

УДК 669.017

УКПП

№ держреєстрації № 0118U003580

Інв. №

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

СУМСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

40007, м.Суми, вул. Р.-Корсакова,2

e-mail: i.protsenko@aph.sumdu.edu.ua

ЗАТВЕРДЖУЮ

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

_____ А.М. Черноус

З В І Т

ПРО НАУКОВО - ДОСЛІДНУ РОБОТУ

**ФАЗОВИЙ СКЛАД, ЕЛЕКТРОФІЗИЧНІ ТА МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ
ВЛАСТИВОСТІ БАГАТОКОМПОНЕНТНИХ (ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ)**

ПЛІВКОВИХ СПЛАВІВ

(проміжний)

Керівник НДР,

д-р фіз.-мат. наук, професор

І.Ю.Проценко

Суми

Рукопис закінчено 23 грудня 2019 року

Результати роботи розглянуті науковою радою, протокол № 6 від 26.12.2019 р.

СПИСОК АВТОРІВ

Керівник НДР, головний науковий співробітник, д-р фіз.-мат. наук, професор	23.12.2019 р.	І.Ю. Проценко (пункти 1.2 і 3.2, загальні висновки)
Відповідальний виконавець, провідний науковий співробітник, д-р фіз.-мат. наук, професор	23.12.2019 р.	Л.В.Одноворець (пункт 3.1, перелік умовних позначень)
Старший науковий співробітник, канд. фіз.-мат. наук, доцент	23.12.2019 р.	Н.І. Шумакова (підрозділ 2.3, перелік джерел посилання)
Молодший науковий співробітник	23.12.2019 р.	Д.В. Подуремне (підрозділ 3.3)
Провідний інженер, зав. лабораторіями	23.12.2019 р.	О.С. Лободюк (підрозділ 2.1)
Інженер II категорії, аспірант	23.12.2019 р.	Д.І. Салтиков (підрозділ 2.2)
Лаборант, студент	23.12.2019 р.	В.С. Клочок (підрозділ 2.1, графічний матеріал)
Лаборант, студент	23.12.2019 р.	А.С.Кулак (графічний матеріал)
Лаборант, студент	23.12.2019 р.	А.К.Рилова (графічний матеріал)

РЕФЕРАТ

Звіт про НДР: 32 с., 13 рисунків, 6 таблиць, 19 джерел.

ВИСОКОЕНТРОПІЙНИЙ ПЛІВКОВИЙ СПЛАВ, ЕЛЕКТРОФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ, КОНЦЕНТРАЦІЯ, ФАЗОВИЙ СКЛАД, ТЕНЗОЧУТЛИВІСТЬ, ПРУЖНА І ПЛАСТИЧНА ДЕФОРМАЦІЯ

Об'єкт досліджень – вплив процесів фазоутворення у плівкових високоентропійних сплавах на їх електрофізичні властивості.

Методи дослідження – вакуумна пошарова або одночасна конденсація металів, електронна мікроскопія, електронографія, енергодисперсійна спектроскопія, термо- і тензорезистивні вимірювання.

Розроблена методика дослідження електрофізичних (питомий опір, термічний коефіцієнт опору та коефіцієнт тензочутливості) властивостей плівкових високоентропійних сплавів (ВЕС). Представлені узагальнені результати стосовно електрофізичних властивостей плівкових ВЕС різної загальної товщини. У зразках на основі Al, Cu, Ni, Fe та Co основною фазою є ГЦК фаза, але фіксуються також сліди ОЦК фази. Величина питомого опору і температурного коефіцієнту опору (ТКО) мають величину порядку 10^{-7} Ом·м і 10^{-3} K⁻¹. У рамках теоретичних моделей Фукса і Тельє, Тоссе, Пішар розраховані наступні параметри електроперенесення: $\lambda = 73-85$ нм, $p \approx 0$ і $H(\alpha) \approx 0,3$. Отримані результати стосовно СДВП дуже добре узгоджуються із літературними даними для масивних ВЕС із близькою концентрацією елементів.

У плівкових ВЕС на основі Al, Cu, Co, Cr, Fe та Ni вперше спостерігався двостадійний ефект тензочутливості: в інтервалі поздовжньої деформації (0-1) % при 0,5 % відбувається перехід від пружної до I типу пластичної деформації, що супроводжується збільшенням коефіцієнта тензочутливості від 12 до 300 одиниць (I цикл деформації) і зменшенням до 25 одиниць (II і III цикли деформації); перехід до II типу пластичної деформації відбувається при 1% і супроводжується збільшенням коефіцієнта тензочутливості від 12,5 до 90 одиниць.

СКОРОЧЕННЯ ТА УМОВНІ ПОЗНАЧЕННЯ

ВЕС – високоентропійні сплави;

ОЦК, ГЦК – об’ємноцентрована кубічна, гранецентрована кубічна;

т.р. – твердий розчин;

d, D, L – товщина окремого шару, загальна товщина багат шарової плівки, середній розмір кристалітів;

a – параметр решітки;

c – концентрація атомів;

$\lambda_0, \lambda_\infty, \lambda_g$ – середня довжина вільного пробігу електронів провідності (СДВП);

α – параметр зерномежового розсіювання;

p – параметр дзеркальності;

$H(\alpha)$ – функція розсіювання електронів;

γ_1 (КТ) – коефіцієнт поздовжньої тензочутливості;

ε_1 – поздовжня деформація;

ρ, β (ТКО) – питомий опір, термічний коефіцієнт опору;

КТ – коефіцієнт тензочутливості

$T_{\text{п}}, T_{\text{в}}$ – температура підкладки, температура відпалювання

ЗМІСТ

ВСТУП	6
1 ЕЛЕКТРОФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ У МАСИВНОМУ СТАНІ: ТЕМПЕРАТУРНІ ТА КОНЦЕНТРАЦІЙНІ ЗАЛЕЖНОСТІ (ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД) ...	7
1.1 Температурна залежність.....	7
1.2 Концентраційна залежність	9
2 МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ	11
2.1 Методика вимірювання питомого опору та термічного коефіцієнта опору.....	11
2.2 Контроль хімічного складу.....	13
2.3 Методика вимірювання коефіцієнта тензочутливості.....	15
3 ЕЛЕКТРОПРОВІДНІСТЬ, ТЕРМІЧНИЙ КОЕФІЦІЄНТ ОПОРУ ТА ТЕНЗОЧУТЛИВІСТЬ	17
3.1 Температурна і концентраційна залежність питомого опору і термічного коефіцієнту опору.....	17
3.2 Узагальнення результатів терморезистивних досліджень.....	23
3.3 Тензорезистивні властивості плівкових високоентропійних сплавів	24
3.4 Теоретична модель для ТКО і КТ високоентропійних плівкових сплавів.....	26
ВИСНОВКИ	29
ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАННЯ	30

ВСТУП

Унікальні механічні властивості високоентропійних сплавів (ВЕС) у масивних зразках виступає постійним стимулом вивчення впливу їх елементного складу як на механічні, так і електрофізичні та магнітні властивості. З точки зору нашої тематики найбільший інтерес мають роботи [1-3], в яких представлені результати досліджень ВЕС на основі Co, Fe, Ni, Cu, Al, Cr, оскільки плівкові сплави нами також формуються на прикладі вказаних металів. Особливістю цих робіт є те, що в [1, 2], можливо вперше, проведені дуже детальні дослідження впливу концентрації однієї із компонент – Al в [1] і Co в [2] – на механічні, електричні і магнітні властивості. Особливістю роботи [3] є те, що а ній проведені дослідження на прикладі тонких плівок, отриманих методом іонного розпилення.

Певний інтерес представляють результати досліджень, представлених в [4-7], в яких елементний склад відрізняється лише заміною діамагнітних металів Cu або Al на Mn, що покращує магнітні властивості. Не дивлячись на деяку відмінність елементного складу ВЕС у нашому випадку і в роботах [4-7], допустимо порівняння результатів стосовно фазового складу, термічного коефіцієнту опору, характеру концентраційної залежності ТКО від концентрації однієї із компонент ВЕС, хоча мова йде про різний характер зразків – масивні покриття або тонкі плівки.

Мета роботи на другому етапі НДР полягала у дослідженні електрофізичних (терморезистивний і тензорезистивний ефекти) в плівкових високоентропійних сплавах на основі металів. На основі температурної і концентраційної залежностей питомого опору проведено розрахунки термічного коефіцієнту опору та побудовані його температурні та концентраційні залежності. Дослідження тензорезистивного ефекту та розрахунок коефіцієнтів поздовжньої тензочутливості зразків здійснювались в області пружної (0-1%) та пластичної деформації (1-2%). Розроблена напівфеноменологічна модель термо- і тензоефекту, основним положенням якої є реалізація гранульваоного стану у високоентропійному сплаві.

1 ЕЛЕКТРОФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ У МАСИВНОМУ СТАНІ: ТЕМПЕРАТУРНІ ТА КОНЦЕНТРАЦІЙНІ ЗАЛЕЖНОСТІ (ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД)

1.1 Температурна залежність

З точки зору ґрунтовності проведених досліджень температурної залежності ВЕС $Al_xCoCrFeNi$ необхідно особливо відмітити роботу [1]. На рис.1.1 представлений основний масив результатів [1], із яких витікає, що при максимальній зміні концентрації x питомий опір змінюється не більше, ніж у два рази, як в той же час величина ТКО зменшується приблизно у чотири рази. Вплив структурного стану (вихідний стан, після гомогенізації або деформації до 75%) значно менший у порівнянні із впливом концентрації або температури.

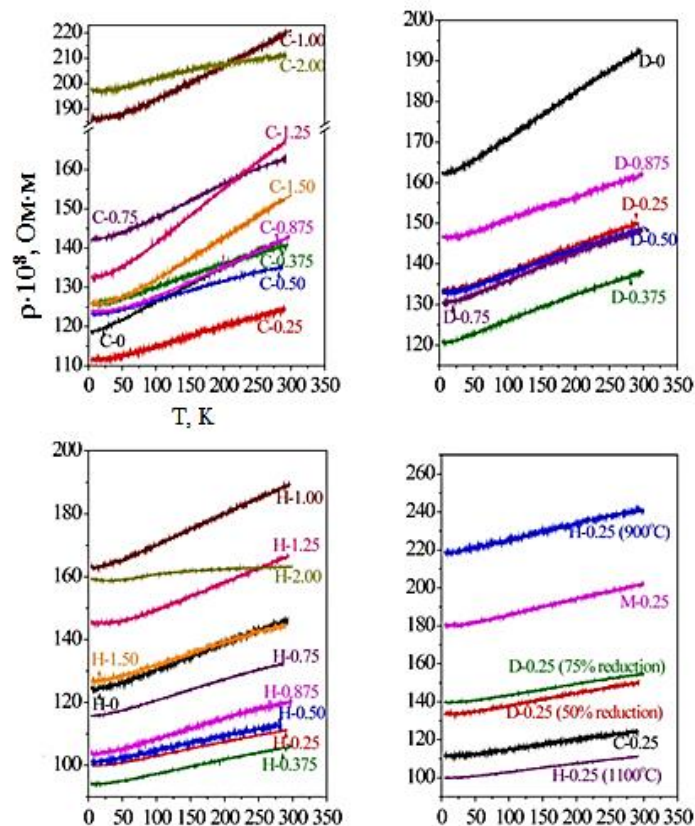


Рисунок 1.1 – Температурна залежність питомого опору ВЕС $Al_xCoCrFeNi$ [1].
Позначення: С – після отримання; Н – після гомонізації; D – після деформації

Вказані особливості автори пов'язуються із різним фазовим складом зразків. Зокрема, у деформованих (D) і гомогенізованих (H) однофазний стан (ОЦК) має місце лише до $x = 0,30$ Al, в той час як вихідних зразках (C) – до $x = 0,45$ Al. В інтервалі $x = 0,30 - 0,86$ (D) і $x = 0,30 - 0,15$ (H) стабілізується двофазний стан ОЦК+ГЦК і лише при подальшому збільшенні концентрації до $x = 2,0$ – стабілізується однофазний стан на основі ГЦК решітки. У зразках у вихідному стані (C) інтервали стабілізації фаз прилижно так як у випадку деформованих зразків. Автори [1] низькотемпературну залежність (4,2 – 66 К) питомого опору для усіх зразків екстраполюють співвідношенням

$$\rho(T) = \rho_0 + A \ln T + B T^2 + C T^3,$$

в якому коефіцієнти A , B і C для кожного структурного стану і елементного складу мають свої величини.

Наведене співвідношення викликає деякий сумнів, оскільки у ньому відсутній доданок, який відповідає за електрон-електронну взаємодію (автори вважають, що цей внесок у питомий опір пропорційний $T^{1/2}$, а не T^2), хоча наведений доданок, пов'язаний із ефектом Кондо. При відносно великих температурах (100 – 300 К) залежність $\rho(T)$ має два доданки, пов'язані із електрон-магнетонною ($\sim B \cdot T^2$) та високотемпературною електрон-фонною ($\sim D \cdot T$) взаємодіями. Найбільш неочікуваний висновок [1] полягає в тому, що основним типом носіїв електричного струму є дірки, хоча усі механізми розсіювання автори пов'язують із електронами. Можливо деяку ясність у цю проблему вносить робота [8], в якій здійснена спроба пояснити великі значення питомого опору ВЕС ($\sim 10^{-6}$ Ом·м) і, відповідно, малі значення ТКО ($\sim 10^{-4}$ К⁻¹) при практично такій же концентрації носіїв струму (автори [8] не акцентують увагу на природі носіїв). Автор [8] вважають, вищезазначені особливості питомого опору і ТКО ВЕС можна пояснити тим, що за своїми електричними властивостями можуть вважатися близькими до аморфних сплавів або напівметалів із дірковою провідністю.

1.2 Концентраційна залежність

Робота [2] – одна із небагатьох, в якій здійснена спроба установити кореляцію між молярною концентрацією (x) атомів Co і фазовим складом ВЕС AlCrFeNiCo_x. Стосовно фазового складу, то автори [2] підтвердили свої попередні та інших авторів результати: у залежності від вмісту атомів Co у сплаві стабілізуються ОЦК+ГЦК або при збільшенні або при збільшенні вмісту Co – ГЦК фази, яка знеміцнює сплав. Автори [2] установили, що при додаванні атомів Co зростає середня кількість електронів на атом сплаву: при концентраціях електронів 6,87 – 8,00 ел/ат стабілізується двофазний склад ОЦК+ГЦК. Таблиця 1.1 дає уявлення про кореляцію між концентрацією атомів Co у ВЕС AlCrFeNiCo_x та середніми електронною концентрацією сплаву і атомним радіусом елементів.

Таблиця 1.1 - Середня електронна концентрація та атомний радіус сплавів AlCrFeNiCo_x

Вміст Co в системі AlCrFeNiCo _x , моль	0	0,5	1,0	2,0	3,0
Середня електронна концентрація сплаву*, ел/ат	7,60	7,79	7,83	8,00	8,13
Середній атомний радіус елементів сплаву**, нм	0,1287	0,1284	0,1281	0,1277	0,1273

*Розрахована за формулою $C = \sum_{i=1}^n c_i \cdot N_i$, де n – число компонентів сплаву; c_i – концентрація i-го елементу в ат.%; N_i – кількість валентних електронів i-го елементу.

** Розрахований за формулою $R_{cp} = \sum_{i=1}^n c_i \cdot R_i$, де n – число компонентів сплаву; c_i – концентрація i-го елементу в ат.%; R_i – атомний радіус i-го елементу.

Відомо, що у ВЕС присутні три фазові складові: дендритна область на основі ОЦК фази, збагачена атомами Cr, Fe і Co; міждендритна область на основі ГЦК

фази, збагачена атомами Cu і Ni і фаза, збагачена атомами Cu і збіднена іншими елементами на межах зерен. Більш конкретні дані стосовно елементного складу різних фазових складових наведені у роботі [3] (Таблиця 1.2).

Таблиця 1.2 - Елементний склад ВЕС CrCoCuFeNi у різних фазових складових

Фазова область	Концентрація c_i , ат.%				
	Cu	Cr	Co	Fe	Ni
Масивний зразок	19,5	20,4	20,0	20,2	19,9
Дендритна область у масивному зразку	10,1	22,9	23,0	23,6	20,4
Міждендритна область у масивному зразку	53,2	2,4	3,0	3,2	8,2
Плівковий зразок	23,3	18,9	18,9	18,9	20,0

Звертає на себе увагу той факт, що, не дивлячись на неравномірний розподіл елементів у різних структурних областях, ВЕС формується на основі однієї базової фази (наприклад, ГЦК) і побічної фази (наприклад, ОЦК). Це пов'язано із близькістю атомних радіусів окремих компонент, що обумовлює ізоморфне заміщення атомів у вузлах кристалічної решітки.

У підрозділі 1.1 відмічалось, що для ВЕС характерним є відносно велике значення питомого опору ($\sim 10^{-6}$ Ом·м) і мале значення ТКО ($\sim 10^{-3}$ К⁻¹), причиною чого може бути великий внесок діркового механізму провідності.

2 МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

2.1 Методика вимірювання питомого опору та термічного коефіцієнта опору

Формування багатокомпонентних плівкових ВЕС проводилось методами пошарової або одночасної конденсації 5-6-ти металів на підкладки (П) із ситалу або SiO_2/Si із застосуванням випарників двох типів: молібденових човників або електронно-променевих гармат. Температура підкладки $T_{\text{п}} = 300 - 500 \text{ K}$, температура відпалювання $T_{\text{в}} = 300 - 900 \text{ K}$. Випарування чистих металів (чистота 99,9%) проводилось електронно-променевим (Co) та терморезистивним (Fe, Ni, Cr, Al, Cu) методами, товщина окремих шарів при пошаровій конденсації змінювалась від 10 до 30 нм. Швидкість електронно-променевого випаровування металів змінювалась 0,1 до 10 нм/хв. Товщина зразків контролювалась методом кварцового резонатора з використанням програмного забезпечення у середовищі програмування Arduino.

Дослідження температурної залежності питомого опору і термічного коефіцієнту опору (ТКО) високоентропійних плівкових сплавів проводилося у вакуумній камері установки ВУП-5М ($p \cong 10^{-4} \text{ Па}$) з використанням контактів телескопічного типу (Рис.2.1), що дозволило провести вимірювання без використання контактних майданчиків. Геометричні розміри зразків мали величину $1 \times 10 \text{ мм}$. Відпалювання плівкових ВЕС проводилось за схемою «нагрів↔охолодження» в інтервалі температур 300 – 800К в автоматичному режимі, для реалізації був застосований програмно-апаратний комплекс на основі середовища графічного програмування LabVIEW. Вимірювання електричного опору проводилось за чотирьохточковою схемою з використанням АЦП ADAM-4018 і ADAM-4118.

Як приклад на рис. 2.3 приведено експериментальні температурні залежності ρ і величини диференціального термічного коефіцієнту опору β , отримані для

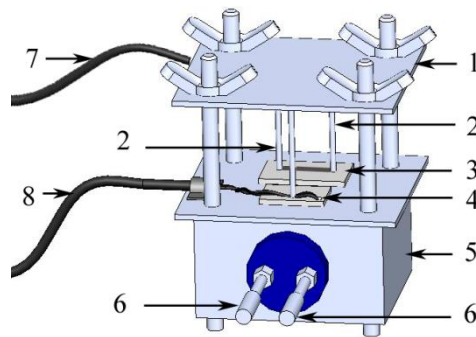
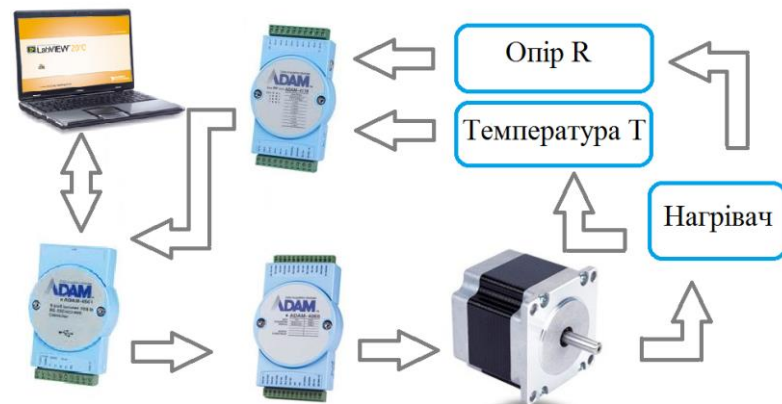
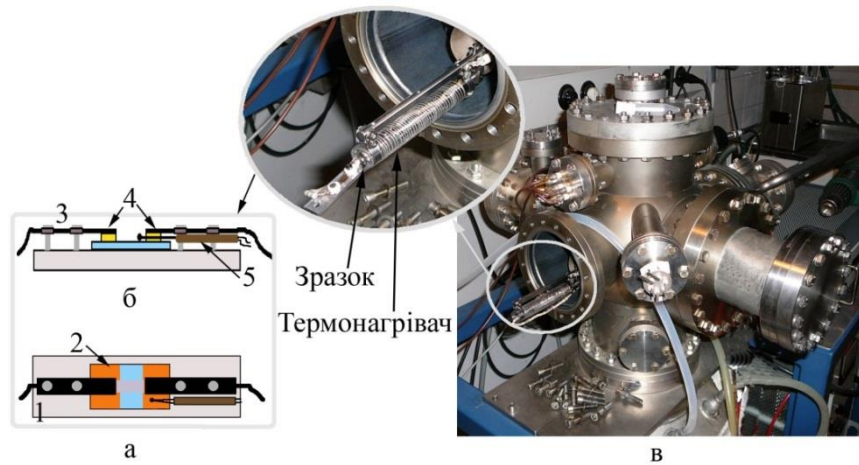


Рисунок 2.1 – Пристрій для вимірювання опору і ТКО: 1 – тримач електричних контактів для вимірювання опору; 2 – електричні контакти телескопічного типу; 3 – підкладка; 4 – термопара; 5, 6 – корпус і контакти нагрівача; 7, 8 – виводи для вимірювання опору і температури відповідно



Г

Рисунок 2.2 – Схематичне зображення (а – вид згори, б – збоку); в – зовнішній вигляд установки для відпалювання плівкових ВЕС зразків: 1 – підкладка-столик; 2 – зразок; 3 – гвинти для закріплення притискних контактів 4; 5 – термопара; г – схема автоматизованої системи для вимірювання ТКО

середньоентропійних двокомпонентних плівок на основі Ni і Cr (рис.2.3). Залежності мають типовий для металевих плівок характер: при зростанні температури питомий опір збільшується, а ТКО зменшується.

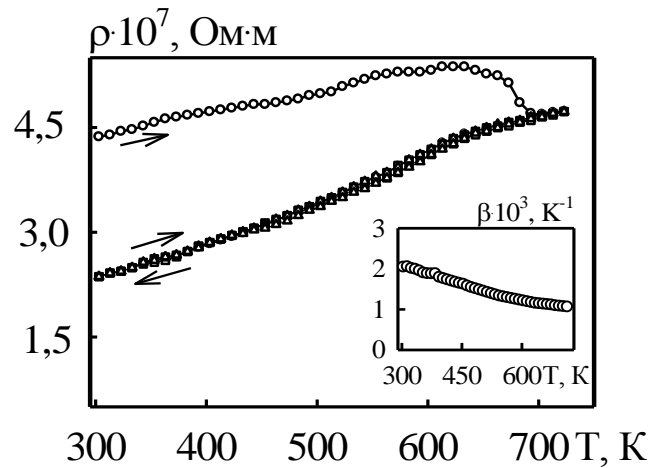


Рисунок 2.3 – Приклад температурної залежності питомого опору і диференціального ТКО (вставка) для плівкових систем на основі Ni і Cr загальною товщиною 60 нм

Розрахунок середнього β і диференціального β_d значень ТКО здійснювався за кривою охолодження останнього термостабілізаційного циклу на основі експериментальних залежностей $R(T)$ або $\rho(T)$, відповідно, за співвідношеннями:

$$\beta = \frac{1}{R} \frac{\Delta R}{\Delta T} \quad \text{або} \quad \beta = \frac{1}{\rho} \frac{\Delta \rho}{\Delta T}$$

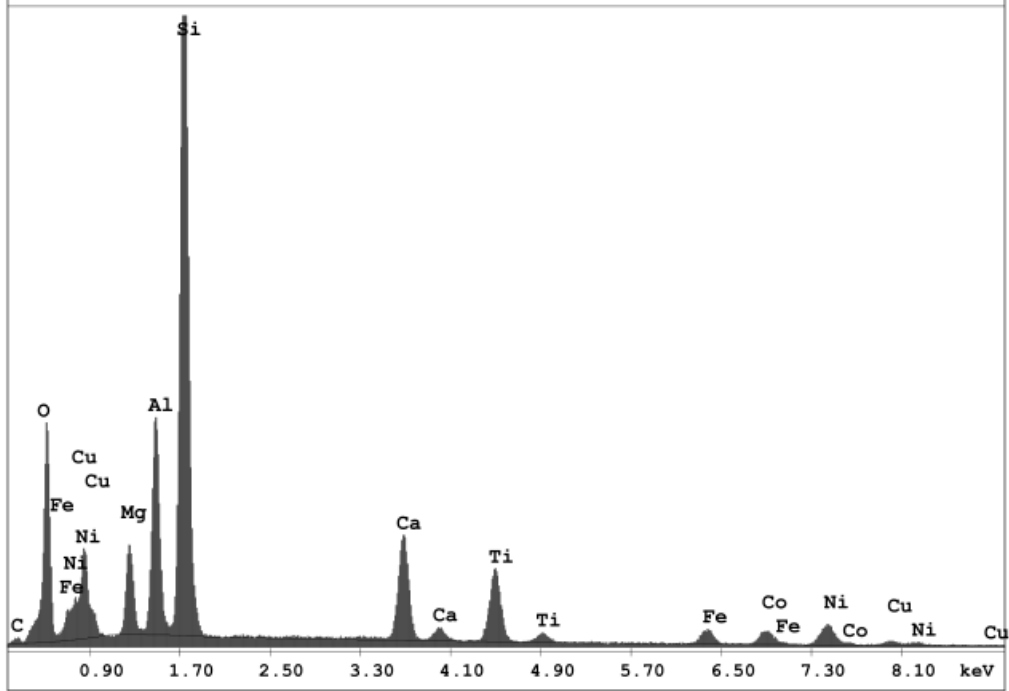
$$\text{та } \beta_d = \frac{1}{R_i} \cdot \frac{dR}{dT} \quad \text{або} \quad \beta_d = \frac{1}{\rho} \frac{\partial \rho}{\partial T}, \quad (2.1)$$

де ΔT або dT – температурний інтервал.

2.2 Контроль хімічного складу

Для визначення хімічного складу плівкових систем і співвідношення концентрацій елементів в них був використаний метод енергодисперсійного

спектрального аналізу з використанням растрового електронного мікроскопу (SEO-SEM Inspect 950-B) із ЕДС приставкою. На основі спектрів були проведені якісний та кількісний аналіз елементного складу зразка.



EDAX ZAF Quantification (Standardless)

Element Normalized
SEC Table : Default

Element	Wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
C K	1.08	2.32	0.0014	1.0747	0.1190	1.0004
O K	24.06	38.74	0.0527	1.0566	0.2070	1.0007
MgK	4.35	4.61	0.0214	1.0133	0.4811	1.0080
AlK	9.92	9.47	0.0577	0.9834	0.5846	1.0109
SiK	33.66	30.87	0.2137	1.0120	0.6266	1.0011
CaK	7.34	4.72	0.0659	0.9847	0.9025	1.0110
TiK	6.89	3.70	0.0583	0.8994	0.9341	1.0082
FeK	2.57	1.19	0.0230	0.8959	0.9792	1.0186
CoK	3.21	1.40	0.0280	0.8776	0.9866	1.0050
NiK	5.26	2.31	0.0473	0.9093	0.9887	1.0000
CuK	1.65	0.67	0.0141	0.8658	0.9896	1.0000
Total	100.00	100.00				

Рисунок 2.4 – ЕДС спектри від плівкового ВЕС Cu(5.5)/Ni(5.5)/Fe(5.5)/Co(5)/Al(8)/П

2.3 Методика вимірювання коефіцієнта тензочутливості

Для вивчення тензорезистивних властивостей використовувались плівкові ВЕС, сформовані на тефлонових підкладках. Дослідження проводились в областях пружної і пластичної деформації досліджували з використанням деформаційного пристрою на базі мікрометра (рис.2.5). Відмітимо, що оскільки в процесі деформації (до 2%) відносна зміна опору плівкових зразків складає величину $\sim 1-10\%$, то була сформована сходинкоподібна геометрія контактів (плівки Cu товщиною близько 50 нм).

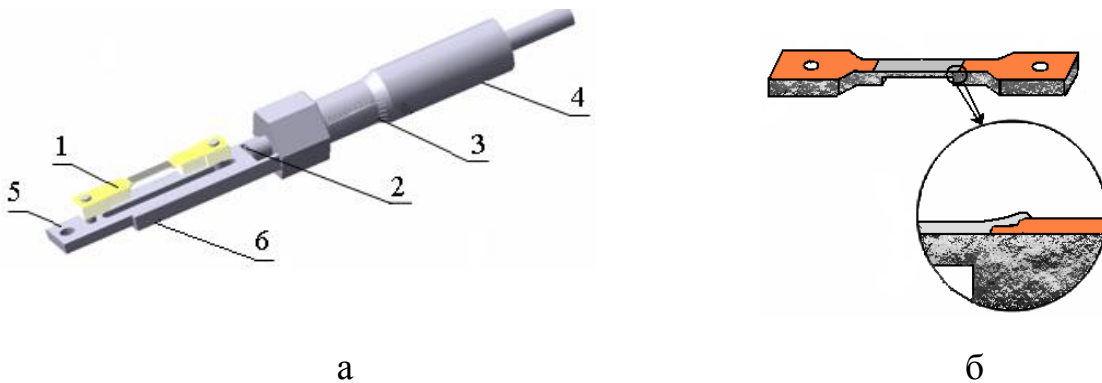


Рисунок 2.5 – Схема деформаційного пристрою (а) та підкладки (б):

1 – закріплена підкладка; 2 – рухомий шток; 3 – мікрометрична шкала;
4 – мікрогвинт; 5 – повзун; 6 – поздовжня напрямна повзуна

Поздовжня деформація визначалась за співвідношенням:

$$\Delta \varepsilon_l = \frac{\Delta l}{l_n},$$

де l_n – довжина плівки до деформації; Δl – абсолютне видовження плівки. Розміри плівки витримувались постійними (довжина $l = 15$ мм, ширина $a = 5$ мм).

Для розрахунку коефіцієнта поздовжньої тензочутливості в інтервалі $\Delta \varepsilon_l$ були побудовані деформаційні залежності $\Delta R/R_n$ для перших чотирьох або п'яти деформаційних циклів «навантаження \leftrightarrow зняття навантаження». Розрахунок величини коефіцієнта поздовжньої тензочутливості μ_l здійснювався за тангенсом кута нахилу

деформаційних залежностей або усереднення диференціальних значень γ_d по усьому деформаційному інтервалу. На основі залежностей $\gamma_d(\varepsilon_l)$ для I-го деформаційного циклу були визначені деформації переходу пружна (квазіпружна)/пластична деформація.

Середній та диференціальний КТ визначались за співвідношеннями:

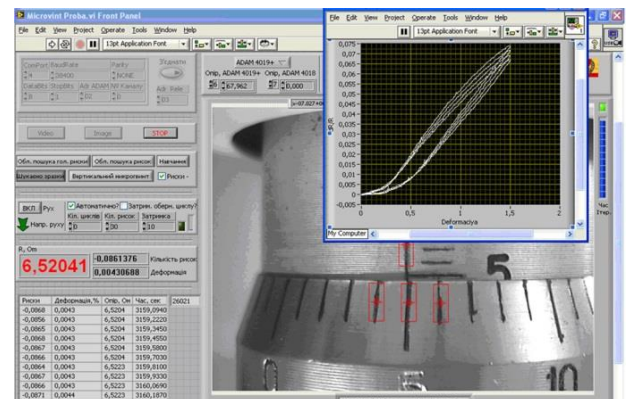
$$\gamma_l = \frac{R(\varepsilon_l) - R(0)}{R(0) \cdot \Delta\varepsilon_l} \quad \text{і} \quad \gamma_d = \frac{1}{R_l} \cdot \frac{dR}{d\varepsilon_l}, \quad (2.2)$$

де $R(\varepsilon_l)$ – опір плівки при деформації ε_l ; $R(0)$ – опір недеформованого зразка.

В інтервалі деформацій від 0 до 2% (рис.2.6) дослідження проводилося у статичному і динамічному режимах роботи при швидкості деформації від 0 до 0,1%/с. Автоматизована система для вимірювання КТ складалась із частотоміра; АЦП ADAM-4018; релейного модуля ADAM-4068 як джерела керуючої напруги електродвигуна; перетворювача інтерфейсів; асинхронного конденсаторного електродвигуна та веб-камери. Керування експериментом і обробка результатів здійснювалася з використанням модуля машинного зору.



а



б

Рисунок 2.6 – Схема автоматизованої системи для вимірювання КТ (а) та інтерфейс програмного забезпечення (б)

3 ЕЛЕКТРОПРОВІДНІСТЬ, ТЕРМІЧНИЙ КОЕФІЦІЄНТ ОПОРУ ТА ТЕНЗОЧУТЛИВІСТЬ

3.1 Температурна і концентраційна залежність питомого опору і термічного коефіцієнту опору

Оскільки методологічна основа наших досліджень полягає у послідовному переході від досліджень низько- і середньоентропійних сплавів до високоентропійних на основі 5-6-ти компонент, то на першому етапі нами були детально вивчені властивості низько- і середньоентропійних сплавів (див., наприклад, [9-12]). Стосовно електрофізичних властивостей плівкових ВЕС на основі Fe, Co, Ni, Cr, Al, Cu нами були отримані наступні результати [10, 13]. У таблиці 3.1 представлена загальна характеристика плівок, на прикладі яких були проведені дослідження температурної і концентраційної залежності ρ і ТКО.

Таблиця 3.1 - Загальна характеристика ВЕС плівок

№	Зразок (товщина або ефективна товщина d , нм)	Концентрація, ат.%
1	Fe(22)/Co(17)/Al(12)/Ni(10)/Cu(13)/П	35/29/14/17/5/П
2	Fe(18)/Co(12)/Al(15)/Ni(17)/Cu(17)/П	23/17/14/23/23/П
3	Fe(14)/Co(17)/Al(21)/Ni(15)/Cu(7)/П	20/26/21/23/10/П
4	Al(4)/Cu(3)/Co(5)/Cr(5)/Fe(5)/П	11/13/19/20/19/17/11/П
5	Cr(8)/Al(5)/Co(7)/Cu(5)/Ni(7)/Fe(7)/П	19/8/21/12/19/19/П

На рис.3.1 представлена мікроструктура і відповідна дифракційна картина від зразка №3 після конденсації та після відпалювання до 750 К. У невідпаленому стані плівка має двофазний склад: ГЦК1 фаза із параметром решітки $a = 0.360 - 0.365$ нм, що близько до параметра у плівках Cu, і ГЦК2 фази із параметром решітки $a = 0.402 - 0.405$ нм, що близько до параметра у плівках Al. Цей двофазний склад

формується у зв'язку із деяким надлишком атомів Al у зразку №3. При відпалюванні відбувається гомогенізація ВЕС і надлишкові атоми Al займають свої позиції в ГЦК решітці ВЕС із параметром $a = 0.360 - 0.365$ нм, що близько до параметрів решітки Cu і Ni. Деякі слабкі лінії на електронограмах рис.1 відповідають неідентифікованій побічній фазі, яка, скоріше за все, стабілізується на основі α -Fe, або відповідають, згідно [14], інтерметаліду NiAl.

Про стабілізацію фази ГЦК2 типу Al відмічалось нами раніше. Якщо спробувати узагальнити ці результати, то, скоріше за все, фазу ГЦК2 необхідно інтерпретувати як проміжну у процесі гомогенізації ВЕС, тобто вона є продуктом незавершеного процесу формування ВЕС.

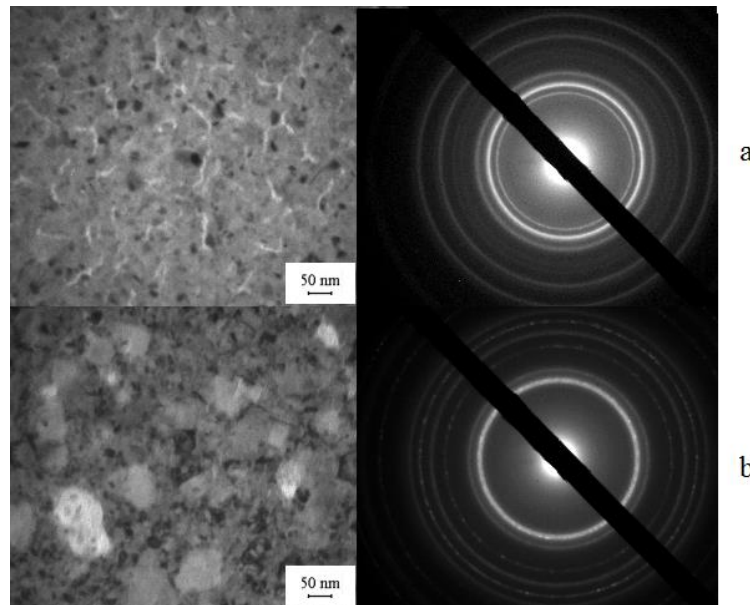
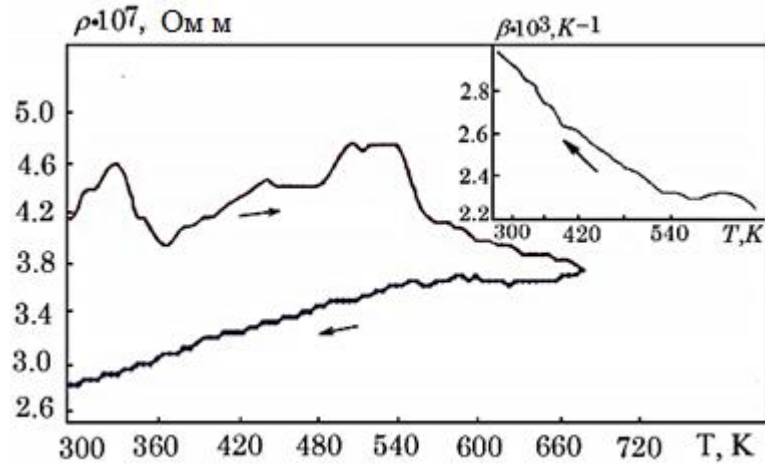
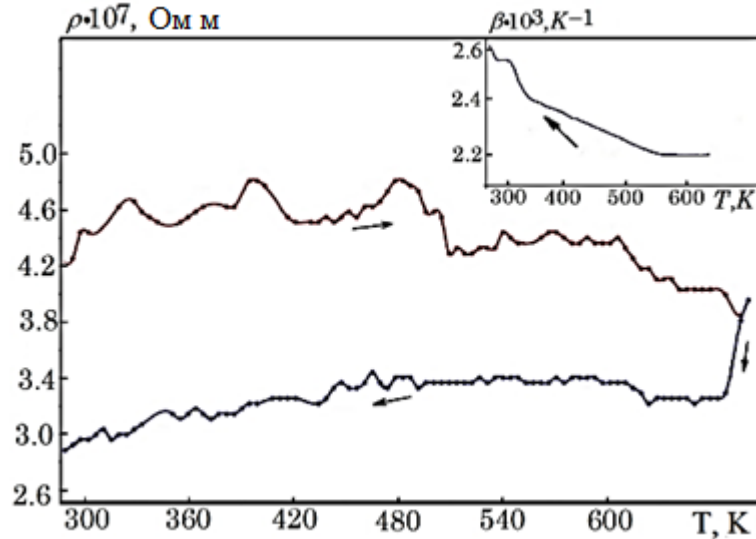


Рисунок 3.1 – Мікроструктура і відповідні дифракційні картини від зразка Fe(14)/Co(17)/Al(21)/Ni(15)/Cu(7)/П після конденсації (а) та після відпалювання до 750 К (б)

На рис.3.2 представлені типові температурні залежності питомого опору і термічного коефіцієнту опору для зразків ВЕС, які у вихідному стані відповідають фазовому складу ГЦК1 (рис.3.2а) або ГЦК1+ГЦК2 (рис.3.2б).



а



б

Рисунок 3.2 – Температурні залежності питомого опору і диференціального ТКО (на вставці) для плівкових ВЕС Fe(18)/Co(12)/Al(15)/Ni(17)/Cu(17)/П (фазовий стан – після осадження ГЦК1) (а) та Fe(14)/Co(17)/Al(21)/Ni(15)/Cu(7)/П (фазовий стан після осадження ГЦК1+ГЦК2) (б)

Зовнішній характер залежностей та їх температурний хід вказує на те, що електрофізичні властивості цих зразків повністю аналогічні. Це свідчить про те, що при відпалюванні зразків відбувається гомогенізація ВЕС і незалежно від базової

фази формуються ВЕС сплави з приблизно однаковим елементним складом. Немонотонний характер залежності $\rho(T)$ як раз і пов'язаний із процесами упорядкування сплавів і абсолютно не відображають характер взаємодії електронів провідності із фононами та дефектами кристалічної будови. Такий висновок базується на тому, що криві охолодження, мають типовий характер для металевих зразків, як і залежність $\beta(T) \cong A(T)/T$ типова лише для металевих матеріалів.

Виходячи із температурної залежності $\beta(T)$ можна оцінити величину коефіцієнта $A(T)$. У загальному вигляді співвідношення для цього коефіцієнту:

$$A(T) \cong \frac{[\beta(T_2) - \beta(T_1)] T_1 T_2}{T_1 - T_2}.$$

Якщо провести розрахунок $A(T)$ за даними рис.3.2 для інтервалу $T_1 - T_2 = 350$ К, то отримаємо його величину $(2,0 - 5,2) \cdot 10^{-1}$. Не дивлячись на наближений характер вихідного рівняння $\beta(T) \cong A(T)/T$, знання $A(T)$ дає можливість оцінювати величину ТКО при більш високих температурах, що експериментально не завжди можливо.

Фізичний зміст $A(T)$ стає зрозумілим, якщо скористатись більш загальним співвідношенням для питомого опору і термічного коефіцієнту опору:

$$\rho(T) = B \cdot T^n + \rho_{зал}, \quad \beta(T) = \frac{d \ln \rho}{dT}.$$

У найбільш простому випадку, коли $\rho_{зал} \ll \rho(T)$, $\beta(T) = \frac{n}{T}$, де $n = 1$ (якщо $\rho \propto T$), 2 ($\rho \propto T^2$), 3 ($\rho \propto T^3$), або у більш загальному випадку $0 < n \leq 5$, де величини $n < 1$, як і в нашому випадку. Дробний показник n у рівнянні для $\rho(T)$ має місце у плівках при електрон-фононній взаємодії при температурах більших температури Дебая (більш детально в [15]).

Використовуючи залежність ТКО від загальної товщини d (Таблиця 3.2) можна здійснити розрахунок параметрів електроперенесення використовуючи теоретичні моделі для розмірного ефекту в електрофізичних властивостях.

Розрахунки були здійснені в рамках моделі Фукса-Зондгеймера та з використанням лінеаризованого співвідношення [15, 16]. У рамках цих моделей залежність $\beta(D)$ спрямляється в координатах $\beta \cdot D - D$:

$$\beta \cdot D \approx \beta_{\infty} \cdot D - \frac{3}{8} \lambda_{\infty} (1-p) \cdot \beta_{\infty} \quad (\text{Фукс-Зондгеймер, ФЗ}),$$

$$\beta \cdot D \approx \beta_g \cdot D - \frac{3}{8} \lambda_g (1-p) \cdot \beta_g H(\alpha) \quad (\text{Тел'є-Тоссе-Пішар, ТТП}),$$

де $\beta_{\infty} = \lim_{D \rightarrow \infty} \beta$, β_g – ТКО, який обумовлений розсіюванням електронів провідності на межах зерен, дефектах кристалічної будови та фононах $\beta_g \cong \beta_{\infty}$; $\lambda_g \cong \lambda_{\infty}$ – СДВП; p – коефіцієнт дзеркальності зовнішніх поверхонь плівки; $H(\alpha)$ – відома функція [15], яка у нашому випадку $\cong 0.3$.

Таблиця 3.2 - Температурний коефіцієнт опору для плівкових ВЕС при $T = 300 \text{ K}$

Зразок (товщина, нм)	D, нм	$\beta \cdot 10^3$, К ⁻¹	$(\beta \cdot D)$ 10 ² , нм·К ⁻¹
Fe(18)/Co(12)/Al(15)/Ni(17)/Cu(17)/П	80	3,24	25,9
Fe(22)/Co(17)/Al(12)/Ni(10)/Cu(13)/П	74	3,00	22,2
Fe(14)/Co(17)/Al(21)/Ni(15)/Cu(7)/П	74	2,57	19,0
Cr(8)/Al(5)/Co(7)/Cu(5)/Ni(7)/Fe(7)/П	39	1,80	7,2
Al(4)/Cu(3)/Co(5)/Cr(5)/Fe(5)/П	22	2,00	4,4

Відмітимо, що розрахунок β (Т) повністю відповідає теоретичним уявленням про розмірний ефект в ТКО [15, 16], оскільки має таку ж тенденцію до зменшення

величини при збільшенні товщини, як і у випадку одношарових плівок. Як видно із наведених рівнянь, кутовий коефіцієнт залежності $\beta \cdot D$ від D дорівнює β_∞ або β_g , а за величиною відрізка, який відсікається по осі y , можна розрахувати величину СДВП. Були отримані наступні результати у дифузному наближенні ($p = 0$). Значення величин ТКО і СДВП (Таблиця 3.3) ще раз підтверджують нашу думку про те, що плівкові ВЕС можна розглядати як одношарові багатокомпонентні зразки.

Таблиця 3.3 - Результати розрахунків

Модель	β, K^{-1}	λ, nm	p	$H(\alpha)$
ФЗ	$3,5 \cdot 10^{-3}$	73	0	–
ТГП	$3,5 \cdot 10^{-3}$	85	0	0,3

Виходячи із даних таблиці 3.2 можна прослідкувати залежність ТКО від концентрації атомів Fe або Cu (рис.3.3). Ці результати знаходяться у повній відповідності із даними роботи [1].

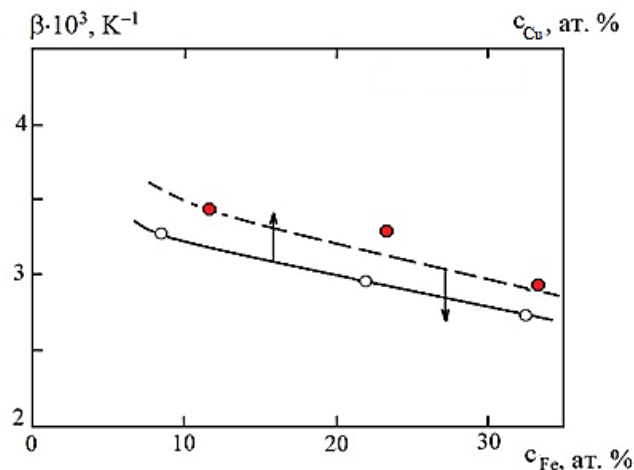


Рисунок 3.3 – Концентраційна залежність ТКО для плівок ВЕС із $D \cong 75\text{-}80$ нм

3.2 Узагальнення результатів терморезистивних досліджень

Оскільки електрофізичні властивості плівкових ВЕС раніше не досліджувались, то отримані нами результати можна порівняти лише із аналогічними для масивних сплавів приблизно такого ж елементного складу. Зразу ж відмічаємо значну відміну питомого опору і ТКО (у плівкових зразках вони мають на порядок менше або вище значення відповідно), що можна пояснити більш значною дефектністю (перш за все наявністю вакансій та впроваджених атомів) масивних зразків. Найбільша відповідність нами досягнута стосовно величини СДВП (підрозділ 3.1). На рис.3.4 представлена концентраційна залежність СДВП, яка побудована на основі даних [1], із якою узгоджується величина $\lambda_g \cong 85$ нм, отримана нами.

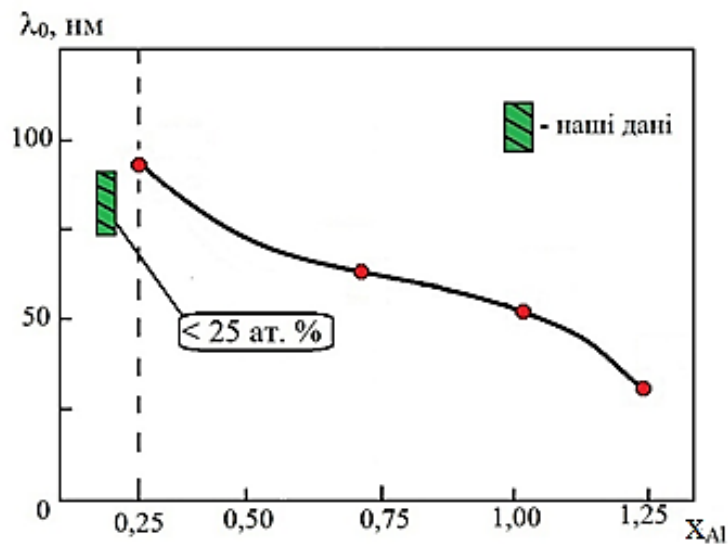


Рисунок 3.4 – Концентраційна залежність СДВП у високоентропійних сплавах $Al_xCoCrFeNi$ згідно узагальнених даних [1]

У той же час необхідно підкреслити, що величина x_{Al} має значення, які не задовольняють умові високоентропійності. Це наводить на висновок, що високоентропійні сплави не принципово відрізняються від одно- чи двокомпонентних металів і сплавів. З такої точки зору можна інтерпретувати і результати, які

представлені на рис.3.3, стосовно концентраційної залежності ТКО. Співпадання залежностей ТКО від концентрації атомів Cu або Fe відображає ту обставину, що при відповідності атомних радіусів із точністю до 5% стає не принциповим, елементний склад металевих ВЕС у межах одного і того ж фазового складу. У цьому випадку на перший план виходить такий параметр як середня електронна концентрація (ел/ат), яка може змінюватись у залежності від ентальпії змішування даного елемента з рештою компонентів сплаву [2].

3.3 Тензорезистивні властивості плівкових високоентропійних сплавів

Механічні властивості масивних ВЕС завжди були у полі зору дослідників (див., наприклад, [17]), але тензорезистивні властивості як масивних, так і плівкових сплавів залишалися невивченими.

Плівкові зразки конденсувались методом пошарової конденсації із наступною термообробкою з контролем товщини окремих шарів методом кварцового резонатора. Для дифракційних та електронно-мікроскопічних досліджень використовували NaCl-підкладки, а для вимірювання опору – тефлонові підкладки.

У таблиці 3.4 представлена загальна характеристика досліджуваних зразків. Відмітимо, що семикомпонентні зразки №1' і №2' відрізняються від шестикомпонентних зразків №1 і №2 лише додатковим шаром Ti. Укажемо, що вибір пермалою (Ru) як окремого шару був продиктований спробою вяснити, чи зберігається Ru як окремий шар ВЕС, чи відбувається дисоціація комплексів NiFe у плівці. Як нами було встановлено, має місце дисоціація вказаних комплексів.

Для вимірювання $R(\varepsilon_l)$ і розрахунків η використовувався відповідний автоматизований комплекс. При вивченні тензочутливості ВЕС ми вперше спостерігали наступну особливість цього ефекту (Рис.3.5). При деформації в інтервалі $\Delta\varepsilon_l = (0-1)\%$ при $\Delta\varepsilon_{lr}' \cong 0,5\%$ відбувається перехід від пружної до

Таблиця 3.4 - Загальна характеристика плівкових ВЕС

№	Зразок (товщина, нм)	c_i , ат. %	ΔS_{mix} , Дж/ (моль·К)	ТКО·10 ³ , К ⁻¹ при T = 300К
1	Cr(7,5)/Al(4,5)/Co(7,3)/Cu(4,8)/Ni(7)/ Fe(7)/П	19/8/21/12/ 19/19/П	14,58	1,80
1'	Ti(2,2)/Cr(7,5)/Al(4,5)/Co(7,3)/Cu(4,8)/ Ni(7)/Fe(7)/П	4/18/9/20/ 12/19/18/П	15,33	1,75
2	Al(4)/Cu(3,2)/Co(4,5)/Cr(5,2)/ Fe(4,7)/Ni(4)/П	11/13/19/20/ 19/17/П	14,76	2,00
2'	Ti(2,5)/Al(4)/Cu(3,2)/Co(4,5)/ Cr(5,2)/Fe(4,7)/Ni(4)/П	6/11/12/18/18/ 19/16/П	15,54	1,75
3	Cr(10)/Fe(9)/Ni(10)/П	33/30/37/П	9,12	1,20
4	Cu(32)/Co(9)/Cr(10)/Ni _{0,8} Fe _{0,2} (19)/ Al(12)/П	32/15/16/19/ 5/14/П	14,02	1,80
5	Cu(10)/Co(9)/Cr(10)/Ni _{0,8} Fe _{0,2} (19)/ Al(12)/П	18/17/17/24/ 8/15/П	14,38	1,22

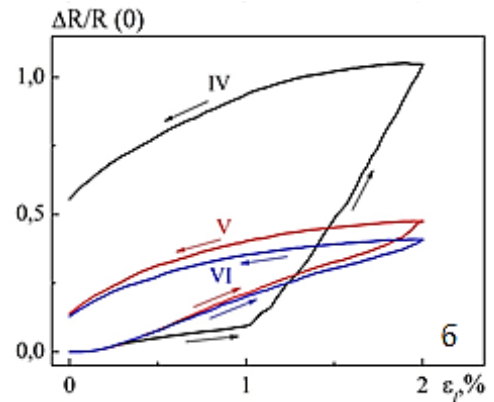
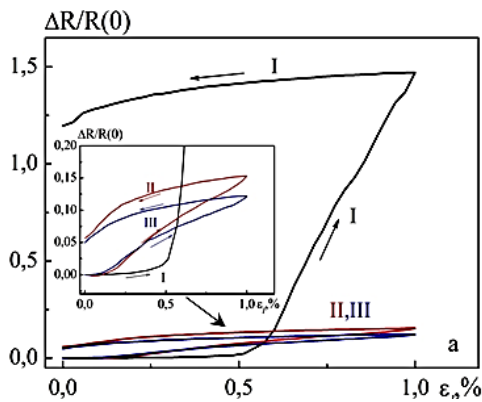


Рисунок 3.5 – Динамічні залежності для зразка Fe(18)/Co(12)/Al(15)/Ni(17)/ Cu(17)/П, які ілюструють двостадійну деформацію

квазіпластичної деформації (назовем її пластичною деформацією I типу). При першому деформаційному циклі в інтервалі $\Delta\varepsilon_{l,1} \cong (0-0,5)\%$ величина КТ $\gamma_{l,I} \cong 12,0$, а в інтервалі $\Delta\varepsilon_{l,2} \cong (0-1)\%$ - $\gamma_{l,II,III} \cong 25$ одиниць. При наступних II і III деформаційних циклах спостерігається лінійна залежність $\frac{\Delta R}{R(0)}$ від ε_l із величиною КТ $\gamma_l \cong 12,5$ одиниць. На цій стадії реалізується, скоріше за все, ефект квазіпружності після релаксації пластичної деформації I типу.

При подальшій деформації до $\varepsilon_l = 2\%$ при $\varepsilon_{l,lr}'' \cong 1\%$ відбувається перехід до пластичної деформації II типу. Цей перехід супроводжується збільшенням величини КТ від $\gamma_{l,II,III} \cong 12,5$ до $\gamma_{l,IV} \cong 90$ одиниць, що представляє собою значну величину для металевих плівок. На V та VI деформаційних циклах спостерігається також своєрідна квазіпружна деформація, оскільки відбулася релаксація пластичної деформації II типу.

Описана особливість двостадійності тензоефекту раніше не спостерігалася у випадку одношарових або багатошарових плівок при їх пластичній деформації, тобто це явище, скоріше за все, притаманне для багатоконпонентних плівок у варіанті високоентропійних сплавів. При I типі пластичної (квазіпластичної) деформації тензорезистивні властивості плівок визначаються, скоріше, механічними властивостями (коефіцієнт Пуассона, модуль Юнга), а при II типі деформації і її релаксації основну роль відіграють внутрішні електронні властивості, які можуть частково змінюватися при відносно великій деформації до 2%.

3.4 Теоретична модель для ТКО і КТ високоентропійних плівкових сплавів

Основу феноменологічної моделі електрофізичних і тензорезистивних властивостей плівкових ВЕС у вигляді твердих розчинів складають такі положення: плівка ВЕС представляє собою шарувату структуру; окремі шари (рис.3.6) моделюються як паралельне з'єднання трубок струму, кожна з яких складається із послідовного з'єднання фрагментів плівкового сплаву і гранул із середнім радіусом r_0 .

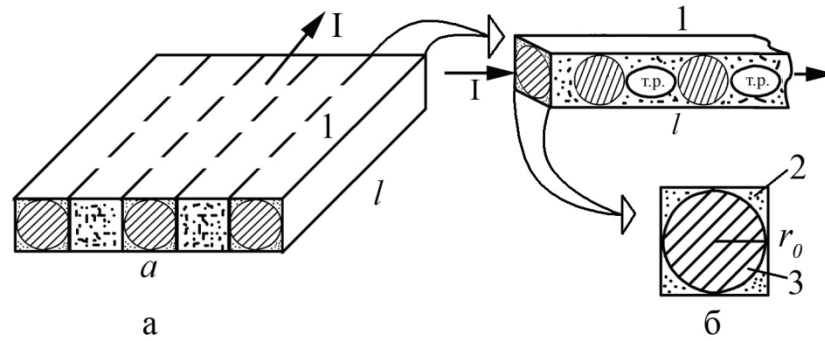


Рисунок 3.6 – Схематичне зображення окремого шару (а), трубки струму (1), її поперечного перерізу (б) із чотирма боковими (2) та центральним (3) стрижням.

I – сила струму

Шляхом інтегрування елементу опору по об'єму гранули проведено розрахунок опору гранули сферичної форми (R_r).

Співвідношення для розрахунку β , одержане авторами [18], має такий вигляд:

$$\beta_{розр} = \beta_{mp} - \frac{4\beta_2\rho_2}{4\rho_2 + \alpha\rho_{mp}} - \frac{\alpha\beta_{mp}\rho_{mp}}{4\rho_2 + \alpha\rho_{mp}} + \frac{\beta_2\rho_2 + \alpha\beta_{mp}\rho_{mp}}{\rho_2 + \alpha\rho_{mp}},$$

$\alpha = \frac{\Delta l_{mp}}{r_0}$ – ступінь гранулярності зразка (Δl_{mp} – середня довжина фрагменту т.р. в

трубці струму; r_0 – середній радіус гранули); ρ_2 і ρ_{mp} – питомий опір матеріалу гранул і фрагментів т.р.; β_2 і β_{mp} – ТКО матеріалу гранул і фрагментів т.р. відповідно.

Співвідношення спрощується для трьох граничних випадків:

$$\beta \cong \beta_{mp} - \frac{4\beta_2\rho_2}{\alpha\rho_{mp}} \text{ при } \alpha \gg 1;$$

$$\beta \cong \beta_{mp} - \frac{\alpha\beta_{mp}\rho_{mp}}{4\rho_2}, \alpha \ll 1; \beta = \beta_{mp} - \frac{4\beta_2\rho_2 + \beta_{mp}\rho_{mp}}{4\rho_2 + \rho_{mp}} + \frac{\beta_2\rho_2 + \beta_{mp}\rho_{mp}}{\rho_2 + \rho_{mp}}, \alpha \cong 1.$$

Апробація даної моделі була проведена для двокомпонентних плівкових систем (Ag+Co)/П, Ag/Co/П, Pd/Co/П і Pt/Co/П, в яких після термовідпалювання до 700К стабілізується гранульований стан Co. У випадку плівкових ВЕС теоретична модель

узгоджується з результатами експерименту у межах 20-30%.

Після диференціювання співвідношення для питомого опору шаруватої структури було отримано основне співвідношення моделі для КТ:

$$\rho = A \cdot (2 + \alpha) \rho_{mp} \left(4 + \frac{A \pi l \rho_{mp}}{r_0 n^a (\rho_z + \alpha \rho_{mp})} \right)^{-1},$$

де A – множник, який при сферичній формі гранул дорівнює 4,65.

$$\gamma_l^\rho = \gamma_l^{\rho_{mp}} - \frac{\rho_{mp} \gamma_l^{\rho_{mp}} \left[\rho_z + \alpha \rho_{mp} (1 - \gamma_l^{\rho_{mp}}) \right]}{(\rho_z + \alpha \rho_{mp})^2 \left(4 + \frac{A \cdot \rho_{mp}}{\rho_z + \alpha \rho_{mp}} \right)},$$

де індекс ρ позначає величину КТ, виражену через питомий опір.

При аналізі загального співвідношення нами були розглянуті, як і для ТКО, три граничні випадки ($\alpha \gg 1$, $\alpha \cong 1$ і $\alpha \ll 1$).

У першому випадку попереднє співвідношення спрощується до вигляду:

$$\gamma_l^\rho = \gamma_l^{\rho_{mp}} - \left(1 - \frac{(1 - \gamma_l^{\rho_{mp}})}{4\alpha + A\pi} \right),$$

із якого випливає, що $\gamma_l^\rho \cong \gamma_l^{\rho_{mp}}$ і $\gamma_l^\rho = 1,3 \cdot \gamma_l^{\rho_{mp}}$ при $\gamma_l^{\rho_z} = 1 - 2$, тобто величина $\gamma_l^{\rho_z}$ майже повністю визначається тензорезистивними властивостями т.р. У двох інших граничних випадках при $\alpha \cong 1$ та $\alpha \ll 1$ співвідношення спрощується до вигляду, аналогічному останній формулі.

Запропонована нами модель для коефіцієнта тензочутливості найкраще узгоджується у випадку низькоентропійної двокомпонентної плівки на основі Ag і Co (розбіжність експериментальних і розрахункових результатів становить величину 12-18%).

ВИСНОВКИ

За результатами виконання НДР зроблені наступні висновки стосовно електрофізичних властивостей плівкових високоентропійних сплавів на основі Co, Ni, Fe, Cr, Cu, Al із базовою ГЦК решіткою.

1. Величина питомого опору має порядок величини 10^{-7} Ом·м, а ТКО – 10^{-3} К⁻¹, що на порядок менше або більше відповідно у порівнянні із масивними зразками. Таку значну відміну можна пояснити більш досконалою кристалічною структурою плівкових сплавів та більш інтенсивним протіканням процесів гомогенізації. Одержані концентраційні залежності ТКО для плівкових високоентропійних сплавів.

2. У рамках теоретичних моделей Фукса і Тельє, Тоссе, Пішар, на основі експериментальної залежності ТКО від загальної товщини плівок, розраховані наступні параметри електроперенесення СДВП: $\lambda = 73-85$ нм, коефіцієнт дзеркальності $p \cong 0$ і функція зерномежового розсіювання електронів $H(\alpha) \cong 0,3$. Отримані результати стосовно СДВП дуже добре узгоджуються із літературними даними для масивних високоентропійних сплавів із близькою концентрацією елементів.

3. Вперше спостерігався двостадійний ефект тензочутливості, який проявляється в наступному. На першій стадії в інтервалі динамічної поздовжньої деформації (0-1)% при 0,5% відбувається перехід від пружної до I типу пластичної деформації, що супроводжується збільшенням коефіцієнта тензочутливості від 12 (інтервал деформацій (0-0,5)%) до 300 (0,5-1,0)% одиниць. При поздовжній деформації в інтервалі (0-2) % перехід до II типу пластичної деформації відбувається при 1% і супроводжується збільшенням коефіцієнта тензочутливості від 12,5 до 90 одиниць.

4. Розроблена феноменологічна модель для ТКО і КТ, основним положенням якої є експериментально підтверджена реалізація гранульованого стану у плівковому сплаві.

ПЕРЕЛІК ДжЕРЕЛ ПОСИЛАННЯ

1. Yih-Farn Kao, Swe-Kai Chen, Ting-Jie Chen, Po-Chou Chu, Jien-Wei Yeh, Su-Jien Lin Electrical, magnetic, and Hall properties of $Al_xCoCrFeNi$ high-entropy alloys // *Journal Alloys and Compound*. – 2011. – V.509, №5. – P.1607 – 1614.

2. Горбань В.Ф., Карпець М.В., Мисливченко О.М., Макаренко О.С., Крапівка М.О., Самелюк А.В. Вплив Со на фазовий склад, мікроструктуру і механічні властивості високоентропійного сплаву $AlCrFeNiCuCo_x$ // *Вісник Українського матеріалознавчого товариства*. – 2014. – № 1(7). – С. 99-106.

3. Zhinan An, Haoling Jia, Yueying Wu, Philip D. Rack, Allan D. Patchen, Yuzi Liu, Yang Ren, Nan Li, Peter K. Liaw Solid-Solution $CrCoCuFeNi$ High-Entropy Alloy Thin Films Synthesized by Sputter Deposition // *Materials Research Letters*. – 2015. – V.3, №4. – P.203 – 209.

4. Schuh Benjamin; Mendez Martin, Francisca Völker, Bernhard George E.P.; Clemens Helmut, Pippan R., Hohenwarter A. Mechanical properties, microstructure and thermal stability of a nanocrystalline $CoCrFeMnNi$ high-entropy alloy after severe plastic deformation // *Acta materialia*. – 2015. – V.3, №4. – P.203 – 209.

5. Liu X., Yin H., Xu Y. Microstructure, Mechanical and Tribological Properties of Oxide Dispersion Strengthened High-Entropy Alloys // *Materials*. – 2017. – V.10(11). – P. 1312.

6. Семенько М.П., Остапенко Р.В. Особливості структури високоентропійного сплаву $FeCoNiCrMn$ // *Ж. нано- електрон. фіз.* – 2018. – Т.10, №4. – P. 04032-1 – 04032-10.

7. Zezhou Li, Shiteng Zhao, Robert O. Ritchie, Marc A. Meyers Mechanical properties of high-entropy alloys with emphasis on face-centered cubic alloys // *Progress in Material Science*. – 2019. – V.102. – P. 296 – 345.

8. Mazur Yu.P., Ostapenko R.V., Semen'ko M.P. Influence of a cold deformation on the electrical resistivity of $CrMnFeCoNi$ high-entropy alloys // *Ukr. J. Phys.* – 2017. –

V.62, №5. – P.413 – 421.

9. Bereznyak Yu.S., Odnodvoretz L.V., Poduremne D.V., Protsenko I.Yu., Rylova A.K., Shumakova N.I. The phase composition of film materials with different degrees of entropy // IEEE 9th International Conference on «Nanomaterials: Applications & Properties». – Sumy State University. – 2019. – P. 01TFC49-1 - 01TFC49-5.

10. Bereznyak Yu.S., Odnodvoretz L.V., Shumakova N.I., Protsenko I.Yu. Thermal coefficient of resistance of high-entropy film alloys // IEEE 8th International Conference on «Nanomaterials: Applications & Properties». – Sumy State University. – 2018. – P.01SPN87-1 - 01SPN87-4.

11. Салтиков Д.І., Шкурдода Ю.О., Проценко І.Ю. Вплив умов термообробки на магніторезистивні властивості тришарових структур $Fe_{0,2}Co_{0,8}/Cu/Fe_{0,2}Co_{0,8}$ – Журнал нано- та електронної фізики. – 2018.– Т.10, №4. – С.04031-1 - 04031-5.

12. Saltykov D. I., Shkurdoda Yu. O., Protsenko I. Yu. Temperature effects in magnetoresistive properties of three-layer films based on $Fe_{80}Co_{20}$ alloy and copper // Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii. – 2019. – V.17, Iss.1. – P. 0101–0109.

13. 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.

14. Yan Pihg Wang, Bang Sheng Li, Heng Zhi Fu Solid soluton in high-entropy alloys // Adv. Eng. Mater. – 2009. – V.11, №8. – P. 641–644.

15. Проценко І.Ю., Саєнко В.А. Тонкі металеві плівки (технологія та властивості): навч. посібник. – Суми: Сумський державний університет, 2002. – 187 с.

16. Фізичні властивості плівкових матеріалів мікро- і наноелектроніки: навчальний посібник у 2-х ч. / І.М. Пазуха, І.Ю. Проценко, І.В.Чешко: за заг. ред. проф. І.Ю. Проценка. – Суми: Сумський державний університет, 2014. – Ч.1. – 230 с.

17. Gali A., George E.P. Tensile properties of high- and medium-entropy alloys // Intermetallic. – 2013. – V.39. – P. 74 – 78.

18. Кондрахова Д.М., Шабельник Ю.М., Синашенко О.В., Проценко І.Ю.

Структурно-фазовий стан, електрофізичні та магнеторезистивні властивості твердих розчинів у плівкових системах на основі Co і Cu або Ag та Fe і Cr або Cu // Успехи физ. мет. – 2012. – Т.13. – С.241 – 267.

19. Hrychanovs'ka O.A., Rylova A.K., Hrychanovs'ka T.M., Shumakova N.I. Electrophysical properites of granular film alloys // J. Nano- Electron. Phys. – 2019. – V.11, №6. – P. 06007-1 – 06007-4.