

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

Кафедра електроніки,
загальної та прикладної фізики

Кваліфікаційна робота бакалавра

**ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СТАНУ
КОМПОЗИЦІЙНИХ ПЛІВКОВИХ ФУНКЦІОНАЛЬНИХ
МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ Fe I SiO_x**

спеціальності 171 Електроніка

Здобувач вищої освіти гр. ЕП-81

А.Ю. Загорулько

Науковий керівник

канд. фіз.-мат. наук, доцент

І.М. Пазуха

Завідувач кафедри ЕЗПФ

д-р фіз.-мат. наук, професор

І. Ю. Проценко

Суми 2022

СУМСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
ФАКУЛЬТЕТ ЕЛЕКТРОНІКИ ТА ІНФОРМАЦІЙНИХ ТЕХНОЛОГІЙ
Кафедра електроніки, загальної та прикладної фізики
Спеціальність 171 – Електроніка, освітньо-професійна програма
«Електронні інформаційні системи»

ЗАТВЕРДЖУЮ

Зав. кафедри ЕЗПФ

І.Ю.Проценко

«25» травня 2022 року

ЗАВДАННЯ
НА КВАЛІФІКАЦІЙНУ РОБОТУ БАКАЛАВРА

Загорулько Анастасії Юріївни

1. Тема роботи Структурно-фазовий стан композиційних плівкових функціональних матеріалів на основі Fe і SiO_x

затверджена наказом по університету від «04» травня 2022 р. , № 0316-VI

2. Термін здачі студентом закінченої роботи 08 червня 2022 року

3. Вихідні дані до роботи (актуальність, мета)

Вивчення фізичних явищ, що протікають в магніто-неоднорідних плівках, обумовлено рядом причин. По-перше, широкими перспективами практичного використання плівок (техніка надвисоких частот, мікроелектроніка, оптоелектроніка тощо). По-друге, можливістю отримання інформації, необхідної для вирішення окремих важливих проблем фізики твердого тіла і фізики поверхні. По-третє, можливістю розробки на основі магніто-неоднорідних плівок різноманітних датчиків фізичних величин (температури, деформації, магнітного поля і т. д.).

Мета кваліфікаційної роботи полягає в дослідженні структурно-фазового стану композиційних плівкових функціональних матеріалів на основі Fe і SiO_x після конденсації та високотемпературного відпалювання використовуючи методи електронографії та просвічуючої електронної мікроскопії.

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, що належить їх розробити)

1. Методи формування та структура композиційних плівкових матеріалів типу феромагнетик-діелектрик.

2. Галузі застосування композиційних плівкових матеріалів типу

ферромагнетик-діелектрик.

3. Методика одержання композиційних плівкових матеріалів на основі Fe і SiO_x та дослідження їх структурно-фазового стану.

4. Експериментальні результати.

5. Висновки.

5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень)

Слайди № 1-2 – Загальна інформація

Слайди № 3-5 – Методи формування та структура композиційних плівкових матеріалів типу ферромагнетик-діелектрик

Слайди № 6-9 – Методика і техніка експерименту

Слайди №10-12 – Експериментальні результати

Слайд № 13 – Висновки

6. Дата видачі завдання 26.05.2022 р.

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№	Назва етапів кваліфікаційної роботи магістрів	Термін виконання етапів роботи	Примітка
1.	Аналіз літературних даних	до 30.05.2022 р.	<i>вик.</i>
2.	Методи формування та структура композиційних плівкових матеріалів типу ферромагнетик-діелектрик типу ферромагнетик-діелектрик	до 04.06.2022 р.	<i>вик.</i>
3.	Аналіз дифракційних картин та мікрознімків кристалічної структури досліджуваних систем	до 06.06.2022 р.	<i>вик.</i>
4.	Підготовка тексту магістерської роботи.	до 08.06.2022 р.	<i>вик.</i>
5.	Попередній захист роботи	10.06.2022 р., 10 ⁰⁵ (дистанційно)	<i>вик.</i>
6.	Захист роботи в екзаменаційній комісії	16.06.2022 р., 17.06. 2022 р., 10 ⁰⁵ (дистанційно)	<i>вик.</i>

Здобувач вищої освіти

А.Ю. Загорулько

Керівник роботи

І.М. Пазуха

РЕФЕРАТ

Метою даної роботи було дослідження структурно-фазового стану композиційних плівкових функціональних матеріалів на основі Fe і SiO_x після конденсації та високотемпературного відпалювання використовуючи методи електроннографії та просвічуючої електронної мікроскопії.

Для реалізації поставленої мети були проведені дослідження структурно-фазового стану композиційних плівкових функціональних матеріалів на основі Fe і SiO_x у вигляді шаруватих структур [Fe(*d*_{Fe})/SiO_x(5)]₅/П з ефективною товщиною шарів Fe *d*_{Fe} = 4-10 нм після конденсації та високотемпературного відпалювання (*T*_в = 800 К).

Встановлено, що фазовий стан зразка [Fe(*d*_{Fe})/SiO_x(5)]₅/П при *d*_{Fe} = 10 нм відповідає ОЦК-Fe і не змінюється у процесі термообробки при температурі 800 К. У той же час на електроннограмі свіжесконденсованого зразка [Fe(*d*_{Fe})/SiO_x]₅/П при *d*_{Fe} = 4 нм спостерігаються лише розмиті дифракційні максимуми. Після відпалювання таких зразків при температурі 800 К фіксується двофазний склад, що відповідає ОЦК-Fe + ГЦК-FeO.

Показано, що зменшення ефективної товщини шару Fe з 10 до 4 нм спричиняє перехід у структурі зразків від шаруватої з середнім розміром феромагнітної компоненти *L* = 10-15 нм до гранульованої, що складеться із наночастинок із середнім розміром 3-4 нм, розділених діелектричними каналами шириною до 2 нм.

Робота викладена на 35 сторінках, зокрема, містить 17 рисунків, 3 таблиці, список використаних джерел із 21 найменувань.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: КОМПОЗИЦІЙНІ ПЛІВКОВІ МАТЕРІАЛИ, ПОШАРОВЕ ОСАДЖЕННЯ, ФАЗОВИЙ СТАН, КРИСТАЛІЧНА СТРУКТУРА

ЗМІСТ

С.

ВСТУП	6
РОЗДІЛ 1 ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СТАНУ КОМПОЗИЦІЙНИХ ПЛІВКОВИХ ФУНКЦІОНАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ Fe I SiO_x (ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД)	7
1.1 Методи формування та структура композиційних плівкових матеріалів типу ферромагнетик-діелектрик	7
1.2 Галузі застосування композиційних плівкових матеріалів типу ферромагнетик-діелектрик	13
РОЗДІЛ 2 МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ	16
2.1 Методика одержання композиційних плівкових матеріалів на основі Fe і SiO _x	13
2.2 Методика дослідження фазового складу	18
2.3 Методика дослідження кристалічної структури.....	22
РОЗДІЛ 3 ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ	26
ВИСНОВКИ	32
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	33

ВСТУП

Основні дослідження фізичних властивостей нових нанорозмірних функціональних матеріалів таких, як гранульовані плівкові сплави, композити, масиви магнітних наночастинок, вакуумні тунельні структури, а також графенового матеріалу, що може стати ефективною альтернативою металевих провідних матриць, залишаються важливими для розвитку спінтроніки [1].

Після відкриття ефекту гігантського магнітоопору (ГМО) в багатошарових системах на основі феромагнітного шару з немагнітними проміжками виник великий інтерес до композиційних плівкових матеріалів типу феромагнетик-діелектрик. Вони широко використовуються як елементи різних видів обладнання та пристроїв сучасної електроніки [2]. При цьому дослідження магніторезистивних і магнітних властивостей композиційних матеріалів на основі типу феромагнетик-діелектрик, введеного в матрицю ізолятора, як магнітного матеріалу з високим питомим опором, намагніченістю насичення, проникністю в діапазоні високих частот і високою частотою феромагнітного резонансу залишаються актуальними [3].

Зміна електрофізичних та магніторезистивних властивостей композитних феромагнітних матеріалів та утворених систем на їх основі досить часто пов'язані зі зміною у структурно-фазову стані, які виникають при їх формуванні або термічній обробці [4]. У зв'язку з цим метою даної роботи було дослідження структурно-фазового стану композиційних плівкових функціональних матеріалів на основі Fe і SiO_x після конденсації та високотемпературного відпалювання використовуючи методи електронографії та просвічуючої електронної мікроскопії.

Результати даної роботи були представлені на Міжнародній науковій конференції «Фізика, електроніка, електротехніка :: ФЕЕ» (м. Суми, 2022).

РОЗДІЛ 1

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СТАНУ КОМПОЗИЦІЙНИХ ПЛІВКОВИХ ФУНКЦІОНАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ Fe I SiO_x (ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД)

1.1. Методи формування та структура композиційних плівкових матеріалів типу феромагнетик-діелектрик

Для формування композиційних плівкових матеріалів типу феромагнетик-діелектрик застосовують різноманітні методи. Ці методи дають змогу одночасно наносити металеві та ізоляційні компоненти на підкладку (магнетронні, іонно-променеві, резистивні, і т.п.), а також такі методи, як золь-гель та іонної імплантації [1].

У роботі [5] гранульовані плівки FeCo–SiO₂ напилювали відповідно на скло та підкладку KCl при кімнатній температурі методом магнетронного контрольованого напилення. FeCo (вагове співвідношення Fe і Co 1:1) та SiO₂ (99,999% чистоти) приєднані окремо до двох незалежно керованих РЧ-катодів, причому ці шари використовуються для розпилення на підкладку зі швидкістю 30 циклів за хвилину.

Об'ємну частку FeCo у плівках FeCo–SiO₂ контролювали шляхом зміни потужності розпилення FeCo та визначали за допомогою енергодисперсійного спектру, який приєднаний до просвічуючого електронного мікроскопа (ПЕМ). Тиск розпилювального газу становив $1,7 \cdot 10^{-1}$ Па.

Зразки плівки для спостереження за допомогою просвічуючої електронної мікроскопії були отримані шляхом поміщення розпиленої підкладки в деіонізовану воду з невеликою кількістю ацетону, а потім за допомогою мідної сітки для утримання плівки, що плаває на воді після розчинення KCl.

Тунельний гігантський магнітоопір вимірювали при кімнатній температурі за допомогою методу чотирьох зондів, змінюючи прикладені поля приблизно від 1,25 до 1,25 Тл. Усі зразки запаяли в скляні пробірки, наповнені

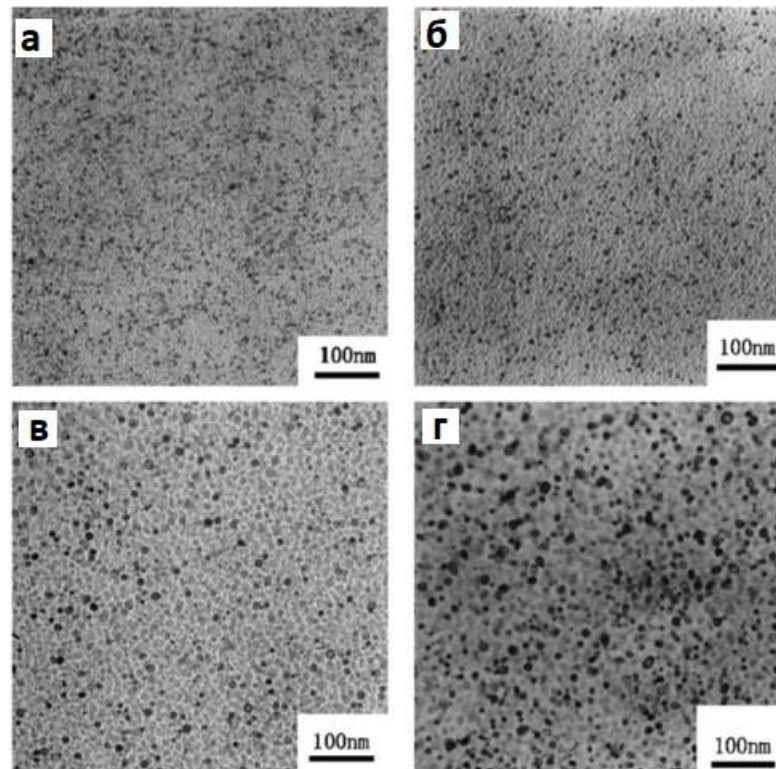


Рисунок 1.1 – Мікроснімки кристалічної структури плівок, сформованої на основі FeCo та SiO₂ за концентрації магнітної компоненти у 30,5%, після конденсації (а) та термовідпалювання за температур 373 К (б), 473 К (в) та 573 К (г). Із роботи [5]

атмосферою Ar і відпалювали при різній температурі протягом 1 год [5].

Результати показали, що плівки FeCo–SiO₂ складаються з гранул FeCo рівновісної форми, рівномірно диспергованих у SiO₂ матриці, утворюючи об'ємно-центровану кубічну (ОЦК) структуру. Як видно з рисунку 1.1, відбувається монотонне збільшення розміру гранул FeCo з підвищенням температури відпалу. Для плівки FeCo з 30,5% розподіл розмірів задовольняє логарифмічні функції при нижчій температурі відпалу. При цьому розподіл за розмірами поступово відхиляється від логарифмічної нормальної функції з підвищенням температури відпалу. Оскільки температура відпалу змінювалася, тунельний гігантський магнітоопір (ТМО) плівок з меншою об'ємною часткою досягав максимуму при вищій температурі відпалу, а ТМО плівок з більшою об'ємною часткою - при нижчій температурі відпалу. Крім того, чутливість ТМО змінювалася немонотонно зі збільшенням температури

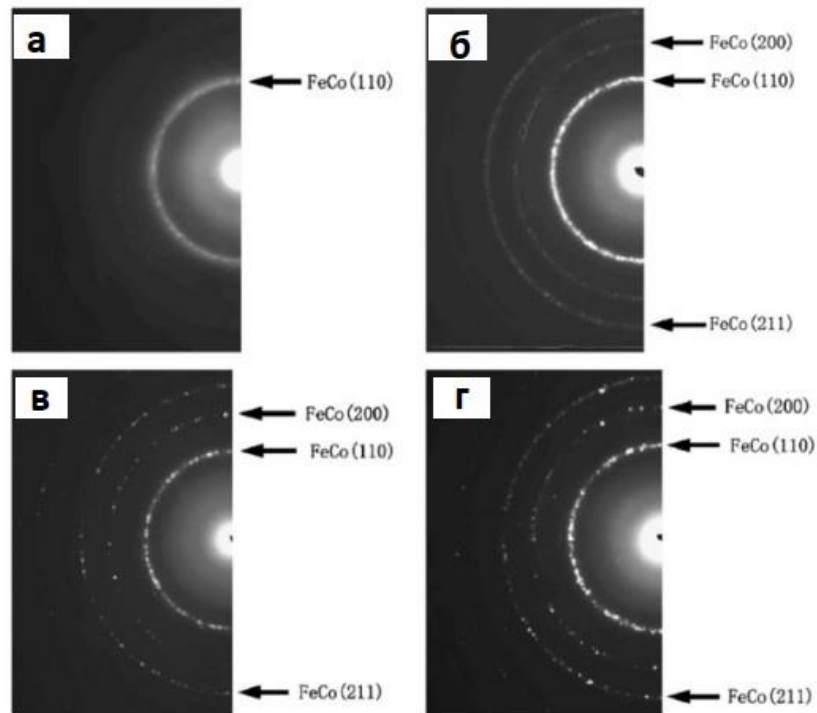


Рисунок 1.2 - Електронограми плівок, сформованої на основі FeCo та SiO₂ за концентрації магнітної компоненти у 30,5%, після конденсації (а) та термовідпалювання за температур 373 К (б), 473 К (в) та 573 К (г). Із роботи [5]

відпалу і як намагніченість насичення, так і сприйнятливість плівок FeCo (30,5%)-SiO₂ зростали зі збільшенням температури відпалу.

На рисунку 1.2 зображено електронограми плівки FeCo(30,5%)-SiO₂, нанесеної при кімнатній температурі, а потім відпаленої при різних температурах. Можна зазначити, що для свіжосконденсованої плівки (рис. 1.2(а)) з'являються широкі дифракційні кільця, що відповідають об'ємно-центрованим кубічним (ОЦК) FeCo(110). При підвищенні температури відпалу на електронограмах з'являються деякі дифракційні кільця, що відповідають ОЦК FeCo(200) і ОЦК FeCo(211). Крім того, всі дифракційні кільця поступово звужуються, навіть переривчасто, що призводить до поступового збільшення розмірів зерен FeCo, що добре узгоджується з результатами ПЕМ-зображення у світлому полі [5].

Зображення, одержане за допомогою ПЕМ поперечного перерізу тонкоплівкового зразка товщиною 30 нм, отриманого методом спільного

випаровування Co та SiO при $x_{Co} = 83,33\%$ [6], показано на рисунку 1.3(a), з якого видно, що зразок складається з наногранул Co, між якими утворюються канали SiO. Відповідно до джерела [6], розшарування SiO на поверхні гранул Co відбувається через зниження системної енергії, оскільки поверхнева енергія SiO значно нижча за Co. Середній розмір зерен магнітної складової, що рівномірно розподілені в матриці ізоляційного матеріалу приблизно 6 нм.

Спосіб утворення композиційних матеріалів шляхом конденсації багатошарової структури $[Co(0,7)/SiO_2(3)]_{10}/SiO_2(10)/Si$ (товщина в дужках в нм) з надтонкими шарами запропоновано в роботі [7]. Нанесення додаткового буферного шару SiO_2 при товщині 10 нм призводить до тривимірного зростання гранул Co у вигляді сферичних кластерів. Цей ріст магнітного матеріалу на поверхні буферного шару зумовлений різницею між поверхневими енергіями Co та SiO_2 . Наступний шар аморфного SiO_2 ідеально змочує цей зернистий шар Co, в результаті чого поверхневий шар має форму хвилі. При наступній конденсації шару Co утворення кластерів відбувається переважно на углибленнях шорсткості поверхні. Періодичне повторення конденсації

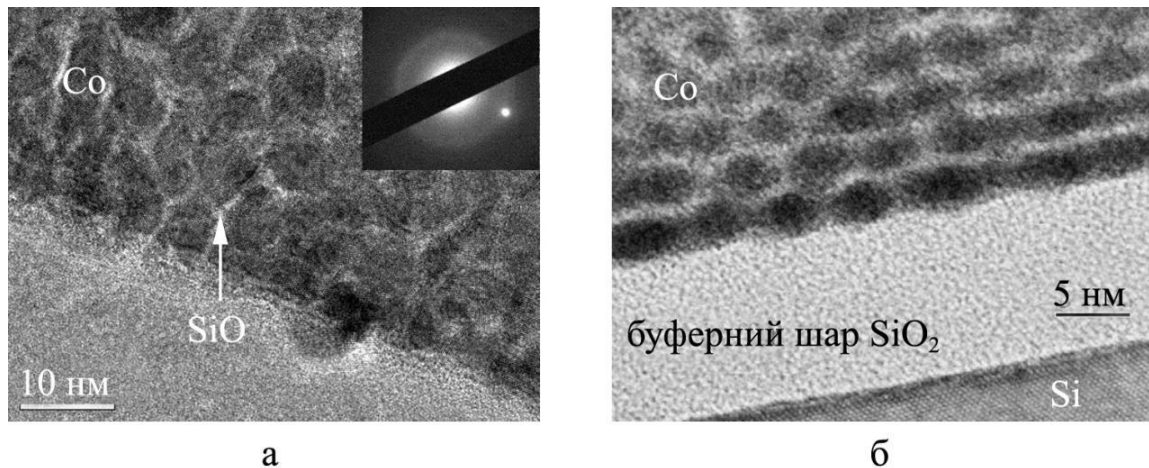


Рисунок 1.3 – Мікрознімки кристалічної структури, отримані методом «cross-section» просвічуючої електронної мікроскопії від плівкового зразка загальною товщиною 30 нм, отриманого методом одночасного термічного випарування Co та SiO при $x(Co) = 83,33\%$ [6] (а), та багатошарової плівкової структури $[Co(0,7)/SiO_2(3)]_{10}/SiO_2/Si$ [7] (б) після конденсації

шарів Co та SiO₂ призводить до багат шарової структури з самоорганізуючим зростанням (рисунок 1.3(б)). Середній розмір зерен Co для Co(0,7)/SiO₂(3)]10/SiO₂(10)/Si структури не перевищує 3 нм [7].

Фазовий стан магнітних компонентів є вагомою частиною для подальшого аналізу магнітних властивостей композиційних матеріалів. Як відомо, для Co низькотемпературна фаза ГЦП стабілізується в об'ємному стані. Поліморфний перехід від ГЦП Co до ГЦК Co відбувається при температурах 690–700К. Проте різний фазовий стан може стабілізуватися в гранулах Co залежно від їх розміру в свіжосконденсованому стані [8]. ГЦП-фаза стабілізується лише для гранул розміром більше 40 нм. Одночасно спостерігають фази ГЦП та ГЦК, якщо розмір гранул змінюється в діапазоні від 20 до 40 нм. Крім того, для гранул із середнім розміром менше 20 нм існує лише ГЦК-фаза. Слід також враховувати, що вбудовування Co в матрицю діелектрика може змінити діапазони розмірів гранул, в яких ГЦК та ГЦП фази стабілізуються [9].

Результати дослідження фазового стану та кристалічної структури [10] тонкоплівкового сплаву Fe_xCo_{1-x} свіжосконденсованого і відпаленого при температурі 700К представлено на рисунку 1.4. За даними електронно-мікроскопічних та електрографічних досліджень, для свіжосконденсованих (рис. 1.4 (а, б, в)) та відпалених при температурі 700 К (рис. 1.4 г, д, е)) одношарових зразків товщиною $d=10-80$ нм та $x > 30$ ат.%, фазовий стан відповідає ОЦК Fe_xCo_{1-x} з параметром решітки $a = 0,292-0,293$ нм. На електронограммах для свіжосконденсованих плівок з $x < 30$ ат.% фіксуються лінії, що відповідають відбиванню від кристалографічних площин ОЦК та ГЦП (рис. 1.4 (в)). Фазовий стан таких зразків відповідає поєднанню твердого розчину ОЦК-Fe_xCo_{1-x} + ГЦП-Co з параметрами решітки $a = 0,291-0,294$ нм та $a_{Co} = 0,250-0,253$ нм, $c = 0,410-0,413$ нм відповідно. Аналіз дифракційних зображень для тонкоплівкових сплавів після термічної обробки за температури 700 К свідчить про наявність ліній, що належать до ГЦК-фази. Отже, тонкоплівкові сплави після термічної обробки також мають двофазний стан

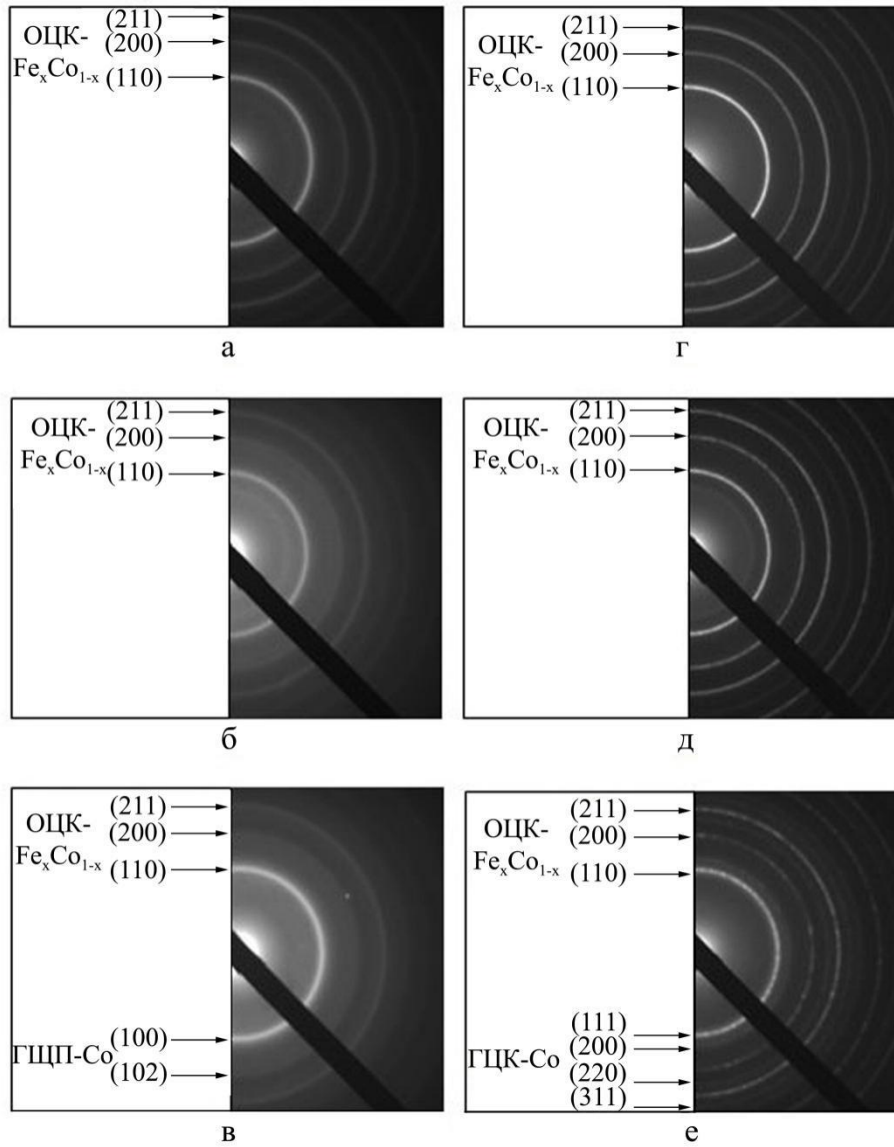


Рисунок 1.4 - Электронограммы одношаровых плёнок $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ ($d = 50$ нм) у свіжосконденсованому (а, б, в) та відпаленому за температури 700 К (г, д, е) стані (а, г – $x \cong 80$; б, д – $x \cong 50$, в, е – $x \cong 20$ ат.%). Із роботи [10]

ОЦК- $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ + ГЦК-Со. Щодо фіксації ГЦК Со нижче температури поліморфного переходу в об'ємний стан Со ($T = 690\text{--}700$ К), виділяють дві можливі причини. Перша – це високотемпературна фаза стабілізаторів або як метастабільна. Друга – відбиття від ГЦК-Со відповідають розсіянню від множини дефектів упаковки в ГЦП-Со, що має ГЦК-структуру [10].

Рисунок 1.5 ілюструє зображення просвічуючої електронної мікроскопії та рентгенівський спектр для тонкоплівкового зразка на основі феромагнітного сплаву $\text{Fe}_{65}\text{Co}_{35}$ та ізоляторної матриці SiO_2 загальною товщиною 300 нм (концентрація магнітної складової у зразку становить $x = 60\%$) [2].

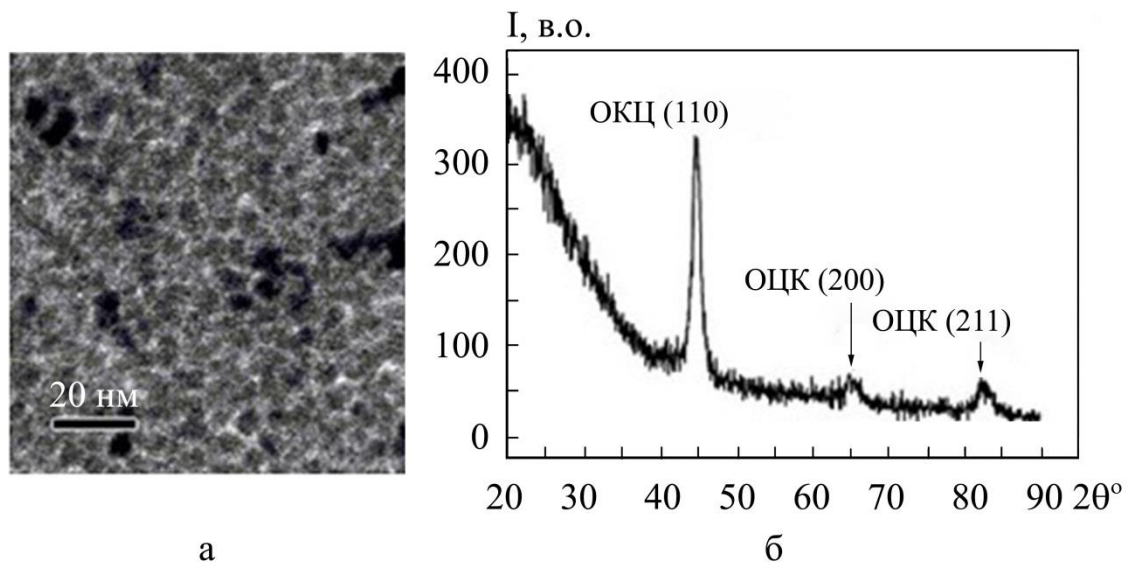


Рисунок 1.5 – Мікроснімок кристалічної структури (а) та рентгенограма (б) від плівкового зразка на основі феромагнітного сплаву $\text{Fe}_{65}\text{Co}_{35}$ та діелектричної матриці SiO_2 . Концентрація магнітної компоненти у зразку становить $x = 60\%$, загальна товщина зразка 300 нм. Із роботи [3]

1.2. Галузі застосування композиційних плівкових матеріалів типу феромагнетик-діелектрик

Значний інтерес до плівкових сплавів $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ виник після відкриття ефекту гігантського магнітоопору в багатошарових системах на основі феромагнітних шарів з немагнітними проміжками. Вони широко

використовуються як елементи різноманітних видів обладнання та пристроїв сучасної електроніки [2]. При цьому дослідження магніторезистивних і магнітних властивостей композиційних матеріалів на основі $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$, введеного в матрицю ізолятора, як магнітного матеріалу з високим питомим опором, намагніченістю насичення, проникністю в діапазоні високих частот і високою частотою феромагнітного резонансу [3] залишаються актуальними.

Матеріали з великим магнітним опором для додатків, таких як магнітні датчики, головки зчитування жорстких дисків комп'ютера та магнітну пам'ять із довільним доступом мають досить суттєву зацікавленість у використанні. Після того, як у 1988 році було встановлено присутність гігантського магнітоопору в багат шарових структурах Fe/Cr численність експериментів зростає [11], і після прогнозу великого тунельного магнітоопору в спінових тунельних структурах Fe/MgO/Fe у 2001 році [12], що було реалізовано нещодавно, де повідомлялося про відношення спінового тунельного магнітоопору пристрою понад 1000% [13].

Відношення магнітоопору для даного дослідження було визначено як $R_{\text{MRI}} = (R(B) - R(0))/R(B)$, де $R(B)$ - це опір для прикладеного магнітного поля B . Занадто високі значення магнітоопору передбачають у феромагнітних металах з високим ступенем електронної спин-поляризації. Однак цей тип обмежується застосуванням із низькими полями, оскільки R_{MRI} насичується вище поля насичення. Дуже великі магнітоопори, які не насичуються навіть для прикладених магнітних полів до 10 Тл, нещодавно були зареєстровані в шаруватих сполуках метал-напівпровідник і наноструктурах напівпровідник-напівпровідник, що виникає внаслідок ударного магнітоопору [14].

Типовою характеристикою для магніторезистивних властивостей композиційних матеріалів типу феромагнетик-діелектрик є тунельна спин-залежна провідність, яка в свою чергу сприяє появі тунельного ефекту магнітоопору (ТМО) [15]. Структурами такого типу є композити на основі наночастинок Co чи сплавів $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ в ізоляторних матрицях SiO_2 , SiO або Al_2O_3 . Ефект ТМО у цих системах досягає кількох відсотків при кімнатній

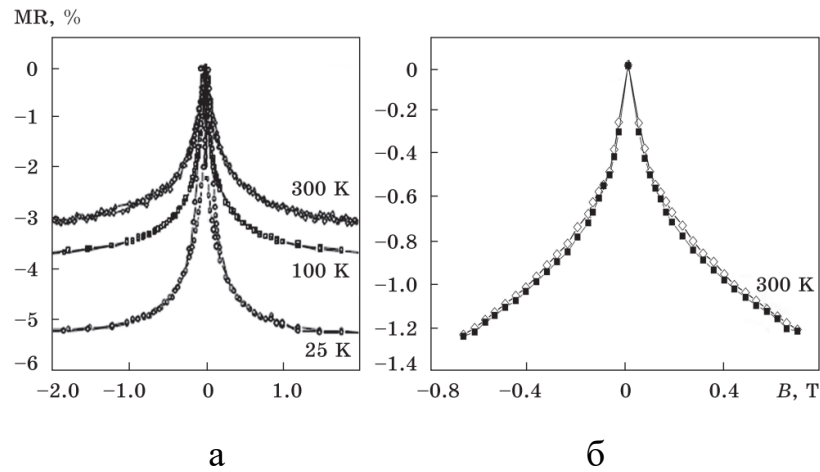


Рисунок 1.6 - Польові залежності магнітоопору для багат шарових тонкоплівкових систем $[\text{Co}(0,7)\text{SiO}_2(3)]_{10}/\text{SiO}_2/\text{Si}$ (температура вимірювання 25, 100 і 300 К) [7] (а) та для композиту на основі Co- і SiO_2 - , отриманого методом спільного випарювання ($c_{\text{Co}} = 50$ ат.%, $d = 30$ нм, температура вимірювання 300 К) [16] (б)

температурі в магнітних полях до 1 Тл [6].

На рисунку 1.6 представлено польові залежності магнітоопору для композиційних матеріалів, що були отримані за допомогою методів шаруватої конденсації (вихідна структура $[\text{Co}(0,7)\text{SiO}_2(3)]_{10}/\text{SiO}_2/\text{Si}$ [7]) та спільного випаровування ($c_{\text{Co}} = 50\%$, $d = 30$ нм) [16]. Із результатів отриманих графіків $\text{MR}(B)$, які проводили при температурах 25, 100 і 300 К, можна зробити висновок про те, що магнітоопір є ізотропним і для шаруватої, і для одночасної конденсації.

Також завдяки перспективі здійснити і негативний, і позитивний ізотропний магнітоопір у вузькому діапазоні концентрацій поблизу порога перколяції зацікавленість композитами типу ферромагнетик-діелектрик збільшується [17].

РОЗДІЛ 2

МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

2.1. Методика одержання композиційних плівкових матеріалів на основі Fe і SiO_x

Для поставленої у роботі мети, а саме дослідження структурно-фазового стану композиційних плівкових функціональних матеріалів на основі Fe і SiO_x після конденсації та високотемпературного відпалювання з використанням методів електронографії та просвічуючої електронної мікроскопії була отримана серія шаруватих структур [Fe(d_{Fe})/SiO_x(5)]₅/Π з ефективною товщиною шарів Fe $d_{Fe} = 4-10$ нм. Одержання зразків відбувалося методом пошарової електронно-променевої конденсації при кімнатній температурі та тиску газів залишкової атмосфери 10^{-4} Па у вакуумі установки ВУП-5М, зовнішній вигляд якої показано на рисунку 2.1.



Рисунок 2.1 - Зовнішній вигляд вакуумної установки ВУП-5М

Зображення робочої камери установки ВУП-5М представлено на рисунку 2.2. Для дослідження структурно-фазового стану зразків осадження

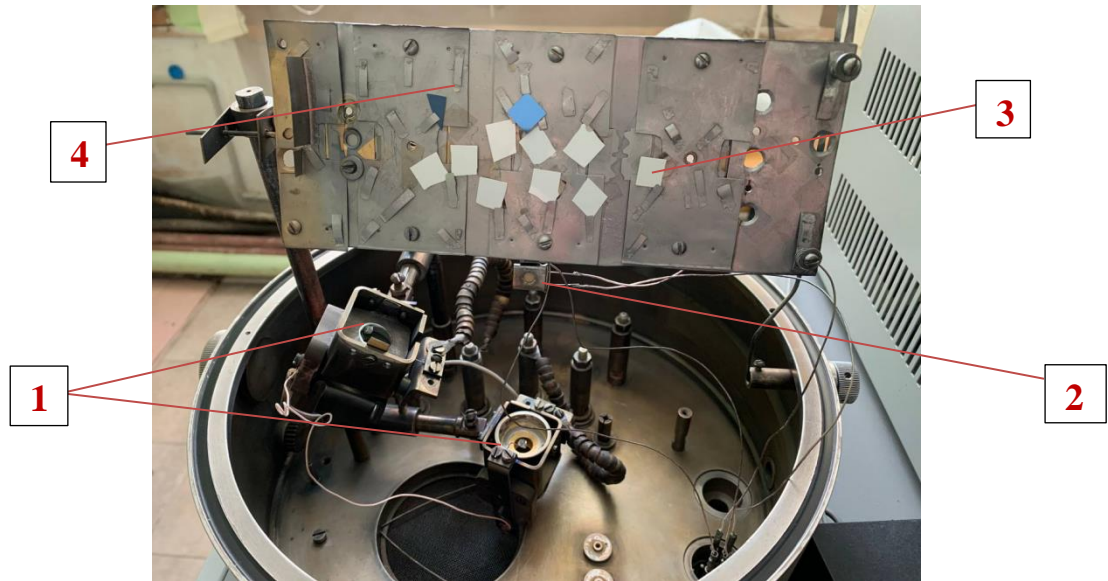


Рисунок 2.2 - Робоча камера установки ВУП-5М: 1 – електронно-променеві гармати, 2 – кварцеві резонатори, 3 – ситалова підкладка, 4 – мікроскопічна сіточка

проводилося одночасно на серію підкладок - мікроскопічні сіточки (рис.2.2, позиція 4). Товщина шарів Fe $d(\text{Fe})$ змінювалася у межах від 4 до 10 нм, а товщина діелектричних прошарків залишалася сталою і становила $d(\text{SiO}) = 5$ нм. Товщину шарів контролювали за допомогою кварцового резонатора (рис. 2.2, позиція 2) з точністю у 10%. Вибір товщин шарів був зумовлений тим, що при формуванні зразків ставилася задача одержати шаруваті структури, тобто, щоб окремі феромагнітні та діелектричні шари були несучільними [7].

Для проведення конденсації для першого шару (Fe) виставляємо густину $\rho = 8,9 \text{ кг/м}^3$ для обох кварцових резонаторів і запускаємо процес. Потрібно напилити від 4 до 10 нм. Спочатку розжарюємо катод, в цей час зразки повернуті до електронно-променевої гармати, потім подаємо високу напругу на анод, після чого починає текти струм емісії і відбувається процес випарування. Зі збільшенням струму швидкість зростає. Контролюємо значення необхідної товщини наплення за допомогою кварцового резонатора безпосередньо того, що стоїть над гарматою, при близькому значенню до необхідного зменшуємо

струм, для зниження швидкості, щоб напилити саме ту товщину, яку потрібно. Після чого вимикаємо процес.

Для проведення конденсації шару SiO, виставляємо густину $\rho = 2,6 \text{ кг/м}^3$, запускаємо процес, треба напилити 5 нм. Процес аналогічний, але тепер для іншої електронно-променевої гармати. Розжарюємо катод, подаємо високу напругу, контролюємо струм емісії (по показаннях приладу. У робочій камері ВУП-5М бачимо, що відбувається розкалювання корзинки, вона нагрівається, тому процес випарування відбувається не одразу. Так само ближче до необхідного числа товщини напилення зменшуємо швидкість і вимикаємо процес. Вимикаємо напругу, бачимо анод перестає світитись, збавляємо катод і отримуємо напилені зразки.

У цьому випадку зразок складається із наногранул Fe, між якими утворюються канали з SiO, як схематично представлено на рисунку 2.3. Розшарування SiO на поверхні гранул феромагнітного матеріалу відбувається через зниження енергії системи, оскільки поверхнева енергія діелектричного матеріалу менша, ніж у феромагнітного [18].

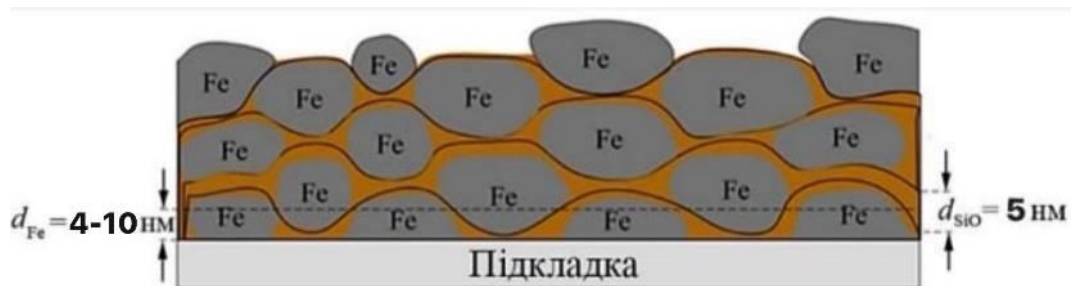


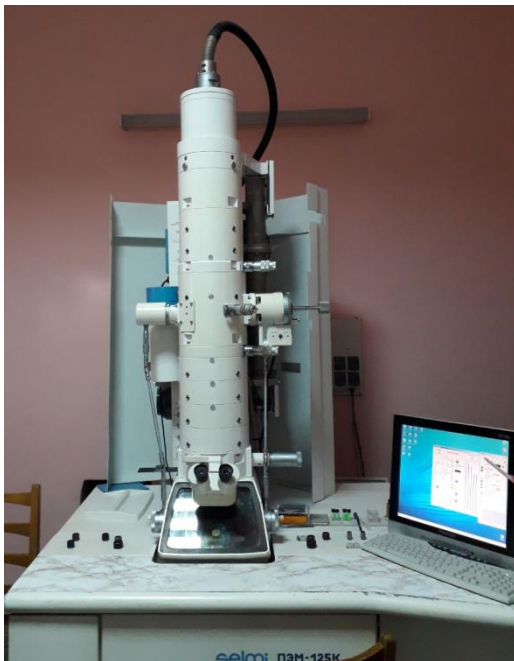
Рисунок 2.3 - Схематичне зображення структури шаруватих пліткових зразків $[\text{Fe}(d_{\text{Fe}})/\text{SiO}_x(5)]_5/\text{П}$. Із роботи [19]

2.2. Методика дослідження фазового складу

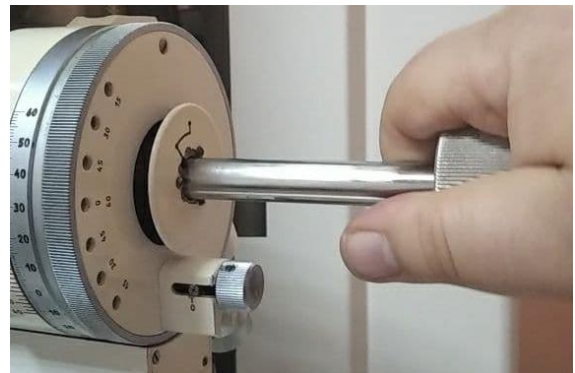
Дослідження фазового складу одержаних зразків проводилось за допомогою приладу ПЕМ-125К у режимі дифракції. Зовнішній вигляд мікроскопу наведено на рисунку 2.4(а). У цьому режимі на екрані електронного

мікроскопа спостерігається дифракційна картина від кристалічного об'єкта. Площа зразка, з якого формується дифракційна картина, приблизно дорівнює площі поперечного перерізу пучка (якщо зразок достатньо тонкий).

Попередньо осаджені зразки поміщуємо в об'єктотримач тільки за допомогою пінцета, оскільки руками ми можемо зруйнувати зразок на поверхні або забруднити його залишками жирів, що знаходяться на руках. Далі вводимо об'єктотримач із зразком у шлюзову камеру, яка знаходиться праворуч від колони мікроскопа. Вводимо його до середини, тому що спочатку ми повинні створити рівновагу тисків між колоною та шлюзом і не спричинити напуск повітря із приміщення в колону. На рисунку 2.4(б) показане правильне положення об'єктотримача у шлюзовій камері.



а



б

Рисунок 2.4 - Зовнішній вигляд приладу ПЕМ-125К (а) та правильне положення об'єктотримача у шлюзовій камері (б)

На момент, коли ми починаємо дослідження вакуумна система приладу уже є готовою до досліджень, про що свідчить індикація магніторозрядного та дифузійних насосів на панелі керування на екрані (світяться жовтим кольором), малі значення струму, що свідчить про високу ступінь вакууму, але введення

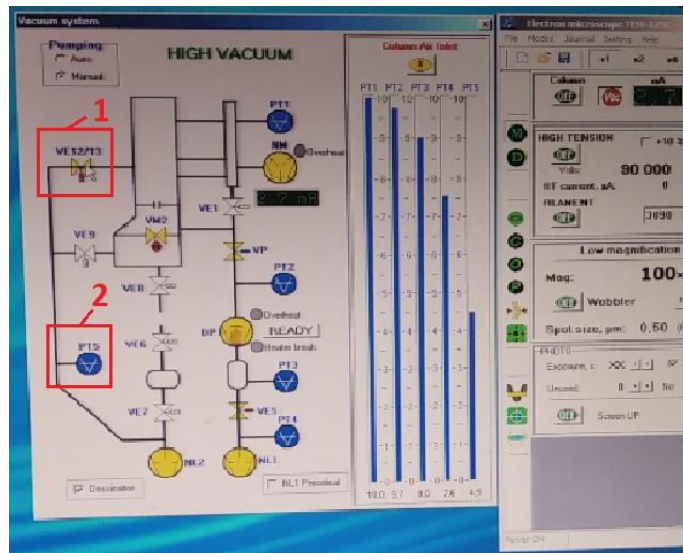


Рисунок 2.5 - Відкачування шлюзової камери на панелі керування на екрані: 1 – клапан шлюзової камери, 2 - –датчик вакууму PT5

об'єкту відбувається в колону при вимкненому живленні.

На рисунку 2.5 показано процес відкачування шлюзу: відкриваємо клапан (рис.2.5(1)), через який за допомогою дифузійного насоса відбувається відкачування шлюзової камери. Про ступінь вакууму у шлюзовій камері свідчить датчик PT5 (рис.2.5(2)). Мінімальне значення вакууму при якому ми можемо ввести об'єктотримач у колону - 5, а краще дочекатися поки воно досягне 6-7. Закриваємо клапан і вводимо об'єктотримач у колону. Правильний механізм введення досліджуваного об'єкту в колону такий: ми повинні повернути об'єктотримач по годинниковій стрілці до упору і після цього ввести в колону. Про те що ми повернули на правильний кут буде свідчити сам об'єктотримач, за рахунок різниці тисків він ніби сам ввійде в колону. Тепер можна приступати до дослідження структури зразків.

Спочатку вмикаємо програму для виведення зображення об'єкта на екран за допомогою камери. На екрані ми бачимо сірий фон, що вказує на те, що програма відкрита, але оскільки все вимкнено і предметний столик знаходиться у горизонтальному положенні, тобто перекриває камеру на першому етапі ми бачити нічого не будемо.

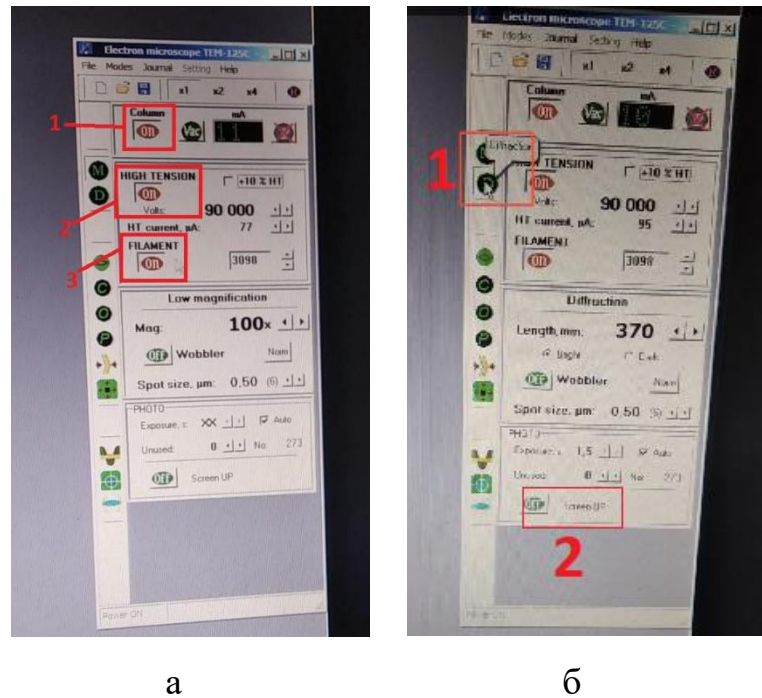


Рисунок 2.6 - Панель керування: включення колони: 1 - живлення колони, 2 - висока напруга, 3 - розжарення катоду (а); та перехід у режим дифракції: 1 - кнопка переходу у режим дифракції, 2-кнопка ScreenUp (б)

Вмикаємо живлення колони (рис.2.6,а(1)), високу напругу (рис.2.6,а(2)), розжарення катоду (рис.2.6,а(3)). Якщо все працює справно, то у камері спостереження засвічується матеріал на предметному столику і ми бачимо світіння.

Для того, щоб вивести зразок на середину предметного столика ми використовуємо дві механічні ручки, які знаходяться по ліву та праву сторону колони. Потім за допомогою кнопки збільшення зображення на панелі керування приладу збільшуємо зображення. Натискаємо кнопку D на екрані (рис.2.6,б (1)) для переходу у режим дифракції. На панелі керування натискаємо кнопку ScreenUp (рис.2.6,б(2)). Після чого відбувається підняття предметного столика і зображення виводиться на екран. За допомогою ручки інтенсивності на лівій панелі керування змінюємо яскравість зображення і, одночасно, діаметр пучка.

Після чого на екрані ми бачимо зображення дифракційної картини зразка із засвіченим центром (рис.2.7(а)), що говорить про високу інтенсивність пучка.

Тому нам необхідно звести інтенсивність до мінімуму за допомогою ручки інтенсивності на лівій панелі керування. Також фокусуємо зображення і робимо кільця достатньо чіткими за допомогою ручки фокусування, що знаходиться на панелі керування з правого боку колони мікроскопа. Тепер можемо бачити чітке та сфокусоване зображення дифракційної картини зразка (рис.2.7(б)).

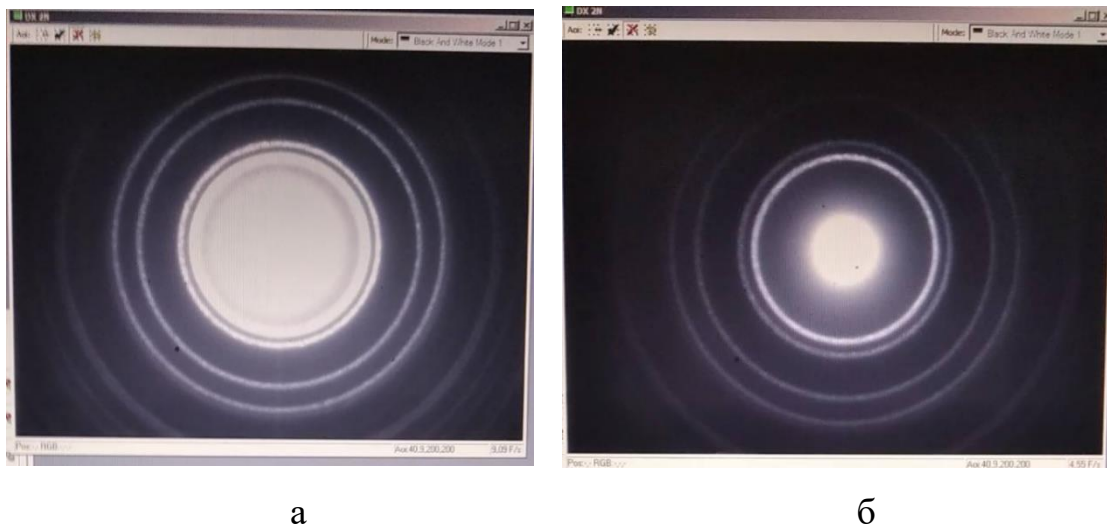


Рисунок 2.7 - Дифракційне зображення зразка: зображення із засвіченим центром (а); чітке, сфокусоване зображення (б)

2.3. Методика дослідження кристалічної структури

Для того, щоб виконати дослідження кристалічної структури зразка необхідно провести роботу на мікроскопі ПЕМ-125К у режимі світлопольного зображення. При роботі у цьому режимі зображення формується завдяки пучку електронів, що пройшов через зразок, коли апертурна діафрагма відтинає дифраговані пучки. У мікроскопі задіюються всі лінзи колони, введені освітлювальна та апертурні діафрагми. Яскравість зображення регулюється другим конденсором та струмом пучка. Фокусування зображення здійснюється об'єктивом. Збільшення регулюється проміжною лінзою.

Спочатку проводимо всі етапи, що виконували для одержання дифракційної картини зразка, описані у пункті 2.2.

Необхідно обрізати лише ті промені, які відхиляються на великі кути за

допомогою апертурної діафрагми (рис.2.8). Ці промені викликають появу сферичної аберації на зображенні (точка об'єкта спостерігається на екрані у вигляді сферичної плями розсіювання). Даний вид аберації найбільш шкідливий, позбутися від нього повністю неможливо. Можна лише мінімізувати її вплив. Особливість введення апертурної діафрагми полягає в тому, що вона вводиться тільки у режимі дифракції, бо ми повинні чітко відцентрувати її по відношенню до оптичної осі системи, щоб пучки відрізалась рівномірно по всьому діаметру вихідного пучка, аби апертурна діафрагма не стала джерелом додаткової похибки.

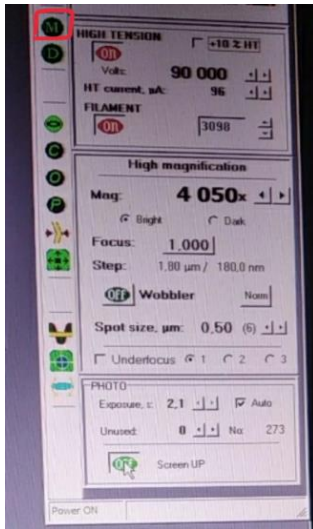


Рисунок 2.8 – Ручка введення апертурної діафрагми (прилад ПЕМ-125К)

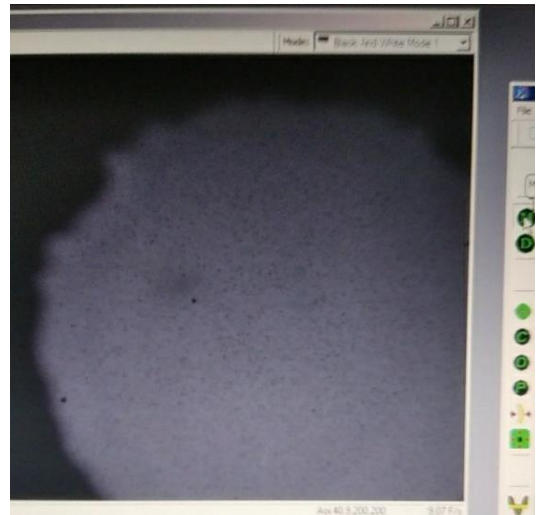
На апертурній діафрагмі збоку є три положення ручки (1,2,3), які відповідають трьом розмірам апертурної діафрагми. Ми працюємо на середніх значеннях, що позначені цифрою 2.

Обертаючи ручку по колу вводимо апертурну діафрагму до характерного звуку і спостерігаємо, як зображення на екрані зникло, що говорить про те, що апертурна діафрагма перекрила пучок. Далі бачимо яскраву пляму на екрані, яку повинні відцентрувати по відношенню до оптичної осі.

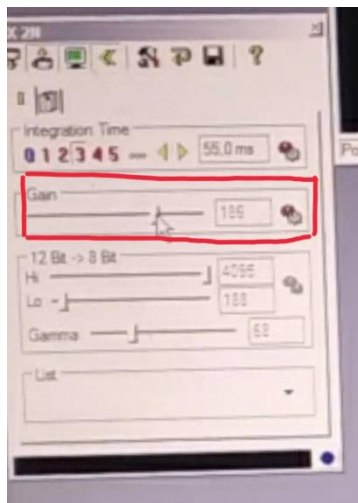
Натискаємо кнопку «М» на панелі керування на екрані (рис.2.9(a)) і переходимо в режим збільшень. Панель керування змінюється на “High



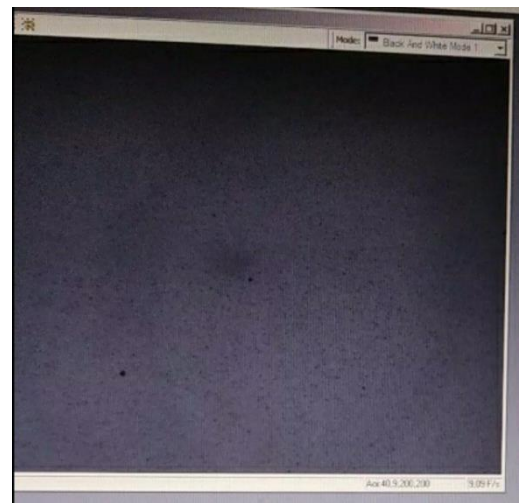
а



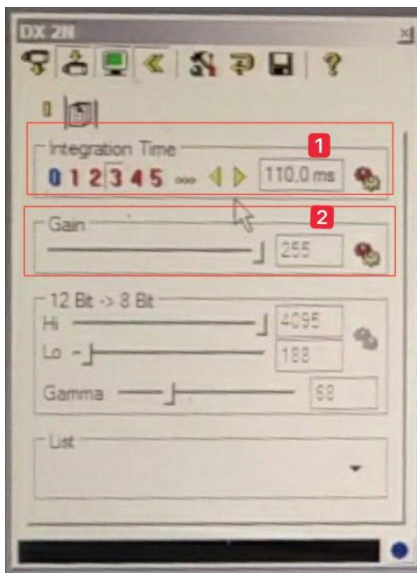
б



в



г



д



е

Рисунок 2.9 – Етапи роботи та відповідні зображення екрану: перехід у режим збільшень (а, б); збільшення інтенсивності пучка (в, г); зміна часу опитування камери (1) та часу експозиції (2) (д, е)

Magnification”.

На екрані спостерігаємо зображення кристалічної структури зразка (рис.2.9(б)). У наслідок того, що апертурна діафрагма обрізає частину пучка, то на екрані спостерігаємо обмежене поле зразка під пучком.

Ручками переміщення, розміщеними на лівій та правій панелях керування центруємо пучок. Ручка переміщення, що знаходиться зліва переміщає пучок вліво та вправо, а ручка з правого боку - вверх та вниз. Потім збільшуємо інтенсивність на панелі керування на екрані (рис.2.9(в)). Далі за допомогою ручок інтенсивності на лівій панелі керування розводимо пучок для того щоб отримати рівномірно засвічену область зразка (рис.2.9(г)).

Користуючись програмою на екрані ми можемо змінювати час опитування камери та час експозиції (рис.2.9(д)), щоб додатково збільшити інтенсивність та яскравість зображення при зміні збільшень. На кожному етапі збільшення ми повинні контролювати інтенсивність і відцентрованість пучка. За допомогою ручки фокус на правій панелі керування здійснюємо фокусування. І отримуємо зображення зразка у режимі світле поле.

РОЗДІЛ 3

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ

Відомо, що електрофізичні властивості (питомий опір, термічний коефіцієнт опору) та магніторезистивні властивості шаруватих плівок типу «ферромагнітний метал/діелектрик» суттєво залежать від товщини як шарів металу, так і шарів діелектрика, а також від умов термообробки. Отже отриманий у даній роботі результат буде корисний з точки зору інтерпретації зазначених вище властивостей.

Для аналізу електронограм досліджуваних зразків на першому етапі було проведено дослідження еталонного зразка з метою визначення сталої приладу (таблиця 3.1). Як еталон була використана тонка плівка Al товщиною $d = 30$ нм. На рисунку 3.1 наведено дифракційну картину плівки Al. Стала приладу визначалась за формулою [20]:

$$C = D \cdot d_{hkl}, \quad (3.1)$$

де D – середнє значення діаметру кільця;

d_{hkl} – міжплощинна відстань (hkl – індекси Міллера).

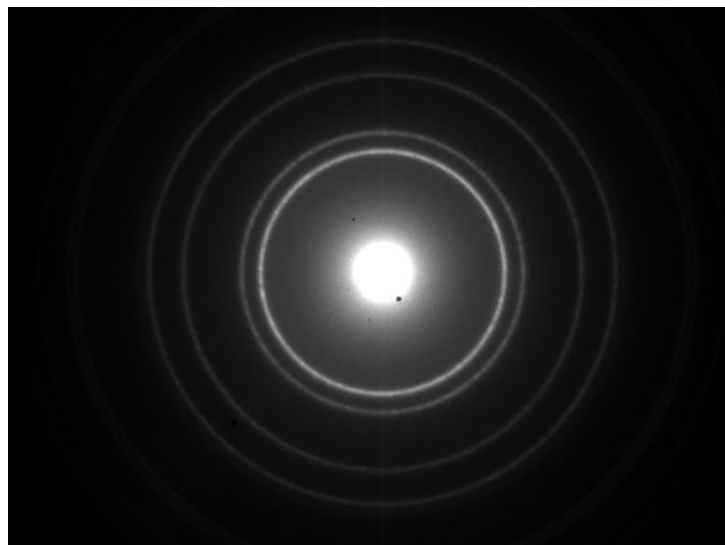


Рисунок 3.1 - Дифракційна картина від плівки Al(30)/П

Таблиця 3.1 - Розшифровка електронограми від еталонної плівки Al(30)/П після конденсації

№	D, мм			hkl	d_{hkl} , нм [1]	C=D·d, мм·Å
	D ₁	D ₂	D _{сеп}			
1	161	163	162	111	0,2338	37,875
2	187	188	187,5	200	0,2038	38,212
3	265	265	265	220	0,1432	37,942
4	310	312	311	311	0,1221	37,973
C= 38,002 мм·Å						

На другому етапі роботи був проведений безпосередньо аналіз досліджуваних зразків. Розглянемо результати досліджень структурно-фазового стану шаруватих систем $[\text{Fe}(d_{\text{Fe}})/\text{SiO}_x(5)]_5/\text{П}$ за максимальної $d_{\text{Fe}} = 10$ нм та мінімальної $d_{\text{Fe}} = 4$ нм товщини феромагнітних шарів. Це дозволить проаналізувати як впливає товщина феромагнітного шару на загальний фазовий стан системи. Також з літератури відомо, що на фазовий стан тонкоплівкових зразків може суттєво впливати процес термообробки. Тому додатково було проведено дослідження шаруватих систем $[\text{Fe}(d_{\text{Fe}})/\text{SiO}_x(5)]_5/\text{П}$ за умов термообробки при температурі 800 К.

На рисунках 3.2 та 3.3 представлені результати досліджень структурно-фазового стану складу $[\text{Fe}(d_{\text{Fe}})/\text{SiO}_x(5)]_5/\text{П}$ за максимальної $d_{\text{Fe}} = 10$ нм та мінімальної $d_{\text{Fe}} = 4$ нм феромагнітних шарів відповідно у свіжо-сконденсованому стані (рис. 3.2(а) та 3.3(а)) та після термообробки за температури 800 К (рис. 3.2(б) та 3.3(б)). Результати розшифровки електронограм наведені у таблицях 3.2 та 3.3. Для розрахунку параметра ґратки було використано співвідношення для ґраток кубічної сингонії [20]:

$$a_{hkl} = d_{hkl} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}, \quad (3.2)$$

де d_{hkl} – міжплощинна відстань, hkl – індекси Міллера.

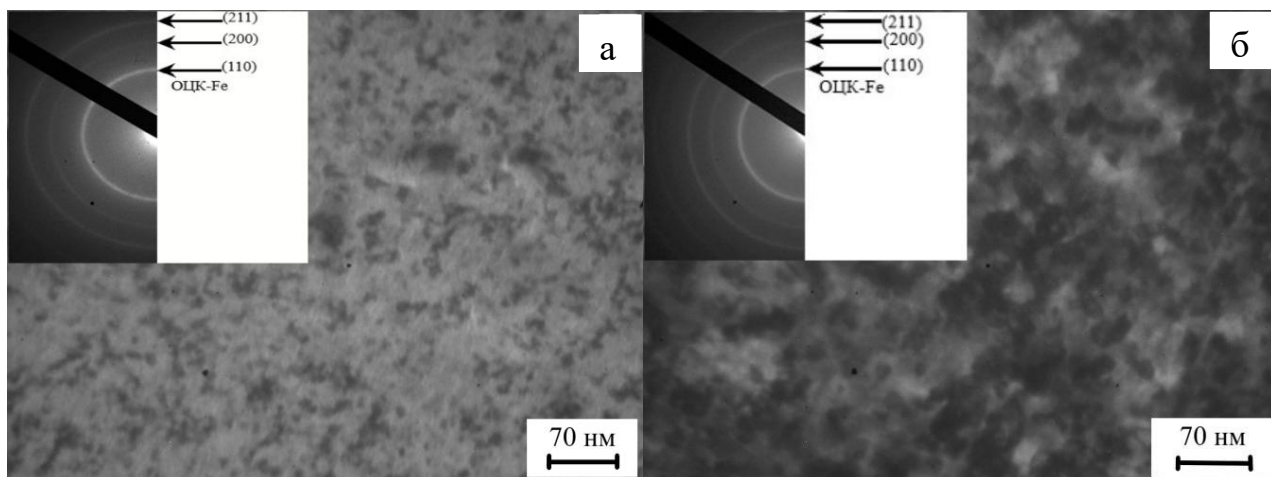


Рисунок 3.2 - Дифракційні картини (на вставці) та кристалічні структури шаруватих структур $[\text{Fe}(10)/\text{SiO}_x(5)]_5/\text{П}$ у невідпаленому (а) та відпаленому до $T_B = 800$ (б)

Таблиця 3.2 - Розшифровка дифракційної картини шаруватих структур $[\text{Fe}(10)/\text{SiO}_x(5)]_5/\text{П}$ до та після термовідпалювання до $T_B = 800$ К

№	Невідпалені				$T_g = 800$ К				d_{hkl}^0 , нм [21]
	d_{hkl} , нм	hkl	фаза	a_{hkl} , нм	d_{hkl} , нм	hkl	фаза	a_{hkl} , нм	
1	0,201	110	ОЦК-Fe	0,284	0,201	110	ОЦК-Fe	0,284	0,201
2	0,142	200		0,284	0,142	200		0,284	0,142
3	0,117	211		0,286	0,116	211		0,284	0,116
4	0,101	220		0,286	0,101	220		0,286	0,101
5	0,090	310		0,285	0,090	310		0,285	0,090
$\bar{a} = 0,285 \text{ нм} \pm 0,001 \text{ нм}$				$\bar{a} = 0,285 \text{ нм} \pm 0,001 \text{ нм}$					
$a_0 = 0,287 \text{ нм}$				$a_0 = 0,287 \text{ нм}$					

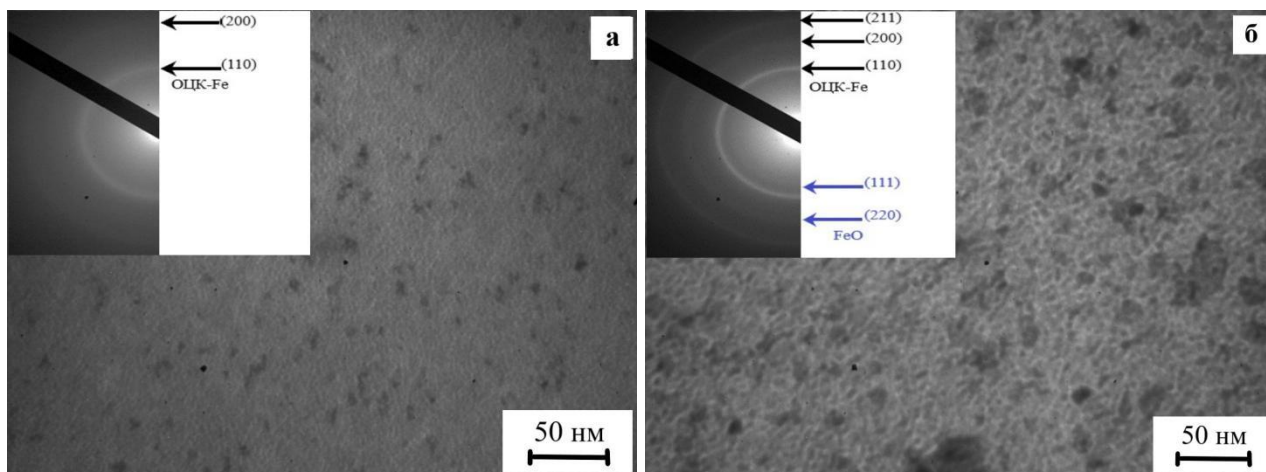


Рисунок 3.3 - Дифракційні картини та кристалічні структури шаруватих структур $[\text{Fe}(d_{\text{Fe}})/\text{SiO}_x]_5/\text{П}$ у невідпаленому (а) та відпаленому до $T_b = 800$ (б)

Таблиця 3.3 - Розшифровка дифракційної картини шаруватих структур $[\text{Fe}(d_{\text{Fe}})/\text{SiO}_x]_5/\text{П}$ до та після термовідпалювання до $T_b = 800$ К

№	Невідпалені				$T_b = 800$ К				d_{hkl}^0 , нм [21]
	d_{hkl} , нм	hkl	фаза	a_{hkl} , нм	d_{hkl} , нм	hkl	фаза	a_{hkl} , нм	
1	-	-	-	-	0,246	111	FeO	0,429	0,247
2	0,201	110	ОЦК-Fe	0,284	0,200	110	ОЦК-Fe	0,283	0,201
3	-	-	-	-	0,147	220	FeO	0,429	0,151
4	-	-	-	-	0,142	200	ОЦК-Fe	0,284	0,142
5	0,116	211	ОЦК-Fe	0,284	0,116	211	ОЦК-Fe	0,284	0,116
$\bar{a} = 0,284$ нм \pm 0,001 нм $a_0 = 0,287$ нм					$\bar{a} = 0,284$ нм \pm 0,001 нм $a_0 = 0,287$ нм				

Проаналізуємо отримані результати. Фазовий склад шаруватих структур $[\text{Fe}(d_{\text{Fe}})/\text{SiO}_x(5)]_5/\text{П}$ при товщині $d_{\text{Fe}} = 10$ нм (рис. 3.2, табл. 3.2) відповідає ОЦК-Fe з параметром ґратки $a = 0,285$ нм, що не змінюється і після відпалювання до 800 К. Розмиті кільця на дифракційних картинах вказують те, що частинки Fe мають нанорозмірний характер кристалітів даної фази. Про це свідчать також і мікроснімки кристалічної структури, отримані у режимі «світле поле» ПЕМ (рис. 3.3а). Аналіз мікроснімків кристалічної структури зразків $[\text{Fe}(d_{\text{Fe}})/\text{SiO}_x]_5/\text{П}$ свідчить про те, що середній розмір зерен феромагнітної компоненти становить $L = 10-15$ нм. Середній розмір частинок визначався за співвідношенням [20]:

$$L_{\text{сеп}} = \frac{N_1 \cdot L_1 + N_2 \cdot L_2 + \dots + N_n \cdot L_n}{N_1 + N_2 + \dots + N_n}, \quad (3.3)$$

де $L_{i(i=1, 2, \dots, n)}$ – розмір кристалітів, який визначався за допомогою програмного забезпечення Altami Studio;

N_i – кількість кристалітів.

У процесі термовідпалювання відбувається зростання середнього розміру кристалітів внаслідок їх коалесценції (величина L зростає до 25-30 нм).

Для свіжосконденсованих зразків з ефективною товщиною $d_{\text{Fe}} = 4$ нм спостерігаються розмиті дифракційні максимуми, які відповідають лініям (110) та (211) (рис. 3.3(а), таблиця 3.3). Детальний аналіз електронограми не можливий і можна лише зазначити, що структура таких плівок близька до аморфної. Аналіз мікроснімків кристалічної структури шаруватих структур $[\text{Fe}(d_{\text{Fe}})/\text{SiO}_x(5)]_5/\text{П}$ при товщині $d_{\text{Fe}} = 4$ нм свідчить про те зразки складаються з наночастинок Fe рівновісної форми, розділених каналами SiO_x . Середній розмір наночастинок становить 3-4 нм, а ширина каналів не перевищує 2 нм.

Таким чином можна зробити висновок, що при зменшенні ефективною товщини шарів феромагнітної компоненти d_{Fe} від 10 до 4 нм в системі $[\text{Fe}(d_{\text{Fe}})/\text{SiO}_x(5)]_5/\text{П}$ відбувається перехід від шаруватої до гранульованої структури. Варто зауважити, що в обох випадках діелектрик знаходиться в

аморфному стані, а тому ідентифікувати лінії, які відповідають діелектричній компоненті SiO_x , неможливо.

У процесі термообробки зразків $[\text{Fe}(d_{\text{Fe}})/\text{SiO}_x(5)]_5/\text{П}$ при товщині $d_{\text{Fe}} = 4$ нм на відміну від зразків з ефективною товщиною $d_{\text{Fe}} = 10$ нм, відбуваються зміни як у фазовому стані, так і кристалічній структурі (рис. 3.3(б), табл. 3.3). При цьому лінії на електроннограмах стають доволі чіткими, тому їх легко ідентифікувати. Після відпалювання таких зразків при температурі 800 К їх на електроннограмах фіксуються лінії (110), (200) та (211), що належать ОЦК-Fe. Крім того фіксуються дві додаткові лінії: (111) та (220), що належать оксидній фазі ГЦК-FeO. Наявність кілець оксидної фази є результатом інтенсивних окислювальних процесів, які відбулися у процесі термообробки зразків. Таким чином, після відпалювання шаруватих систем $[\text{Fe}(d_{\text{Fe}})/\text{SiO}_x(5)]_5/\text{П}$ при товщині $d_{\text{Fe}} = 4$ нм при температурі 800 К їх фазовий склад відповідає ОЦК-Fe + ГЦК-FeO. Параметр ґратки ОЦК-Fe становить $a = 0,284$ нм.

Аналізуючи мікроснімки кристалічної структури зразка $[\text{Fe}(d_{\text{Fe}})/\text{SiO}_x(5)]_5/\text{П}$ після термообробки (рис. 3.3(б)) можна відмітити наступне. На мікроснімках можна виділити дві групи кристалітів: із середнім розміром $L_1 = 7-10$ нм, розділених діелектричними каналами шириною 2-3 нм, та із середнім розміром $L_2 = 20-30$ нм. На нашу думку кристаліти із середнім розміром L_1 відповідають ОЦК-Fe, а кристаліти із середнім розміром L_2 – оксидній фазі ГЦК-FeO.

ВИСНОВКИ

1. Для формування композиційних плівкових матеріалів типу феромагнетик-діелектрик застосовують різноманітні методи. Ці методи дають змогу одночасно наносити металеві та ізоляційні компоненти на підкладку (магнетронні, іонно-променеві, резистивні, і т.п.), а також такі методи, як золь-гель та іонної імплантації.

2. Після відкриття ефекту гігантського магнітоопору (ГМО) в багатошарових системах на основі феромагнітного шару з немагнітними проміжками виник великий інтерес до композиційних плівкових матеріалів типу феромагнетик-діелектрик. Вони широко використовуються як елементи різних видів обладнання та пристроїв сучасної електроніки.

3. Використовуючи методи електроннографії та просвічуючої електронної мікроскопії було проведено дослідження структурно-фазового стану композиційних плівкових функціональних матеріалів на основі Fe і SiO_x у вигляді шаруватих структур $[\text{Fe}(d_{\text{Fe}})/\text{SiO}_x(5)]_5/\text{П}$ з ефективною товщиною шарів Fe $d_{\text{Fe}} = 4\text{-}10$ нм після конденсації та високотемпературного відпалювання ($T_{\text{в}} = 800$ К).

4. Встановлено, що фазовий стан зразка $[\text{Fe}(d_{\text{Fe}})/\text{SiO}_x(5)]_5/\text{П}$ при $d_{\text{Fe}} = 10$ нм відповідає ОЦК-Fe і не змінюється у процесі термообробки при температурі 800 К. У той же час на електроннограмі свіжесконденсованого зразка $[\text{Fe}(d_{\text{Fe}})/\text{SiO}_x(5)]_5/\text{П}$ при $d_{\text{Fe}} = 4$ нм спостерігаються лише розмиті дифракційні максимуми. Після відпалювання таких зразків при температурі 800 К фіксується двофазний склад, що відповідає ОЦК-Fe + ГЦК-FeO.

5. Показано, що зменшення ефективної товщини шару Fe з 10 до 4 нм спричиняє перехід у структурі зразків від шаруватої з середнім розміром феромагнітної компоненти $L = 10\text{-}15$ нм до гранульованої, що складеться із наночастинок із середнім розміром 3-4 нм, розділених діелектричними каналами шириною до 2 нм.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. I. M. Pazukha, V. V. Shchotkin, Yu. O. Shkurdoda, Magnetic and Magnetoresistive Properties of Composite Materials Based on Ferromagnetic Metals and Alloys with Different Types of Dielectric Matrix // *Prog. Phys. Met.* – 2019. – V.20, No 4. – P. 672–692.
2. T. Sahin, H. Kockar, M. Alper, Properties of electrodeposited CoFe/Cu multilayers: The effect of Cu layer thickness // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials.* – 2015. – No 373. – P.128–131.
3. D. Yao, S. Ge, and X. Zhou, Study on microstructure and soft magnetism of $(\text{Fe}_{65}\text{Co}_{35})_x(\text{SiO}_2)_{1-x}$ nano-granular films with very high ferromagnetic resonance frequency // *Physica B: Condensed Matter.* – 2010. – V. 405, No 5. – P.1321–1324.
4. А.Ю. Загорулько, Р.М. Петренко, А.М. Логвинов Структурно-фазовий стан шаруватих структур $[\text{Fe}/\text{SiO}]_5$ // Матеріали науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка ФЕМ :: 2022». – Суми: Сумський державний університет, Суми, 2022. – С. 35.
5. C. Wang, Y. Zhang, P. Zhang, Influence of annealing on microstructure and magnetic-transport of FeCo–SiO₂ nanogranular films // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials.* – 2008.– V. 320, No 5. – P.683–690.
6. G. Li, J. Wang, J. Du, Effects of applying high magnetic field and doping SiO on magnetoresistance and magnetic properties of evaporated Co thin films // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials.* – 2017. – V. 441. – P. 448–454.
7. J.C. Denardin, M. Knobel, L.S. Dorneles, Structural and magnetotransport properties of discontinuous Co/SiO₂ multilayers // *Materials Science and Engineering: B.* – 2004.– V. 112, No 2–3. – P. 120–122.
8. M. Jergel, I. Cheshko, Y. Halahovets, Annealing behaviour of structural and magnetic properties of evaporated Co thin films // *Journal of Physics D: Applied Physics.* – 2009.– V. 42, No 13. – P.135406.
9. T. Hinotsu, B. Jeyadevan, C.N. Chinnasamy, Size and structure control of

- magnetic nanoparticles by using a modified polyol process // *Journal of Applied Physics*. – 2004.– V. 95, No 11. – P. 7477–7479.
10. D.I. Saltykov, Yu.O. Shkurdoda, I.Yu. Protsenko, Influence of Heat Treatment Conditions on the Magnetoresistive Properties of Three-layer Structures $\text{Fe}_{0,2}\text{Co}_{0,8}/\text{Cu}/\text{Fe}_{0,2}\text{Co}_{0,8}$ // *Journal of Nano- and Electronic Physics*. – 2018.– V. 10, No 4. – P. 04031.
 11. M. N. Baibich, J. M. Broto, A. Fert, Giant magnetoresistance of (001)Fe/(001)Cr magnetic superlattices // *Physical Review Letters*.– 1988.– V. 61, No 21. – P. 2472–2475.
 12. J. Mathon, A. Umerski, Theory of tunneling magnetoresistance of an epitaxial Fe/MgO/Fe(001) // *Physical Review B*.– 2001.– V. 63, No 22. – P. 220403.
 13. L. Jiang, H. Naganuma, M. Oogane, Three-dimensional extended Hückel theory–nonequilibrium Green’s function spin polarized transport model for Fe/MgO/Fe heterostructures // *Applied Physics Express*.– 2009. – V.2 . – P. 083002.
 14. L. V. Lutsev, A. I. Stognij, N. N. Novitskii, Giant magnetoresistance in semiconductor/granular film heterostructures with cobalt nanoparticles // *Physical Review B*. – 2009. – V. 80, No 18. – P. 184423.
 15. H. Fujimori, S. Mitani, S. Ohnuma, Tunnel-type GMR in metal-nonmetal granular alloy thin films // *Materials Science and Engineering: B*. – 1995. – V. 31, No 1–2. – P.219–223.
 16. I.M. Pazukha, Y.O. Shkurdoda, A.M. Chornous, Magnetic and magnetoresistive properties of nanocomposites based on Co and SiO // *International Journal of Modern Physics B*. – 2019.– V.33, No 12. – P.1950113.
 17. E.B. Dokukin, R.V. Erhan, A.Kh. Islamov, Formation of the magnetic fractal structure in Co–SiO₂ granular nanocomposite system at percolation threshold // *Physic Status Solidi*. – 2013.– V. 250, No 8. – P. 1656.
 18. J. L. Maurice, J. Briatico, J. Carrey, Clusters obtained by sputter deposition of cobalt atoms on alumina // *Philosophical Magazine A*.– 1999.– V.79, No 12. – P.2921–2934.
 19. C. M. Leung, J. Li, D. Viehland, A review on applications of magnetoelectric

- composites: from heterostructural uncooled magnetic sensors, energy harvesters to highly efficient power converters // *Journal of Physics D: Applied Physics*. – 2018.– V. 51, No 26. – P. 3002.
20. Технологія одержання і фізичні властивості плівкових матеріалів та основи мікроелектроніки (практикуми): навчальний посібник / І.Ю.Проценко, Л.В.Однорець. - Суми: Сумський державний університет, 2011.-231 с.
21. В.Ф. Грінченко, О.В.Митрохин, О.В. Грінченко, «Кристалографія», частина 2. К.: Вид-во «Київський університет», 1999 - 48 с.