

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
СУМСЬКОГО ДЕРЖАВНОГО УНІВЕРСИТЕТУ  
Факультет електроніки та інформаційних технологій

Кафедра електроніки,  
загальної та приладної фізики

Кваліфікаційна робота магістра  
**МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ БАГАТОКОМПОНЕНТНИХ  
ПЛІВКОВИХ СПЛАВІВ**

Магістрант гр. ЕП.м-82

В.С. Клочок

Науковий керівник,  
к.ф.-м.н, доцент

Н.І. Шумакова

Завідувач кафедри ЕЗПФ  
д.ф.-м.н., професор

І.Ю. Проценко

Суми 2019

## РЕФЕРАТ

Мета кваліфікаційної роботи магістра полягає у дослідженні й освоєнні з'єднання Cu, Co, Fe, Ni, Al) з одночасним, рівномірним осадженням металів і визначенні характеристик, зокрема магніторезистивних властивостей отриманого композиту.

Під час виконання роботи використовували методи просвічуючої електронної мікроскопії і вимірювання магніторезистивних властивостей та прилади ВУП-5М, просвічуючий електронний мікроскоп ПЕМ-125К, автоматичний комплекс для дослідження магніторезистивних властивостей плівок.

У роботі наведені результати досліджень кристалічної структури, фазового складу плівкових сплавів на основі Al, Fe, Co, Ni, Cu. Досліджено магнітні залежності електроопору високоентропійних сплавів. Вперше отримана розмірна залежність МО від загальної товщини ВЕС у вихідному стані плівкової системи. На основі цієї залежності були визначені основні параметри електроперенесення: ТКО при  $d \rightarrow \infty$  ( $\beta$ ) і ТКО, яке обумовлене зерномежовим розсіюванням електронів ( $\beta_g$ ) та величина СДВП у дифузному наближенні.

Робота викладена на 27 сторінках, у тому числі включає 14 рисунків, список цитованої літератури з 17 джерел.

**КЛЮЧОВІ СЛОВА:** КОМПОЗИТ, ВИСОКОЕНТРОПІЙНИЙ СПЛАВ, МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ, КРИСТАЛІЧНА РЕШІТКА, ПРОСВІЧУЮЧИЙ ЕЛЕКТРОННИЙ МІКРОСКОП, РАСТРОВИЙ ЕЛЕКТРОННИЙ МІКРОСКОП, ІНТЕРФЕРОМЕТР.

## ЗМІСТ

<b>ВСТУП</b> .....	2
<b>РОЗДІЛ 1 ЗАГАЛЬНІ УЯВЛЕННЯ ПРО ВИСОКОЕНТРОПІЙНІ СПЛАВИ</b> .....	3
1.1 Формування властивостей сплавів.....	3
1.2 Магніторезистивні властивості ВЕСів.....	6
1.3 Спін-залежне розсіяння.....	7
<b>РОЗДІЛ 2 МЕТОДИКА ПРОВЕДЕННЯ ЕКСПЕРИМЕНТУ</b> .....	10
2.1 Обладнання для експериментальних досліджень.....	10
2.2 Отримання плівкових зразків.....	11
2.3 Дослідження фазового складу і кристалічної структури .....	13
2.4 Розрахунок концентрації атомів в зразку.....	14
<b>ВИСНОВКИ</b> .....	16
<b>СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ</b> .....	17

## ВСТУП

На даний момент магніторезистивні елементи представляють собою вже сформована ніша в електроніці, проте в наш час почали використовуватись високоентропійні сплави, як варіант багатоплівкових ГМО структур.

ВЕС (високоентропійний сплав) – це сплав металів, ентропійний фактор котрих являється більше, ніж ентальпія утворення. Дані сплави складаються, переважно, з п'яти хімічних елементів, котрі забезпечують однофазну, або багатфазну кристалічну структуру знаходячись в приблизно рівних пропорціях концентрацій атомів. Дані високоентропійні сплави відокремлені в окремий різновид матеріалів, тому що процеси утворення структури і фази в них, а також дифузійна рухливість атомів, механізм формування механічних властивостей і термічна стабільність суттєво відрізняються від аналогічних процесів, в яких є базові елементи (Fe, Ni, Al, Cu, Cr або Co та інші), які визначають кристалічну решітку матеріалу[1].

Матеріали з високоентропійних сплавів мають властивості, які можливо використовувати в створенні дуже міцних покриттів поверхонь та плівок з унікальними фізико-хімічними характеристиками[2].

До унікальних властивостей високоентропійних сплавів можна віднести: високу стійкість до зношення, твердість поверхні, термічну стабільність, низький ступінь окиснення, характеристику питомого опору.

Мета роботи полягає у вивченні й освоєнні технології нанесенні п'ятикомпонентного ВЕС, з одночасним, рівномірним осадженням металів і визначенні характеристик отриманого композиту[3].

# РОЗДІЛ 1

## ХАРАКТЕРИСТИКА ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ

### 1.1 Формування властивостей сплавів

Мультикомпонентні високоентропійні сплави – клас сплавів, який має в своєму складі від 5 до 13 хімічних елементів, об'єднуючись, які мають високу ентропію змішування, яка розглядається, як ймовірність збереження системи в даному стані, і, відповідно, низьку енергію Гіббса. Величина ентропії та енергії Гіббса визначають термічну стабільність структури ВЕСів, а також їх фазового складу. Під час кристалізації в даних сплавах часто утворюються ГЦК- і ОЦК-кристалічні решітки, замість складних інтерметалідних з'єднань. За матрицю в таких сплавах використовується, зазвичай, один або два елементи, наприклад, Fe, Al, Cu Co Ni, які, для покращення їхніх властивостей, легують певними добавками. Не дивлячись на це, наявність кількох легуючих елементів може викликати утворення складного фазового складу, збільшення вимог до умов стабілізації та значно змінити фізичні і механічні властивості матеріалу. В роботах було описано методи отримання ВЕС з 5 і більше хімічних елементів в еквімолярному складі, з умовою вмісту кожного металу від 5 ат. % до 35 ат.%. Кристалічна ґратка високоентропійних сплавів може бути ОЦК, ГЦК, ОЦК+ГЦК, а також може мати аморфну структуру, про що описано в роботах. Щоб отримати покращені характеристики ВЕС, такі, як міцність, стійкість до корозії, твердість та інші, потрібно варіювати вміст і тип складових частин високоентропійних сплавів. Причиною унікальних властивостей високоентропійних сплавів є повільна дифузія атомів в багатоконпонентній елементній матриці, взаємодія між елементами у фазах на основі твердого розчину, а також викривлення ґратки, яке спричинене різницею атомних радіусів елементів ВЕС [6,8,11].

Для утворення високоентропійних сплавів повинні виконуватися дві умови. Одна з них, це, наприклад, для шестиконпонентного сплаву, значення

ентропії змішування  $\Delta S_{mix}$ , яке повинне бути більше за величину  $\Delta S_{mix} = 1,75R = 14,54$  Дж/(моль К) для еквіатомного сплаву. Друга умова – це значення параметра різниці атомних розмірів, яке повинне бути меншим за 6,6%. Параметр різниці атомних розмірів визначається за формулою

$$\delta = \sqrt{\sum_{i=1}^n c_i \left(1 - \frac{r_i}{\bar{r}}\right)^2}, \quad (1.1)$$

де  $r_i$  – атомний радіус  $i$ -тої компоненти,  $\bar{r} = \sqrt{\sum_{i=1}^n c_i r_i^2}$  – середній атомний радіус.

В роботі було запропоновано класифікацію всіх можливих сплавів за ентропією змішування (рис. 1.1).

Виходячи з ентропії змішування, сплави були поділені на три поля:

- низькоентропійні сплави – це традиційні сплави;
- високоентропійні сплави - це сплави з, принаймні, п'ятьма основними елементами;
- сплави середньої ентропії – це сплави з 2-4-ма основними елементами.

Високоентропійний ефект на посилення неупорядкованої фази розчину по суті знаходиться в полі високого ентропійного сплаву і має бути менш помітним у середньоентропійних сплавах. Підвищення є дуже значним з огляду на мікроструктуру та властивості.

На рисунку 1.2 зображено залежність ентропії змішування від номеру елемента для еквімолярних сплавів. Дана залежність ілюструє, що ентропія змішування для фаз розчинів збільшується з маленьких значень, властивих для звичайних сплавів до великих значень високоентропійних сплавів навіть для нееквімолярних варіантів.

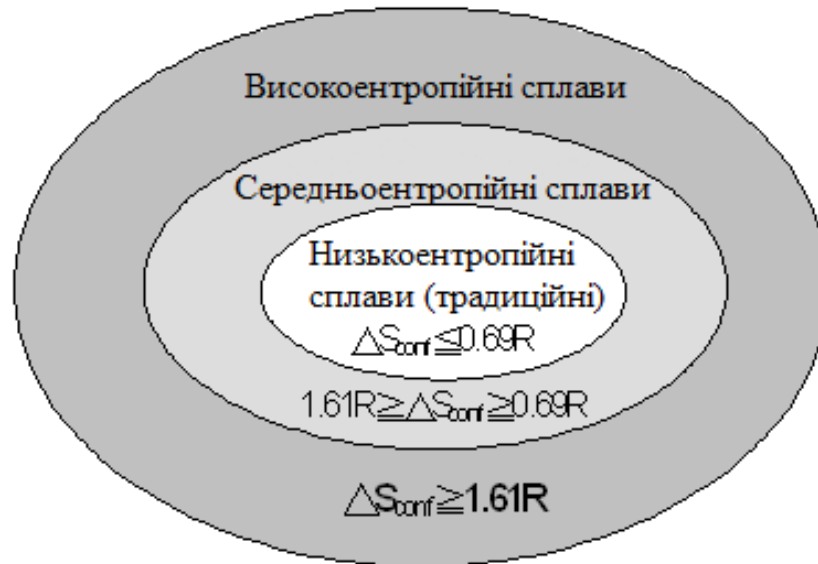


Рисунок 1.1 – Класифікація сплавів за ентропією змішування.

Адаптовано з роботи [1]

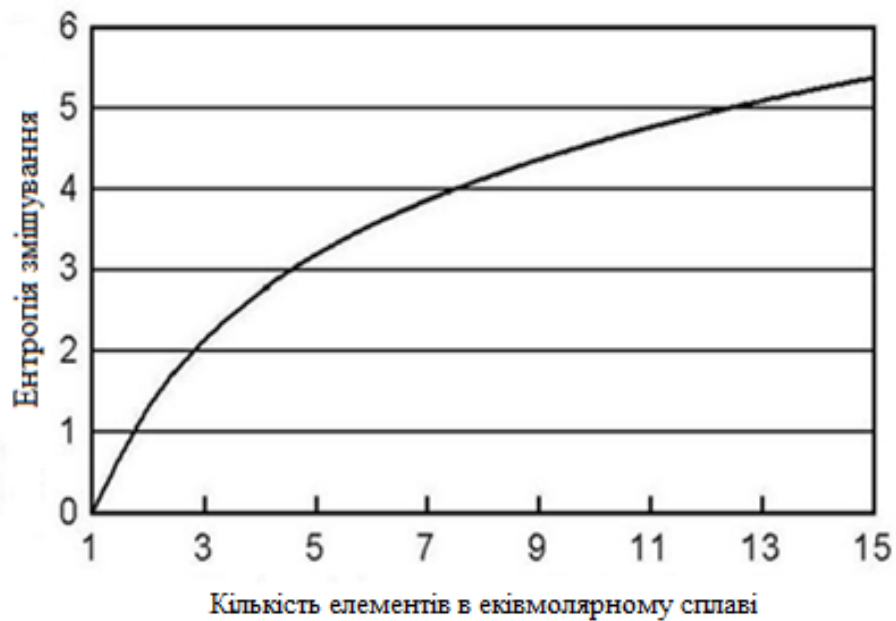


Рисунок 1.2 – Залежність ентропії змішування від елементів в еквімолярному сплаві. Адаптовано з роботи [1]

Оскільки стан твердого розчину з декількома елементами має велику ентропію змішування  $\Delta S_{mix}$ , тоді як стан інтерметалевого з'єднання – мале значення  $\Delta S_{mix}$ , твердий розчин має тенденцію бути більш стійким, ніж сполучний, особливо при підвищених температурах. З іншого боку, ентальпія змішування,  $\Delta H_{mix}$ , мультиелементних випадкових твердих розчинів не має істотної втрати в порівнянні зі способом упорядкованих інтерметалічних сполук, оскільки перші мають рясні пари на відміну від атомів, подібних до останньої. Це робить ентропію змішування дуже конкурентоспроможною у зниженні вільної енергії змішування випадкових твердих розчинів, крім випадків утворення міцних керамічних сполук, таких як оксиди, бориди, карбіди, нітриди та силіциди [1-5].

## 1.2 Магніторезистивні властивості ВЕСів

Гігантський магнетоопір — квантово-механічний ефект, що спостерігається у металевих плівках, які складаються з провідних феромагнітних і провідних немагнітних шарів. Ефект полягає у значній зміні електричного опору таких структур при зміні взаємного напрямку намагніченості сусідніх магнітних шарів. Напрямок намагніченості можна керувати, наприклад, шляхом застосування зовнішнього магнітного поля. В основі ефекту лежить розсіяння електронів, що залежить від напрямку спіну. За відкриття гігантського магнетоопору в 1988 році фізики Альбер Ферт (Університет Париж-Південь XI) і Петер Грюнберг (Юліхський дослідницький центр) були нагороджені Нобелівською премією з фізики у 2004 році [5].

Основними сферами застосування ефекту є давачі магнітного поля, що використовуються в жорстких дисках, біосенсорах, приладах мікроелектромеханічних систем та інших. Структури з гігантським магнетоопором застосовувались у магніторезистивній оперативній пам'яті як логічні комірки для зберігання одного біту інформації.



Магнетоопором називають залежність електричного опору зразка від величини зовнішнього магнітного поля. Його характеризують величиною

$$MO = \frac{R(0) - R(B)}{R(B)}, \quad (1.2)$$

де  $R(0)$  — опір зразка за відсутності магнітного поля, а  $R(B)$  — його опір в магнітному полі з напруженістю магнітного поля. На практиці також застосовують альтернативні форми запису, що відрізняються знаком виразу та використовують питомий електричний опір. Інколи використовують відношення зміни опору до його значення в нульовому полі.

Термін «гігантський магнетоопір» вказує на те, що величина  $R(H)$  для багаточарових структур значно перевищує анізотропний магнетоопір, який, як правило, не перевищує кількох відсотків.

### 1.3 Спін-залежне розсіяння

Густина електронних станів у магнітних і немагнітних металах. Електричний опір зразка залежить від багатьох факторів, серед яких у магнітовпорядкованих матеріалах суттєву роль відіграє розсіяння електронів на магнітній підґратці кристалу, тобто сукупності кристалографічно еквівалентних атомів з ненульовим атомним магнітним моментом, які утворюють власну кристалічну ґратку. Розсіяння залежить від орієнтації спіну електрона по відношенню до магнітних моментів атомів. Для визначеності часто покладають, що електрони провідності мінімально взаємодіють з атомами, магнітний момент яких має паралельний їхньому спіну напрямку, і максимально у випадку антипаралельних напрямків. Взаємодія також буде сильною у парамагнітному стані, коли всі магнітні моменти атомів напрямлені хаотично, без виокремленого напрямку намагніченості.

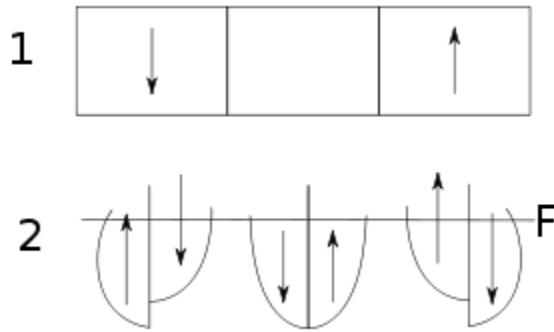


Рисунок 1.3 – 1 Структура з трьох незалежних шарів: двох феромагнітних і одного немагнітного (стрілки позначають напрям намагніченості). 2 Розщеплення густини електронних станів для електронів з різним напрямком спіну (стрілки позначають напрямок спіну). F рівень Фермі[7].

Для таких хороших провідників як золото чи мідь, рівень Фермі знаходиться всередині  $sp$  зони, а  $d$  зона повністю заповнена. У феромагнетиках спостерігається інша ситуація. В них залежність взаємодії електронів з атомами від напрямку їх спінів пов'язана із заповненістю зони, яка відповідає за магнітні властивості ( $3d$  для таких металів як залізо, нікель чи кобальт).  $d$  зона феромагнетиків є розщепленою, оскільки вона містить різну кількість електронів зі спінами, напрямленими «вгору» і «вниз» (напрямки є умовністю аби відрізнити дві групи електронів). Це є причиною різниці у густині електронних станів на рівні Фермі для спінів, напрямлених у різні сторони. Тут кажуть про електрони з неосновним напрямком спіну (англ. *minority-spin electrons*) для тої частини  $d$  зони, що заповнена менше (наприклад, де спіни напрямлені вниз), і електрони з основним напрямком для другої її частини (англ. *majority-spin electrons*), яка виявляється заповненою повністю (спіни напрямлені вгору). Рівень Фермі для електронів електронів з основним напрямком спінів знаходиться всередині  $sp$  зони, внаслідок чого їх рух у феромагнетику подібний до руху електронів у немагнітному металі. Для електронів з неосновним напрямком спінів  $sp$  і  $d$  зони виявляються гібридизованими, а рівень Фермі лежить всередині  $d$  зони.

Гібридизована  $spd$  зона феромагнетиків характеризується високою густиною станів, що проявляється як зменшення довжини вільного пробігу електронів з неосновним напрямком спінів у порівнянні з основним. У нікелі, легovanому кобальтом, відношення (для електронів з різними напрямками спіну) може збільшуватися до 20 або зменшуватися до 0,3 за легування хромом.

Згідно з теорією Друде, провідність пропорційна довжині вільного пробігу і знання дозволяє оцінити співвідношення провідностей для цих двох груп електронів. Типова довжина вільного пробігу у тонких металевих плівках лежить в інтервалі від кількох одиниць до кількох десятків нанометрів. Електрон «пам'ятає» напрямок спіну на так званій довжині *спінової релаксації* (яку також називають довжиною спінової дифузії), яка може значно перевищувати довжину вільного пробігу. Вона визначає ефективність спін-поляризованого транспорту електронів. Коли спостерігається залежність електричного опору від напрямку спіну носія заряду, то говорять про спін-залежний рух електронів. Спін-залежне розсіяння у феромагнетиках відбувається при переходах електронів провідності між нерозщепленою  $4s$  і розщепленою  $3d$  зонами.

Існують матеріали, для яких слабшою є взаємодія між електронами і атомами, чії спіни і магнітні моменти антипаралельні. Комбінацією обох цих типів матеріалів можна отримати так званий *інверсний ефект ГМО*. Тому, коли конкретний механізм взаємодії не принциповий, для збереження загальності підходу кажуть про електричну провідність для електронів з основним і неосновним напрямком спінів, яким відповідають більша і менша густина електронних станів. Визначення співвідношення між провідностями або питомими опорами для цих двох груп електронів є достатнім для побудови феноменологічної теорії.

## РОЗДІЛ 2

### МЕТОДИКА ПРОВЕДЕННЯ ЕКСПЕРИМЕНТУ

#### 2.1 Обладнання для експериментальних досліджень

Для отримання на поверхні підкладки тонкої плівки використовувалася вакуумна установка ВУП-5М (вакуум  $\sim 10^{-3} - 10^{-4}$  Па). Даний пристрій задовольняє основним вимогам вакуумної техніки.

Робоча камера ВУП-5М виконана у вигляді ковпака, який виготовлений з нержавіючої сталі (рис. 2.1). Вакуумну герметизацію об'єму забезпечують гумові ущільнювачі. Для формування плівкових матеріалів різного ступеня ентропійності на основі Fe, Ni, Co, Cu, Al, Ag, Au, Pd, Pt, Mo і Cr використовувались вакуумна установка типу ВУП-5М ( $p \sim 10^{-3}-10^{-4}$  Па), схема робочої камери якої наведена на рис.2.1. Пошарова або одночасна конденсація плівок проводилась з використанням випарників двох типів: молібденових човників або «гусариків» та електронно-променевих гармат[7].

Плівкові матеріали формувалися шляхом варіювання швидкості конденсації ( $\omega$ ), температури підкладки ( $T_n = 300 - 500$  К) і температури відпалювання ( $T_e = 300 - 900$ К). Випарування проводилося електронно-променевим (Co, Mo) та терморезистивним (Fe, Ni, Cr, Al, Cu, Ag, Pd, Pt) методами, товщина окремих шарів ( $d$ ) варіювалась від 10 до 30 нм.

Час відпалювання при максимальній температурі складав 15 хвилин, а швидкість охолодження 3 К/хв. Пристрої для отримання плівкових зразків та подальшого їх дослідження розміщувались в корпусі робочої камери. За допомогою цифрових мультиметрів типу UT70D та UT70B контролювалися відповідно електричний опір (точність  $\pm 0,05\%$ ) плівок та температура (точність  $\pm 1$ К) підкладки, при використанні хромель – алюмелевої термопари. Експериментальні дані з мультиметрів через інтерфейс RS232 (RS485) передавалися на комп'ютер. Товщини плівок контролювалися *insitu* методом кварцового резонатора (точність 10 %), для чого використовувалися

промисловий резонатор типу РГ-08 з частотою 10 МГц, генератор електричних коливань, схему якого та частотомір ЧЗ-54[8].

Одночасна конденсація металів проводилась при окремому розташуванні випарників, підкладок та датчиків товщини (рис.2.1). На позиції (рис.2.2)представлена схема розміщення випарників, яка дозволяє здійснювати як пошарову, так і одночасну конденсацію зразків.

В якості випаровувача використовувався вольфрамовий дріт: скручений в спіраль для АІ, в середину якої і був поміщався матеріал зразка. За матеріал випарника було обрано вольфрам, тому що він має високу температуру плавлення (3695 °С) і високий питомий опір –  $5,5 \cdot 10^{-8}$  Ом·м. Дріт прижимався контактами електродів, на які подається струм. Під дією цього струму вольфрам розігрівається до температури достатньої для випаровування матеріалу зразка [9].

## **2.2 Отримання плівкових зразків**

Одержання плівок високоентропійних сплавів з компонентів Al, Co, Fe, Ni, і Cu відбувалося методом одночасного термічно-вакуумного випаровування з використанням вакуумної установки ВУП-5М при вакуумі не гірше  $10^{-3}$ - $10^{-4}$  Па. Як підкладки для дослідження властивостей плівок високоентропійних сплавів використовувались підкладки із SiO/Si розміром 1x1см та кристалики солі для дослідження структури поверхні.

## **2.3 Дослідження фазового складу і кристалічної структури**

Дослідження фазового складу здійснювалося методом електроннографії та просвічуючої електронної мікроскопії (прилад ПЕМ-125К).

Квадратичні форми для кристалітів кубічної та гексагональної сингонії мають такий вигляд:

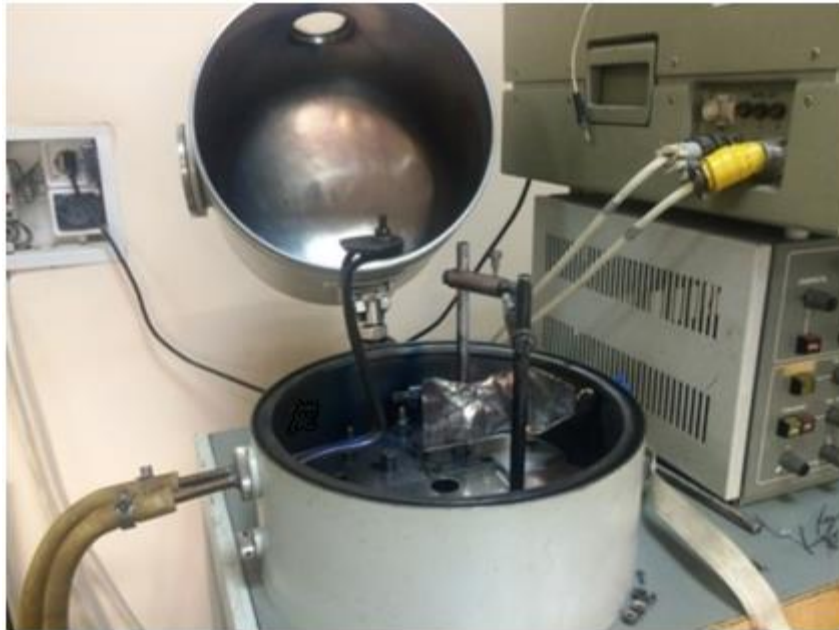


Рисунок 2.1 – Робоча камера вакуумної установки ВУП-5М

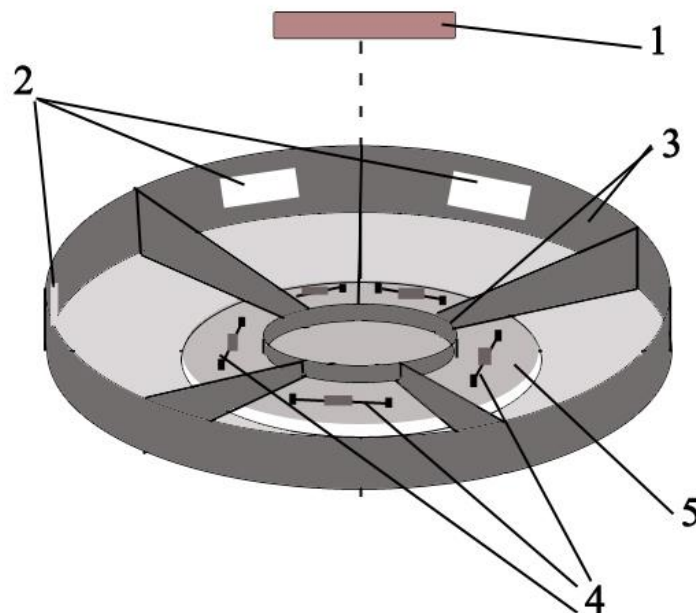


Рисунок 2.2 – Конструкція систем випарників для одночасної конденсації): 1 – підкладка; 2 – свідки для вимірювання товщини; 3 – система суміщених екранів; 4 –вольфрамові випарники; вольфрамові випарники; 5 – керамічний ізолятор 7 [3]

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a_{hkl}^2}, \quad a_{hkl} = d_{hkl} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}, \quad (2.1)$$

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

де  $d_{hkl}$  – міжплощинна відстань;  $h, k, l$  – індекси Міллера;  $a_{hkl}$  і  $c_{hkl}$  – параметри кристалічних решіток у межах відповідних сингоній.

Як еталон використовували відпалену плівку Al товщиною  $d = 30 - 40$  нм, що забезпечувало точність вимірювання міжплощинних відстаней  $\Delta d_{hkl} = \pm(10^{-3} - 10^{-4})$  нм та відповідної точності для параметрів решіток [10]:

$$\Delta a_{hkl} = \pm \Delta d_{hkl} \text{ кубічна сингонія}; \quad (2.2)$$

$$\Delta a_{hkl} = \pm \Delta d_{hkl}; \quad \Delta c_{hkl} = \pm \Delta d_{hkl} \text{ гексагональна сингонія.}$$

На прикладі одношарових плівок як компонент середньо- та високоентропійних плівкових сплавів розглянемо результати дослідження фазового складу та кристалічної структури. Так, наприклад, у невідпалених плівках Mo і Cr середній розмір зерен  $L \cong 10$  нм, тоді як у плівках Ni та Fe –  $L \cong d$ . При відпалюванні до температури  $T_e \cong 750-800$  К в плівках Mo величина  $L$  практично не змінювалась, в той час, як в плівках Cr, Ni та Fe – збільшувалася в 1,5 – 2 рази.

Результати досліджень структурно-фазового складу плівок Ni, Fe та Cr наведені на рис.2.3. При конденсації з середньою швидкістю порядку 1 нм/с та  $T_n \cong 400$  К формувалися полікристалічні плівки ГЦК-фази Ni, ОЦК-фаз Fe та Cr.

При відпалюванні до  $T_v \cong 750 - 800$  К спостерігалось утворення оксидів  $Fe_3O_4$  та  $Cr_2O_3$ . На рис. 2.4 наведені мікроструктура, електронограми від плівок AgiCo у свіжезконденсованому стані та після термовідпалювання до 700 К та їх розшифровка. Плівки Ag, як і Cu, після конденсації мають кристалічну структуру з кристалітами розміром 10-15 нм. При термовідпалюванні відбувається процес

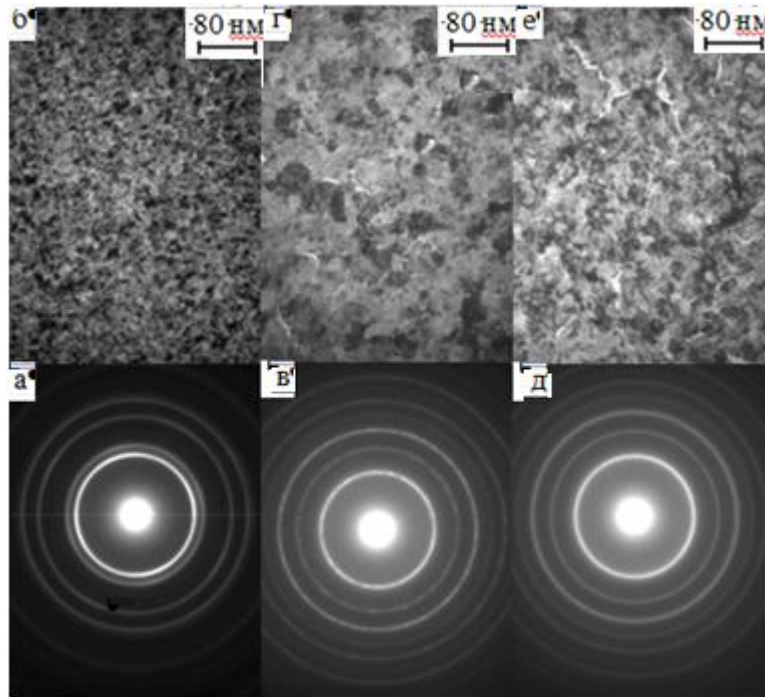


Рисунок 2.3 – Електронограми і мікроструктура невідпалених нанокристалічних плівок Ni (а,б), Fe (в,г) та Cr (д,е) товщиною  $d \cong 20$  нм. Адаптовано з роботи [14]

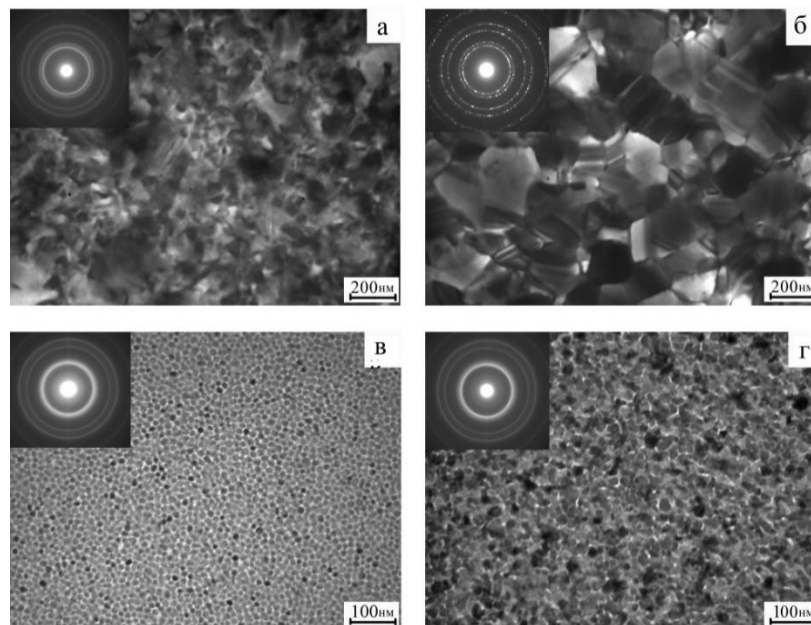


Рисунок 2.4 – Кристалічна структура плівок Ag(60)/П (а, б) та Co/П (60) (в, г) у невідпаленому (а, в) та відпаленому до 700 К (б, г) станах. Адаптовано з роботи [14]



інтенсивної рекристалізації, при якому середній розмір зерен у плівках Ag і Cu збільшується приблизно у 5-6 разів.

На електронограмах у вихідних плівках поряд із лініями від ГЦП – Со спостерігаються лінії високотемпературної ГЦК фази, причиною появи яких є утворення дефектів пакування, які в процесі термообробки заліковуються.

## 2.4 Розрахунок концентрації атомів в зразку

Розрахунок концентрації атомів у високоентропійному сплаві здійснювався за допомогою вирішення лінійних рівнянь з 5-ма невідомими значеннями атомних концентрацій для кожного металу.

Отримання рівнянь проводився в такій послідовності:

$$c = \frac{N_i}{N} = \frac{v_i \cdot N_A}{v \cdot N_A} = \frac{v_i}{v} = \frac{m_i}{\mu_i} \cdot \frac{m}{\mu} = \frac{m_i \cdot \mu}{m \cdot \mu_i} = \frac{\rho_i \cdot S \cdot d_i \cdot \mu}{S \cdot \sum_{i=n}^n \rho_i d_i \cdot \mu_i} = \frac{\rho_i \cdot d_i \cdot \sum_{i=n}^n c_i \mu_i}{\sum_{i=n}^n \rho_i d_i \cdot \mu_i}, \quad (2.3)$$

де  $v_i$  та  $v$  – кількість речовини певного металу та сплаву в цілому;  $N_A$  – число Авогадро ( $N_A = 6,022 \cdot 10^{23} \text{ моль}^{-1}$ );  $m_i$  та  $m$  – маса окремого металу в сплаві та сплаву в цілому;  $\mu_i$  та  $\mu$  – молярна маса металу та сплаву;  $\rho_i$  – густина металу;  $S$  – площа поверхні зразка;  $d_i$  – товщина металу в сплаві.

## 2.5 Вимірювання магнітоопору

Дослідження магнітоопору (MR) були проведені у геометрії СІР (струм  $j$  в площині плівки) при двох взаємних орієнтаціях магнітного поля: повздовжня ( $\vec{B} // \vec{j}$ ) і поперечна ( $\vec{B} \perp \vec{j}$ ) при робочому струмі 0,5 – 1 мА. Магніторезистивні залежності МО від індукції магнітного поля  $B$  представлені на рис. 2.5.

Отримані результати вказують на реалізацію анізотропного МО із відносно малою амплітудою до 0,13%, що пов'язано із малими товщинами плівок (40-45 нм).

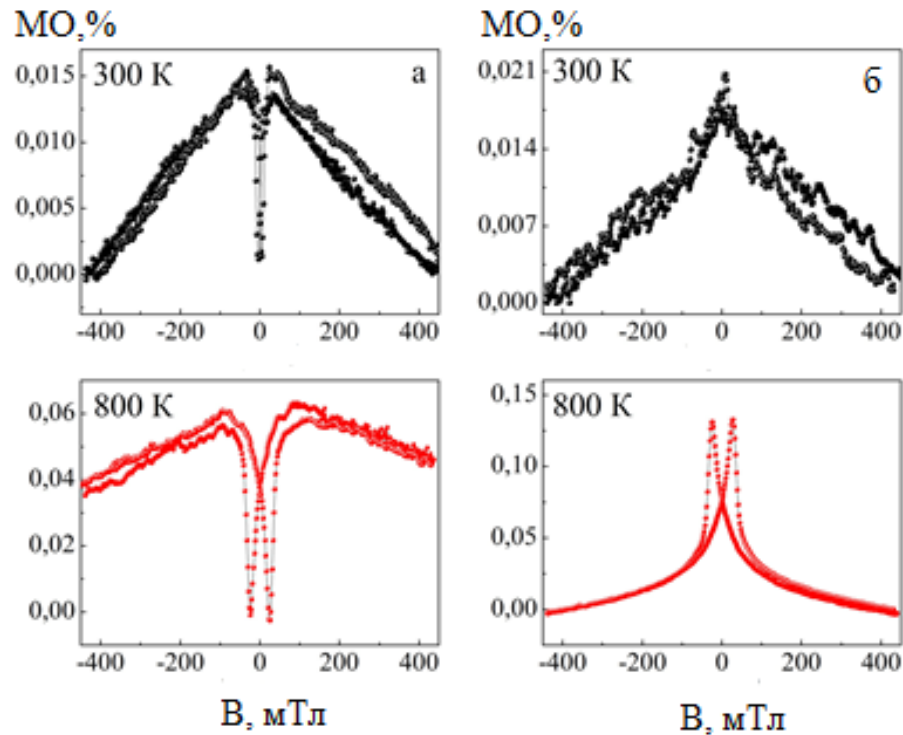


Рисунок 2.5 - Залежність МО від індукції  $B$  для високоентропійного плівкового сплаву Cr(8)/Al(5)/Co(8)/Cu(5)/Ni(7)/Fe(7)/П при двох орієнтаціях індукції відносно електричного струму: повздовжня (а) і поперечна (б)

Ефект відпалювання до 800 К призводить до деякого збільшення амплітуди МО. Не дивлячись на те, що в роботі [4] відмічалось, що у ВЕС можуть реалізуватись ознаки ГМО, в даному випадку має місце лише анізотропний МО. Це пояснюється лише не реалізацією спін-залежного розсіювання електронів провідності, що можливо при відсутності магнітних інтерметалідних наночастинок, як у роботі [4], або нанорозмірних областей ВЕС, які збагачені однією із магнітних компонент.

## ВИСНОВКИ

1. Високоентропійні сплави – це один з нових класів перспективних матеріалів електроніки, який має унікальні властивості, такі як високу стійкість до зношування (завдяки своїй твердості й високій адгезивності), особливий питомий опір, термічну стабільність, низький ступінь окиснення.

2. Прогнозується, що після відпалювання плівки ВЕСів матимуть менший питомий опір у порівнянні з початковим, а також більш лінійну і слабку залежність від температури, що свідчить про заліковування дефектів.

3. Плівкові зразки були сформовані шляхом одночасної конденсації окремих компонент Fe, Ni, Co, Cu і Al у вакуумі  $10^{-3} - 10^{-4}$  Па.

4. Контрольні вимірювання магнітоопору на прикладі плівок Cr(8)/Al(5)/Co(8)/Cu(5)/Ni(7)/Fe(7)/П указують на реалізацію в них анізотропного магнітоопору через відсутність спин-залежного розсіювання електронів, оскільки в плівках не формуються феромагнітні наночастинки або області, забагачені окремими феромагнітними компонентами.

**СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ**

1. Fatigue behavior of Al<sub>0.5</sub>CoCrCuFeNi high entropy alloys / M.A. Hemphill, T. Yuan, G.Y. Wang, J.W. Yeh, C.W. Tsai, A. Chuang, P.K. Liaw // *Acta Mater.*– 2012.–60.– 5723-5734.
2. Crystalline Structure and Physical Properties of High-Entropy Film Alloys  
Yu.S. Bereznyak, M. Opielak, L.V. Odnodvoretz, D.V. Poduremne, I.Yu. Protsenko, Yu.M. Shabelnyk, Lublin University of Technology, 38A, Nadbystrzycka Str., 20-618 Lublin, Poland
3. Crystalline Structure, Electrophysical and Magnetoresistive Properties of High Entropy Film Alloys / S.I. Vorobiov, D.M. Kondrakhova, S.A. Nepijko, D.V. Poduremne, N.I. Shumakova, I.Yu. Protsenko // *J. Nano- Electron. Phys.* – 2016.– V.8, №3.– P. 03026.
4. Bereznyak Yu.S., Opielak M., Odnodvoretz L.V., Poduremne D.V., Protsenko I.Yu., Shabelnyk Yu.M. Crystalline Structure and Physical Properties of High-Entropy Film Alloys // *J. Nano- Electron. Phys.* – 2019. - V.11, №2. – P.02026-1 – 02026-6.
5. Yeh J.W. Recent progress in high-entropy alloys /// *Ann. Chim. Sci. Mat.*– 2006.– V.31.– P. 633 - 648.
6. Thermal Stability and Performance of NbSiTaTiZr High-Entropy Alloy Barrier for Copper Metallization / M.H. Tsai, C.W. Wang, C.W. Tsai, W.J. Shen, J.W. Yeh, J.Y. Gan, W.W. Wu // *J. Electrochem. Soc.*– 2011.– 158.–1161-1165.
7. Ивченко М. В. Структура, фазовые превращения и свойства высокоэнтропийных эквиатомных металлических сплавов на основе AlCrFeCoNiCu: дис. кандидата физ.-мат. наук: 01.04.07 / Ивченко Михаил Владимирович. – Екатеринбург, 2015. – 167 с.
8. Size Effects in Thin Films, W. Yeh, S.K. Chen, S.J. Lin, J.-Y. Gan, T.-S. Chin, T.-T. Shun, C.-H. Tsau, S.-Y. Chang, *Adv. Eng. Mater.*6(5), 299(2004).
9. Mechanical performance of the Al<sub>x</sub>CoCrCuFeNi high-entropy alloy system with multiprincipal elements / C.J. Tong, M.R. Chen, S.K. Chen, J.W. Yeh, T.T. Shun, S.J. Lin, S.Y. Chang // *Metall. Mater. Trans.* –2005.– 36.– 1263-1271.

10. Microstructure and wear behavior of  $\text{Al}_x\text{Co}_{1.5}\text{CrFeNi}_{1.5}\text{Ti}_y$  high-entropy alloys / M.H. Chuang, M.H. Tsai, W.R. Wang, S.J. Lin, J.W. Yeh // *Acta Mater.* – 2011. – 59. – 6308-6317.

11. Прилади і методи дослідження плівкових матеріалів: навч. посіб. / І.Ю. Проценко, А.М. Чорноус, С.І. Проценко. - Суми : СумДУ, 2007. - 264 с.

12. Formation of simple crystal structures in  $\text{CuCoNiCrAlFeTiV}$  alloys with multiprincipal metallic elements / J.W. Yeh, S.J. Lin, T.S. Chin, J.Y. Gan, S.K. Chen, T.T. Shun, C.H. Tsau, S.Y. Chou // *J. Metall. Mater. Trans. A.* – 2004. – 35, 8. – 2533-2536.

13. Фирстов С.А. Механические свойства многокомпонентного титанового сплава / Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А. и др. Механические свойства многокомпонентного титанового сплава // *Проблемы прочности.* – 2010. – № 5. – С. 178-189.

14. Механические свойства литых многокомпонентных сплавов при высоких температурах / Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А. и др. // *Современные проблемы физического материаловедения.* – 2008. – Вып. № 17. – С. 126-139.

15. Phase composition, electrophysical and magnetoresistive properties of multi-component (high-entropy) film alloys / D. I. Kubryakov // *Current science.* – № 7 - 27.12.2018 р.. – 85, 10. – 1404-1406.

16. High-Entropy Alloys – A New Era of Exploitation / J.W. Yeh, Y.-L. Chen, S.-J. Lin, S.-K. Chen // *Materials Science Forum.* – 2007. – 560. – 1-9.

17. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements; novel alloy design concepts and outcomes / J.W. Yeh, S.K. Chen, S.J. Lin, J.Y. Gan, T.S. Chin, T.T. Shun, C.H. Tsau, S.-Y. Chang // *J. Adv. Eng. Mater.* – 2004. – 6, 5. – 299-303.