

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
СУМСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

Шкурдода Юрій Олексійович



УДК 539.216:544.003.26

**ЕЛЕКТРОФІЗИЧНІ І МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ
НЕСИМЕТРИЧНИХ ТА ГРАНУЛЬОВАНИХ СИСТЕМ В УМОВАХ
ПРОТІКАННЯ ТВЕРДОФАЗНИХ РЕАКЦІЙ**

Спеціальність 01.04.01 – фізика приладів, елементів і систем

АВТОРЕФЕРАТ

дисертації на здобуття наукового ступеня
доктора фізико-математичних наук

Дисертацією є рукопис.

Робота виконана в Сумському державному університеті Міністерства освіти і науки України.

Науковий консультант – доктор фізико-математичних наук, професор
Чорноус Анатолій Миколайович,
Сумський державний університет,
проректор із наукової роботи.

Офіційні опоненти: член-кореспондент НАН України,
доктор фізико-математичних наук, професор
Татаренко Валентин Андрійович,
Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова
НАН України, заступник директора з наукової
роботи;

доктор фізико-математичних наук, професор
Товстолиткін Олександр Іванович,
Інститут магнетизму НАН України,
завідувач відділу фізики плівок;

заслужений діяч науки і техніки України,
доктор фізико-математичних наук, професор
Лепіх Ярослав Ілліч,
Міжвідомчий науково-навчальний фізико-
технічний центр МОН і НАН України при
Одеському національному університеті
ім. І. І. Мечникова, директор.

Захист відбудеться «28» вересня 2018 р. о 12-00 годині на засіданні спеціалізованої вченої ради Д 55.051.02 у Сумському державному університеті за адресою: 40007, м. Суми, вул. Римського-Корсакова, 2, корпус ЕТ, ауд. 236.
E-mail: d55.051.02@sumdu.edu.ua.

Із дисертацією можна ознайомитись у бібліотеці Сумського державного університету за адресою: 40007, м. Суми, вул. Римського-Корсакова, 2, а також на сайті інституційного репозитарію СумДУ. Режим доступу :
<http://essuir.sumdu.edu.ua/handle/123456789/68170>

Автореферат розіслано «22» серпня 2018 року.

Вчений секретар
спеціалізованої вченої ради



І. В. Чешко

ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

Актуальність теми. На сучасному етапі розвиток спінтроніки, електроніки та сенсорного приладобудування стимулює вивчення фізичних властивостей нових нанорозмірних магнітонеоднорідних систем, що можуть бути багатофункціональними елементами сучасних приладів і сенсорів. Дослідження магнітних наносистем (багатошарових плівок, гранульованих структур, магнітних тунельних переходів, манганітів та ін.) дало можливість у кінці ХХ ст. відкрити ряд важливих магніторезистивних ефектів – гігантський магнітоопір (ГМО), тунельний магнітоопір (ТМО), колосальний магнітоопір тощо, які становлять інтерес як із фундаментальної точки зору, так і прикладних застосувань (датчики магнітного поля, цифрові пристрої високощільної магніторезистивної пам'яті, біомедична і автомобільна електроніка тощо).

Однією з новітніх тенденцій у дослідженнях зазначених систем є встановлення особливостей впливу спіну носіїв заряду на їх транспортні властивості (зокрема, виявлення оптимальних умов одержання максимально можливої амплітуди ГМО й ТМО та впливу структури інтерфейсів на фізичні властивості систем), що забезпечує можливість формування плівкових матеріалів із необхідними наперед заданими електрофізичними, магніторезистивними та магнітними властивостями.

Незважаючи на велику кількість експериментальних і теоретичних праць із вивчення властивостей різних плівкових систем, виникає потреба подальшого пошуку та дослідження нанорозмірних структур, які б якомога більше та повніше відповідали додатковим вимогам функціонального характеру (зменшення розмірів датчиків, збільшення їх чутливості, забезпечення відтворюваності та стабільності параметрів тощо). Одними з основних вимог до таких структур є висока термостабільність їх параметрів та прогнозованість поведінки електрофізичних і магніторезистивних властивостей зі зміною температури. Саме тому актуальними залишаються створення нових наноматеріалів на основі багатошарових плівок із необхідним складом і функціональними можливостями, вивчення їх фізичних властивостей та побудова нових моделей для їх описання і прогнозування. Варто також зазначити, що поєднання ефектів спін-залежного розсіювання і тунелювання електронів може дати можливість створення багатьох нових плівкових матеріалів як функціональних елементів для сучасних магнітних наноелектронних приладів і сенсорів.

Отже, існує очевидний інтерес як із фундаментальної, так і з прикладної точки зору до вивчення сучасної проблеми фізики магнітонеоднорідних плівкових матеріалів, пов'язаної з комплексним дослідженням кристалічної структури, фазового складу, розмірних, концентраційних і температурних залежностей магнітоопору (МО), магнітних параметрів та електроопору три- та багатошарових плівок на основі феромагнітних і немагнітних металів. Вирішення зазначеної проблеми відкриває широкі можливості для прогнозування поведінки електрофізичних та магніторезистивних властивостей багатошарових систем зі зміною товщини шарів металу, їх структури, температури, умов отримання та величини зовнішнього магнітного поля.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Дисертаційна робота виконана на кафедрі електроніки, прикладної та загальної фізики Сумського державного університету. Основні результати були одержані в процесі виконання таких держбюджетних науково-дослідних робіт: «Дослідження явища гігантського магнітоопору в багатшарових плівкових зразках» (2007–2009 рр.), № 0107U002245, виконавець; «Дослідження спін-залежного розсіювання електронів у багатшарових нанорозмірних структурах» (2010–2012 рр.), № 0110U002726, виконавець; «Феноменологічна теорія від'ємного та інверсного ефектів гігантського магнітоопору в три- та багатшарових плівках з моно- та полікристалічною структурами» (2016–2017 рр.), № 0216U000774, виконавець; «Вплив фізичних процесів на властивості спін-вентильних структур на основі плівок Fe, Co та Ag, Au, Cu і магнітних наночастинок» (2016–2018 рр.), № 01164U002623, виконавець; «Електрофізичні і магніторезистивні властивості тришарових плівкових систем на основі Co, Fe_xNi_{100-x} та Cu» (2017–2018 рр.), № 0117U002826, керівник.

Мета і задачі досліджень. Мета роботи полягала у встановленні загальних закономірностей впливу розмірних, температурних і концентраційних ефектів та елементного складу, структурно-фазового стану, умов термооброблення на електро- і магніторезистивні властивості приладових структур на основі Co, Fe, Fe_xNi_{100-x} та Cu.

Відповідно до поставленої мети необхідно було вирішити такі задачі:

- розробити методики одержання плівкових сплавів на основі Fe і Ni та Co і Ni в широкому діапазоні концентрацій компонент та формування тришарових плівкових систем на основі феромагнітних металів і сплавів та немагнітних компонент; систем Co/Cu/Co/Π (Π – підкладка) з додатковими шарами Fe, Ni і Cr; структурно-несуцільних плівок феромагнітних металів та сплавів; гранульованих плівок метал-діелектрик;

- вивчити особливості структурно-фазового стану три- та багатшарових плівкових систем на основі феромагнітних (Fe, Co, сплав Fe_xNi_{100-x}) і немагнітних (Cu) компонент до та після термостабілізації в широкому інтервалі товщин (феромагнітних $d_F = 10\text{--}50$ нм та немагнітних $d_N = 1\text{--}30$ нм шарів) і концентрацій компонент у магнітних шарах ($0 < x < 100$);

- дослідити дифузійні процеси в плівкових зразках на основі Fe, Co, Fe_xNi_{100-x} та Cu;

- провести комплексні дослідження електрофізичних, магніторезистивних і магнітних властивостей плівкових структур в умовах прояву дії розмірного, температурного та концентраційного ефектів;

- розробити і провести апробацію феноменологічної моделі ефекту гігантського магнітоопору в тришаровій системі на основі Co та Cu для прогнозування магніторезистивних властивостей функціональних елементів спінтроніки;

- провести теоретичне та експериментальне дослідження анізотропії гігантського магнітоопору в рамках феноменологічного підходу;

- розробити відповідну методику та провести розрахунок параметрів спін-залежного розсіювання електронів у тришарових плівках Co/Cu/Co/Π;

- установити закономірності в польових залежностях магнітоопору для свіжосконденсованих та відпалених за різних температур структурно-несуцільних

плівок за різних значень їх ефективних товщин;

– установити особливості взаємозв'язку морфології структурно-несуцільних та гранульованих плівок із їх електро- і магніторезистивними властивостями;

– установити можливість використання симетричних та несиметричних «псевдоспін-вентильних» структур у вигляді багат шарових плівок із високою термостабільністю і високою магнітною чутливістю як чутливих елементів сенсорних та спінових приладів.

Об'єкт дослідження – польові, розмірні, температурні та концентраційні ефекти в електрофізичних і магніторезистивних властивостях тришарових плівкових систем як чутливих елементів сенсорів в умовах перебігу твердофазних реакцій.

Предмет дослідження – електрофізичні (питомий опір і температурний коефіцієнт опору), магніторезистивні (МО і ГМО) та магнітні (поле насичення і коерцитивна сила) властивості тришарових нанокристалічних систем на основі Co, Fe, $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ та Cu в інтервалі товщин магнітних $d_F = 10\text{--}50$ нм, немагнітних $d_N = 1\text{--}30$ нм шарів, структурно-несуцільних плівок та гранульованих плівок на основі Co і SiO_x у температурному інтервалі 120–700 К.

Методи досліджень. Для формування плівкових матеріалів використовували вакуумну пошарову або одночасну конденсацію металів термічним і електронно-променевим способами з незалежних джерел. Для дослідження розмірних і температурних залежностей температурного коефіцієнта опору (ТКО), МО були застосовані методи резистометрії в умовах надвисокого безмасляного вакууму ($10^{-6}\text{--}10^{-7}$) Па та впливу зовнішніх температурних і магнітних полів. Дифракційні та структурні дослідження проводили методами електронної мікроскопії й електронографії. Дифузійні процеси вивчали методом вторинно-іонної мас-спектрометрії (ВІМС) та резерфордівського зворотного розсіювання. Морфологію поверхні досліджували за допомогою атомно-силової мікроскопії, елементний склад – методом рентгенівського мікроаналізу. Для вивчення магнітних властивостей використовували вібраційну магнітометрію.

Наукова новизна одержаних результатів. Проведене в роботі комплексне дослідження кристалічної структури, фазового й елементного складу, електро- та магніторезистивних властивостей плівкових систем дозволило одержати такі нові результати:

1. Уперше встановлено, що в тришарових плівкових системах на основі Co, Fe, $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ та Cu з товщиною феромагнітних шарів $d_F = 10\text{--}30$ нм та прошарків міді $d_N < 5$ нм після відпалювання за температури 700 К утворюються неупорядковані тверді розчини $\beta\text{-Co}$ (Fe, Cu) (система Co/Cu/Fe) і $\beta\text{-Co}$ (Ni, Cu) (система Co/Cu/Co/Ni) на основі ГЦК-ґратки $\beta\text{-Co}$ та неупорядковані тверді розчини Ni_3Fe (Cu) чи NiFe (Cu) (система $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$) з ГЦК-ґраткою.

2. Уперше для тришарових плівкових систем $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Pi}$ та Co/Cu/ $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Pi}$ експериментально досліджені розмірні ($d_F = 10\text{--}50$ нм, $d_N = 1\text{--}30$ нм), температурні (інтервал вимірювання $T_B = 120\text{--}700$ К, інтервал термовідпалювання $T_{\text{відп}} = 300\text{--}700$ К) та концентраційні (концентрація Ni в магнітних шарах змінювалася від 10 до 90 ат.%) ефекти в ізотропному магнітоопорі. Установлено, що максимальне значення ізотропного МО за кімнатної

температури становить 1,2 % для плівок $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ ($x \cong 50$, $d_F = 30$ нм, $d_N = 6$ нм) і $\text{Co}/\text{Cu}/\text{Fe}/\text{П}$ ($d_F = 30$ нм, $d_N = 3$ нм) та 1,5 % – для плівок $\text{Co}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ ($x \cong 20$, $d_F = 35$ нм, $d_N = 5$ нм).

3. Уперше встановлено, що після термомагнітного відпалювання для всіх систем, за винятком $\text{Co}/\text{Cu}/\text{Fe}/\text{П}$ і $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ ($x > 70$), спостерігається перехід від ізотропного до анізотропного магнітоопору. Показано, що значення граничної температури відпалювання, після якої відбувається зазначений перехід, залежить від товщини прошарку міді та концентрації компонент у феромагнітних шарах.

4. Уперше з урахуванням того, що опір спінового каналу $s = +$ плівкової системи дорівнює опору немагнітного прошарку, одержано аналітичні вирази для розрахунку параметра спінової асиметрії та опору високоомного спінового каналу.

5. Уперше на основі дослідження впливу анізотропного магнітоопору на величину гігантського магнітоопору у тришарових полікристалічних плівкових системах показано, що у разі, якщо вектор густини струму та вектор намагніченості у феромагнітних шарах збігаються за напрямком, урахування анізотропії магнітоопору приводить до зменшення величини ефекту ГМО, тоді як у випадку, якщо зазначені вектори є взаємно перпендикулярними в площині плівки, величина ефекту ГМО збільшується.

6. Уперше встановлено, що для плівкових систем $\text{Co}/\text{Cu}/\text{Fe}/\text{П}$, отриманих за $T_{\text{п}} = 400$ К (із вихідним анізотропним магнітопором (АМО)) після їх відпалювання за $T_{\text{відп}} = 550$ К спостерігається поява ГМО з величиною 0,5–0,8 % за кімнатної температури, що пояснюється утворенням гранульованого стану.

7. Установлено, що для структурно-несуцільних плівок Co та Fe спостерігаються ізотропні польові залежності магнітоопору. Максимальна величина ізотропного магнітоопору ($\text{МО} = 1$ %) спостерігається для свіжосконденсованих плівок Fe з розміром острівців 3–5 нм і шириною вакуумного зазору між ними 1–2 нм.

8. Уперше показано, що в гранульованих плівках на основі Co та SiO_x з часткою Co близько 50 % і товщиною близько 30 нм реалізується за кімнатної температури ізотропний магнітопір величиною 2,5 %, що дозволяє розглядати їх як перспективні матеріали для розробки функціональних елементів для детектування магнітних полів у діапазоні 0,1–1 Тл.

9. Показано, що «псевдоспін-вентильні» структури $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Co}/\text{П}$ ($x > 10$, $d_F = 20$ –40 нм, $d_N = 5$ –10 нм) можуть бути використані у прикладних розробках при створенні функціональних елементів датчиків магнітного поля.

Практичне значення одержаних результатів. Результати проведених комплексних експериментальних досліджень розширюють уявлення про фізичні процеси у магнітнеоднорідних плівкових матеріалах приладових структур в умовах впливу на них температурних та магнітних полів. Реалізований підхід дозволяє встановити умови формування та подальшого термічного оброблення функціональних матеріалів із високою чутливістю до температури або магнітного поля з високою температурною стабільністю, що можуть бути застосовані як елементи сенсорів магнітного поля.

Результати дослідження впливу термостабілізації на величину ГМО мають

прикладне значення та можуть бути застосовані під час розроблення елементів сенсорів магнітного поля, спін-вентилів тощо та у визначенні умов їх експлуатації.

Запропоновану структуру (симетрична «псевдоспін-вентильна» структура) з високою термостабільністю, високою магнітною чутливістю у вигляді багат шарової плівки можна використати як чутливий елемент сенсорних та спіношарових приладів різного функціонального призначення.

Проведений аналіз впливу товщини одного з феромагнітних шарів на величину ГМО дозволяє прогнозувати її поведінку зі зміною товщини в тришаровій плівці. Це має важливе значення при прогнозуванні та створенні нових матеріалів з оптимізованими магніторезистивними і магнітними параметрами для сучасної спінтроники та електроніки.

Залежність чутливості електричного опору до магнітного поля в три- та багат шарових плівках як матеріалах для функціональних елементів датчиків дає можливість установити швидкість реагування датчика на зміну вхідного сигналу, точність його вимірювання при детектуванні слабких магнітних полів.

Установлено, що високу температурну стабільність мають тришарові плівки на основі Fe, Co та Cu і $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ ($x > 70$) та Cu (термостійкі елементи сенсорів різного функціонального призначення), у той час як висока чутливість до магнітного поля має місце в тришарових плівках на основі $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ ($x < 50$), Co та Cu (високочутливі елементи сенсорів магнітного поля).

Особистий внесок здобувача. Особистий внесок автора полягає в поставленні завдань дослідження, виборі експериментальних методик, проведенні досліджень електрофізичних, магніторезистивних, дифузійних процесів та структурно-фазового стану. Одержані результати обговорювалися та узагальнювалися спільно з науковим консультантом – проф. Черноусом А. М. В обговоренні результатів роботи брали участь проф. Проценко І. Ю., проф. Лобода В. Б. та проф. Дехтярук Л. В. Наведені в роботі експериментальні результати одержані як особисто автором, так і в співпраці з колегами (Коломійцем В. М., Кравченком В. О., Лободою В. Б., Пазухою І. М., Степаненком А. О., Черноусом А. М., Шпетним І. О.). Магнітні вимірювання проводили в Інституті фізики НАН України (м. Київ) та Інституті молекулярної фізики Польської академії наук (м. Познань). Атомно-силові дослідження проводили в Інституті фізики НАН України (м. Київ) та Центрі колективного користування приладами НАН України при Інституті фізики напівпровідників ім. В. С. Лашкарьова НАН України «Діагностика напівпровідникових матеріалів, структур та приладних систем» (м. Київ). Теоретичні розрахунки проводили разом із проф. Дехтяруком Л. В.

Автор особисто брав участь у проведенні експериментальних досліджень, обробленні та інтерпретації одержаних результатів і підготовці текстів наукових праць [1–52]. У працях [1–4] дисертант провів комплексний аналіз літературних даних щодо магніторезистивних властивостей плівкових матеріалів і здійснив поставлення задач досліджень, проведення експериментів, обговорення результатів та їх узагальнення. Підготував тексти зазначених статей.

У праці [5] здобувач одержав експериментальні результати та провів аналіз щодо особливостей структурно-фазового стану плівкових сплавів $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ і багат шарових структур на їх основі. Проаналізував вплив структури та особливостей фазового стану

на магніторезистивні властивості досліджуваних плівок. Текст статті підготував самостійно.

У працях [6–8] дисертант здійснив поставлення задач досліджень, проведення експериментів, оброблення одержаних результатів та їх аналіз. Тексти зазначених статей підготовлено автором особисто.

У працях [9–13] здобувач брав участь у поставленні задач досліджень та проведенні експериментальних досліджень, їх обробленні та обговоренні. Тексти статей підготовлено в співавторстві.

У праці [14] дисертант брав участь в аналізі, узагальненні та обговоренні результатів теоретичних досліджень.

У праці [15] автор проаналізував особливості кристалічної будови та дифузійних процесів у досліджуваних плівках. Текст статті підготовлено в співавторстві.

У праці [17] дисертант брав участь у поставленні задач досліджень і обробленні та обговоренні результатів. Текст статті підготовлено в співавторстві.

У праці [18] здобувач брав участь в отриманні робочих співвідношень, аналізі та узагальненні результатів теоретичних досліджень.

У праці [19] здобувач одержав результати досліджень магніторезистивних властивостей тришарових плівок $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{50}/\text{Cu}/\text{Co}$, здійснив оброблення та обговорення результатів у рамках запропонованої теоретичної моделі. Текст статті підготовлено в співавторстві.

У праці [20] дисертант брав участь у пошуку й узагальненні літературних даних та здійснив їх обговорення разом зі співавторами. Текст доповіді підготовлено в співавторстві.

У працях [21–23] здобувач провів частину експериментальних досліджень та брав участь в обробленні та обговоренні результатів. Текст статті [22] підготовлений автором особисто.

У працях [24–26] дисертант виконав переважну частину експериментальних досліджень магнітних та магніторезистивних властивостей плівкових зразків, брав участь в обробленні та обговоренні результатів, підготував тексти статей.

У праці [27] здобувач підготував підрозділи 1.1–1.4, 1.6, 2.2, 2.3, 2.6–2.8 і 3.6–3.10 та 4.3–4.8.

Усі наукові положення і висновки, винесені на захист, належать авторові дисертації.

Апробація результатів дисертації. Основні результати роботи доповідалися та обговорювалися на таких наукових конференціях і семінарах: Міжнародній конференції «Nanomaterials: Applications & Properties» (м. Алушта, 2013 р.; м. Львів, 2016 р.; Затока, 2017 р.), Міжнародних конференціях «Фізика і технології тонких плівок та наносистем» (м. Івано-Франківськ, 2011, 2013, 2017 рр.); Міжнародних конференціях студентів і молодих учених із теоретичної та експериментальної фізики «ЄВРИКА» (м. Львів, 2010–2015, 2017 рр.); Міжнародній конференції «Сучасні проблеми фізики металів і металічних систем» (м. Київ, 2016 р.); конференції «Надтверді композиційні матеріали та покриття. Отримання, властивості» (м. Київ, 2014 р.); Міжнародній конференції «Nanomaterials and Nanocomposites» (м. Львів, 2016 р.; м. Чернівці, 2017 р.); науково-технічній конференції викладачів, співробітників, аспірантів і студентів фізико-технічного факультету Сумського

державного університету (м. Суми, 2010 р.); науково-технічній конференції «Фізика, електроніка, електротехніка» (м. Суми, 2013, 2016–2018 рр.); конференціях молодих учених із фізики напівпровідників «Лашкарівські читання» (м. Київ, 2010–2013, 2015, 2016, 2018 рр.).

Публікації. Результати дисертаційної роботи відображені в 51 публікації: у 23 статтях у періодичних наукових журналах, зокрема 18 статтях у виданнях, що індексуються БД Scopus та/або Web of Science Core Collection, та 25 наукових працях у матеріалах міжнародних і всеукраїнських конференцій, більшість із яких були представлені автором особисто, зокрема 2 статті у виданні, яке індексується БД Scopus та Web of Science Core Collection; колективній монографії та 3 навчальних посібниках.

Структура і зміст роботи. Дисертація складається із вступу, шести розділів оригінальних досліджень, висновків та списку використаних джерел. Текст дисертації викладений на 393 сторінках, із яких 325 сторінок основного тексту, 140 рис. і 22 табл., – зокрема 106 рис. і 14 табл. на окремих 84 аркушах, список використаних джерел із 435 найменувань на 44 сторінках.

ОСНОВНИЙ ЗМІСТ РОБОТИ

У **вступі** обґрунтовано актуальність теми дисертаційної роботи, сформульовано мету і завдання та визначено об'єкт і предмет дослідження, розкрито наукову новизну та практичне значення одержаних результатів, зазначено зв'язок роботи з науково-дослідними роботами та визначено особистий внесок здобувача, наведено відомості про апробацію роботи та структуру дисертації.

У **першому розділі** «Структурно-фазовий стан та фізичні властивості гетерогенних плівкових структур», що є літературним оглядом, подано та проаналізовано основні опубліковані теоретичні й експериментальні відомості про структурно-фазовий стан, дифузійні процеси та магніторезистивні властивості плівкових систем і гранульованих структур. Так, зокрема, в *першому підрозділі* розглянуті питання щодо кристалічної структури і фазового складу плівкових сплавів на основі феромагнітних металів (Co, Fe, Ni) та дво- і багатошарових плівок на основі плівок Co, Cu і Fe. Зазначено той факт, що ці метали як у масивному, так і в плівковому стані характеризуються обмеженою розчинністю з можливим утворенням твердого розчину біля межі поділу шарів. Зроблено висновок, що маловивченими залишаються механізми та умови утворення твердих розчинів і гранульованих плівкових сплавів у процесі термомагнітного оброблення зразків.

У *другому підрозділі* проведено аналіз літературних даних щодо дифузійних процесів у дво- та багатошарових полікристалічних плівках.

У *третьому підрозділі* наведено результати теоретичного та експериментального дослідження явища ГМО в три- і багатошарових плівкових матеріалах на основі феромагнітних і немагнітних компонент. Розглянуто можливі варіанти плівкових матеріалів, у яких виникає ефект ГМО, та проаналізовано залежність ефекту від товщини як феромагнітних, так і немагнітних шарів, їх структурно-фазового стану та елементного складу, якості інтерфейсів, температури вимірювання та ін.

У *четвертому підрозділі* систематизовано та узагальнено результати робіт щодо магніторезистивних властивостей плівкових систем із практично нульовою обмінною взаємодією та показано, що існує потреба в комплексному дослідженні таких систем, оскільки в них ефект ГМО реалізується у відносно слабких магнітних полях, що відкриває широкі можливості їх практичного застосування.

У *п'ятому підрозділі* наведено дані дослідження магнітостатичних та магніторезистивних властивостей структур із тунельним магнітоопором (феромагнітні нанокompозити, багатощарові плівки з діелектричними прошарками, вакуумні тунельні структури та ін.).

У *шостому підрозділі* проаналізовано особливості електропровідності структурно-несуцільних плівок. Дослідження магніторезистивних властивостей структурно-несуцільних плівок феромагнітних металів і сплавів на їх основі та гранульованих структур «феромагнітний метал–діелектрик» дозволяють установити їх концентраційні й температурні залежності, що сприяє більш глибокому розумінню механізмів реалізації магнітоопору в таких структурах.

У *сьомому підрозділі* розглянуто варіанти конструкцій чутливих елементів ГМО-сенсорів магнітного поля на основі феромагнітних плівок.

У **другому розділі** «Методика і техніка експерименту» описано методику отримання плівкових матеріалів та методи проведення досліджень їх елементного і фазового складу, кристалічної структури, електрофізичних і магніторезистивних властивостей.

Плівкові зразки формували методами пошарової та одночасної (з двох джерел) конденсації шляхом варіювання її швидкості й температури підкладки. Напилення плівок здійснювали в результаті випаровування металів чистотою не менше ніж 99,98 % із незалежних джерел (Cu та Cr – із вольфрамової стрічки; Co, Fe, Ni та $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ – з електронно-променевої гармати). Осадження плівок проводили за температур підкладки 300, 400, 550 та 700 K зі швидкістю $\omega = 0,5\text{--}1,5$ нм/с. Для дослідження електро- та магніторезистивних властивостей як підкладки використовували поліровані скляні пластини з попередньо нанесеними контактами, для електронно-мікроскопічних досліджень – монокристали NaCl (KBr) і вуглецеві плівки, а для визначення елементного складу – пластини ситалу.

Термостабілізацію фізичних властивостей отриманих зразків та дослідження їх залежностей електричного опору від температури здійснювали за схемою «нагрівання – витримка за максимальної температури для кожного етапу відпалювання – охолодження» з постійною швидкістю 2–3 K/хв в інтервалі температур 300–700 K. Похибку при знаходженні питомого електроопору ρ визначали в основному похибкою вимірювання товщини плівки: 10–15 % при $d < 50$ нм і 5–10 % при $d > 50$ нм. Оскільки під час дослідження МО вимірювали безпосередньо величину електричного опору зразка, а не його питомий опір, то похибка цих вимірювань становить 0,02 %.

Дослідження структурно-фазового стану, елементного складу і топології поверхонь плівкових зразків проводили методами електронної мікроскопії (прилади ПЕМ-125К, ЕМ-125), електронографії (електронограф на базі електронного мікроскопа УЕМБ-100К), енергодисперсійного аналізу (РЕММА-102), вторинно-іонної мас-спектрометрії (мас-спектрометр МС-7201 М) та атомно-силової

мікроскопії.

Вимірювання МО та термомагнітне оброблення плівок здійснювали в спеціальній установці в умовах надвисокого безмасляного вакууму (10^{-6} – 10^{-7}) Па у постійному магнітному полі з індукцією до $B = \pm 150$ мТл. Магнітостатичні вимірювання проводили за допомогою вібраційного магнітометра LDJ-9500 за кімнатної температури в діапазоні магнітних полів з індукцією ± 1 Тл, прикладених у площині плівки та перпендикулярно до неї.

Третій розділ «Кристалічна структура, фазовий та елементний склад плівкових зразків» складається з двох підрозділів. У *першому підрозділі* наведені експериментальні результати стосовно елементного та фазового складу одержаних плівок сплавів. Результати досліджень складу плівкових сплавів методом рентгенівського мікроаналізу свідчать про відповідність (з точністю до 2 %) складу плівкових сплавів $\text{Co}_x\text{Ni}_{100-x}$ та $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ складу відповідних вихідних наважок. Вивчення елементного складу одношарових плівок сплавів методом ВМС показало, що вони є гомогенними за товщиною. Узагальнення результатів досліджень дало можливість запропонувати метод експресного аналізу складу плівкового сплаву з використанням побудованої за експериментальними даними градуовальної кривої за визначеним відношенням інтенсивностей мас-спектрометричних піків компонент сплаву.

Дослідження фазового складу плівок методом дифракції електронів показало, що в усіх свіжосконденсованих та відпалених за температури 700 К зразках з умістом Ni більше ніж 40 %, як і в масивних зразках сплаву $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$, фіксується ГЦК-фаза (рис. 1 а, б). При $C_{\text{Ni}} < 40$ % утворюється плівковий сплав Fe-Ni на основі ОЦК Fe (рис. 1 в). Відпалювання за температури 700 К не приводить до зміни фазового складу та параметра ґратки.

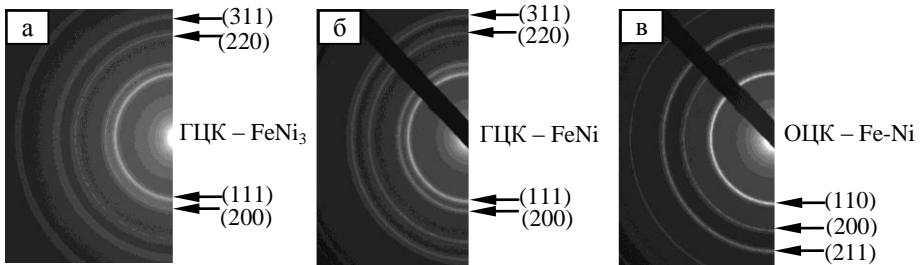


Рисунок 1 – Електроннограми від відпалених за температури 700 К плівкових сплавів $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ (а – $d = 50$ нм, $x \cong 20$ %; б – $d = 60$ нм, $x \cong 50$ %, в – $d = 70$ нм, $x \cong 80$ %)

Зауважимо, що результати електронно-мікроскопічних досліджень свіжосконденсованих та відпалених за температури 700 К надтонких плівок феромагнітних металів і сплавів на їх основі свідчать про те, що вони є структурно-несуцільними.

У *другому підрозділі* наведені результати вивчення фазового складу та

кристалічної структури пліткових систем на основі Co, Fe, $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ та Cu. Встановлено, що фазовий склад свіжосконденсованих тришарових плівок $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ із товщинами шарів $d_F = 10\text{--}50$ нм і $d_N = 5\text{--}20$ нм та концентрацією нікелю в магнітних шарах $C_{\text{Ni}} \cong 60\text{--}80\%$ відповідає ГЦК-фазам Ni_3Fe ($a = 0,355\text{--}0,358$ нм) та ГЦК-Cu (рис. 2 а). Плівки із $C_{\text{Ni}} \cong 40\text{--}50\%$ також мають двофазний склад ГЦК-NiFe ($a = 0,358\text{--}0,362$ нм) + ГЦК-Cu (рис. 2 в).

Після відпалювання таких плівок за температури 700 К утворюються тверді розчини Ni_3Fe (Cu) та NiFe (Cu) відповідно (рис. 2 б, г). Для зразків із $C_{\text{Ni}} < 40\%$ фазовий склад як свіжосконденсованих, так і відпалених за температури 700 К тришарових зразків відповідає ОЦК-(Fe-Ni) + ГЦК-Cu (рис. 2 д, е).

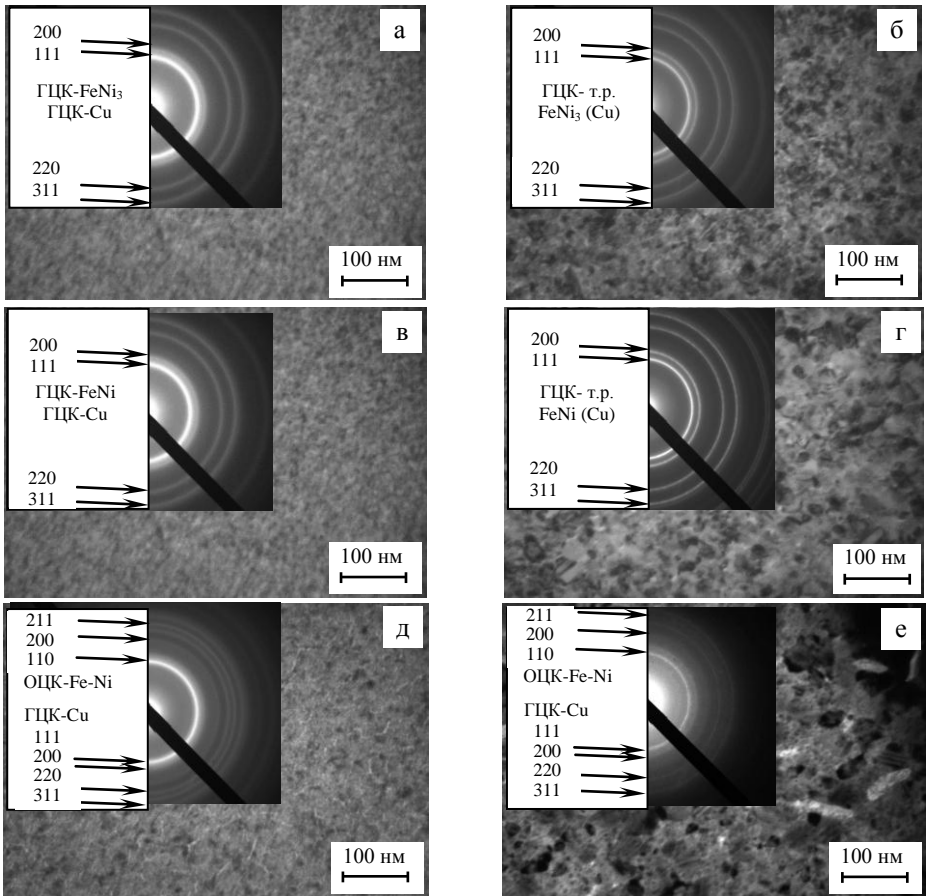


Рисунок 2 – Мікроструктура та відповідні дифракційні картини від тришарових плівок $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ у свіжосконденсованому (а, в, д) та відпаленому за температури 700 К (б, г, е) стані (а, б – $d_F = 35$ нм, $d_N = 10$ нм, $x \cong 20\%$; в, г – $d_F = 35$ нм, $d_N = 10$ нм, $x \cong 60\%$; д, е – $d_F = 20$ нм, $d_N = 15$ нм, $x \cong 80\%$)

Результати дослідження структурно-фазового стану свіжосконденсованих тришарових плівок $\text{Co/Cu/Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ показують, що їх фазовий склад відповідає ГЦК- FeNi_3 + ГЦК- Cu + ГЦП- Co при $C_{\text{Ni}} \cong 70\text{--}80\%$ (рис. 3 а) та ГЦК- FeNi + ГЦК- Cu + ГЦП- Co при $C_{\text{Ni}} \cong 40\text{--}60\%$ (рис. 3 в). Отже, враховуючи результати дослідження дифузійних процесів та магніторезистивних властивостей у зазначених системах можна стверджувати про збереження в них індивідуальності шарів.

Для плівок $\text{Co/Cu/Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ ($10 < x < 60$) із $d_{\text{F}} = 30\text{--}40$ нм та $d_{\text{N}} = 5\text{--}20$ нм після відпалювання за $T_{\text{відп}} = 700$ К відбувається утворення ГЦК твердих розчинів FeNi_3 (Cu , Co) або FeNi (Cu , Co) залежно від концентрації компонент у

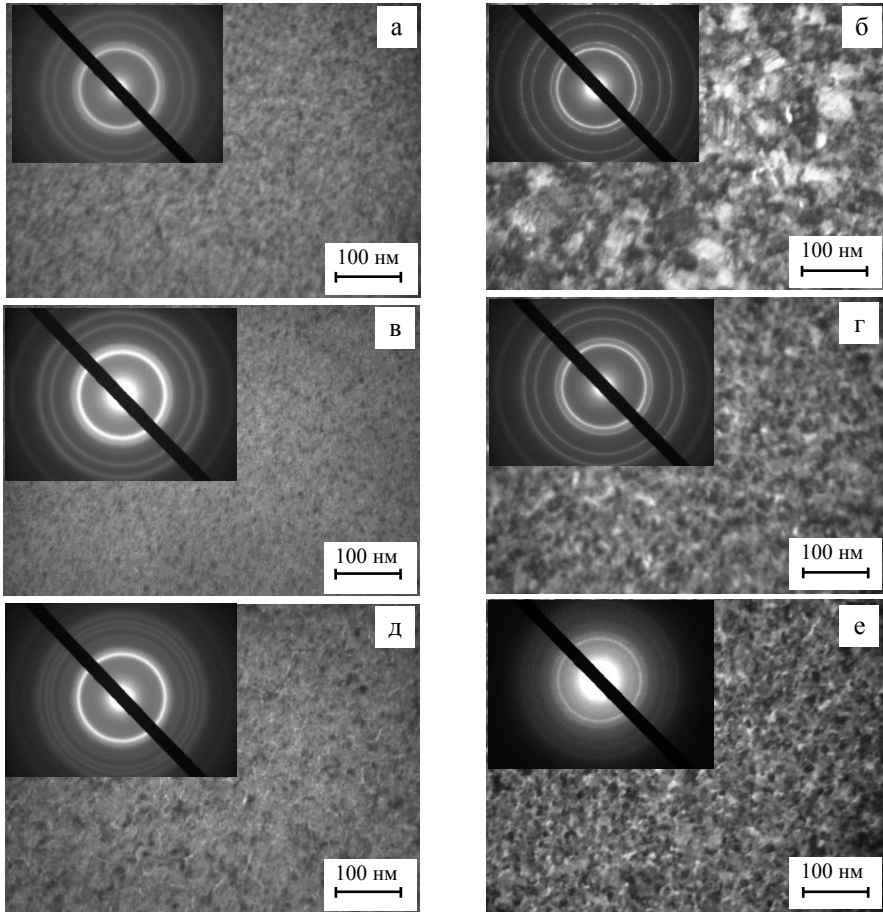


Рисунок 3 – Мікроструктура та відповідні електронограми тришарових плівкових структур $\text{Co/Cu/Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ у свіжосконденсованому (а, в, д) та відпаленому за температури 700 К (б, г, е) стані (а, б – $d_{\text{F}} = 40$ нм, $d_{\text{N}} = 10$ нм, $x \cong 10\%$; в, г – $d_{\text{F}} = 30$ нм, $d_{\text{N}} = 7$ нм, $x \cong 40\%$; д, е – $d_{\text{F}} = 35$ нм, $d_{\text{N}} = 10$ нм, $x \cong 80\%$)

магнітних шарах $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ з параметром ґратки $a = 0,357\text{--}0,358$ нм (рис. 3 б, г). У разі плівок із $C_{\text{Ni}} < 40\%$ як у свіжосконденсованому, так і у відпаленому стані на електронограмах спостерігаються відбитки від кристалографічних площин ОЦК-Fe-Ni, ГЦК-Cu та ГЦП-Co (рис. 4 д).

Для свіжосконденсованих плівоквих систем Co/Cu/Co з додатковими шарами Ni фазовий склад відповідає ГЦК-Ni + ГЦП-Co + ГЦК-Cu. Після відпалювання за температури 700 К у цих системах фіксуються фази ГЦП-Co та ГЦК неупорядкованого твердого розчину $\beta\text{-Co}$, (Ni, Cu) з параметром ґратки $a = 0,354\text{--}0,360$ нм. Плівкові зразки Co/Cu/Co з додатковим шаром Cr мають фазовий склад ГЦК-Cu+ОЦК-Cr+ГЦП-Co. Після відпалювання за температури 700 К у цих плівках з'являється ще фаза $\beta\text{-Co}$. Для даних зразків, як невідпалених, так і відпалених за температури 700 К, параметри ґраток узгоджуються в межах похибки визначення з відповідними параметрами для цих металів у масивному стані.

Для невідпалених плівок системи Co/Cu/Fe/П на електронограмах спостерігаються відбиття, що відповідають кристалографічним площинам фаз ГЦП-Co, ГЦК-Cu і ОЦК-Fe (рис. 4 а, б). Після відпалювання цих систем за температури 700 К розмір зерна збільшується майже у 20 разів (рис. 4 в) залежно від металу, а на електронограмах фіксуються лінії, що відповідають фазам ГЦК-Cu, ГЦК- т.р. Cu (Co) та ОЦК-Fe (рис. 4 г).

Результати дослідження впливу температури підкладки ($T_{\text{п}}$) на структурно-фазовий стан та дифузійні процеси тришарових плівок системи Co/Cu/Fe/П ($d_{\text{F}} = 30\text{--}40$ нм, $d_{\text{N}} = 10\text{--}20$ нм) свідчать про те, що в них зберігається індивідуальність окремих шарів.

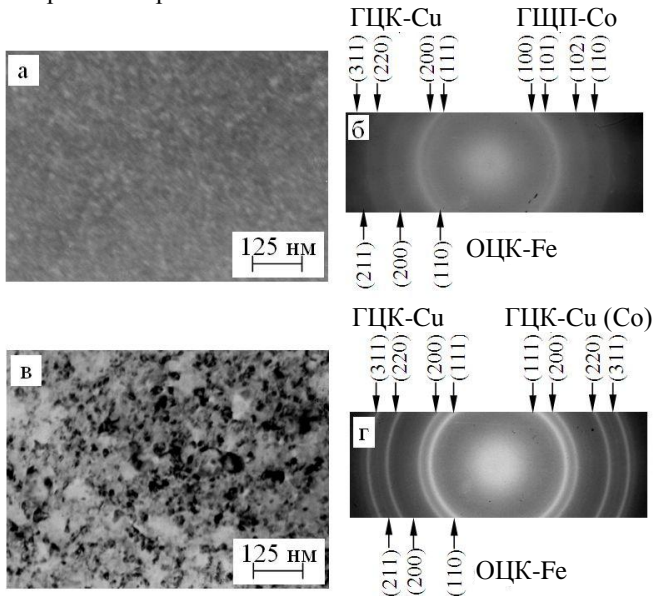


Рисунок 4 – Кристалічна структура та електронограми свіжосконденсованих (а, б) та відпалених за температури 700 К (в, г) плівок Co/Cu/Fe ($d_{\text{F}} = 35$ нм, $d_{\text{N}} = 10$ нм)

Результати дослідження методом ВІМС дифузійних процесів у плівках Co/Cu/Fe/П та $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ із $C_{\text{Ni}} < 40\%$ засвідчують, що в свіжосконденсованому стані спостерігається відносно незначна область взаємної дифузії. Термооброблення зразків із товщиною $d_{\text{F}} = 30\text{--}40$ нм та $d_{\text{N}} = 10\text{--}20$ нм за температури відпалювання $T_{\text{відп}} = 700$ К приводить до більшого перекриття дифузійних профілів, що обумовлено подальшою термодифузією по межах зерен із відведенням атомів дифузванту в об'єм кристалітів. Для плівок $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ із $C_{\text{Ni}} > 40\%$, відпалених за $T_{\text{відп}} = 700$ К, має місце повне дифузійне перемішування шарів.

Із даних пошарового аналізу систем Co/Cu/Co з додатковим шаром Cr впливає, що свіжосконденсовані зразки незалежно від взаємного розміщення шарів Co та Cr, характеризуються малою взаємною проникністю, що пов'язано з конденсаційно-стимульованою дифузією. Відпалювання за $T_{\text{відп}} = 700$ К приводить до подальшого взаємопроникнення атомів Co та Cu, а дифузія атомів Cr у процесі відпалювання відбувається значно інтенсивніше. Атоми Cr досягають не лише інтерфейсів Co/Cu, а й проникають безпосередньо у верхній шар Co.

Таким чином, фазовий склад тришарових плівок на основі феромагнітних металів Co, Fe і сплавів $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ ($x > 60$) із прошарком Cu істотно не змінюється в процесі термооброблення за температури 700 К, що є важливим із точки зору їх можливого використання як функціональних елементів приладових структур.

Четвертий розділ «Електрофізичні та магніторезистивні властивості тришарових плівок» охоплює коло питань, пов'язаних з експериментальними і теоретичними дослідженнями електропровідності та магніторезистивних властивостей тришарових плівкових зразків. У *першому підрозділі* наведені результати дослідження магніторезистивного ефекту в тришарових плівкових системах на основі Co, Fe, сплаву $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ і Cu та Co/Cu/Co з додатковими шарами Fe, Ni й Cr в широкому інтервалі як товщин шарів, так і концентрацій компонент магнітного сплаву. Зауважимо, що з метою вивчення анізотропії магнітоопору його вимірювання проводили для двох геометрій: вектора магнітної індукції, паралельного вектору густини струму в площині плівки (поздовжній МО), та поперечний, коли зазначені вектори перпендикулярні в площині зразка.

Характер польових залежностей та величина магнітоопору свіжосконденсованих тришарових плівок $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ істотно залежить від складу феромагнітних шарів $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ і товщин як прошарку Cu, так і магнітних шарів. Експериментально були встановлені інтервали концентрацій і товщин шарів, в яких спостерігався анізотропний (позитивний поздовжній і негативний поперечний магнітоопір) та ізотропний (негативний поздовжній і поперечний магнітоопір) характер магнітоопору (рис. 5). Залежно від товщини шарів та концентрації компонент у магнітних шарах можна виокремити три типи польових залежностей магнітоопору. Перший – залежності, що мають анізотропний характер МО (рис. 5 а). Другий – гістерезисні ізотропні польові залежності МО з насиченням у відносно слабких магнітних полях ($B_s < 10$ мТл) (рис. 5 б, в), третій – безгістерезисні ізотропні залежності МО з насиченням у магнітних полях більше ніж 0,2 Тл (рис. 5 г–е). Для несиметричних систем Co/Cu/Fe_xNi_{100-x}/П та Co/Cu/Fe/П ізотропні польові залежності магнітоопору додатково поділяються на

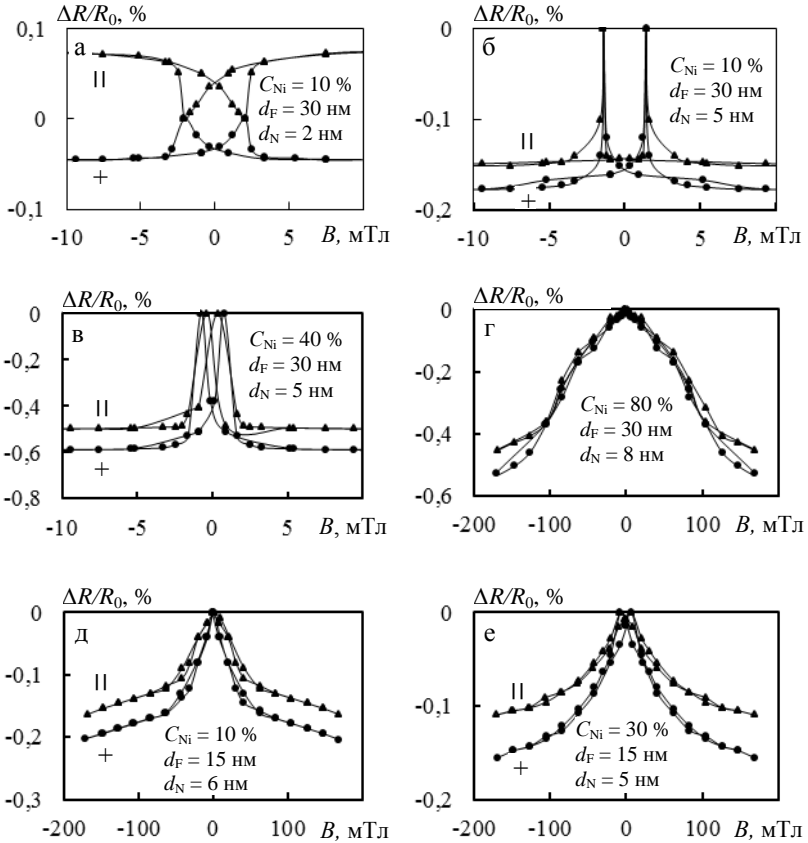


Рисунок 5 – Польові залежності поздовжнього (II) та поперечного (+) магнітоопору для свіжосконденсованих тришарових плівкових систем $Fe_xNi_{100-x}/Cu/Fe_xNi_{100-x}/\Pi$ із різною концентрацією Ni в магнітних шарах. (C_{Ni} – концентрація Ni в магнітному шарі, d_F – товщина магнітного шару, d_N – товщина шару міді)

два види: з горизонтальною ділянкою та гострим піком на відповідних залежностях.

Для систем $Co/Cu/Co/\Pi$ з додатковими шарами Fe, Ni та Cr ізотропний магнітоопір спостерігається при $d_N = 3-15$ nm (з шарами Fe), $d_N = 5-15$ nm (із шарами Ni та Cr) за умови відсутності твердих розчинів. Ізотропний характер негативного магнітоопору зумовлений спін-залежним розсіюванням електронів на межах поділу шарів та в їх об'ємі.

Анізотропний характер польових залежностей магнітоопору реалізується для всіх досліджуваних тришарових зразків з ефективною товщиною немагнітного прошарку $d_N = 1-3$ nm, незалежно від товщини магнітних шарів d_F та концентрації

компонент у магнітних шарах. Причиною анізотропного магнітоопору є відсутність структурносуцільного прошарку міді, внаслідок цього існує досить сильний прямий зв'язок магнітних шарів. Така взаємодія перешкоджає їх роздільному перемагнічуванню, а отже, не приводить і до виникнення спін-залежного розсіювання електронів.

Як показують результати експериментальних досліджень впливу відпалювання на величину ізотропного магнітоопору та вид магніторезистивних петель, характер поведінки МО і його величина в загальному випадку визначаються товщиною й видом шарів, а для систем із шарами сплаву Fe_xNi_{100-x} – ще й концентрацією компонент у них. Також необхідно зазначити, що при термомагнітному відпалюванні за температури 700 К для всіх систем, за винятком систем на основі Co , Fe_xNi_{100-x} при $C_{Ni} < 30\%$ та $Co/Cu/Fe/П$ ($d_N = 7-15$ нм), відбувається перехід від ізотропного до анізотропного МО (рис. 6 а, криві 3, 4). Для плівок на основі Fe_xNi_{100-x} , Co та Cu з $C_{Ni} < 30\%$ залежність МО від температури відпалювання має немонотонний характер (рис. 6 б).

Узагальнюючи результати дослідження впливу температури відпалювання на величину ізотропного магнітоопору для плівок на основі Fe_xNi_{100-x} , Co та Cu , можна зазначити таке. По-перше, максимальне значення величини ізотропного МО для свіжосконденсованих (МО = 1,2 %) та відпалених за температури 400 К (МО = 1 %) плівкових систем спостерігається при $C_{Ni} \cong 50\%$ і з $d_F = 30-40$ нм, $d_N = 6$ нм. По-друге, для плівок, відпалених за температури 550 К, максимум на залежності $(\Delta R/R_0)_{max} = f(T_{відп})$ зміщується в область менших концентрацій Ni ($C_{Ni} \cong 20\%$). По-третє, для плівок, відпалених за температури 700 К, хід залежності носить монотонний характер. Величина ізотропного МО лише зменшується при збільшенні концентрації Ni , переходячи до анізотропного характеру магнітоопору при $C_{Ni} \cong 40-50\%$.

Збільшення величини ізотропного МО у плівках із відносно товстими прошарками міді ($d_N > 5$ нм) пов'язане з покращанням меж поділу шарів, що приводить до збільшення ступеня дзеркальності зовнішніх меж шарів, оскільки в такому випадку електрони, дзеркально відбившись від межі, залишаються ефективними внаслідок того, що не втрачають своєї «пам'яті» про спін. Після відпалювання за температури 700 К величина ефекту зменшується у зв'язку з подальшим проходженням дифузії, в результаті цього зростає концентрація феромагнітних містків через прошарок та виникає пряма обмінна взаємодія між магнітними шарами.

Для тришарових плівок $Fe_xNi_{100-x}/Cu/Fe_xNi_{100-x}/П$ при $C_{Ni} \cong 10-20\%$ у магнітних шарах та з відносно тонкими магнітними шарами $d_F = 10-20$ нм і товстими немагнітними прошарками $d_N = 10-15$ нм спостерігається зворотна тенденція – за низькотемпературного відпалювання величина ізотропного магнітоопору зменшується, а високотемпературне відпалювання приводить до збільшення величини МО (рис. 6 б). Таку поведінку залежності $(\Delta R/R_0)_{max} = f(T_{відп})$ можна пояснити таким чином. Низькотемпературне відпалювання ($T_{відп} = 400-500$ К) супроводжується взаємною дифузією атомів та, як наслідок, порушенням структурної суцільності як магнітних шарів, так і немагнітного прошарку (просто дифузійне перемішування магнітних і немагнітних складових). Подальше ж

збільшення температури відпалювання (600, 700 К) може приводити до утворення гранульованого стану та, як наслідок, реалізації спин-залежного розсіювання електронів.

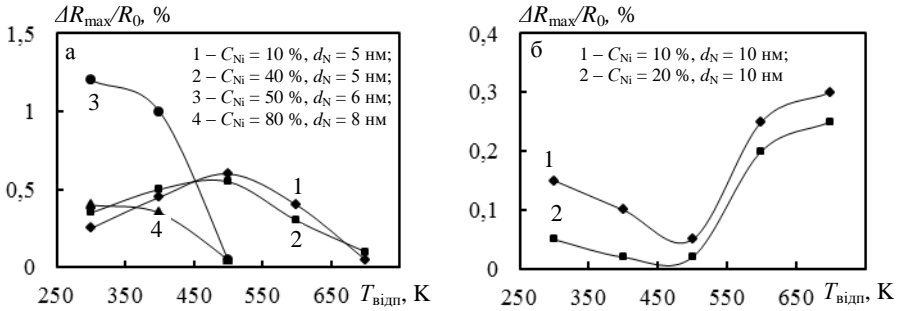


Рисунок 6 – Залежність ізотропного магнітоопору від температури відпалювання для тришарових плівок $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ із різною концентрацією Ni в магнітних шарах та різною товщиною шарів (а – $d_F = 35$ нм; б – $d_F = 15$ нм)

На рисунку 7 наведені залежності величини негативного ізотропного МО від товщини прошарку міді для свіжосконденсованих тришарових плівок $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ із різною концентрацією Ni у магнітних шарах. Максимальна величина ГМО спостерігається за ефективних товщин мідного прошарку $d_N = 3\text{--}8$ нм залежно від складу феромагнітних шарів. Мінімальні ефективні товщини прошарку, за яких спостерігаються ізотропні польові залежності, становлять $d_N = 2\text{--}3$ нм при $C_{\text{Ni}} \leq 30\%$. Збільшення C_{Ni} до 80% у магнітних шарах приводить і до збільшення мінімальної товщини прошарку до 8 нм, за якої спостерігаються ізотропні польові залежності магнітоопору внаслідок збільшення ширини інтерфейсів. Найбільше значення ГМО за кімнатної температури ($\text{МО} = 1,2\%$) спостерігається для плівок $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{50}/\text{Cu}/\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{50}/\text{П}$ із $d_N \cong 6$ нм. Подальше збільшення d_N також знижує $(\Delta R/R)_{\max}$, що зумовлено шунтуванням електричного струму високопровідним немагнітним прошарком та об'ємним розсіюванням у ньому електронів.

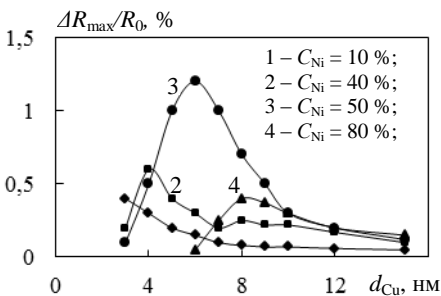


Рисунок 7 – Залежність величини ізотропного магнітоопору від товщини прошарку Cu для свіжосконденсованих тришарових плівокових систем $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ із різною концентрацією Ni в магнітних шарах

Зазначимо, що через відносно великі ефективні товщини немагнітних прошарків і, як наслідок, значного послаблення обмінної взаємодії між магнітними шарами, осциляції розмірних залежностей МО не спостерігалося.

Аналогічні залежності мають місце і для свіжосконденсованих несиметричних систем $\text{Co}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$. Максимальні значення ізотропного МО фіксуються за мінімальної ефективної товщини мідного прошарку, за якої він є структурно-сучільним.

На рисунку 8 для ілюстрації наведені залежності величини ізотропного магнітоопору для свіжосконденсованих тришарових плівок $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ із різною концентрацією Ni в магнітних шарах у температурному інтервалі 120–300 К. Для свіжосконденсованих плівок температурні залежності магнітоопору мають монотонний хід, і для плівок $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ із $x \cong 60$ та $d_N \cong 3$ нм величина ГМО за температури 120 К досягає 1,7 % (зростає в 2–2,2 раза). Хоча для плівок $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ із $x \cong 50$ та $d_N = 4$ –8 нм величина ГМО зростає лише в 1,3–1,5 раза за зниження температури до 120 К. Зменшення амплітуди ефекту при підвищенні температури пов'язане з розсіянням електронів на фонах, що приводить до зменшення ролі процесів спин-залежного розсіювання, в основному відповідального за ГМО, а також перешкоджає проходженню електронів з одного феромагнітного шару в інший.

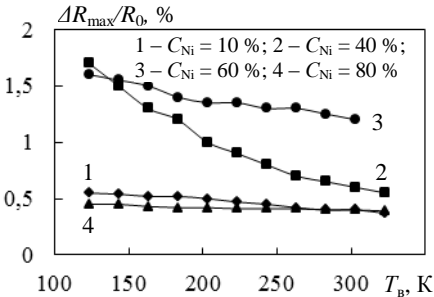


Рисунок 8 – Залежність величини ізотропного магнітоопору від температури вимірювання для свіжосконденсованих тришарових плівок систем $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ із різною концентрацією Ni в магнітних шарах (1 – $d_F = 30$ нм, $d_N = 3$ нм; 2 – $d_F = 30$ нм, $d_N = 4$ нм; 3 – $d_F = 30$ нм, $d_N = 6$ нм; 4 – $d_F = 30$ нм, $d_N = 8$ нм)

Для плівок, відпалених за температур 400, 550 та 700 К, характер температурних залежностей не змінюється. Причини зменшення амплітуди ефекту у разі підвищення температури такі, як і у випадку свіжосконденсованих плівок.

Подібні температурні залежності МО спостерігаються для систем $\text{Co}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$. Максимальні значення ізотропного МО (2 %) спостерігаються для тришарових плівок $\text{Co}/\text{Cu}/\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}/\text{П}$ за температури вимірювання 120 К.

У разі тришарових плівок $\text{Co}/\text{Cu}/\text{Fe}/\text{П}$ встановлено, що для всіх свіжосконденсованих зразків, отриманих за температури підкладки 400, 550 та 700 К, проявляється АМО величиною 0,02–0,1 % (рис. 9). А для зразків, отриманих за $T_{\text{п}} = 400$ К (з вихідним АМО) (рис. 9 а), після їх відпалювання за $T_{\text{відп}} = 550$ К спостерігається поява ГМО величиною 0,5–0,8 % за кімнатної температури (рис. 9 б), що пов'язано з утворенням гранульованого стану і, як наслідок, реалізацією спин-залежного розсіювання електронів провідності.

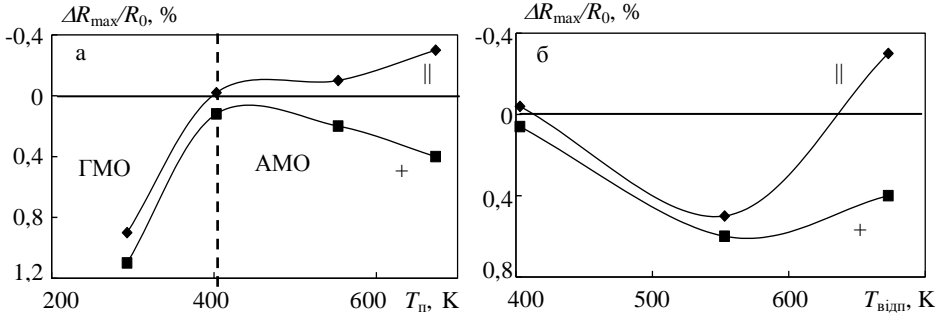


Рисунок 9 – Залежність величини МО від T_n (а) та $T_{\text{відн}}$ (б) для плівки Co/Cu/Fe/П ($d_F = 40$ нм, $d_N = 8$ нм). Температура вимірювання $T_{\text{вим}} = 300$ К

У другому підрозділі наведені результати експериментального й теоретичного дослідження ефекту ГМО в тришарових плівках на основі Co і Cu та запропонована методика розрахунку параметрів спін-поляризованого транспорту електронів у тришарових плівках за результатами експериментального дослідження розмірної залежності магніторезистивного відношення (МРВ) δ від товщини d_{m2} покривного магнітного шару. Для теоретичного аналізу ефекту ГМО використаний феноменологічний підхід, а саме резисторна та двострумova моделі.

Ефект гігантського магнітоопору кількісно характеризується магніторезистивним відношенням:

$$\delta = \frac{\rho_{ap}(0) - \rho_p(B)}{\rho_p(B)}, \quad (1)$$

де $\rho_{ap}(0)$ та $\rho_p(B)$ – усереднені за товщиною питомі опори тришарової магнітної плівки з антиферромагнітною (ap) та ферромагнітною (p) конфігураціями відповідно.

Враховуючи, що домінуючим механізмом ефекту ГМО є асиметричне спін-залежне розсіювання носіїв заряду в об'ємі магнітних шарів (механізм Мотта), МРВ (1) для тришарової плівки, що складається з магнітних шарів, електрофізичні характеристики якої збігаються, в рамках феноменологічного підходу можна записати у вигляді

$$\delta(d_{m2,m1}) = \frac{(\alpha_m - 1)^2 d_{m2,m1}}{\alpha_m (1 + d_{m2,m1} + \rho_{n,nl}^+ d_{n,nl}) (1 + d_{m2,m1} + \rho_{n,nl}^- d_{n,nl})}, \quad (2)$$

де $\alpha_m = \rho^- / \rho^+$ – параметр об'ємної асиметрії, що описує асиметрію розсіювання спін-поляризованих носіїв заряду в магнітних шарах металу; $s = \pm(\uparrow\downarrow)$ – спінові індекси, які визначають знак проєкції спіну електрона на напрямок вектора локальної намагніченості \mathbf{M} в магнітному шарі провідника з опором ρ_{mj}^s ($j=1,2$) в s -му спіновому каналі; $d_{m2,m1} \equiv \frac{d_{m2}}{d_{m1}}$,

$\rho_{n,m1}^s d_{n,m1} \equiv \frac{\rho_n^s d_n}{\rho_{m1}^s d_{m1}}$, $\rho_n^+ \equiv \rho_n^-$ – питомий опір немагнітного прошарку, товщина якого дорівнює d_n .

У разі виконання нерівності $d_{m2,m1} \ll \sqrt{\prod_{s=\pm} (1 + \rho_{n,m1}^s d_{n,m1})}$, тобто в області малих порівняно з товщиною базового магнітного шару d_{m1} значень товщин d_{m2} , зі зростанням товщини покривного магнітного шару магніторезистивне відношення $\delta(d_{m2,m1})$ лінійно зростає зі збільшенням зазначеної товщини ($\delta(d_{m2,m1}) \sim d_{m2}$):

$$\delta(d_{m2,m1}) \cong \frac{(\alpha_m - 1)^2}{\alpha_m (1 + \rho_{n,m1}^+ d_{n,m1}) (1 + \rho_{n,m1}^- d_{n,m1})} d_{m2,m1}. \quad (3)$$

Якщо ж виконується протилежна нерівність $d_{m2,m1} \gg \sqrt{\prod_{s=\pm} (1 + \rho_{n,m1}^s d_{n,m1})}$, тобто в області великих значень товщин d_{m2} , спостерігається зворотна тенденція, а саме величина $\delta(d_{m2,m1})$ зменшується як $1/d_{m2}$ ($\delta \sim 1/d_{m2}$):

$$\delta(d_{m2,m1}) = \frac{(\alpha_m - 1)^2}{\alpha_m d_{m2,m1} (1 + \rho_{n,m1}^+ d_{n,m1}) (1 + \rho_{n,m1}^- d_{n,m1})} \left\{ 1 - \frac{\sum_{s=\pm} (1 + \rho_{n,m1}^s d_{n,m1})}{d_{m2,m1}} \right\} \sim \frac{1}{d_{m2}}. \quad (4)$$

У разі виконання рівності

$$d_{m2,m1}^{\text{extr}} = \sqrt{\prod_{s=\pm} (1 + \rho_{n,m1}^s d_{n,m1})}, \quad (5)$$

тобто коли товщини покривного та базового магнітних шарів є сумірними за порядком величини ($d_{m2} \cong d_{m1}$), ефект шунтування відсутній і МРВ $\delta(d_{m2,m1}^{\text{extr}})$ (1) досягає свого максимального (амплітудного) значення, що дорівнює

$$\delta(d_{m2,m1}^{\text{extr}}) = \frac{(\alpha_m - 1)^2}{\alpha_m \left(\sqrt{1 + \rho_{n,m1}^- d_{n,m1}} + \sqrt{1 + \rho_{n,m1}^+ d_{n,m1}} \right)^2}. \quad (6)$$

Наявність меж поділу між магнітним та немагнітним шарами металів, що мають різну зонну структуру, приводить до формування стрибка потенціалу на інтерфейсах і, як наслідок, зменшення ймовірності проходження електронів через межі поділу шарів металу. Оскільки зонна структура феромагнітного металу є спин-залежною, то і ймовірність проходження носія заряду через інтерфейс залежить від напрямку його спіну щодо напрямку вектора локальної намагніченості. Порівняння зонної структури Си з міноритарною підзоною Со свідчить про їх значну невідповідність, внаслідок цього міноритарні носії заряду з великою часткою ймовірності будуть розсіюватися на інтерфейсах структури. У той самий час зонна структура Си майже збігається із зонною структурою мажоритарної підзони Со, і

мажоритарні електрони практично без перешкод проходять межі поділу тришарової плівки. Саме тому можна вважати, що питомий опір немагнітного прошарку ρ_n збігається з питомим опором ρ_{m1}^+ мажоритарних носіїв заряду, які є ефективними, відповідальними за ефект (концепція «неефективності» Піппарда) в структурі Со/Си/Со/П, що є досить гарним наближенням для даної магнітопорядкованої структури. З урахуванням зазначеного можна записати: $1 + \rho_{n,m1}^- d_{n,m1} \cong 1 + 1/\alpha_m d_{n,m1}$, $1 + \rho_{n,m1}^+ d_{n,m1} \cong 1 + d_{n,m1}$. Ураховуючи, що амплітудне значення магніторезистивного відношення спостерігається за умови $d_{m1} = d_{m2} = d_m$, для розрахунку параметра об'ємної асиметрії α_m в розсіюванні спін-поляризованих носіїв заряду одержимо таку формулу:

$$\alpha_m = 1 + 2(1 + d_{n,m}) \left(\delta(d_{n,m}) + \sqrt{\delta(d_{n,m})(1 + \delta(d_{n,m}))} \right). \quad (7)$$

З урахуванням отриманих експериментальних значень: $\delta(1) = 0,04$ – амплітудне значення МРВ, $d_{n,m} = d_n / d_m = 0,25$ – відношення товщини немагнітного прошарку до товщини магнітного шару металу, для параметра об'ємної асиметрії α_m з формули (7) одержимо таке значення: $\alpha_m = 1,61$.

Знаючи параметр об'ємної асиметрії α_m та питомий опір немагнітного прошарку, за формулою

$$\rho_m^- = \alpha_m \rho_m^+ = \alpha_m \rho_n \quad (8)$$

можна розрахувати питомий опір мінітарних електронів.

Одержані аналітичні співвідношення дозволяють прогнозувати поведінку величини ГМО зі зміною товщини покривного магнітного шару в тришаровій плівці, що має важливе значення при отриманні нових матеріалів з оптимізованими магніторезистивними параметрами для сучасної спінтроники та електроніки.

У *третьому підрозділі* наведено результати експериментального і теоретичного (з використанням резисторної та двострумової моделей) дослідження анізотропії ефекту ГМО в тришарових магнітних плівках, а також встановлено характер зміни МРВ зі зміною товщини покривного магнітного шару, виявлено умови, за яких спостерігається максимальне значення зазначеного ефекту, та наведено методику розрахунку параметра, що характеризує відмінність довжини вільного пробігу електронів із різною спіноювою поляризацією.

Під час аналізу впливу анізотропії опору магнітних шарів на величину ГМО, враховуючи, що тришарові плівки складаються з магнітних шарів одного й того самого магнітного металу, МРВ можна записати у вигляді

$$\delta(d_{m2,m1}, \Theta) = \frac{(\alpha_l - 1)^2}{\alpha_l(d_{m1,m2} + 1)(d_{m2,m1} + 1)} \left\{ 1 + (\beta^- - \beta^+) \frac{\alpha_l + 1}{\alpha_l - 1} \cos 2\Theta \right\}, \quad (9)$$

де $\alpha_l = l^+ / l^-$ – параметр, що описує асиметрію довжини вільного пробігу електронів із різними спіновими індексами; β^s – параметри анізотропії; Θ – кут між векторами \mathbf{j} і \mathbf{M} .

Величину максимальної різниці Δ_{\max} для двох ортогональних геометрій у площині тришарової плівки можна визначити за співвідношенням

$$\Delta_{\max}(d_{m2,m1}) = (\beta^- - \beta^+) \frac{\alpha_l^2 - 1}{\alpha_l(d_{m1,m2} + 1)(d_{m2,m1} + 1)}. \quad (10)$$

Для сплаву $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{50}$ параметр $\alpha_l > 0$, знак анізотропної поправки визначається різницею параметрів анізотропії β^+ та β^- . Для домішок Fe у Ni параметри β^s мають протилежні знаки: $\beta^+ = 0,07$; $\beta^- = -0,011$. У цьому разі доданок $(\beta^- - \beta^+)$ від'ємний, якщо напрямок вектора густини струму \mathbf{j} збігається з напрямком вектора намагніченості \mathbf{M} ($\Theta = 0$), і врахування анізотропії опору приводить до зменшення величини гігантського магнітоопору.

Якщо ж зазначені вектори взаємно перпендикулярні в площині плівки ($\Theta = \pi/2$), то другий доданок у фігурних дужках формули (9) стає додатним і гігантський магніторезистивний ефект збільшується.

Аналіз розмірної залежності МРВ (9) для АГМО показує, що в області малих значень товщин d_{m2} верхнього магнітного шару ($d_{m2,m1} \ll 1$) зі збільшенням товщини d_{m2} ефект АГМО лінійно збільшується ($\delta(d_{m2,m1}, \Theta) \sim d_{m2}$), тоді як у разі виконання протилежної нерівності ($d_{m2,m1} \gg 1$), величина $\delta(d_{m2,m1}, \Theta)$ зменшується як $1/d_{m2}$ зі збільшенням товщини покривного магнітного шару ($\delta(d_{m2,m1}, \Theta) \sim 1/d_{m2}$), тобто

$$\begin{aligned} \delta(d_{m2,m1}, \Theta) &= \frac{(\alpha_l - 1)^2 \left(1 + (\beta^- - \beta^+) \frac{\alpha_l + 1}{\alpha_l - 1} \cos 2\Theta \right)}{\alpha_l (d_{m1,m2} + 1)(d_{m2,m1} + 1)} \cong \\ &\cong \frac{1}{\alpha_l} (\alpha_l - 1)^2 \left(1 + (\beta^- - \beta^+) \frac{\alpha_l + 1}{\alpha_l - 1} \cos 2\Theta \right) \begin{cases} \frac{d_{m2}}{d_{m1}}, & d_{m2,m1} \ll 1, \\ \frac{d_{m1}}{d_{m2}}, & d_{m2,m1} \gg 1. \end{cases} \end{aligned} \quad (11)$$

Протилежна тенденція в поведінці розмірної залежності величини $\delta(d_{m2,m1}, \Theta)$ для граничних значень товщин покриття свідчить про те, що за певного співвідношення товщин шарів зазначений ефект буде максимальним. Дослідження виразу (9) на екстремум показує, що ефект досягає свого амплітудного значення у разі виконанні рівності $d_{m2,m1}^{extr} = 1$, причому максимальна величина дорівнює

$$\delta(1, \Theta) = \frac{(\alpha_l - 1)^2}{4\alpha_l} \left(1 + (\beta^- - \beta^+) \frac{\alpha_l + 1}{\alpha_l - 1} \cos 2\Theta \right). \quad (12)$$

Максимальну різницю МО Δ_{\max} для двох ортогональних геометрій можна виразити таким чином:

$$\Delta_{\max} = \delta(1,0) - \delta\left(1, \frac{\pi}{2}\right) = (\beta^- - \beta^+) \frac{\alpha_l^2 - 1}{4\alpha_l}. \quad (13)$$

Експериментально виміряні амплітудні значення анізотропного ГМО дозволяють за формулою (12) розрахувати параметр $\alpha_l(\Theta)$, що визначає відмінність довжин вільного пробігу носіїв заряду з різним спіновим індексом, для двох ортогональних геометрій. Розв'язуючи рівняння (12) відносно $\alpha_l(\Theta)$ і враховуючи, що параметр $\alpha_l(\Theta) > 1$, для розрахунку величини $\alpha_l(\Theta)$ одержимо таку формулу:

$$\alpha_l(\Theta) = \frac{1 + 2\delta(1, \Theta) + \sqrt{4\delta(1, \Theta)(\delta(1, \Theta) + 1) + (\beta^- - \beta^+)^2 \cos^2 2\Theta}}{1 + (\beta^- - \beta^+) \cos 2\Theta}. \quad (14)$$

Ураховуючи, що $\delta(1,0) = 0,012$ та $\delta(1, \pi/2) = 0,018$ і значення параметрів анізотропії $\beta^+ = 0,07$, $\beta^- = -0,011$, при поздовжній ($\Theta = 0$) та поперечній ($\Theta = \pi/2$) геометріях для параметра $\alpha_l(\Theta)$ відповідно одержимо такі значення: $\alpha_l(0) = 1,37$ та $\alpha_l(\pi/2) = 1,22$.

У *четвертому підрозділі* узагальнені результати стосовно можливого практичного застосування три- і багатошарових плівкових структур із спін-залежним розсіюванням електронів як чутливих елементів сенсорних та інформаційних приладів різного функціонального призначення. Наведені результати дослідження чутливості МО тришарових та багатошарових плівкових систем до магнітного поля. Показано, що найбільше значення чутливості ГМО (50–90 %/Тл) до магнітного поля спостерігається у свіжосконденсованих та відпалених за $T_{\text{відп}} = 550$ К зразках $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ ($30 < x < 70$) та $\text{Co}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ ($20 \leq x \leq 60$).

На основі узагальнення наведених у дисертаційній роботі результатів дослідження тришарових плівкових структур та літературних джерел було запропоновано нову плівкову структуру та проведено дослідження її електрофізичних та магніторезистивних властивостей.

Схематичне зображення запропонованої подвійної (симетричної) «псевдоспін-вентильної» структури наведено на рис. 10. Особливістю цієї структури є наявність одного магнітом'якого шару, розміщеного між двома магнітожорсткими шарами. Наявність двох немагнітних шарів забезпечує незалежне перемагнічування магнітом'якого шару та, як наслідок, зміну магнітної конфігурації структури.

Після узагальнення результатів досліджень магніторезистивного ефекту в тришарових плівках в умовах впливу температури (інтервал термоброблення, температура підкладки, температура вимірювання) та магнітного поля були вибрані як магнітожорсткі шари – Co ($d_{\text{F1}} = 20\text{--}40$ нм), магнітом'який – сплав $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ ($x \cong 50$, $d_{\text{F2}} = 20\text{--}40$ нм) та немагнітний прошарок – Cu ($d_{\text{N}} = 5\text{--}10$ нм). Такий вибір металів забезпечує запропонованій структурі дві основні переваги: високу чутливість навіть до незначних змін зовнішнього магнітного поля та високу термостабільність, що дають можливість використовувати її як високочутливий елемент сенсорів магнітного поля.

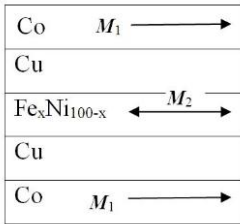


Рисунок 10 – Схематичне зображення подвійної (симетричної) «псевдоспін-вентильної» структури

Одержані експериментальні результати свідчать про досить велику часову і температурну стабільність властивостей пліткових структур на основі Co, Fe та Cu, що дозволяє рекомендувати при виготовленні магніторезистивних елементів як один з етапів технологічного процесу термостабілізаційне відпалювання у вакуумі за температур 550 та 700 К безпосередньо після осадження плівок.

П'ятий розділ «Магнітні параметри тришарових плівок» складається з трьох підрозділів. У *першому* підрозділі наведено дані про розмірні, концентраційні та температурні залежності коерцитивної сили (B_C) та поля насичення (B_S) свіжосконденсованих та термостабілізованих за температури 700 К тришарових плівок на основі Fe_xNi_{100-x} , Co та Cu.

На рисунку 11 як ілюстрацію наведено типові залежності нормованої намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля в поперечній та перпендикулярній геометріях вимірювання для термостабілізованих за температури 700 К плівок $Fe_{80}Ni_{20}/Cu/Fe_{80}Ni_{20}/\Pi$. Для невідпалених та відпалених за температури 700 К тришарових плівок із $d_F = 25-40$ нм, $d_N = 5-15$ нм та $C_{Ni} < 70$ % петлі магнітного гістерезису, отримані в поперечній геометрії, мають майже прямокутну форму з різким перемагнічуванням (рис. 11 а). Прямокутний контур гістерезису є типовим для одношарових плівок феромагнітних металів та сплавів на їх основі і свідчить про наявність осі легкого намагнічування в площині зразка.

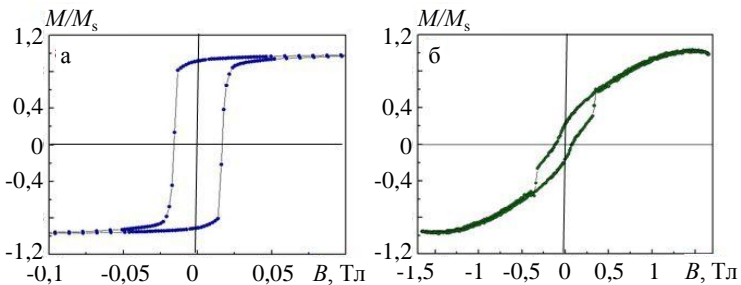


Рисунок 11 – Залежність нормованої намагніченості від індукції прикладеного зовнішнього магнітного поля в поперечній (а) та перпендикулярній (б) геометріях вимірювання для термостабілізованих за температури 700 К плівок $Fe_xNi_{100-x}/Cu/Fe_xNi_{100-x}/\Pi$ ($x \cong 80$, $d_F = 40$ нм, $d_N = 10$ нм)

Намагнічування в напрямку, перпендикулярному площині плівки, показує вплив сильного розмагнічувального поля (рис. 11 б). Після термостабілізації плівок хід залежності істотно не змінюється, за винятком зростання залишкової намагніченості та коерцитивної сили.

Залежності коерцитивної сили від концентрації Ni в магнітних шарах для свіжосконденсованих тришарових плівок $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ із різними товщинами шарів наведені на рис. 12 а. Після відпалювання характер залежностей B_C від C_{Ni} не змінюється (рис. 12 б). Необхідно лише відзначити, що величина B_C для відпалених за 700 К тришарових плівок в інтервалі концентрацій $C_{\text{Ni}} = 10\text{--}30\%$ у 4–6 разів більша, ніж для свіжосконденсованих зразків. У інтервалі концентрацій $C_{\text{Ni}} = 50\text{--}70\%$ значення B_C для відпалених та свіжосконденсованих плівок істотно не відрізняються. Зменшення значення B_C при збільшенні C_{Ni} можна пояснити виходячи з уявлень про структурну чутливість коерцитивної сили. Так, її величина залежить як від елементного складу та відносного вмісту фаз у феромагнітному сплаві, так і від дисперсності наявних фаз, рівня макро- і мікронапружень, зміни щільності дислокацій тощо. Тому відносно великі значення B_C при $C_{\text{Ni}} = 10\text{--}30\%$ можуть бути пов'язані з малими середніми розмірами кристалітів, великою дефектністю кристалічної будови та мікронапруженнями. Також потрібно зазначити, що за концентрації $C_{\text{Ni}} = 10\text{--}30\%$ фазовий склад магнітних шарів відповідає ОЦК-Fe-Ni, що також може приводити до великих значень B_C .

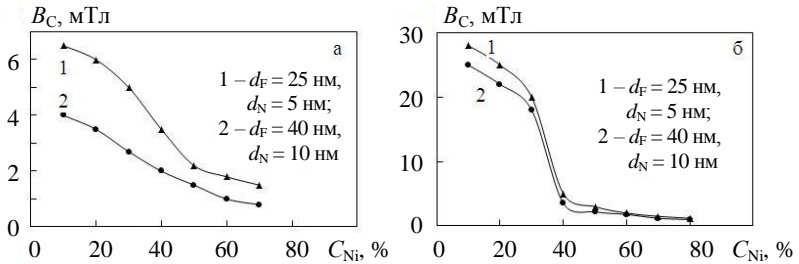


Рисунок 12 – Залежність коерцитивної сили B_C від концентрації нікелю C_{Ni} в магнітних шарах для свіжосконденсованих (а) та відпалених за температури 700 К (б) тришарових плівок $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ із різними товщинами шарів

Із даних, наведених на рис. 13, випливає, що залежності B_C та B_S від температури відпалювання для несиметричних тришарових плівкових систем $\text{Co}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ із різними товщинами шарів мають подібний характер. Необхідно лише відзначити, що для плівок $\text{Co}/\text{Cu}/\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{60}/\text{П}$ спостерігається немонотонний хід залежності $B_C = f(T_{\text{відп}})$, пов'язаний із переходом ГМО в АМО. На залежностях $B_C = f(T_{\text{відп}})$ для плівок із концентрацією $C_{\text{Ni}} = 20\%$ мінімуми не проявляються, що обумовлено збільшенням температури відпалювання, за якої відбувається перехід до анізотропного характеру магнітоопору. Зростання коерцитивної сили після відпалювання за температури 700 К також, можливо, пов'язане з утворенням магнітожорстких твердих розчинів.

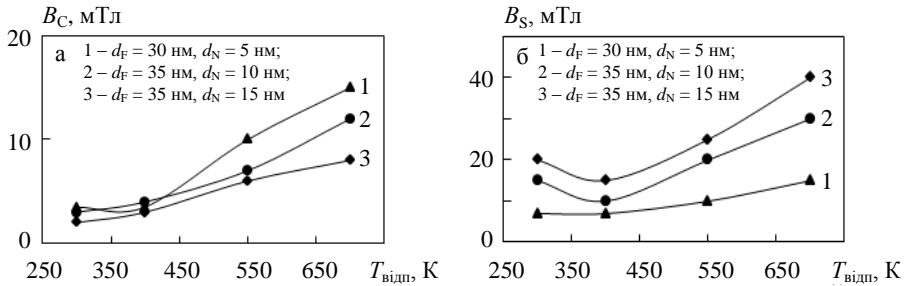


Рисунок 13 – Залежність коерцитивної сили B_C (а) та поля насичення B_S (б) від температури відпалювання $T_{відп}$ тришарових плівок $Co/Cu/Fe_xNi_{100-x}/\Pi$ ($x \approx 80$) із різними товщинами шарів

У другому підрозділі наведені результати дослідження залежностей коерцитивної сили та поля насичення від температури вимірювання. У загальних рисах ці залежності як для свіжосконденсованих, так і для відпалених плівок подібні і мають монотонний характер. Необхідно лише відзначити, що для невідпалених плівок із різною товщиною прошарку залежності $B_C(T)$ майже співпадають. Для відпалених за температури 700 К плівок із $C_{Ni} = 10\text{--}20\%$ (АМО) характерні відносно великі значення коерцитивної сили (10–25 мТл за кімнатної температури).

У третьому підрозділі наведені результати дослідження впливу процесів перемагнічування тришарових плівок на польові залежності магнітоопору. Виявлено, що для одношарових плівок та тришарових з анізотропним характером МО екстремуми на польових залежностях магнітоопору відповідають моменту початку процесів перемагнічування за рахунок руху доменних стінок. У разі тришарових плівок з ізотропним МО екстремуми на польових залежностях магнітоопору відповідають антипаралельній конфігурації магнітних моментів у верхньому та нижньому шарі.

Шостий розділ «Електро- та магніторезистивні властивості структурно-несуцільних феромагнітних плівок та гранульованих структур метал – діелектрик» містить три підрозділи.

У першому підрозділі проведено аналіз температурних залежностей питомого опору від ефективної товщини структурно-несуцільних плівок.

На основі експериментальних залежностей $R(T)$ для надтонких металевих плівок встановлено, що для них спостерігається експоненціальна температурна залежність із від'ємними значеннями температурного коефіцієнта опору. Такий характер залежностей $R(T)$ властивий острівцевим плівкам і пояснюється на основі уявлень про термічно активоване тунелювання електронів між острівцями. Енергія активації провідності змінюється в межах від 0,001 еВ до 0,3 еВ та істотно залежить від розмірів острівців. Чим менша ефективна товщина плівки (відповідно менші і розміри острівців), тим більшою є величина енергії активації.

У другому підрозділі наведені результати магніторезистивних досліджень

структурно-несуцільних плівок феромагнітних металів та сплавів на їх основі. Дослідження показали, що польові залежності магнітоопору структурно-несуцільних плівок Co, Fe, сплавів Fe_xNi_{100-x} та Co_xNi_{100-x} мають ізотропний характер, і на них відсутній гістерезис (на рис. 14 наведені їх приклади для плівок Fe і Co). З одержаних польових залежностей випливає, що не лише знак ефекту, а й форма кривих не змінюється при зміні напрямку магнітного поля. Цей факт свідчить про те, що вплив анізотропії магнітоопору на польові залежності не істотний, а домінуючий ефект не є анізотропним і може бути зумовлений спін-залежним тунелюванням електронів між феромагнітними острівцями, оскільки для такого механізму взаємна орієнтація густини струму і поля не важлива.

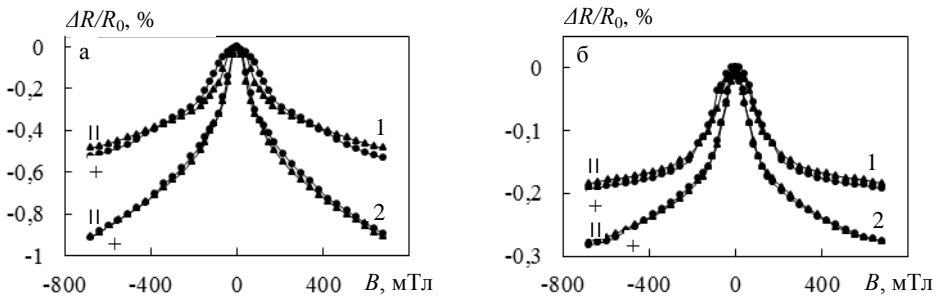


Рисунок 14 – Залежність поздовжнього (||) та поперечного (+) МО від індукції магнітного поля для плівок Fe/Pt (а) (1 – $d_{Fe} = 20$ нм; 2 – $d_{Fe} = 17$ нм) та Co/Pt (б) (1 – $d_{Co} = 15$ нм; 2 – $d_{Co} = 10$ нм)

На рисунку 15 зображені залежності поздовжнього негативного МО від ефективної товщини свіжосконденсованих (рис. 15 а) та відпалених за температури 700 К (рис. 15 б) плівок Ni, Co і Fe. Зазначимо, що конденсацію проводили на нейтральну неорієнтовальну підкладку (скло, вуглецева плівка) за кімнатної температури ($T_n \approx 300$ К $< 2T_m/3$), тому дифузійна рухливість атомів на підкладці була ускладнена. Дані електронно-мікроскопічних досліджень свідчать про утворення у процесі осадження великої кількості дрібних центрів кристалізації та їх одночасний ріст. Унаслідок цього в невідпалених плівках незалежно від складу і товщини, спостерігалася практично однакова структура. Острівці неправильної форми мають розміри 2–5 нм, а зазори між ними набирають вигляду каналів приблизно однакової ширини – 1–2 нм. Таким чином, для плівок реалізується механізм росту Фольмера – Вебера. Збільшення товщини плівок Co та Fe структурно виявляється лише у збільшенні щільності острівців. Подібність морфології для свіжосконденсованих плівок Co та Fe в досить широкому інтервалі товщини може приводити до реалізації спін-залежного тунелювання електронів. Виняток становлять плівки Ni, для яких ізотропний негативний магнітоопір не був виявлений. Максимальна величина ізотропного негативного магнітоопору для свіжосконденсованих плівок у магнітному полі до 0,7 Тл становить 0,5 % для Co та 1 % для – Fe.

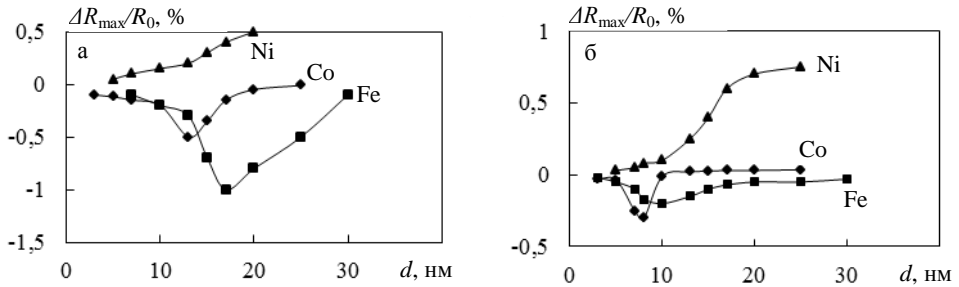


Рисунок 15 – Залежність $\Delta R_{\max}/R_0$ за позовжньої геометрії вимірювання від ефективної товщини для свіжосконденсованих (а) та відпалених за температури 700 К (б) плівок Ni/P, Co/P і Fe/P. Температура вимірювання магнітоопору 300 К

Відпалювання за температури 700 К приводить до істотних відмінностей у морфологічному стані плівкових зразків залежно від їх товщини. При малій ефективній товщині ($d \sim 3\text{--}5$ нм) за рахунок коалесценції відбувається укрупнення острівців до 10–20 нм та збільшення ширини каналів (до 2–7 нм), і, як наслідок, загальна кількість острівців зменшується у 3–5 разів. Це приводить до зменшення величини ізотропного МО та слабкої її залежності від ефективної товщини (так звана доперколяційна область). При $d_{Co} = 6\text{--}7$ нм має місце подібна картина, але з більшою щільністю острівців та меншою шириною каналів (2–5 нм). Такі морфологічні зміни структури приводять до різкого збільшення величини ізотропного МО. При подальшому зростанні ефективної товщини плівок і укрупненні острівців виникає взаємодія між їх магнітними моментами, що приводить до магнітного впорядкування середовища, а отже, і до зменшення величини магніторезистивного ефекту.

Із наведених залежностей величини негативного ізотропного магнітоопору від температури вимірювання для невідпалених та відпалених за різних температур надтонких плівок Fe та Co (рис. 16) випливає, що залежно від ефективної товщини вони можуть мати різний характер. В інтервалі ефективних товщин 20–25 нм для свіжосконденсованих плівок Co та 25–30 нм для плівок Fe при зниженні температури вимірювання до 120 К спостерігається незначне збільшення величини магнітоопору (рис. 16 а, криві 2 та 3). При зменшенні ефективної товщини ($d_{Fe} < 25$ нм, $d_{Co} < 15$ нм) величина ізотропного магнітоопору зменшується в 1,3–5 разів (рис. 16 а, криві 1 та 4) при зниженні температури до 120 К. Для плівок Fe, відпалених за температури 520 К в інтервалі ефективних товщин 5–10 нм, величина ізотропного магнітоопору зростає у 2–5 разів при зниженні температури (рис. 16 б, криві 5, 6).

У третьому підрозділі наведені результати експериментальних досліджень магніторезистивних властивостей гранульованих структур на основі Co та SiO_x .

На рисунку 17 проілюстровано польові залежності магнітоопору в трьох геометріях для свіжосконденсованих гранульованих структур на основі Co та SiO_x .

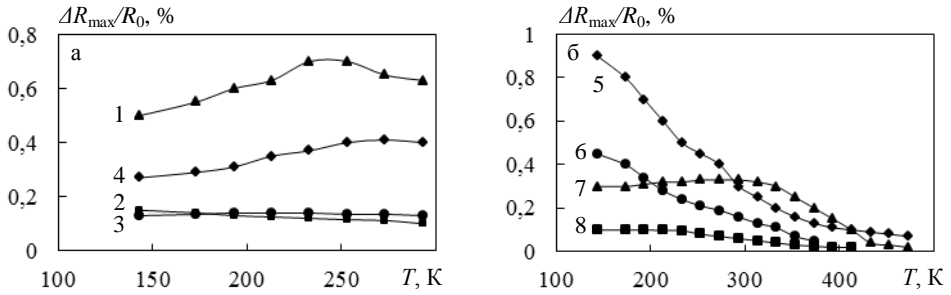


Рисунок 16 – Залежність ізотропного негативного магнітоопору від температури вимірювання для невідпалених (а) та відпалених (б) плівок Fe (1, 2, 5, 6) і Co (3, 4, 7, 8) (1 – $d_{Fe} = 17$ нм; 2 – $d_{Fe} = 10$ нм; 3 – $d_{Co} = 10$ нм; 4 – $d_{Co} = 15$ нм; 5 – $d_{Fe} = 8$ нм; 6 – $d_{Fe} = 10$ нм; 7 – $d_{Co} = 7$ нм; 8 – $d_{Co} = 10$ нм). Температура відпалювання плівок Fe 520 K, плівок Co – 700 K

З одержаних за кімнатної температури ізотропних польових залежностей поздовжнього та поперечного магнітоопору випливає, що вони, як і у випадку острівцевих плівок, збігаються у межах похибки вимірювань. Польові залежності при перпендикулярній геометрії мають аналогічний хід. Незначне неспівпадання кривих зумовлене меншим значенням магнітоопору при перпендикулярній геометрії. Так, величина негативного МО становить за кімнатної температури 2 % для поздовжньої та поперечної геометрій і 1,5 % – для перпендикулярної. Також зауважимо, що польові залежності не мають тенденції до насичення в магнітному полі з індукцією до 0,7 Тл.

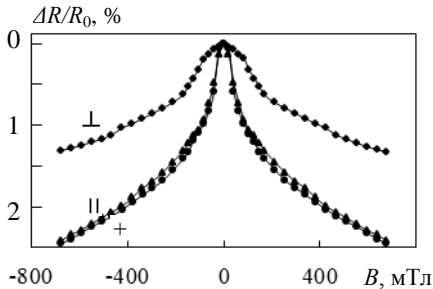


Рисунок 17 – Польові залежності поздовжнього (||), поперечного (+) та перпендикулярного (⊥) негативного магнітоопору гранульованої плівки на основі Co та SiO_x товщиною 30 нм

На рисунку 18 наведені концентраційні залежності питомого електроопору та магнітоопору для наногранульованих композитів на основі Co та SiO_x товщиною 30 нм. Концентраційні залежності питомого опору (рис. 18 а) типові для гранульованих структур метал – діелектрик. Згідно з одержаними даними поріг перколяції для таких систем знаходиться в інтервалі концентрацій $C_{Co} = 60$ –70 %. В області концентрацій $C_{Co} = 40$ –60 % (доперколяційна область) реалізується ізотропний магнітоопір величиною 1,5–2,5 % (рис. 18 б). При концентрації Co 60–70 % фіксується різке зменшення величини тунельного магнітоопору. При

подальшому збільшенні концентрації Co виникає анізотропний характер магнітоопору, властивий для однорідних феромагнітних матеріалів. Величина анізотропного МО для свіжосконденсованих плівок Co не перевищує 0,1 %.

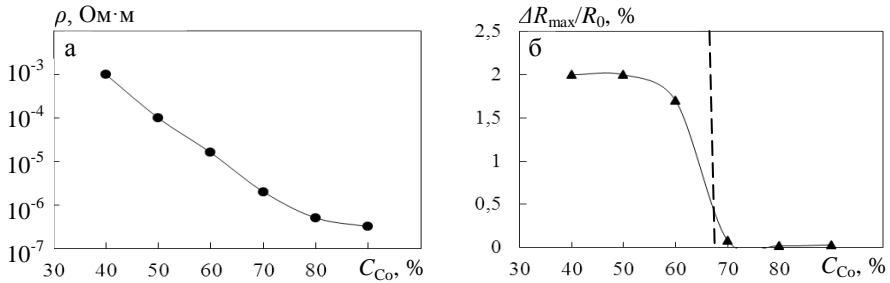


Рисунок 18 – Залежності питомого електричного опору (а) та магнітоопору (б) від концентрації Co у свіжосконденсованих наногранульованих композитах на основі Co та SiO_x товщиною 30 нм

Відмінності магніторезистивних властивостей розглянутих гранульованих структур у порівнянні з острівцевими плівками зумовлені структурними особливостями. У випадку композитів структура значно складніша, феромагнітні частинки у плівці розміщені хаотично і характеризуються ширшим розподілом розмірів. У результаті цього зміна їх магнітних властивостей відбувається поступово.

ВИСНОВКИ

У дисертаційній роботі в результаті проведених комплексних та систематичних досліджень структурно-фазового стану та фізичних властивостей приладових тонкоплівкових систем у вигляді структур спін-вентильного типу та гранульованих плівок «метал – діелектрик» набув подальшого розвитку напрям досліджень у галузі плівкового матеріалознавства щодо фізичних процесів у магнітонеоднорідних матеріалах. Зокрема, на експериментальному і теоретичному рівнях вирішена проблема впливу на властивості багат шарових і гранульованих систем на основі феромагнітних та немагнітних металів фазоутворення, дифузійних процесів, розмірних та концентраційних ефектів. Установлена можливість використання їх як функціональних елементів різних датчиків або енергозберігаючих пристроїв запису і збереження інформації.

Висновки можна сформулювати таким чином.

1. Вивчення процесів фазоутворення в тришарових та багат шарових плівкових системах на основі Co , Fe , $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ та Cu , дозволили встановити такі особливості формування структурно-фазового стану:

– фазовий склад свіжосконденсованих тришарових плівок на основі $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ та Cu , отриманих методом пошарової конденсації із $d_F = 10\text{--}50$ нм і $d_N = 5\text{--}20$ нм та $C_{\text{Ni}} = 60\text{--}80$ ат. %, відповідає ГЦК-фазі Ni_3Fe ($a = 0,354\text{--}0,358$ нм) + ГЦК- Cu

($a = 0,359-0,361$ нм); при $C_{Ni} = 40-50$ ат. % – ГЦК-фазі NiFe ($a = 0,359-0,360$ нм) + ГЦК-Cu ($a = 0,358-0,361$ нм); після відпалювання плівок за температури 700 К спостерігається збільшення розмірів кристалітів до 30 нм та залежно від концентрації Ni утворюються неупорядковані тверді розчини Ni₃Fe (Cu) або NiFe (Cu) із параметром гратки $a = 0,355-0,359$ нм; для систем із $C_{Ni} < 40$ ат. % фазовий склад свіжосконденсованих та відпалених тришарових зразків відповідає ОЦК-(Fe-Ni) ($a = 0,285-0,287$ нм) + ГЦК-Cu ($a = 0,359-0,362$ нм);

– свіжосконденсовані тришарові плівки Co/Cu/Fe_xNi_{100-x} із $C_{Ni} = 40-80$ ат. % мають фазовий склад ГЦК-FeNi (ГЦК-FeNi₃) + ГЦП-Co + ГЦК-Cu; при $C_{Ni} \leq 30$ ат. % фазовий склад відповідає ОЦК-Fe-Ni + ГЦК-Cu + ГЦП-Co; відпалювання плівок Co/Cu/Fe_xNi_{100-x} з $C_{Ni} > 40\%$ за температури 700 К приводить до утворення залежно від концентрації компонент ГЦК твердих розчинів FeNi₃ (Cu, Co) ($a = 0,359-0,361$ нм) та FeNi (Cu, Co) ($a = 0,358-0,361$ нм);

– свіжосконденсована плівкова системи Co/Cu/Fe із $d_F = 20-50$ нм і $d_N = 5-20$ нм складається із кристалітів ГЦП-Co + ГЦК-Cu + ОЦК-Fe; невідпалені системи Co/Cu/Co з додатковими шарами Ni або Cr мають фазовий склад ГЦП-Co + ГЦК-Cu + ГЦК-Ni або ОЦК-Cr відповідно; відпалювання за $T_{відп} = 700$ К приводить до збільшення розміру зерен до 20 разів залежно від товщини та виду шарів; для систем Co/Cu/Fe, відпалених за $T_{відп} = 700$ К, фіксується поява ГЦК-Co, зміна параметрів гратки електроннографічно не фіксується. Для цієї системи за товщин $d_N < 10$ нм і $d_{Cu} < 5$ нм спостерігається утворення твердого розчину Cu (Fe, Co) з параметром гратки $a = 0,357-0,358$ нм; для системи Co/Cu/Co із шаром Cr після відпалювання за $T_{відп} = 700$ К фіксуються фази ГЦП-Co і ГЦК-Co, а для системи Co/Cu/Co з шаром Ni спостерігається утворення твердого розчину β -Co (Ni, Cu) з параметром гратки $a = 0,355-0,359$ нм;

– у надтонких плівках Co, Fe та сплавів Co_xNi_{100-x}, Fe_xNi_{100-x} за товщин менше ніж 15 нм незалежно від складу й товщини фіксується острівцева структура з розмірами острівців (нанокристалітів) менше ніж 5 нм (свіжосконденсовані плівки), що утворюють класичну «лабіринтну» структуру; в результаті відпалювання внаслідок коалесценції розміри острівців збільшуються до 20–30 нм залежно від товщини плівки.

2. Для тришарових плівкових систем на основі Co, Fe_xNi_{100-x}, Co_xNi_{100-x} та Cu, отриманих методом пошарової конденсації, експериментально і теоретично досліджено розмірні ($d_F = 5-50$ нм, $d_N = 1-20$ нм), температурні (інтервал вимірювання $T_b = 120-700$ К, інтервал термооброблення $T_{відп} = 300-700$ К) і концентраційні ($0 \leq x \leq 100$) ефекти в магнітоопорі та встановлено таке:

– для тришарових плівок на основі Co, Fe_xNi_{100-x}, Co_xNi_{100-x} ($0 \leq x \leq 100$) та Cu залежності МО від індукції зовнішнього магнітного поля при поздовжній і поперечній геометріях вимірювання майже збігаються, а величина магнітоопору визначається як товщинами феромагнітних і немагнітних шарів, концентрацією компонент феромагнітних шарів, так і структурно-фазовим станом шарів;

– для свіжосконденсованих плівок на основі Co, Fe_xNi_{100-x} ($x \geq 10$) та Cu спостерігаються ізотропні польові залежності, обумовлені спін-залежним розсіюванням електронів; максимальне значення ізотропного магнітоопору за

кімнатної температури становить 1,2 % для плівок $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ ($x \cong 50$, $d_F = 30$ нм, $d_N = 6$ нм), $\text{Co}/\text{Cu}/\text{Fe}/\text{П}$ ($d_F = 30$ нм, $d_N = 3$ нм) та 1,5 % для плівок $\text{Co}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ ($x \cong 20$, $d_F = 35$ нм, $d_N = 5$ нм); для системи $\text{Co}/\text{Cu}/\text{Co}$ з додатковими шарами Fe, Ni та Cr величина МО і вид магніторезистивних петель визначаються товщиною та видом домішкового шару і взаємним розміщенням шарів базової плівки та додаткового шару; встановлено, що розміщення додаткових шарів на інтерфейсі Co/Cu приводить до появи анізотропного магнітоопору;

– встановлено, що після термомагнітного відпалювання для всіх систем, за винятком систем на основі Co, $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ ($x \geq 80$) та Cu, спостерігається перехід від ізотропного до анізотропного характеру магнітоопору; показано, що значення температури відпалювання, після якої відбувається зазначений перехід, залежить від товщини немагнітного прошарку та елементного складу магнітних шарів. Для системи $\text{Co}/\text{Cu}/\text{Co}$ з додатковим верхнім шаром Ni низькотемпературне відпалювання за 400 К приводить до значного зростання величини ГМО (майже в 3 рази), що зумовлено проходженням дифузії на межі поділу шарів Co і Ni;

– для зразків $\text{Co}/\text{Cu}/\text{Fe}/\text{П}$, отриманих за температури підкладки 400 К (з анізотропним характером МО у вихідному стані), відпалювання за температури 550 К приводить до появи ізотропного магнітоопору величиною до 0,8 %.

3. Експериментальне й теоретичне дослідження впливу анізотропного магнітоопору на величину гігантського магнітоопору показали, що у разі, якщо вектор густини струму та вектор намагніченості в магнітних шарах збігаються за напрямком, урахування анізотропії магнітоопору приводить до зменшення величини ефекту ГМО, тоді як у випадку, якщо зазначені вектори є взаємно перпендикулярними в площині плівки, величина ефекту ГМО збільшується. Дослідження залежності величини ефекту АГМО від товщини d_{m2} покривного магнітного шару (розмірної залежності) показує, що у випадку, якщо товщини магнітних шарів тришарового провідника сумірні за величиною ($d_{m2} \sim d_{m1}$), ефект АГМО досягає свого максимального (амплітудного) значення. Експериментально визначені амплітудні значення для поздовжнього та поперечного АГМО й одержаний аналітичний вираз для параметра асиметрії, що характеризує відмінність довжин вільного пробігу електронів у спінових каналах провідності та дозволяє розрахувати зазначений параметр для двох геометрій.

4. Уперше одержано аналітичні вирази для розрахунку параметра об'ємної асиметрії в розсіюванні спин-поляризованих носіїв заряду та питомого опору мінітарних носіїв заряду з використанням експериментально вимірюваного амплітудного значення ефекту ГМО та з урахуванням того, що опір мажоритарних носіїв заряду збігається з опором немагнітного прошарку.

5. Дослідження магнітних параметрів тришарових плівок на основі феромагнітних металів та сплавів дозволило встановити таке:

– для тришарових плівок на основі Co, $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ ($x \geq 30$) та Cu в інтервалі товщин шарів $d_N = 5\text{--}15$ нм та $d_F = 25\text{--}40$ нм при поперечній геометрії вимірювання характерні майже прямокутні петлі гістерезису, які є типовими для зразків із планарною орієнтацією намагніченості; показано, що для тришарових плівок

$\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Pi}$ ($C_{\text{Ni}} < 90\%$) величина коерцитивної сили зменшується при збільшенні вмісту нікелю в магнітних шарах;

– високотемпературне відпалювання ($T_{\text{відп}} = 700\text{ K}$) для всіх систем приводить до зростання коерцитивної сили до 10 разів залежно від елементного складу магнітних шарів і товщини прошарку, за винятком систем $\text{Co}/\text{Cu}/\text{Co}/\text{Pi}$ ($d_{\text{F}} = 20\text{--}30\text{ nm}$; $d_{\text{N}} = 5\text{--}10\text{ nm}$) з ефектом ГМО, для яких спостерігається зменшення B_{C} в 1,2–1,5 раза; встановлено, що поле насичення для систем $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ та $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Co}$ з ефектом ГМО максимальної величини (1–1,2 %) зменшується до 20 разів.

6. Установлені загальні закономірності формування структурно-фазового стану та вплив його на електрофізичні та магніторезистивні властивості структурно-несуцільних плівок феромагнітних металів і сплавів (Ni , Fe , Co , $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ і $\text{Co}_x\text{Ni}_{100-x}$) та композитів на основі Co і SiO_x :

– за рахунок тунелювання електронів між феромагнітними острівцями (гранулами) спостерігаються ізотропні польові залежності магнітоопору, максимальна величина негативного ізотропного магнітоопору в магнітному полі з індукцією до 0,6 Тл становить 1 % (плівки Fe $d_{\text{Fe}} = 20\text{ nm}$) та 2,5 % для гранульованих плівок на основі Co та SiO_x з об'ємною часткою Co близько 50 % та розміром острівців (гранул) 3–5 нм і шириною діелектричного бар'єра між ними 1–3 нм; збільшення товщини плівок приводить до появи анізотропного характеру магнітоопору, що обумовлено утворенням нескінченного феромагнітного кластера;

– для відпалених плівок Co і плівкових сплавів $\text{Co}_x\text{Ni}_{100-x}$ та $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ ($x \geq 30$, $d > 15\text{ nm}$) за температури 700 К фіксується анізотропний характер магнітоопору;

– діелектричний режим провідності реалізується в температурному інтервалі 150–300 К для свіжосконденсованих плівок Fe та Co з ефективними товщинами $d_{\text{Fe}} < 20\text{ nm}$ і Co $d_{\text{Co}} < 15\text{ nm}$ та сплавів $\text{Co}_x\text{Ni}_{100-x}$ і $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ ($x \geq 30$, $d_{\text{F}} < 15\text{ nm}$).

7. Установлено умови формування термостабільних і високочутливих до магнітного поля «псевдоспін-вентильних» структур у вигляді тришарових плівок (на основі Co , Fe , $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ та Cu) і гранульованих структур (на основі Co та SiO_x) для розробки чутливих елементів приладів різного призначення та для розробки технології їх формування.

8. Запропоновано симетричну «псевдоспін-вентильну» структуру у вигляді багат шарової плівки (на основі Co , $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{50}$ та Cu) з високою термостабільністю і високою магнітною чутливістю, що може бути використана у прикладних розробках чутливих елементів сенсорів магнітного поля.

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

1. Наукові праці, в яких опубліковані основні наукові результати

1. **Shkurdoda Yu. O.** Effect of thermomagnetic treatment on magnetoresistive properties of trilayer thin films based on $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ and Cu / Yu. O. Shkurdoda, I. M. Pazukha, A. M. Chornous // *Intermetallics*. – 2018. – V. 93. – P. 1–5.

2. **Shkurdoda Yu. O.** Peculiarity of magnetoresistance of discontinuous ferromagnetic thin films / Yu. O. Shkurdoda, I. M. Pazukha, A. M. Chornous //

Intenational Journal of Minerals, Metallurgy and Materials. – 2017. – V. 24, № 12. – P. 1459–1463.

3. Influence of the surface morphology on the magnetoresistance of ultrathin films of ferromagnetic metals and their alloys / A. M. Chornous, **Yu. O. Shkurdoda**, V. B. Loboda, Y. M. Shabelnyk, V. O. Kravchenko // *European Physical Journal Plus.* – 2017. – V. 132. – P. 58–64.

4. Temperature effect on magnetoresistive properties of Fe and Co island films / A. M. Chornous, **Yu. O. Shkurdoda**, V. B. Loboda, V. M. Kolomiets // *Ukrainian Journal of Physics.* – 2017. – V. 62, № 5. – P. 441–447.

5. **Шкурдода Ю. О.** Вплив структурно-фазового стану на магніторезистивні властивості плівкових систем на основі $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ та Cu / Ю. О. Шкурдода // *Журнал нано- та електронної фізики.* – 2017. – Т. 9, № 4. – С. 04008(5сс).

6. The influence of the concentration of components in magnetic layers on the magnetoresistive properties of three-layer film systems based on $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}$ and Cu / Yu. O. Shkurdoda, A. M. Chornous, Y. M. Shabelnyk, V. B. Loboda // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials.* – 2017. – V. 443. – P. 190–194.

7. Структура та магніторезистивні властивості тришарових плівкових систем на основі пермалою та міді / **Ю. О. Шкурдода**, А. М. Черноус, В. Б. Лобода, Ю. М. Шабельник, В. О. Кравченко, Л. В. Дехтярук // *Журнал нано- та електронної фізики.* – 2016. – Т. 8, № 2. – P. 02056(6сс).

8. Електропровідність тришарових полікристалічних плівок Co/Ag(Cu)/Fe в умовах взаємодифузії атомів / С. М. Хурсенко, В. Б. Лобода, **Ю. О. Шкурдода**, В. М. Коломієць // *Журнал нано- та електронної фізики.* – 2014. – Т. 6, № 1. – С. 04032 (5)

9. Магніторезистивні властивості плівок Co/Cu/Co з додатковим ультратонким шаром Cr / В. М. Коломієць, В. Б. Лобода, **Ю. О. Шкурдода**, В. О. Кравченко, С. М. Хурсенко // *Фізика і хімія твердого тіла.* – 2013. – Т. 14, № 1. – С. 197–201.

10. Магніторезистивний ефект та магнітні параметри нанокристалічних плівок на основі Co, Fe, Ag та Cu / В. Б. Лобода, В. М. Коломієць, **Ю. О. Шкурдода**, В. О. Кравченко, Є. Г. Копанець // *Журнал нано- та електронної фізики.* – 2012. – Т. 4, № 2. – С. 02014(6).

11. Структура та магніторезистивні властивості нанокристалічних плівкових систем на основі Co, Fe, Ag та Cu / В. Б. Лобода, В. М. Коломієць, **Ю. О. Шкурдода**, В. О. Кравченко, Л. В. Дехтярук // *Металлофізика и новейшие технологии.* – 2012. – Т. 34, № 8. – С. 1043–1055.

12. Структурно-фазовий стан та дифузійні процеси в плівкових системах на основі Co, Cu та Cr / В. М. Коломієць, В. Б. Лобода, **Ю. О. Шкурдода**, Л. В. Дехтярук // *Фізична інженерія поверхні.* – 2012. – Т. 10, № 4. С. 397–402.

13. Вплив додаткових шарів Ni на структуру та магніторезистивні властивості

плівкових систем на основі Co та Cu / В. Б. Лобода, **Ю. О. Шкурдода**, В. М. Коломієць, Л. В. Дехтярук // *Журнал нано- та електронної фізики*. – 2011. – Т. 3, № 2. – С. 27–35.

14. **Шкурдода Ю. А.** Феноменологическая теория гигантского магниторезистивного эффекта в моно- и поликристаллическом сандвиче / Ю. А. Шкурдода, Л. В. Дехтярук // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2011. – Т. 33, № 2. – С. 149–159.

15. Структура, дифузійні процеси та магніторезистивні властивості тришарових плівок Co/Ag/Co / В. Б. Лобода, **Ю. О. Шкурдода**, В. М. Коломієць, Є. Г. Копанець, Л. В. Дехтярук, А. І. Салтикова // *Фізика і хімія твердого тіла*. – 2011. – Т. 12, № 4. – С. 917–922.

16. Лобода В. Б. Фазовий состав и структура нанокристаллических пленочных сплавов CoNi / В. Б. Лобода, В. А. Кравченко, **Ю. А. Шкурдода** // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2011. – Т. 33, № 6. – С. 747–755.

17. **Шкурдода Ю. О.** Эффект гигантского магнетопору в магнетных надгратиях / Ю. О. Шкурдода, Л. В. Дехтярук // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2011. – Т. 33, № 1. – С. 29–44.

18. **Шкурдода Ю. О.** Розмірний ефект у питомій провідності сандвіча з монокристалічною структурою / Ю. О. Шкурдода, Л. В. Дехтярук // *Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології*. – 2010. – Т. 8, № 4. С. 29–44.

19. Структура та гігантський магніторезистивний ефект у тришарових плівках FeNi/Cu/Co / А. Г. Басов, С. І. Воробійов, **Ю. О. Шкурдода**, Л. В. Дехтярук // *Журнал нано- та електронної фізики*. – 2010. – Т. 2, № 3. – С. 78–86.

20. Кінетичні розмірні ефекти у багатшарових плівках з полікристалічною структурою / А. Г. Басов, **Ю. О. Шкурдода**, Л. В. Дехтярук, А. М. Черноус // *Успехи физики металлов*. – 2010. – Т. 11. С. 461–508.

21. Электропроводность сверхтонких пленок сплавов Co-Ni / В. Б. Лобода, В. А. Кравченко, **Ю. А. Шкурдода**, В. Н. Коломиец // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2010. – Т. 32, № 6. – С. 765–773.

22. Лобода В. Б. Структура та магніторезистивні властивості тришарових плівкових систем CoNi/Ag(Cu)/FeNi / В. Б. Лобода, В. О. Кравченко, **Ю. О. Шкурдода** // *Журнал нано- та електронної фізики*. – 2009. – Т. 1, № 2. – С. 21–27.

23. Лобода В. Б. Структура та електропровідність нанокристалічних плівкових сплавів CoNi / В. Б. Лобода, В. О. Кравченко, **Ю. О. Шкурдода** // *Журнал нано- та електронної фізики*. – 2009. – Т. 1, № 3 – С. 89–96.

24. Magnetic Properties of Thin Film Systems Based on Fe_xNi_{100-x} and Cu / **Yu. O. Shkurdoda**, I. M. Pazukha, V. S. Bosenko, A. M. Chornous, V. B. Loboda // Proc. of Int. Conf. [«Nanomaterials: Applications and Properties»]. – Sumy, 2017. – № 2,

02NTF10 (4pp).

25. Influence of Annealing Temperature on Magnetoresistance of Ultrathin Fe and Co Films / **Yu. O. Shkurdoda**, A. M. Chornous, V. B. Loboda, Yu. M. Shabelnyk, A. I. Saltykova, D. I. Saltykov, O. V. Kovalenko // Proc. of Int. Conf. [«Nanomaterials: Applications and Properties»]. – Sumy, 2016. – V. 5, № 1, 01NTF09 (4pp).

26. The temperatures' influence of substrate and annealing on a surface relief and diffusion in multilayer film systems / V. B. Loboda, **Yu. O. Shkurdoda**, A. I. Saltykova, V. M. Kolomiets // [«Nanomaterials: Applications and Properties»]. – Alushta, 2013. – V. 2, No 1, 01001 (44pp).

27. Фізичні властивості нанокристалічних плівок Ni, Co, Fe, Cu, Ag їх сплавів та багатошарових плівкових систем на їх основі: монографія / В. Б. Лобода, С. М. Хурсенко, **Ю. О. Шкурдода**, В. О. Кравченко, В. М. Коломієць, А. І. Салтикова // за заг. ред. проф. В. Б. Лободи. – Суми: Університетська книга, 2013. – 309 с.

2. Наукові праці апробаційного характеру

28. Вплив додаткових шарів Ni на ефект ГМО в плівках Co/Cu/Co / В. Б. Лобода, **Ю. О. Шкурдода**, В. М. Коломієць, Т. В. Хохлова // Матеріали та програма науково-технічної конференції викладачів, співробітників, аспірантів та студентів факультету електроніки та інформаційних технологій, 19–23 квітня 2010 р.: тези доп. – Суми, 2010. – С. 121.

29. Вплив термомагнітного відпалювання на ГМО мультишарових плівкових систем / В. Б. Лобода, **Ю. О. Шкурдода**, В. М. Коломієць, В. О. Кравченко, Т. В. Хохлова // Міжнародна конференція студентів і молодих науковців з теоретичної і експериментальної фізики «Єврика – 2010», 19–21 травня 2010 р.: тези доп. – Львів, 2010. – С. G 6.

30. Анізотропія ефекта гігантського магнетосопротивлення в магнітних сандвичах / В. М. Коломієць, **Ю. А. Шкурдода**, Л. В. Дехтярук, В. Б. Лобода // Конференція молодих учених з фізики напівпровідників «Лашкарівські читання – 2010», 5–7 жовтня 2010 р.: тези доп. – Київ, 2010. – С. 133.

31. The effect of giant magnetoresistance in three-layer nanocrystalline films Fe/Ag/Co / V. B. Loboda, V. M. Kolomiets, **Yu. O. Shkurdoda**, A. I. Saltykova, L. V. Dekhtyaruk // Матеріали XIII Міжнародної конференції «Фізика і технологія тонких плівок та наносистем», 16–21 травня 2011 р.: тези доп. – Івано-Франківськ, 2011. – С. 158.

32. Дифузійні процеси в тришарових плівкових зразках / В. Б. Лобода, В. М. Коломієць, **Ю. О. Шкурдода**, А. І. Салтикова // Конференція молодих вчених з фізики напівпровідників «Лашкарівські читання – 2011», 12–14 квітня 2011 р.: тези доп. – Київ, 2011. – С. 160.

33. Анізотропія ефекта гігантського магнітоопору у тришарових плівках / В. Б. Лобода, В. М. Коломієць, **Ю. О. Шкурдода**, Л. В. Дехтярук, А. В. Карпенко, Н. Ф. Холявка // Міжнародна конференція студентів і молодих науковців з

теоретичної і експериментальної фізики «Еврика – 2011», 18–20 травня 2011 р.: тези доп. – Львів, 2011. – С. А 16.

34. Фазовий склад нанокристалічних тришарових плівок Co/Cu/Fe / В. Б. Лобода, В. М. Коломієць, **Ю. О. Шкурдода**, А. І. Салтикова, В. О. Кравченко // Матеріали ІІ наукового семінару «Сучасні проблеми наноелектроніки», 26 травня 2011 р.: тези доп. – Суми, 2011. – С. 21.

35. Дифузійні процеси у тришарових плівкових зразках Co/Cu/Fe/П / В. Б. Лобода, В. М. Коломієць, **Ю. О. Шкурдода**, А. І. Салтикова // Міжнародна конференція студентів і молодих науковців з теоретичної і експериментальної фізики «Еврика – 2012», 19–12 квітня 2012 р.: тези доп. – Львів, 2012. – С. D 47.

36. Коломієць В. М. Розмірна залежність питомого опору та ТКО плівкових систем Co/Ag(Cu)/Fe/П / В. М. Коломієць, В. Б. Лобода, **Ю. О. Шкурдода** // Конференція молодих учених з фізики напівпровідників «Лашкарівські читання – 2012», 3–5 квітня 2012 р.: тези доп. – Київ, 2012. – С. 157.

37. Вплив температури підкладки та подальшого відпалювання на ГМО тришарових плівок Co/Cu/Fe/П / В. Б. Лобода, **Ю. О. Шкурдода**, В. М. Коломієць, С. М. Хурсенко // Матеріали та програма науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка», 22–27 квітня 2013 р.: тези доп. – Суми, 2013. – С. 116.

38. AFM – exploration of film relief of surface Fe and Cu/Fe / V. B. Loboda, V. M. Kolomiets, **Yu. O. Shkurdoda**, S. G. Kulyk // Матеріали XIV Міжнародної конференції «Фізика і технологія тонких плівок та наносистем», 20–25 травня 2013 р.: тези доп. – Івано-Франківськ, 2013. – С. 399.

39. Вплив температури підкладки та термообробки на магніторезистивні властивості несиметричних систем Co/Cu/Fe/П / В. Б. Лобода, В. М. Коломієць, **Ю. О. Шкурдода**, С. Г. Кулик // Міжнародна конференція студентів і молодих науковців з теоретичної і експериментальної фізики «Еврика – 2013», 15–17 травня 2013 р.: тези доп. – Львів, 2013. – С. А 14.

40. Лобода В. Б. Магнітні та магніторезистивні властивості несиметричних плівкових систем Co/Cu/Fe/П / В. Б. Лобода, В. М. Коломієць, **Ю. О. Шкурдода** // Збірник тез конференції молодих вчених з фізики напівпровідників «Лашкарівські читання – 2013» за міжнародної участі, 2 – 4 квітня 2013 р.: тези доп. – Київ, 2013. – С. 220.

41. Лобода В. Б. Дослідження стабільності магнітних характеристик тришарових плівкових систем на основі Co та Cu / В. Б. Лобода, **Ю. О. Шкурдода**, В. М. Коломієць // Матеріали XII конференції студентів, аспірантів та молодих вчених «Шевченківська весна». – Київ, 2014. – С. 149–150.

42. **Шкурдода Ю. О.** Об'ємний та інтерфейсний механізми ефекту гігантського магнітоопору в багатошарових плівках / Ю. О. Шкурдода, А. Г. Басов, Л. В. Дехтярук / Матеріали 8-ї конференції молодих вчених та спеціалістів «Надтверді композиційні матеріали та покриття. Отримання, властивості». – Київ, 2014. С. 5-8.

43. Дослідження рельєфу поверхні плівок Fe Fe/Cu / В. Б. Лобода, **Ю. О. Шкурдода**, В. М. Коломієць, С. Г. Кулик // Матеріали конференції молодих вчених з фізики напівпровідників «Лашкарівські читання – 2014» за міжнародної участі. – Київ, 2014. – С. А16.

44. **Шкурдода Ю. О.** Дослідження магніторезистивних властивостей структур спін-вентильного типу / Ю. О. Шкурдода, В. О. Кравченко, Л. В. Дехтярук, С. О. Кульченко // Матеріали Міжнародної конференції «Єврика – 2015», 13 – 15 травня 2015 р.: тези доп. – Львів, 2015. – С. С19.

45. Магнітоопір надтонких плівок сплаву CoNi / **Ю. О. Шкурдода**, А. М. Черноус, В. О. Кравченко, А. І. Салтикова // Матеріали конференції «Сучасні проблеми фізики металів і металічних систем», 25 – 27 травня 2016 р.: тези доп. – Київ, 2016. – С. 57.

46. **Shkurdoda Yu. O.** Temperature dependence of tunnel magnetoresistance of ultrathin Fe films / Yu. O. Shkurdoda, A. M. Chornous, A. I. Saltykova // 4-та Міжнародна конференція «Нанотехнології та наноматеріали. НАНО-2016», 24 – 27 серпня 2016 р.: тези доп. – Львів, 2016. – С. 172.

47. Effect of Ni Concentration in Soft Magnetic Layer on Isotropic Magnetoresistance of Three Layer Co/Cu/Fe_xNi_{100-x} Films / **Yu. O. Shkurdoda**, A. M. Chornous, D. I. Saltykov, D. O. Shuliarenko // Materials of XVI International conference «Physics and technology of thin films and nanosystems», May 15 – 20 2017 year. – Ivano-Frankivsk, 2017. – P. 308.

48. Influence of the surface morphology on the magnetoresistance of ultrathin Fe films / D. I. Saltykov, A. M. Chornous, **Yu. O. Shkurdoda**, Yu. M. Shabelnyk / 5-та Міжнародна конференція «Нанотехнології та наноматеріали. НАНО-2017», 23 – 24 серпня 2017 р.: тези доп. – Чернівці, 2017. – С. 272.

49. Розрахунок параметрів асиметрії для анізотропного гігантського магнітоопору в сандвічі / Ю. М. Шабельник, **Ю. О. Шкурдода**, А. Г. Басов, А. М. Черноус, Л. В. Дехтярук, А. П. Харченко // Збірник тез конференції молодих вчених з фізики напівпровідників «Лашкарівські читання – 2018», 4 – 6 квітня 2018 р.: тези доп. – Київ, 2018. – С. 107–108.

3. Праці, які додатково відображають наукові результати

50. Сучасні методи дослідження речовини. Спеціальний фізичний практикум: навч. посіб. / В. Б. Лобода, В. С. Іваній, **Ю. О. Шкурдода**, В. С. Кшнякін, В. О. Кравченко, А. І. Салтикова, С. М. Хурсенко; за заг. ред. доц. В. Б. Лободи. – Суми: Університетська книга, 2010. – 259 с.

51. Лабораторний практикум з фізичних основ вакуумної техніки: навч. посіб. / В. Б. Лобода, С. М. Хурсенко, **Ю. О. Шкурдода**, А. І. Салтикова, В. О. Кравченко; за заг. ред. проф. В. Б. Лободи. – Суми: Університетська книга, 2012. – 230 с.

52. Лабораторний практикум із фізичних основ мас-спектрометрії: навч. посіб. / В. Б. Лобода, О. Д. Погребняк, С. М. Хурсенко, А. І. Салтикова, **Ю. О. Шкурдода**, В. О. Кравченко; за заг. ред. проф. В. Б. Лободи. – Суми: СумДУ, 2016. – 224 с.

53. Патент на корисну модель «Демонстраційний магніторезистивний датчик» / **Шкурдода Ю. О.** Кирик Г. В. Стадник О. Д. – № 117798 від 10.07.2017 р.

54. Свідоцтво про визнання відповідності педагогічним вимогам «Плівкові об'єкти для демонстрації і вивчення явища гігантського магнітоопору» / Лобода В. Б. **Шкурдода Ю. О.** Хурсенко С. М. Кравченко В. О. – № 06/029 від 24.06.2014 р.

АНОТАЦІЯ

Шкурдода Ю. О. Електрофізичні і магніторезистивні властивості несиметричних та гранульованих систем в умовах протікання твердофазних реакцій. – На правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора фізико-математичних наук за спеціальністю 01.04.01 – фізика приладів, елементів і систем. – Сумський державний університет, Суми, 2018.

Дисертаційна робота присвячена встановленню закономірностей формування кристалічної структури і фазового складу, проходження дифузійних процесів, поведінки електрофізичних (питомий опір), магніторезистивних (анізотропний і гігантський магнітоопір) та магнітних (коерцитивна сила, поле насичення) властивостей і їх взаємозв'язку для чутливих елементів плівкових сенсорів на основі Co, Fe, Fe_xNi_{100-x} та Cu в інтервалі товщин $d = 10\text{--}50$ нм і концентрацій $x = 10\text{--}90$ % у температурному інтервалі 120–700 К.

Установлено закономірності в польових залежностях анізотропного та гігантського магнітоопору для магнітнеоднорідних плівкових матеріалів із різною товщиною та концентрацією компонент магнітних, немагнітних і додаткових шарів. Досліджено розмірні концентраційні й температурні залежності величини ізотропного магнітоопору та магнітних параметрів, а також розраховано чутливість магнітоопору плівкових систем до магнітного поля.

Експериментально досліджений і теоретично проаналізований із використанням феноменологічного підходу (резисторної та двострумвої моделей) ефект гігантського магнітоопору в тришарових плівках. Уперше одержано аналітичні вирази для розрахунку параметра спінової асиметрії та опору високоомного спінового каналу. Досліджено залежності величини ефекту анізотропного гігантського магнітоопору від товщини покривного магнітного шару. Розраховано параметр асиметрії, що характеризує відмінність довжин вільного пробігу електронів у спінових каналах провідності для поздовжньої та поперечної геометрій вимірювання магнітоопору.

Вивчені фізичні процеси в плівкових матеріалах із точки зору їх можливого застосування як чутливих елементів із високою температурною і часовою стабільністю багатofункціональних сенсорних та інформаційних приладів різного призначення.

Ключові слова: магнітнеоднорідні плівкові матеріали, структурно-фазовий стан, тверді розчини, питомий опір, дифузія, гігантський магнітоопір, анізотропний магнітоопір, спін-залежне розсіювання, коерцитивна сила.

АННОТАЦИЯ

Шкурдода Ю. А. Электрофизические и магниторезистивные свойства несимметрических и гранулированных систем в условиях протекания твердофазных реакций. – На правах рукописи.

Диссертация на соискание ученой степени доктора физико-математических наук по специальности 01.04.01 – физика приборов, элементов и систем. – Сумский

государственный университет, Сумы, 2018.

Диссертационная работа посвящена установлению закономерностей формирования кристаллической структуры и фазового состава, изучению диффузионных процессов, поведения электрофизических (удельное сопротивление), магниторезистивных (анизотропное и гигантское магнитосопротивление) и магнитных (коэрцитивная сила, поле насыщения) свойств и их взаимосвязи для чувствительных элементов пленочных сенсоров на основе Co , Fe , $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ и Cu в интервале толщин $d = 10\text{--}50$ нм и концентраций $x = 10\text{--}90$ % в температурном интервале 120–700 К.

Установлено закономерности в полевых зависимостях анизотропного и гигантского магнитосопротивления для магнитнеоднородных пленочных материалов с разной толщиной и концентрацией компонент магнитных, немагнитных и дополнительных слоев. Исследованы размерные концентрационные и температурные зависимости величины изотропного магнитосопротивления и магнитных параметров, а также рассчитана чувствительность магнитосопротивления пленочных систем к магнитному полю.

Экспериментально исследован и теоретически проанализирован с использованием феноменологического подхода (резисторной и двутоковой моделей) эффект гигантского магнитосопротивления в трехслойных пленках. Впервые получены аналитические выражения для расчета параметра спиновой асимметрии и сопротивления высокоомного спинового канала. Исследованы зависимости величины эффекта анизотропного гигантского магнитосопротивления от толщины покрывающего магнитного слоя. Рассчитан параметр асимметрии, характеризующий отличие длин свободного пробега электронов в спиновых каналах проводимости для продольной и поперечной геометрий измерения магнитосопротивления.

Изучены физические процессы в пленочных материалах с точки зрения их возможного применения как чувствительных элементов с высокой температурной и временной стабильностью в многофункциональных сенсорных и информационных приборах различного назначения.

Ключевые слова: магнитнеоднородные пленочные материалы, структурно-фазовое состояние, твердые растворы, удельное сопротивление, диффузия, гигантское магнитосопротивление, анизотропное магнитосопротивление, спин-зависимое рассеяние, коэрцитивная сила.

ABSTRACT

Shkurdoda Yu. O. Electrophysical and magnetoresistance properties of asymmetric and granular systems in the conditions of solid-phase reactions. – Manuscript.

The thesis for Doctor's degree on physical and mathematical sciences, speciality 01.04.01 – physics of apparatus devices, elements and systems. – Sumy State University, Sumy, 2018.

This thesis is devoted to the establishment of the general trend in the formation of crystal structure and phase composition; analysis of the diffusion processes,

electrophysical (resistivity), magnetoresistive (anisotropic and giant magnetoresistance), and magnetic (coercivity, saturation field) properties behavior, and their correlation for three-layer and multilayer films based on Co, Fe, $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$, and Cu in the range of thickness $d = 10\text{--}50$ nm and concentration $x = 10\text{--}90$ % in the temperature range $120\text{--}700$ K.

The general trend in field dependences of anisotropic and giant magnetoresistance for magneto-heterogeneous thin film materials with different thickness and concentration of magnetic, non-magnetic and additional layers determined. Size, concentration, and temperature dependences of the isotropic magnetoresistance value and magnetic parameters investigated. The sensibility of magnetoresistance of thin film systems to magnetic field calculated.

The giant magnetoresistive effect in the triple-layered films was experimentally investigated and theoretically analyzed. The first time the analytical expressions for calculation of the parameters of spin-skewers and resistance of the high-resistance spin channel were received. Dependences of the anisotropic giant magnetoresistance value vs. the thickness of the covered magnetic layer investigated. The parameters of asymmetric that characterized the difference of electron mean free path in the spin channel of conductance for longitudinal and transverse geometries of magnetoresistance measurements calculated.

Physical processes in thin films materials studied from the point of view of their practical application as sensitive elements with high temperature and time stability of multifunctional sensory and information devices for a various setting.

Keywords: magneto-heterogeneous thin film materials, crystal structure and phase state, solid solution, resistivity, diffusion, giant magnetoresistance, anisotropic magnetoresistance, spin-dependent scattering, coercive force.

Підписано до друку 10.08.2018.
Формат 60x90/16. Ум. друк. арк. 2,5. Обл.-вид. арк. 1,9. Тираж 100 пр. Зам. №784.

Видавець і виготовлювач
Сумський державний університет,
вул. Римського-Корсакова, 2, м. Суми, 40007
Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 3062 від 17.12.2007.

