho_1 + (d_1'' + d_2'') \rho_1 \rho_2}$$



де  $\rho_1, \beta_1$  – питомий опір та ТКО першого шару;  $\rho_2, \beta_2$  – питомий опір та ТКО другого шару;  $\rho_c, \beta_c$  – питомий опір та ТКО сплаву біля інтерфейсу;  $d''_1, d''_2$  – товщина шарів 1 і 2 після утворення проміжного шару сплаву біля інтерфейсу.

Розрахунки за виразом (4.8) здійснювалися шляхом розрахунку тривимірної діаграми в координатах  $\beta - d'_1 - d''_2$  для різних варіантів поєднання металів.

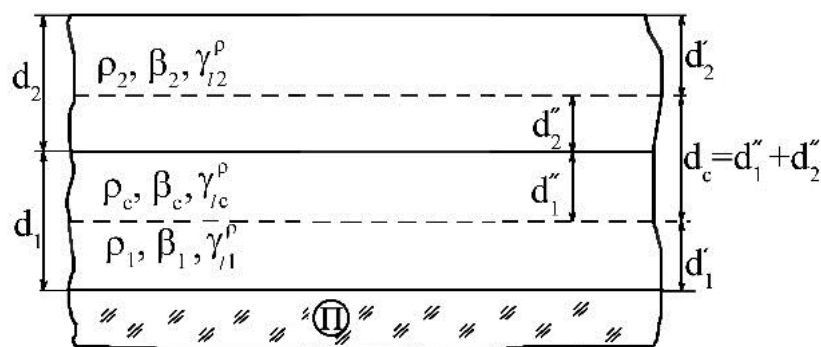


Рисунок 4.8. – Геометрична модель двошарової плівкової системи із проміжним шаром сплаву (т. р.) біля інтерфейсу

Результати розрахунків корелюють з даними отриманими по вивченню особливостей структурно-фазового стану плівкових систем. Найкращою відповідністю моделі проміжного шару біля інтерфейсу як до так і після відпалювання показала система на основі Co і Cu. Для систем на основі Fe і Au та Ru і Co розрахунки показали найкраще співпадіння розрахункових та експериментальних значень питомого опору при малих товщина  $d_c$ , тобто коли товщина проміжного шару  $d_c \rightarrow 0$ . Це говорить на користь висновку про те, що в цих система тенденція до утворення т. р. дуже мала або взагалі відсутня.

## 5 МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ І ТЕНЗОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛЕВИХ СПІН-КЛАПАННИХ СТРУКТУР РІЗНИХ ТИПІВ

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

#### 5.1.1 Структури на основі Co і Cu

Як було показано нами раніше, результати дослідження фазового складу та структурних характеристик багатошарових 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 [59-61] 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 електронограмах 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  $a_{тр}$  зменшується у результаті подальшого перемішування шарів Co і Cu.

Для дослідження магніторезистивних властивостей функціональних структур у вигляді спіно-вентилів на основі Co і Cu були проведені дослідження магнітних характеристик різних серій зразків.

Перша серія спіно-вентилів із фіксованою товщиною немагнітного шару 6 нм складалася із наступних плівкових систем: Co(4нм)/Cu(6нм)/Co(20нм)/Cr(6нм)/П ( $T_p = 160$  °C); Co(6нм)/Cu(6нм)/Co(20нм)/Cr(6нм)/П ( $T_p = 163$  °C); Co(8нм)/Cu(6нм)/Co(20нм)/Cr(6нм)/П ( $T_p = 161$  °C).

Друга серія спіно-вентилів із фіксованою товщиною магнітом'якого шару 6 нм складалася із наступних плівкових систем: Co(6нм)/Cu(4нм)/Co(20нм)/Cr(6нм)/П

( $T_{\text{п}} = 160 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ); Co(6нм)/Cu(6нм)/Co(20нм)/Cr(6нм)/П ( $T_{\text{п}} = 163 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ); Co(6нм)/Cu(8нм)/Co(20нм)/Cr(6нм)/П ( $T_{\text{п}} = 167 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ).

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 прошарку 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. 5.1). Результати розрахунків для серії з фіксованим шаром кобальту 6 нм, які також будуть представлені у вигляді табл. 5.1.

Виходячи з отриманих залежностей, можемо говорити про те, що зміна 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 спін-вентилля, то тут можна говорити про поступове збільшення величини МО та магнітної чутливості одночасно. Причиною цьому є поступове збільшення

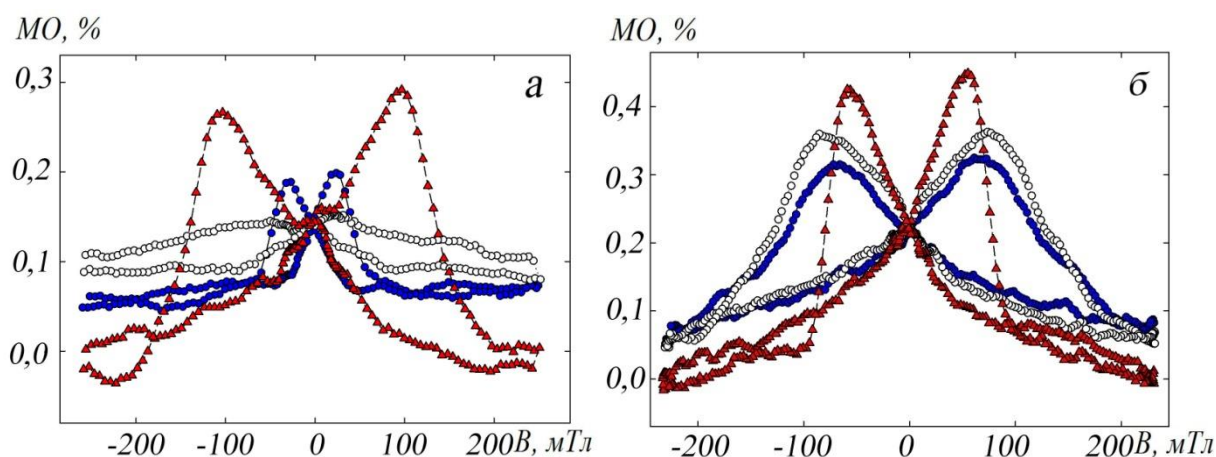


Рисунок 5.1 – Залежність МО від прикладеного магнітного поля для плівкової системи Co(6)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П (а) та Co(6)/Cu(8)/Co(20)/Cr(6)/П (б) при  $T=300$  К (синій) та після відпалювання до  $T_b=609$  К (білий) та 850 К (червоний)

Таблиця 5.1 – Розрахункові значення магнітної чутливості зразків з фіксованою товщиною Cu 6 нм

Структура спін-вентилля	$T_b$ , К	$\delta$ , %	$\Delta B$ , 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

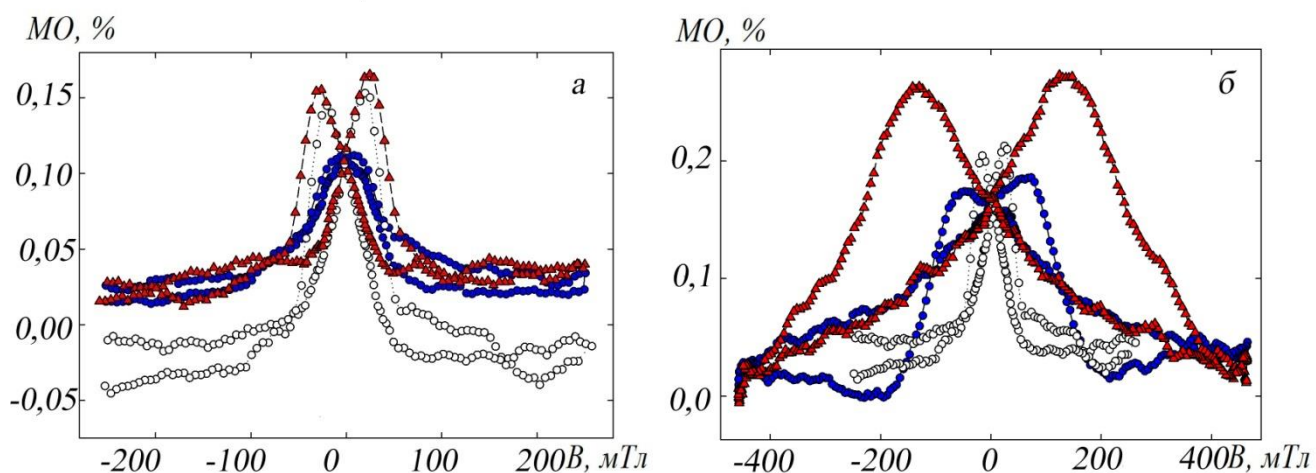


Рисунок 5.2 – Залежність МО від прикладеного магнітного поля для плівкової системи першої серії Co(4)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П (синій), Co(6)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П (білий), Co(8)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П (червоний) (а) та другої серії: Co(6)/Cu(4)/Co(20)/Cr(6)/П, Co(6)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П, Co(6)/Cu(8)/Co(20)/Cr(6)/П (б) при температурі  $T_B=300$  К

Таблиця 5.2 – Розрахункові значення магнітної чутливості зразків з фіксованою товщиною Co 6 нм

Структура спін-вентилля	$T_B$ , К	$\delta$ , %	$\Delta B$ , 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 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 спін-вентилля 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 спін-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 спін-вентиль набув більш стабільного вигляду.

Після відпалювання структур до температури 850 К результати вимірювання МО представлені на рис. 5.3 та узагальнені розраховані значення магнітної чутливості представлені у вигляді табл. 5.3.

З рис. 5.3 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.

### **5.1.2 Структури на основі Fe і Au**

У випадку багат шарових плівкових систем на основі Fe і Au, як показано в роботі [62, 63], 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 електронограмах

від невідпалених зразків спостерігається дві системи кілець, що відповідають фазам

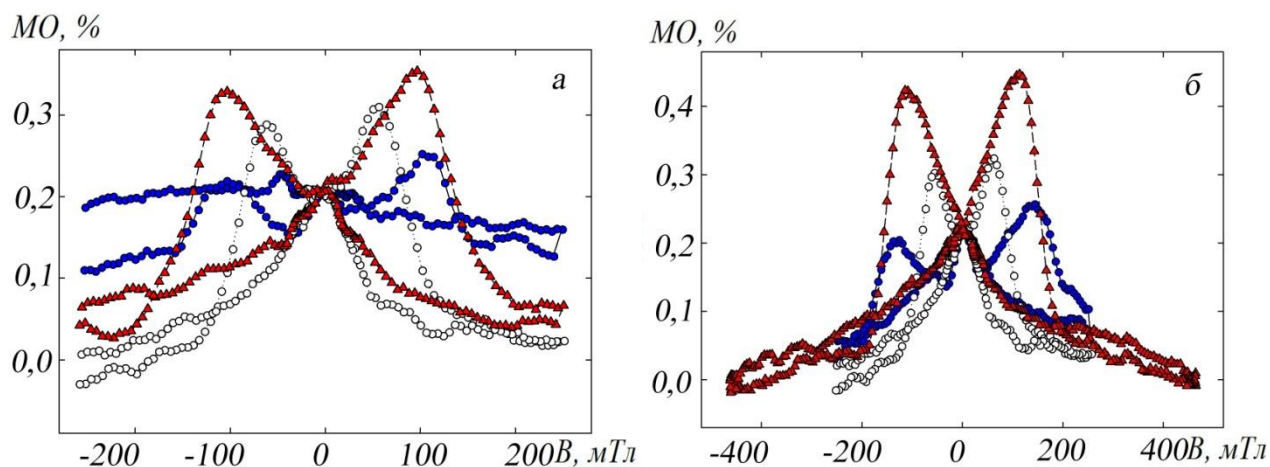


Рисунок 5.3 – Залежність МО від прикладеного магнітного поля для плівкової системи першої серії Co(4)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П (синій), Co(6)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П (білий), Co(8)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П (червоний) (а) та другої серії: Co(6)/Cu(4)/Co(20)/Cr(6)/П (синій), Co(6)/Cu(6)/Co(20)/Cr(6)/П (білий), Co(6)/Cu(8)/Co(20)/Cr(6)/П (червоний) (б) після відпалювання до  $T_b = 850\text{K}$

Таблиця 5.3 – Експериментальні дані магнітної чутливості спіно-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

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 [64]. 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 Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>.

У полікристалічних феромагнітних плівках Co спостерігається анізотропія магнітних властивостей. Наприклад, магнітна анізотропія залежить від структури та товщини досліджуваних зразків, а також від температури відпалювання [65]. Максимальна анізотропія спостерігається при  $T_e = 400 \div 600$  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 [65].

Результати дослідження магніторезистивних властивостей в різних геометріях вимірювання для плівкових систем на основі Au і Fe представлені на рис. 5.4 на прикладі тришарової системи Fe (10) / Au (25) / Fe (10) / П. Як видно з цього рисунку при повздовжній 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



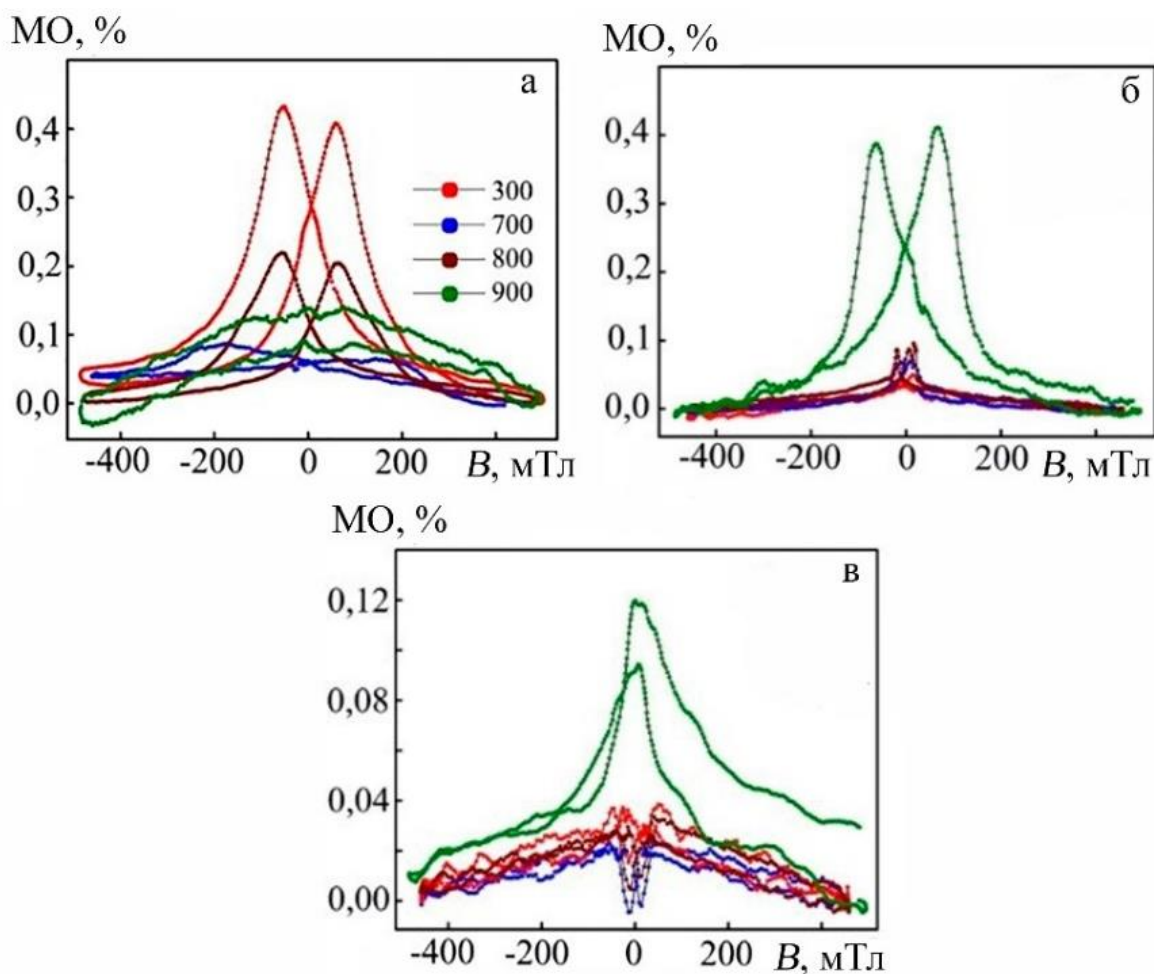


Рисунок 5.4 – Залежності МО від прикладеного магнітного поля для плівкової системи Fe (10) / Au (15) / Fe (10) / П після конденсації та після відпалювання до 700, 800, 900 К у поздовжній (а) поперечній (б) та перпендикулярній (в) геометріях вимірювання [64]

відпалюванні можна пов'язати із процесами утворення т. р. Au (Fe) в системі та з поступовим розмиттям інтерфейсів між магнітними і немагнітним 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 відпалюванню одного із шарів.

### 5.1.3 Структури на основі Co і Ru

Магніторезистивні властивості тришарових плівкових систем на основі Co і Ru детально досліджувалися з точки зору їх ефективності як синтетичних антиферромагнітних шарів або буферних шарів. Особливістю дослідження було порівняння магнітоопору зразків Co/Pi товщиною 40 нм та двох шарів Co товщиною по 20 нм розділеного штучною межею отриманою зупинкою конденсації та прошарком рутенію різної товщини. Штучна межа розділу створювалася шляхом зупинки процесу конденсації зразка на 8 годин. За час зупинки відбувалися післяконденсаційні процеси формування інтерфейсу шляхом перерозподілу атомів Co по поверхні та формуванням магнітної доменної структури шару. При відновленні процесу конденсації формувалася наступний шар Co. Розділення магнітних шарів Co прошарком Ru призводить до появи між ними сильної непрямої антиферромагнітної взаємодії. При накладанні зовнішнього магнітного поля ця взаємодія зникає, що супроводжується помітною зміною опору.

Було отримано та порівняно магніторезистивні властивості трьох структур: Co(40)/Pi, Co(20)/Co(20)/Pi та Co(20)/Ru(5)/Co(20)/Pi. 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 рис. 5.7, можна помітити, що істотних змін у магнітних властивостей вдалося досягти лише при внесенні структури 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.

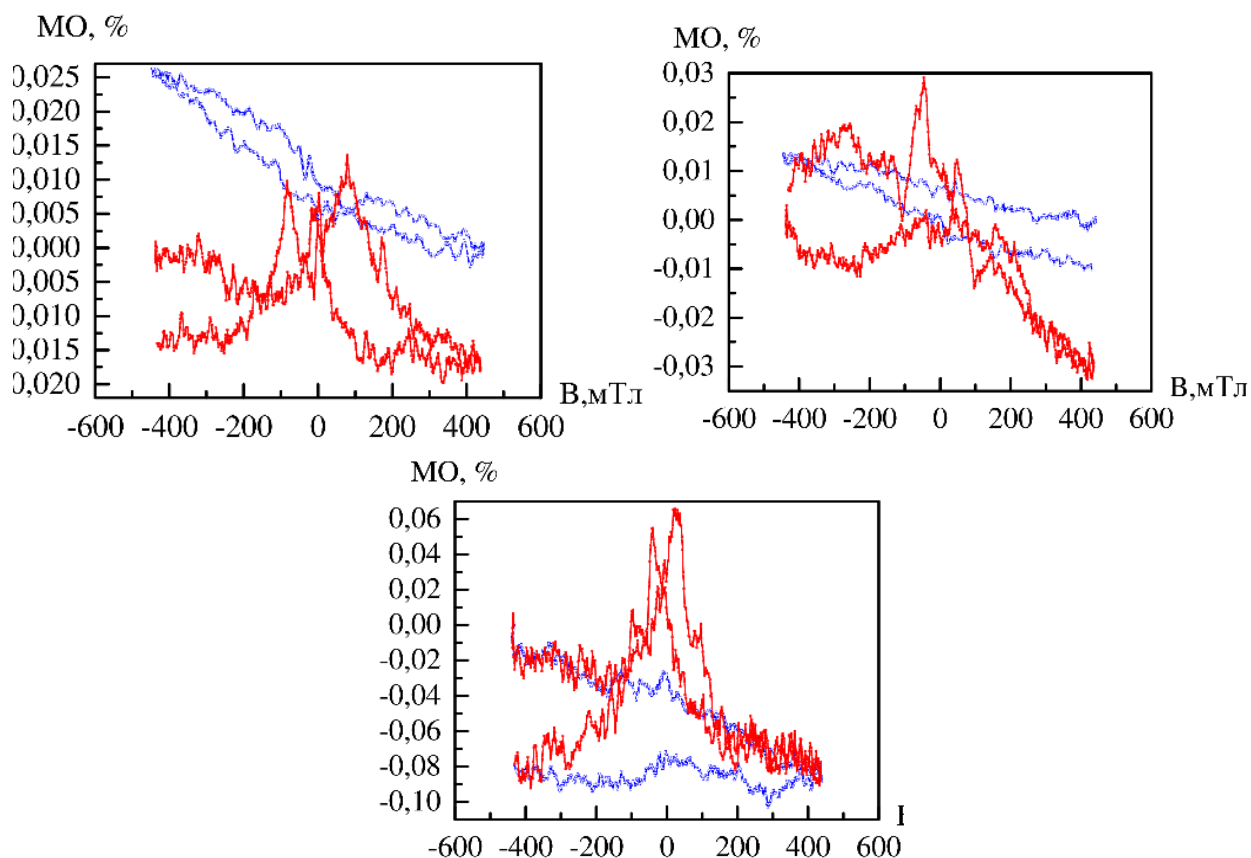


Рисунок 5.7 – Залежність МО від прикладеного магнітного поля для плівкових систем: Co(40)/П (а), Co(20)/Co(20)/П (б), Co(20)/Ru(5)/Co(20)/П (в) при перпендикулярній орієнтації зразка і двох температурах відпалювання: червоним кольором –  $T_b = 600$  К, синім кольором –  $T_b = 300$  К

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 %.

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.

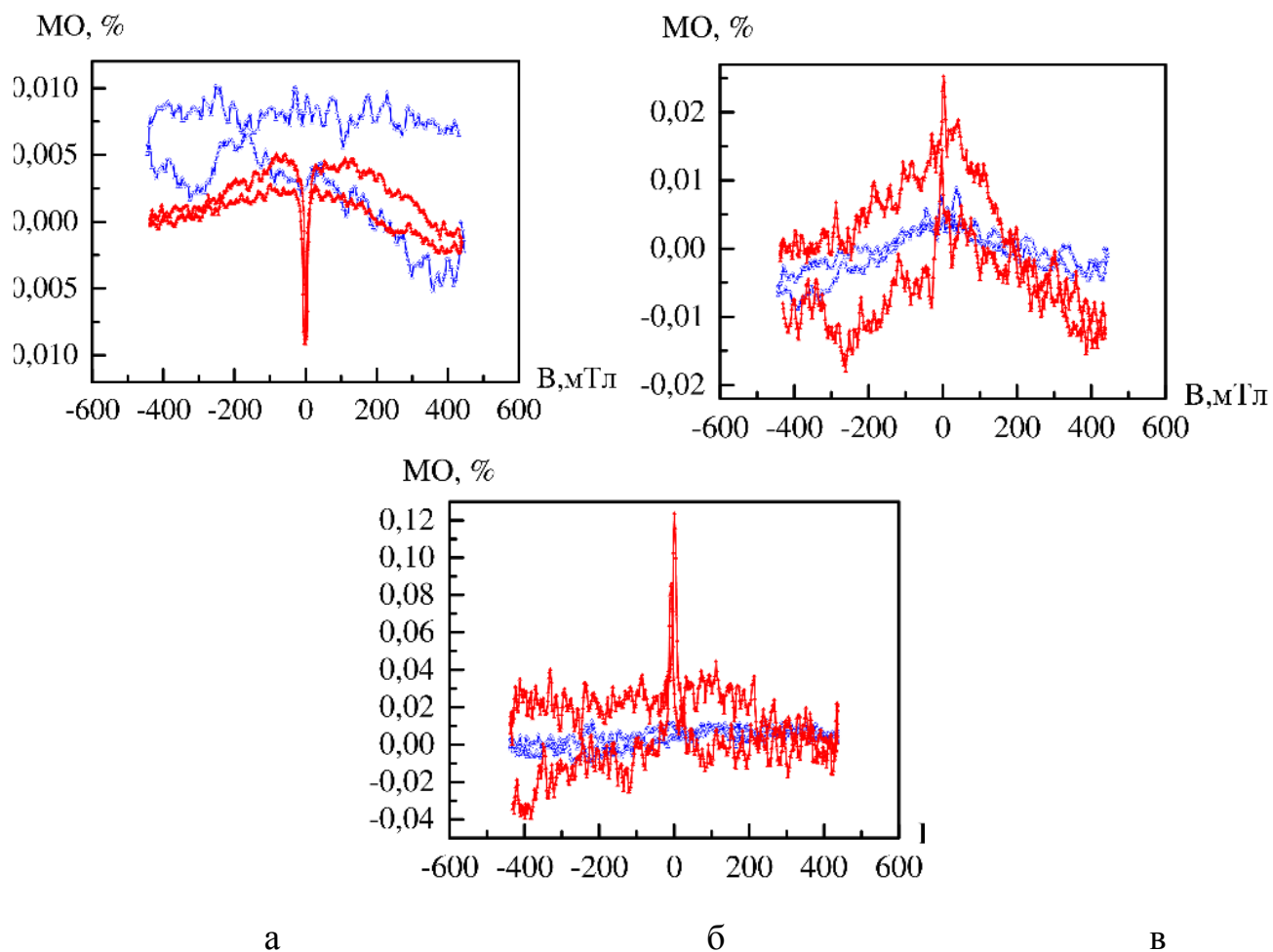


Рисунок 5.8 – Залежність МО від прикладеного магнітного поля для плівкових систем: Co(40)/П (а), Co(20)/Co(20)/П (б), Co(20)/Ru(5)/Co(20)/П (в) при поперечній орієнтації зразка і двох температурах відпалювання: червоним кольором –  $T_B = 600\text{K}$ , синім кольором –  $T_B = 300\text{K}$ .

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.

## **5.2 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)]<sub>n</sub> / П та серії зразків псевдо спін-вентильного типу з використанням мультишарів Au (10) / [Cu (3) / Co (3)]<sub>n</sub> / Cu (5) / Co (20) / П і Au (10) / Co (6) / Cu (5) / [Cu (3) / Co (3)]<sub>n</sub> / П.

У загальному випадку результатом такої зміни стало збільшення величини МО до 0,3 ÷ 0,5 % (рис. 5.9 і 5.10) але зменшення чутливості  $S_B$  до значень  $(0,1 \div 0,2) \times 10^{-2} \% / \text{мТл}$  (табл. 5.4 і 5.5). 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.

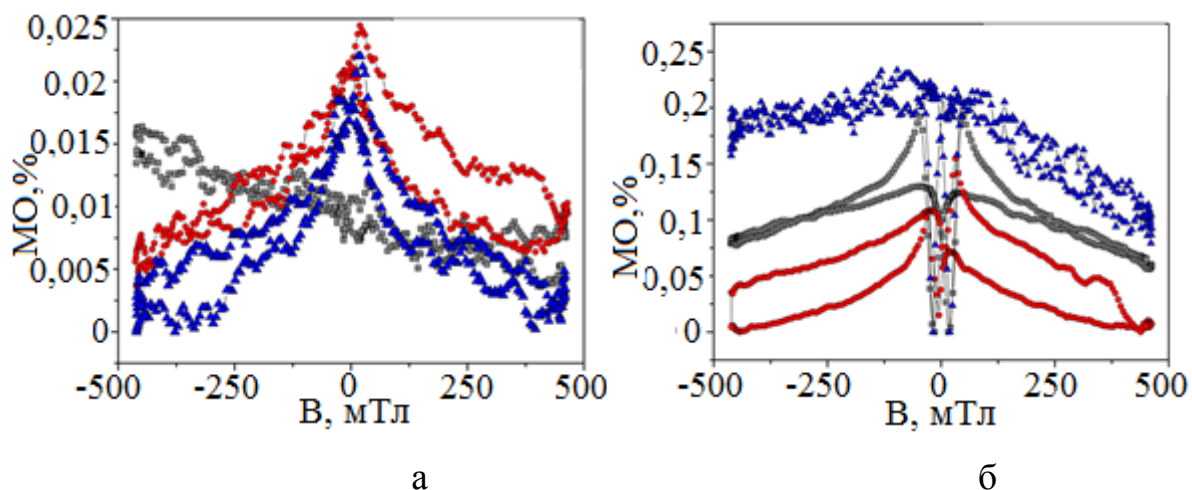


Рисунок 5.9 – Залежність МО від прикладеного магнітного поля для плівкової системи  $\text{Co}(5)/\text{Cu}(6)/[\text{Co}(3)/\text{Cu}(3)]_4/\text{П}$  до відпалювання (а) та  $[\text{Co}(3)/\text{Cu}(3)]_4\text{Co}(5)/\text{Cu}(20)/\text{П}$  (б)

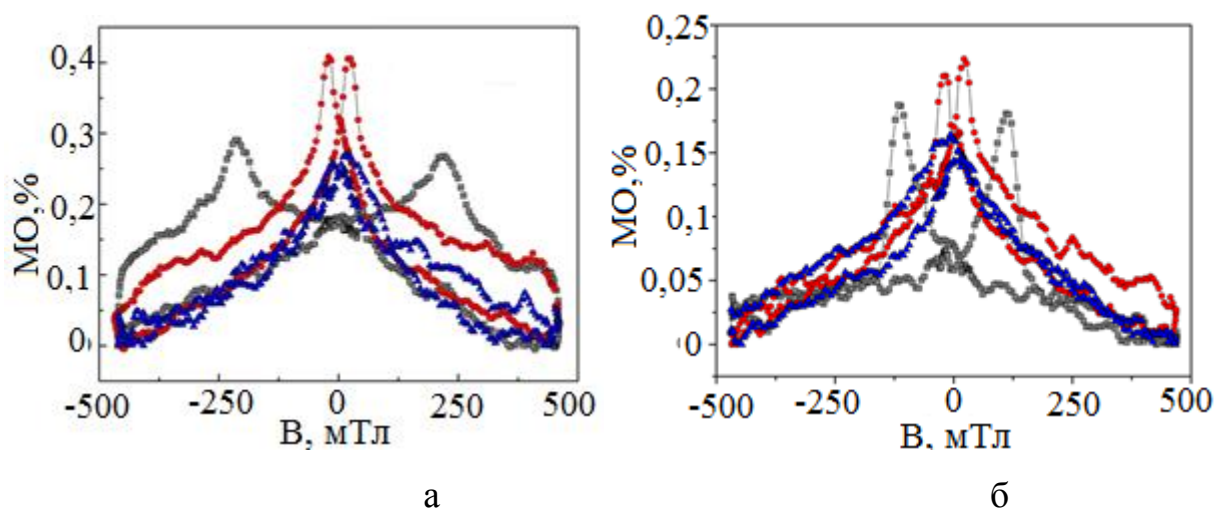


Рисунок 5.10 – Залежність МО від прикладеного магнітного поля для плівкової системи  $\text{Co}(5)/\text{Cu}(6)/[\text{Co}(3)/\text{Cu}(3)]_8/\text{П}$  до відпалювання (а) та мультишару  $[\text{Co}(3)/\text{Cu}(3)]_6/\text{П}$  (б)

Таблиця 5.4 – Значення магнітної чутливості зразків з змінною товщиною Cu

Структура спіні-вентиля	$T_B$ , К	$\delta$ , %	$\Delta B$ , 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 5.5 – Значення магнітної чутливості зразків з нижнім та верхнім магнітним шаром у вигляді мультишару

Структура спіні-вентиля	$T_B$ , К	$\delta$ , %	$\Delta B$ , мТл	$S_B$ , %/мТл
Co(5)/Cu(6)/[Co(3)/Cu(3)] <sub>10</sub> /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)] <sub>8</sub> /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)] <sub>4</sub> /Cu(5)/Co(20)/П	300	0,189	15,31	0,0123
	700	0,272	78,40	0,0034
	900	-	-	-
[Co(3)/Cu(3)] <sub>2</sub> /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

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 антиферомагнітних шарів на модифіковану мультишарами спін-вентильну структуру на прикладі систем на основі Co і Cu. На рис. 5.11 та 5.12 наведені для порівняння залежності МО для функціональних структур у вигляді мультишару та з додатковим шаром з рутенію. 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.

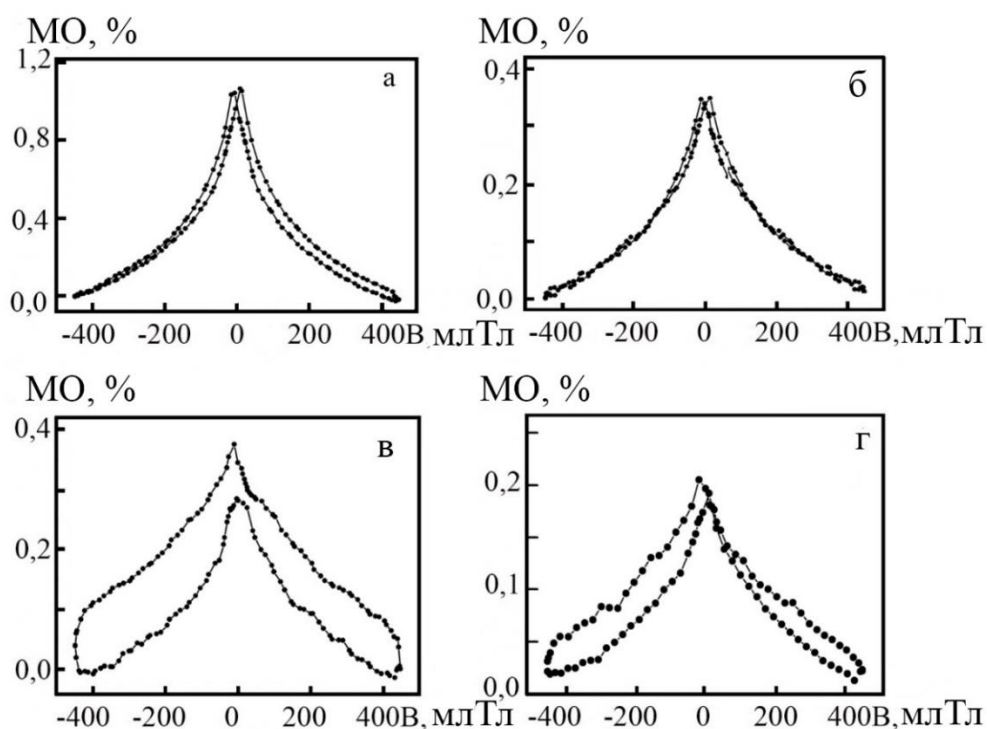




Рисунок 5.11 – Залежність МО від прикладеного магнітного поля для плівкових систем:  $[\text{Co} (3) / \text{Cu} (3)]_{18} / \text{П}$  (а, в) та  $[\text{Co} (3) / \text{Cu} (3)]_{18} / \text{Ru} (10) / \text{П}$  (б, г) при  $T_{\text{в}}, \text{К} : 300 - \text{а, б}; 600 - \text{в, г}$  [66]

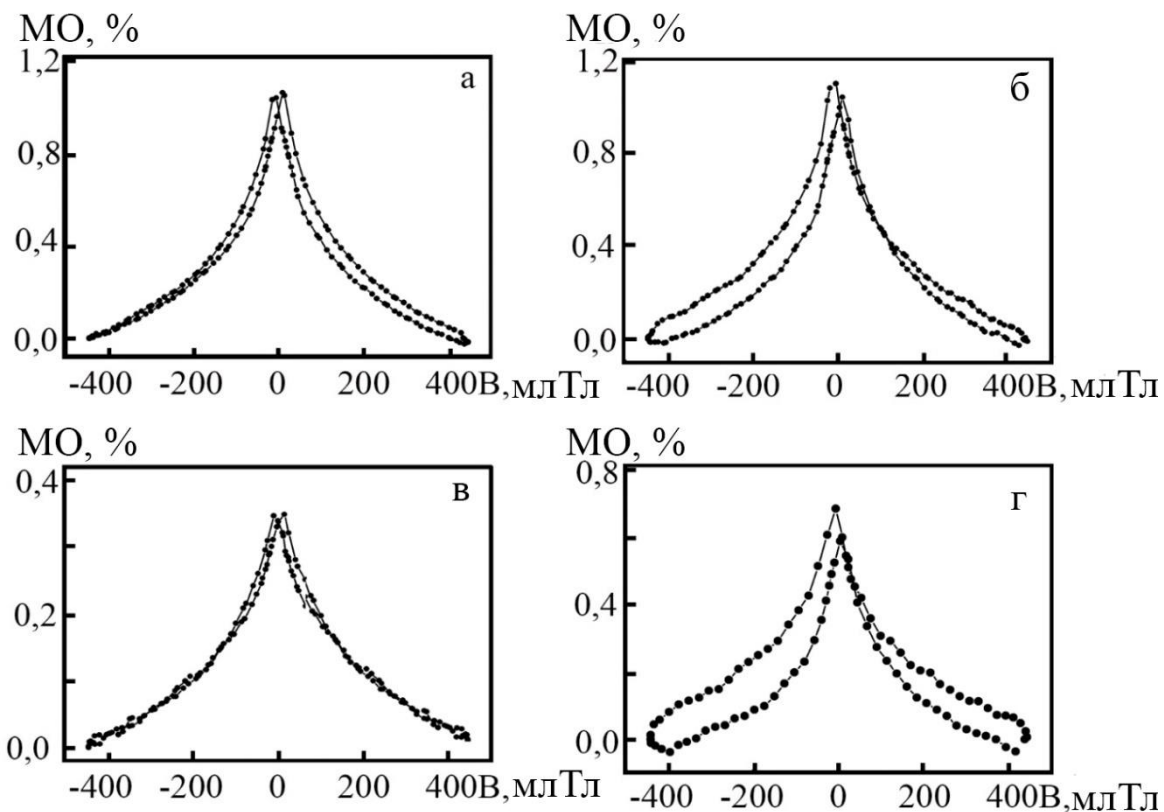


Рисунок 5.12 – Залежність МО від прикладеного магнітного поля для плівкових систем:  $[\text{Co} (3) / \text{Cu} (3)]_{18} / \text{П}$  (а),  $[\text{Co} (3) / \text{Cu} (3)]_{18} / \text{Ru} (10) / \text{П}$  (в),  $[\text{Co} (3) / \text{Cu} (3)]_{18} / \text{Cu} (8) / \text{Co} (20) / \text{П}$  (б) та  $[\text{Co} (3) / \text{Cu} (3)]_{18} / \text{Cu} (8) / \text{Co} (20) / \text{Ru} (10) / \text{П}$  (г) при  $T_{\text{в}} = 300 \text{ К}$  [66]

### 5.3 Тензорезистивні властивості функціональних структур спіно-клапаного типу

**5.3.1 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  $\alpha$ , навпаки, низького його значення в межах до 10 одиниць, а саме головне – повторюваність і незмінність результату протягом великої кількості циклів деформації. Тобто 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. Наприклад на рис. 5.13 приведена розмірна залежність повздовжнього коефіцієнту тензочутливості для одношарових плівок Fe.

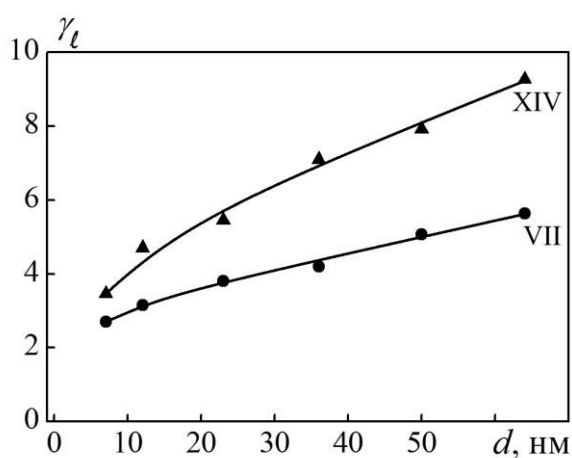


Рисунок 5.13 – Залежність коефіцієнту  $\gamma_l$  від товщини для тонких плівок Fe (цифра відповідної кривої відповідає номеру деформаційного циклу) [67]

Для двошарових плівкових систем Co/Cu, Fe/Au та Co/Ru встановлено, що при відносно малих товщинах 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-клапанного 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  $\gamma_l$  що лежать в інтервалі від 3 до 9 одиниць.

### **5.3.2 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 [68] для випадків двошарової плівкової системи, в якій зберігається індивідуальність окремих шарів (модель «біпластини»), 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.

Розрахунки на основі цієї моделі (детальніше див. [69]) 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. 5.6 зведені дані про експериментальні та розрахункові дані структур спін-клапанного типу та їх фрагментів на основі Co, Cu, Fe, Au і Ru.

Таблиця 5.6 – Експериментальні та розрахункові значення для функціональних плівкових структур спін-клапанного типу та їх фрагментів

Система	Експериментальне значення $\gamma_l$	Розрахункове значення $\gamma_l$
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

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.

## **6 СХЕМИ ТА МЕТОДИКА ФОРМУВАНЬ ГНУЧКИХ ФУНКЦІОНАЛЬНИХ СТРУКТУР СПІН-КЛАПАННОГО ТИПУ НА ОСНОВІ ТОНКИХ МЕТАЛЕВИХ ПЛІВОК Fe I Au, Co I Cu, Co I Ru ТА НАНОЧАСТИНОК**

### **6.1 Структура типу «сандвіч»**

Варіантом виконання ефективною та простою спін-вентильною структурою є багатошарова структура типу «сандвіч», що виконується за схемою «магнітний шар 1 / немагнітний прошарок / магнітний шар 2», схематичне зображення якої наведене на рис. 6.1. 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 спін-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, [70-72]). 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 [73-75] параметри функціональних елементів спін-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 вентилію. 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 перемагнічування. Спін-вентильний

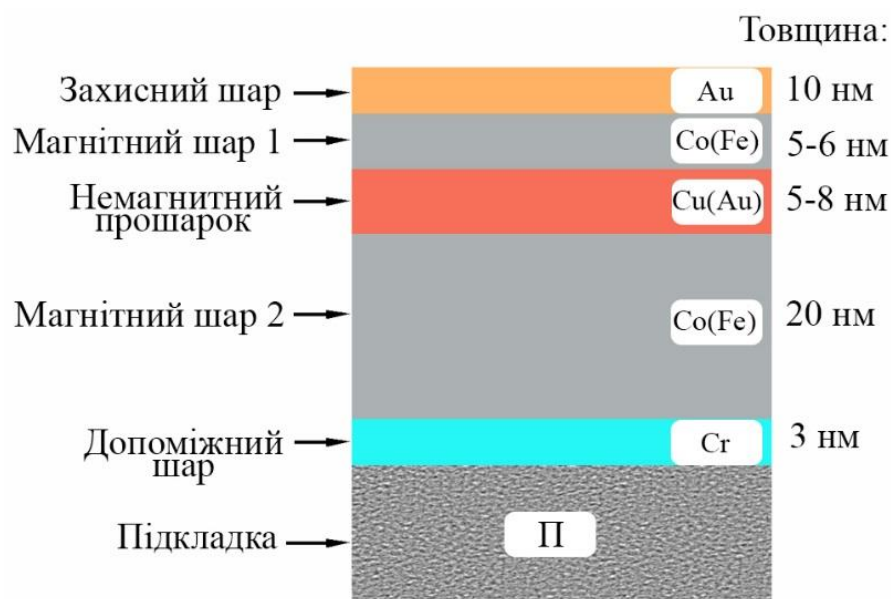


Рисунок 6.1 – Схема формування простої функціональної плівкової гнучкої структури спіні-клапанного типу «сендвіч» на основі магнітних шарів з Co або Fe різної товщини [62]

ефект якраз і проявляється в інтервалі  $\Delta B$  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 [76, 77] були вивчені магніторезистивні та магнітооптичні властивості систем на основі плівок Co і Cu та Fe і Au. У розглянутих системах (рис. 6.1) можливе максимальне значення магнітоопору (див., наприклад, [78, 79]) серед варіантів виконання псевдо спіні-вентилів.

Додатково підсилити різницю характеристик магнітного шару 1 та 2 можливо за допомогою різної термообробки. Нами в роботах [78, 79] було запропоновано отримувати шари Co при різних температурах підкладки ( $T_{\text{п}}$ ). Нижній товстіший шар ( $d = 20$  нм) отримувався при  $T_{\text{п}} = 950$  К, а верхній тонкий ( $d = 5 \div 6$  нм) –  $T_{\text{п}} = 300$  К. Підґрунтям для цього послужили дослідження МОКЕ в одношарових

плівках Co, отриманих при різних температурах підкладках, що наведені на рис. 6.2. Так коерцитивність плівки отриманої при високій температурі підкладки приблизно у 5 ÷ 6 разів більша ніж у плівки, що була отримана при кімнатній температурі підкладки.

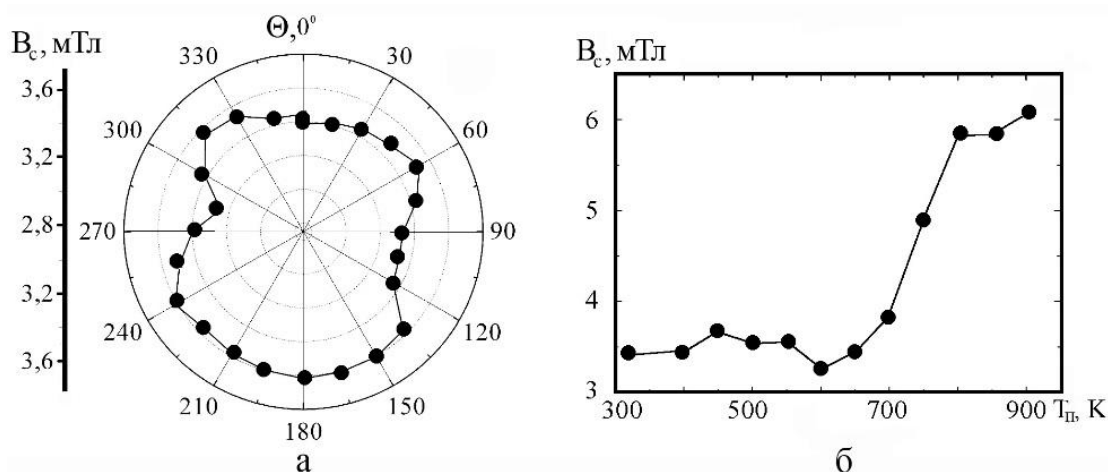


Рисунок 6.2 – Залежність коерцитивності  $B_c$  одношарової плівки Co (40) / П від кута повороту зразка  $\Theta$  при  $T_n = 300$  К (а) та температури  $T_n$  при  $\Theta = 0^\circ$  (б) [80]

## 6.2 Структура з функціональним мультишаром

Іншим підходом до формування псевдо спін-вентильних систем на основі металів були запропоновані нами у роботі [81] по аналогії з роботами [82, 83], 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. 6.3. 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 [84] саме на таку модифікацію функціонального елемента спін-клапанного типу. В основу корисної моделі поставлена задача запропонувати нову структуру функціонального металевих багатшарового плівкового елемента, що досягається використанням

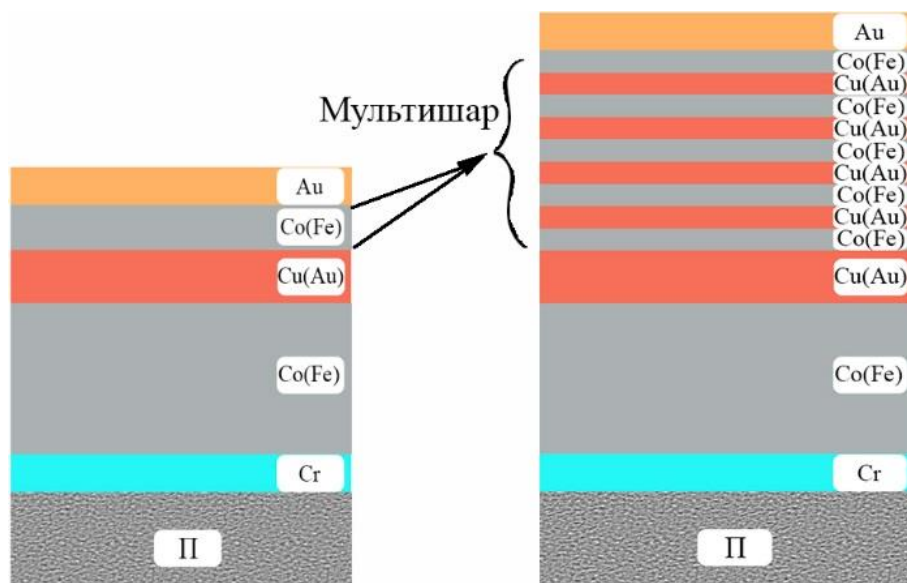


Рисунок 6.3 – Схема формування модифікованої функціональної структури на основі мультишару [62]

металевої 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 геометрії 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 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 [75]. 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. 6.4 схематично зображена будова функціонального елементу гнучкої електроніки спіно-клапанного типу. А на рис. 6.5 показано можливі схеми включення функціонального елементу гнучкої електроніки спіно-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 елементу до орієнтації та напруженості зовнішнього магнітного поля та його високу термічну стабільність.

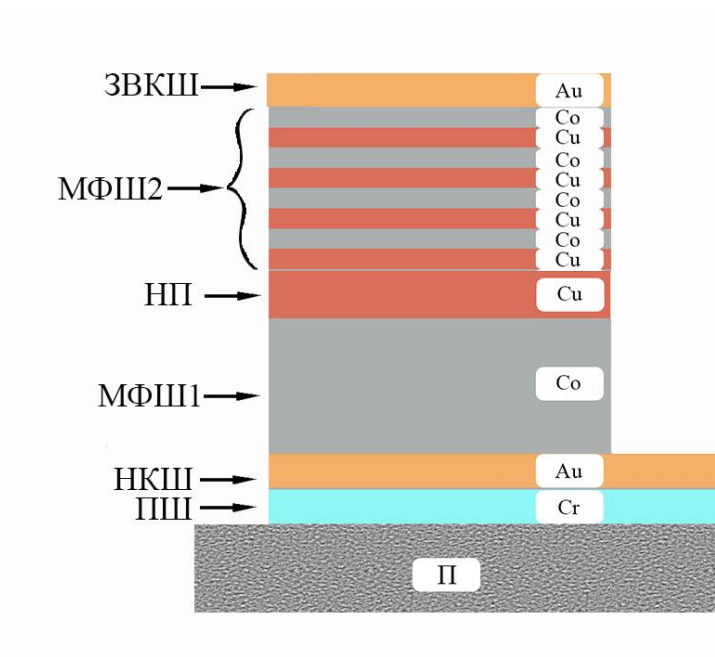


Рисунок 6.4 – Функціональна схема приладової плівкової структури спін-клапанного типу на основі тонких плівок Co і Cu та мультишару  $[Co/Cu]_n$  [84]

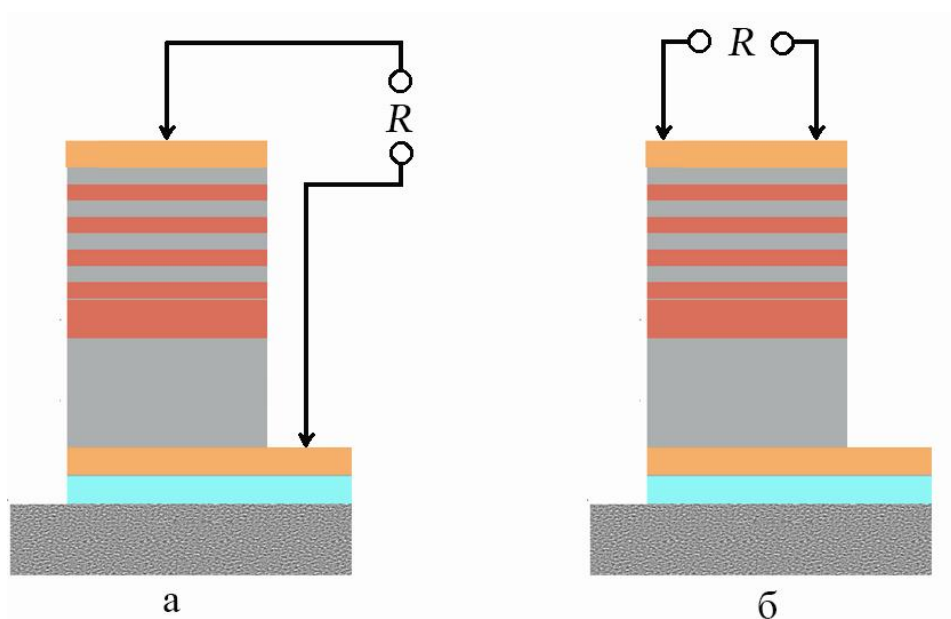


Рисунок 6.5 – Перпендикулярна (а) та поздовжня (б) схеми включення функціонального елемента приладової металевої плівкової структури спін-клапанного типу з використанням мультишару [84]

### 6.3 Структури з бар'єрними шарами

Ще варіантами виконання гнучкої функціональної структури спін-клапанного типу нами була запропоновані схеми, що наведені на рис. 6.6 з використанням шару упорядкованого масиву наночастинок в провідній матриці та синтетичного антиферомагнітного шару на основі Co і Ru.

У першому випадку (рис. 6.6 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 антиферомагнітного шару (рис. 6.6 б) він замінює нижній функціональний магнітний шар. До нього вимогою є висока

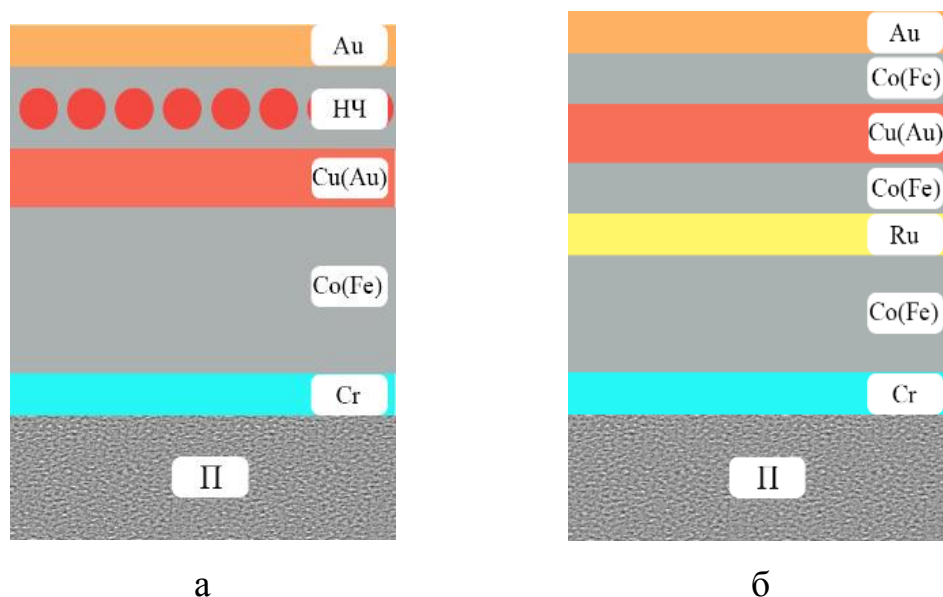


Рисунок 6.6 – Схема формування функціонального елемента спінової структури у вигляді багатошарової плівкової структури з шаром упорядкованого масиву наночастинок в провідній матриці (а) та синтетичного антиферомагнітного шару на основі Со і Ру (б)

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 Со, що є цікавими завдяки особливостям взаємодії, а саме відсутністю будь якого змішування цих двох матеріалів.

Як один із варіантів ефективних структур спінової структури можна використати структури з бар'єрними шарами графену, якій сформований на поверхні плівки рутенію.

## ВИСНОВКИ

В роботі на основі аналізу та узагальнення отриманих експериментальних та теоретичних результатів по дослідженню фізичних властивостей функціональних елементів спін-клапанного типу на основі Fe і Au, Co і Cu, Co і Ru та наночастинок розроблені основні схеми їх модифікації для підвищення їх температурної стабільності. Отримані нові наукові результати дослідження електрофізичних, магніторезистивних та тензорезистивних властивостей та їх кореляції з температурною стабільністю кристалічної структури та фазового складу таких багат шарових плівкових наносистем для успішного їх застосування як функціональних гнучких металевих структур спін-клапанного типу із стабільними робочими характеристиками в діапазоні температур 300 ÷ 900 K.

1. Сформульовані принципи та розроблена методика формування спін-клапанних наноструктур на основі Fe і Au, Co і Cu та Co і Ru та магнітних наночастинок або бар'єрного шару графену із термостабільним фазовим складом та структурою з наперед заданими робочими характеристиками для створення функціональних елементів гнучких сенсорів магнітного поля, спінових каналів зв'язку в компонентах спінтроники та гнучкій наноелектроніці. Ці результати розширюють уявлення про вплив дії температури на протікання різних фізичних процесів зокрема спін- залежне розсіювання електронів, взаємну дифузію елементів та фазоутворення, розсіювання електронів на межах зерен і магнітних доменів, зовнішніх поверхнях та інтерфейсах плівкових систем в багат шарових тонкоплівкових металевих структурах. Показана можливість подальшого шляху підвищення термостабільності функціональних наносистем спін-клапанного типу на основі Co і Ru та магнітних наночастинок або графенового бар'єрного шару.

2. Були отримані експериментальні розмірні та концентраційні залежності магніторезистивних та магнітооптичних властивостей багат шарових плівкових структур спін-клапанного типу та їх фрагментів на основі тонких шарів (товщиною до 60 нм) Fe і Au, Co і Cu та Co і Ru. Показана їх кореляція з узагальненими даними щодо результатів дослідження кристалічної структури та

фазового складу розглянутих функціональних наносистем в залежності від температурного режиму в процесі отримання та подальшої обробки у вакуумі.

3. Вперше показана відносна стабільність тензорезистивних властивостей багат шарових плівкових металевих наноструктур товщиною до 100 нм на основі Fe і Au, Co і Cu та Co і Ru. Це було зроблено з використанням нової розробленої інформаційної системи контролю стабільності тензорезистивних властивостей плівкових зразків.

4. Набула подальшого розвитку ідея формування функціональних приладових металевих наноструктур спіно-класанного типу з використанням мультишарів, синтетичних антиферромагнітних шарів та шарів упорядкованих масивів магнітних наночастинок в провідній матриці. Показана ефективність такого підходу шляхом вивчення стабільності їх робочих характеристик (магніторезистивних, магнітооптичних та тензорезистивних властивостей).

5. Сформульовані практичні рекомендації стосовно розробки конструкції, технологій виготовлення та застосування запропонованих модифікованих функціональних спіно-класанних елементів для реалізації каналів зв'язку в компонентах гнучкої електроніки.

6. На основі аналізу температурної стабільності робочих характеристик модифікованих функціональних структур спіно-класанного типу на основі Co і Cu, Fe і Au та Co і Ru та магнітних наночастинок показано, що ті системи, що мають невеликі значення магнітної чутливості доцільно використовувати для детектування магнітних полів у діапазоні від 200 до 600 мТл, а зразки, що показали найбільші значення магнітної чутливості, можуть бути використані в аналогових і цифрових схемах для швидкого реагування на відповідну зміну магнітного потоку.

## ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАНЬ

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. Review on spintronics: Principles and device applications / A. Hirohataa, K. Yamadab, Y. Nakatanic, I. -L. Prejbeanud, B. Diényd, P. Pirroe, B. Hillebrandse // *J. Mag. Mag. Mater.* – 2020. – V. 509, № 1. – P. 166711.
5. L. B. Chandrasekara, K. Gnanasekarb, M. Karunakaranc. Spintronics – A mini review // *Superlattices and Microstructures.* – 2019. – V. 136, № 5. – P. 106322.
6. S. M. Zegeye. A Review Paper on Spintronics and Its Role to Improve Electronic Devices // *American Journal of Quantum Chemistry and Molecular Spectroscopy.* – 2019. – V. 3, № 2. – P. 41-47.
7. Афанасьев П. Научно-технологический комплекс экспресс- прототипирования изделий гибкой электроники и фотоники / П. Афанасьев, О. Бохов, В. Лучинин // *Наноиндустрия.* – 2013. – № 6 (44). – С. 94-104.
8. Принципы создания гибридных миниатюрных приборов для выращивания колоний микробных клеток на основе пористого анодного оксида алюминия // Т.М. Зими́на, А.В. Соловьёв, В.В. Лучинин и др. // *Нано- и микросистемная техника.* – 2013. – № 3. – С. 19-34.
9. Bottom-Contact Pentacene Thin-Film Transistors on Silicon Nitride / J. Stott, A. Kumatani, T. Minari et al. // *Electron Device Letters.* – 2011. – V. 32. – P. 1305-1307.
10. Jin Z. Bio-friction / Z. Jin, D. Dowson // *Friction.* – 2013. – V. 1, № 2. – P. 100–113.
11. Aprotic and aqueous Li-O<sub>2</sub> batteries / J. Lu, L. Li, J. B. Park et al. // *Chem. Rev.* – V. 114. – P. 5611–5640.

12. Низкотемпературные материалы и тонкопленочные транзисторы для электроники на гибких подложках / А. Сазонов, М. Мейтин, Д. Стряхилев и др. // Физика и техника полупроводников. – 2006. – № 3. – С. 34-51.
13. [<https://www.intel.com/content/www/us/en/products/processors.html>] – Processors. – Дата доступа 13.12.2018.
14. Latest advances in substrates for flexible electronics / W. A. MacDonald, M. K. Looney, D. MacKerron, R. Eveson, R. Adam, K. Hashimoto, et al. // Journal of the Society for Information Display. – 2007 – V. 15. – P. 1075 – 1083.
15. Substrates for flexible electronics: A practical investigation on the electrical, film flexibility, optical, temperature, and solvent resistance properties / V. Zardetto, T. M. Brown, A. Reale, A. D. Carlo // J. Polymer Sci. Part B: Polymer Phys. – 2011 – V. 49. – P. 638–648.
16. Khan S. Technologies for Printing Sensors and Electronics Over Large Flexible Substrates: A Review / S. Khan, L. Lorenzelli and R. S. Dahiya // IEEE Sensors Journal. – 2015 – V. 15. – P. 3164–3185.
17. Лукашин А. В. Физические методы синтеза наноматериалов / А. В. Лукашин, А. А. Елисеев. – Москва: Наука. – 2007. – 32 с.
18. [<https://www.intel.com/content/www/us/en/products/processors.html>] – Процессоры с техпроцессом 14 нм. – Дата доступа 12.12.2017 г.
19. Tobjörk D. Paper electronics / D. Tobjörk, R. Österbacka // Adv. Matr. – 2011. – V. 23. – P. 1935–1961.
20. Printed electronics for lowcost electronic systems: Technology status and application development / V. Subramanian, J. B. Chang, A. de la Fuente Vornbrock, D. C. Huang, L. Jagannathan, F. Liao, et al. // In 34th European Solid–State Circuits Conference. – California : University of California. – 2008. – P. 17 –24.
21. Printed electronics: the challenges involved in printing devices, interconnects and contacts based on inorganic materials / J. Perelaer, P. J. Smith, D. Mager, D. Soltman, S. K. Volkman, V. Subramanian, et al. // J. Matr. Chem. – 2010. – V. 20. – P. 8446–8453.

22. Preparation of solid silver nanoparticles for inkjet printed flexible electronics with high conductivity / W. Shen, X. Zhang, Q. Huang, Q. Xu, W. Song // *Nanoscale*. – 2014. – № 6. – P. 1622–1628.
23. Low temperature sintering of Ag nanoparticles for flexible electronics packaging / A. Hu, J. Y. Guo, H. Alarifi, G. Patane, Y. Zhou, G. Compagnini, C. X. Xu // *Applied Physics Letters*. – 2010. – V. 97. – P.153117.
24. Fabrication of flexible copper-based electronics with high-resolution and high-conductivity on paper via inkjet printing / T. Zhang, X. Wang, T. Li, Q. Guo, J. Yang // *J. Mater. Chem. C*. – 2014. – V. 2. – P. 286–294.
25. High-performance magnetic sensorics for printable and flexible electronics / D. Karnaushenko, D. Makarov, M. Stöber, D. D. Karnaushenko, S. Baunack, O. G. Schmidt // *Adv Mater*. – 2015. – V. 27. – P. 880 – 885.
26. Dahiya R. S. Bendable ultra-thin chips on flexible foils / R. S. Dahiya, S. Gennaro // *IEEE Sensors J*. – 2013. – V. 13. – P. 4030–4037.
27. Amorphous silicon technology for large area digital X-ray and optical imaging / A. Nathan, B. k. Park, Q. Ma, A. Sazonov, J. A. Rowlands // *Microelectron. Reliability*. – 2002. – V. 42. – P. 735–746.
28. 21. Thin-Film Transistor Fabricated in Single-Crystalline Transparent Oxide Semiconductor / K. Nomura, H. Ohta, K. Ueda, T. Kamiya, M. Hirano, H. Hosono // *Science*. – 2003. – V. 300. – P. 1269 – 1272.
29. High performance ZnO-thin-film transistor with Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub> dielectrics fabricated at room temperature / L. Zhang, J. Li, X. W. Zhang, X. Y. Jiang, Z. L. Zhang // *Appl. Phys. Lett*. – 2009. – V. 95. – P. 072112–3.
30. M. V. Kovalenko Colloidal Nanocrystals with Molecular Metal Chalcogenide Surface Ligands / M. V. Kovalenko, M. Scheele, and D. V. Talapin // *Science*. – 2009. – V. 324. – P. 1417–1420.
31. M. C. Choi Polymers for flexible displays: from material selection to device applications / M. C. Choi, Y. Kim, C. S. Ha // *Prog. Polym. Sci*. – 2008. – V. 33. – P. 581–630.



32. S. Nambiar Conductive polymer-based sensors for biomedical applications / S. Nambiar, J. T. W. Yeow // *Biosensors and Bioelectronics*. – 2011. – V. 26. – P. 1825–1832.
33. Медведев А. Гибкие платы. Преимущества и применение / А. Медведев. // *Компоненты и технологии*. – 2007. – № 9. – С. 202 – 208.
34. Transformational Silicon Electronics / J. P. Rojas, G. A. Torres Sevilla, M. T. Ghoneim, S. B. Inayat, S. M. Ahmed, A. M. Hussain, M. M. Hussain // *ACS Nano*. – 2014. – № 8, V. 2. – P. 1468–1474.
35. Сазонов А. Низкотемпературные материалы и тонкопленочные транзисторы для электроники на гибких подложках / А. Сазонов, М. Мейтин, Д. Стряхилев, А. Nathan. // *Физика и техника полупроводников*. – 2006. – В. 8. – С. 986 – 994.
36. Stretchable spin valves on elastomer membranes by predetermined periodic fracture and random wrinkling / M. Melzer, G. G. Lin, D. Makarov, O. G. Schmidt // *Adv. Mater.* – 2012. – V. 24. – P. 6468.
37. Flexible spintronic devices on Kapton / A. Bedoya-Pinto, M. Donolato, M. Gobbi, L. E. Hueso, P. Vavassori // *Appl. Phys. Lett.* – 2014. – V. 104. – P. 062412.
38. Костюк Д. М. Фізичні властивості магнітних наночастинок у провідній матриці: дис. канд. фіз.-мат. наук : 01.04.01 / Костюк Дмитро Миколайович – Суми, 2016. – 152 с.
39. Zhan Y. Materials capability and device performance in flexible electronics for the Internet of Things / Y. Zhan, Y. Mei, L. Zheng // *J. Mater. Chem. C*. – 2014. – V. 2. – P. 1220–1232.
40. Ultralight flexible amorphous silicon solar cell and its application to an airplane / Y. Kishi, H. Inoue, K. Murata, H. Tanaka, S. Kouzuma, M. Morizane, Y. Fukuda, H. Nishiwaki, K. Nakano, A. Takeoka, M. Ohnishi, Y. Kuwano // *Sol. Energy Mater.* – 1991. – № 23. – P. 312 – 318.
41. Ultrathin and lightweight organic solar cells with high flexibility / M. Kaltenbrunner, M. S. White, E. D. Głowacki, T. Sekitani, T. Someya, N. S. Saricici, S. Bauer // *Nat. Commun.* – 2012. – № 3. – P. 770.

42. Ivanco J. Nitric dioxide and acetone sensors based on iron oxide nanoparticles / J. Ivanco, S. Luby, M. Jergel, R. Rella, M. G. Manera, M. Benkovikova, P. Siffalovic, K. Vegso, Y. Halahovets, E. Majkova // *Sensor Lett.* – 2013. – V. 11. – P. 2322.
43. Sun Y. Inorganic semiconductors for flexible electronics / Y. Sun, J. A. Rogers // *Adv. Mater.* – 2007. – V. 19. – P. 1897-1916.
44. Flexible Electronics / Y. Kishi, H. Inoue, K. Murata et al. // *Sol. Energy Mater.* – 2009. – №. 23. – P. 312-318.
45. [<http://docplayer.ru/Gibkie-pechatnye-platy>]. – Гибкие печатные платы. – Дата доступу 13.12.2018.
46. [[http://ko.com.ua/prozrachnaya\\_jelektronika\\_33889](http://ko.com.ua/prozrachnaya_jelektronika_33889)]. – Прозрачная электроника. – Дата доступу 13.12.2018.
47. Zhan Y. Materials capability and device performance in flexible electronics for the Internet of Things / Y. Zhan, Y. Mei, L. Zheng // *J. Mater. Chem. C.* – 2014. – V. 2. – P. 1220–1232.
48. 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 електроної фізики.* – 2010. – Т. 2, № 1. – С. 51–59.
49. Чешко І.В., Логвинов А.М., Костюк Д.М., Шабельник Ю.М., Ткач О.П., Проценко С.І., Патент на корисну модель «Спосіб формування графену на поверхні тонкої плівки рутенію» (u2020 03712 від 19.06.2020 р.), № 15377/3У/20.
50. M. Tanaka. Spintronics: recent progress and tomorrow's challenges // *J. Cryst. Growth.* – 2005. – V. 278. – P. 25-37.
51. Чешко І. В. Фізичні процеси в функціональних елементах на основі Co/Cu(Ag, Au) із спін-залежним розсіюванням електронів: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. ф.-м. наук: спец. 01.04.01 «фізика приладів, елементів і систем» / І. В. Чешко. – Суми, 2009. – 23 с.

52. Lohvynov A. M. Structural-phase state and electrophysical properties of Ru thin films / A. M. Lohvynov, M. V. Kostenko, I. V. Cheshko, S. I. Protsenko // Proc. NAP. –2016. –V. 5. – P. 01NTF22-1-3.
53. Nagano T. Substrate temperature dependence of electrical and structural properties of Ru films / T. Nagano, K. Inokuchi, K. Tamahashi, N. Ishikawa, Y. Sasajima, J. Onuki // Thin Solid Films. – 2011. – V. 520. – P. 374-379.
54. Структурно-фазовий стан, стабільність інтерфейсів та електрофізичні властивості двошарових плівкових систем / С.І. Проценко, І.В. Чешко, Д. В. Великодний та ін. // Успехи фізики металлов. – 2007. – Т.8, №4 – С.247-278.
55. Protsenko I. Solid solution formation in Cu/Co ultrathin film systems / I. Protsenko, I. Cheshko, Ja. Javorsky // Functional Materials. – 2006. – V. 13, № 2. – P. 219-222.
56. Чешко І.В. Утворення твердих розчинів в плівкових системах на основі Со, Сu, Аg та Аu / І. В. Чешко, І. Ю. Проценко // Металлофізика, новейшие технологии. – 2009. – Т. 31, № 7. – С. 921-923.
57. 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).
58. Autonomous Repair Mechanism of Creep Damage in Fe-Au and Fe-Au-B-N Alloys/ S.Zhang, C. Kwakernaak, F.D. Tichelaar // Metallurgical and Materials Transactions.–2015. – V. 46. – P. 5656–5670.
59. 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. Олгодворець, І.М. Пазуха, І.Ю. Проценко // Успехи фізики металлов. – 2007. – Т.8, №4 – С.247-278.
60. Protsenko I., Cheshko I., Javorsky Ja. Solid solution formation in Cu/Co ultrathin film systems // Functional Materials. – 2006. – V. 13, № 2. – P. 219-222.
61. Чешко І.В. Утворення твердих розчинів в плівкових системах на основі Со, Сu, Аg та Аu / І. В. Чешко, І. Ю. Проценко // Металлофізика, новейшие технологии. – 2009. – Т. 31, № 7. – С. 921-923.

62. 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.
63. 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).
64. Чешко І.В. Утворення твердих розчинів в плівкових системах на основі Co, Cu, Ag та Au / І.В. Чешко, І.Ю. Проценко // Металлофізика, новейшие технологии. – 2009. – Т. 31, № 7. – С. 921-923.
65. Giant magnetoresistance in magnetic nanostructures / A. Barthelemy, V. Cros, J.L. Duval et al. // Nanostructured Materials. – 1995. – V.6. – P. 217-226.
66. 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.
67. 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.
68. 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.
69. Проценко С.І. Феноменологічна модель електрофізичних властивостей гранульованих плівкових сплавів / С.І. Проценко, Л.В. Олгодворець, І.В. Чешко // Вісник СумДУ. Серія «Фізика, математика, механіка». – 2008. – №1. – С.22 – 27.
70. Superconducting spin-valve effect and triplet superconductivity in  $\text{CoO}_x/\text{Fe}_1/\text{Cu}/\text{Fe}_2/\text{Cu}/\text{Pb}$  multilayer / P. V. Leksin, N. N. Garif'yanov, A. A. Kamashev et al. // Physical Review B, – 2015. – V. 91. – P. 214508(4).

71. 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.
72. 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).
73. Luby S. Tailoring of multilayer interfaces by pulsed laser irradiation / S. Luby, E. Majkova // *Applied Surface Science*. – 2005. – V. 248. – P. 316-322.
74. 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.
75. 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.
76. Чешко І.В. Магнітооптичні та магніторезистивні властивості пліткових 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.
77. 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.
78. 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.
79. 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.

80. 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.
81. 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).
82. Magnetoresistance and Anomalous Hall Effect with Pt Spacer Thickness in the Spin-Valve Co/Pt/[Co/Pt]<sub>2</sub>Multilayers / F. Zhang, Z. Liu, F. Wen // *Journal of Superconductivity and Novel Magnetism.* — 2017. — V. 30, No. 2. — P. 533–538.
83. 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).
84. Шабельник Ю.М., Чешко І.В., Логвинов А.М., Ткач О.П., Проценко С.І., Патент на корисну модель «Функціональний металевий елемент гнучкої електроніки спін-клапанного типу» № 136613 (27.08.2019 р.).