

# ВПЛИВ СТРУКТУРИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВАКУУМНИХ КОНДЕНСАТІВ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Cr–Fe–Co–Ni–Cu

А.І. Устінов<sup>1</sup>, В.С. Скородзієвський<sup>2</sup>, С.О. Демченков<sup>1</sup>,  
С.С. Поліщук<sup>2</sup>, Т.В. Мельниченко<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України.

03680, м. Київ, бульв. Академіка Вернадського, 36. E-mail: metall@imp.kiev.ua

Досліджено механічні і дисипативні властивості вакуумних конденсатів високоентропійних сплавів системи Cr–Fe–Co–Ni–Cu, отриманих методом високошвидкісного електронно-променевого осадження з парової фази у вакуумі, залежно від їх структурно-фазового стану. Показано, що в інтервалі температур 923...1025 К має місце перехід від однофазного (ГЦК) структурного стану конденсата в двофазний (ГЦК1 + ГЦК2). Встановлено, що механічні властивості вакуумних конденсатів CrFeCoNiCu, отриманих електронно-променевим осадженням з парової фази, суттєво залежать від їх структурно-фазового стану. Однофазні конденсати характеризуються підвищеною мікротвердістю (до 5,5 ГПа) порівняно з двофазними конденсатами (3,0 ГПа). Двофазні конденсати мають більш високу пластичність ( $\delta_4 = 0,90$ ), ніж однофазні конденсати ( $\delta_4 = 0,83$ ), через наявність на границях зерен твердого розчину CrFeCoNiCu<sub>0,5</sub> пластичних виділень твердого розчину з високим вмістом міді. Показано, що перехід від однофазної ГЦК-структури до двофазної структури (ГЦК1 + ГЦК2) в покриттях CrFeCoNiCu призводить до підвищення демпфуючої здатності в інтервалі температур 293...693 К в 1,5...1,7 рази, а порівняно із зразком без покриття в 3...4 рази. Бібліогр. 20, табл. 2, рис. 8.

*Ключові слова:* високоентропійні сплави; електронно-променеве осадження; вакуумні конденсати; фазовий склад; механічні властивості; мікротвердість; модуль Юнга; демпфуюча здатність

Вже більше 15-ти років, починаючи з опублікованих в 2004 р. робіт Дж. Йєха [1], не зменшується інтерес фізиків і матеріалознавців до багатокомпонентних твердих розчинів, які складаються, зазвичай, з чотирьох і більше елементів із вмістом кожного від 5 до 35 ат. %, і часто іменуються як високоентропійні сплави (ВЕС). Підвищена увага до цього нового класу сплавів зумовлена, в першу чергу, можливістю отримати матеріал з рядом цінних для практики властивостей, поєднання яких не є характерними для переважної більшості конструкційних матеріалів. Відомо, що ВЕС властива висока міцність [2], термічна стабільність, стійкість до зносу і корозії [3], відмінна гідрофобність, а також гарна зварюваність [4]. Зазначені особливості також дозволяють розглядати ВЕС як перспективні матеріали для створення на їхній основі плівок, фольг, покриттів та інших компонент функціонального призначення, зокрема в авіа-, корабле- і автомобілебудуванні.

На сьогодні тонкі плівки і покриття ВЕС найчастіше отримують методами магнетронного розпилювання [5], вакуумного катодно-дугового напилення [6], термічного напилення [7] та лазерного наплавлення [8]. При цьому, наприклад, при отриманні плівок чи покриттів ВЕС системи Cr–

Fe–Co–Ni–Cu, які є досить добре вивченими в масивному стані, було показано, що метод осадження може суттєво впливати на їх структуру, фазовий склад і, відповідно, властивості. Так, при отриманні плівок методами магнетронного осадження і плазмового напилення найчастіше спостерігали формування однофазної ГЦК-структури [9–11], рідше — двофазної (ГЦК + ОЦК) [12, 13], тоді як для сплавів даної системи, отриманих металургійним шляхом характерною є двофазна структура (ГЦК1 + ГЦК2), де одна з фаз є твердим розчином, збідненим по міді, а інша — твердим розчином із високим вмістом міді [10]. Відмічається, що механічні властивості отриманих плівок і покриттів можуть суттєво відрізнитись від масивних сплавів [9, 11, 13]. Разом з цим можливості даних технологій недостатні для виробництва плівок з ВЕС в об'ємі, необхідному для практичного застосування, наприклад, як матеріалу (основи) при виготовленні стільникових або каркасних конструкцій.

В цьому відношенні перспективним видається метод високошвидкісного електронно-променевого осадження з парової фази у вакуумі (ЕВ-PVD). В роботі [14] було показано, що даний метод дозволяє отримувати товсті вакуумні конденса-

А.І. Устінов — <https://orcid.org/0000-0002-8855-3499>, В.С. Скородзієвський — <https://orcid.org/0000-0003-2407-2597>,

С.О. Демченков — <https://orcid.org/0000-0002-2412-4214>, С.С. Поліщук — <https://orcid.org/0000-0002-8403-5360>,

Т.В. Мельниченко — <https://orcid.org/0000-0002-1460-5532>

ти ВЕС системи Cr–Fe–Co–Ni–Cu з вмістом елементів, близьким до еквіатомного при використанні в якості мішені зливку еквіатомного сплаву CrFeCoNiCu. Відомо, що структура вакуумних конденсатів визначається, крім хімічного складу, умовами їх осадження: температурою підкладки, наявністю нерозчинних домішок, характеристиками газового середовища та ін. Зважаючи на це можна очікувати, що вакуумні конденсати можуть значно відрізнятися структурою і властивостями від масивних матеріалів відповідного хімічного складу. Окрім того варто відмітити, що дисипативні властивості ВЕС практично не досліджувались.

Виходячи з вищезазначеного, в даній роботі було досліджено механічні і дисипативні властивості вакуумних конденсатів ВЕС системи Cr–Fe–Co–Ni–Cu, отриманих методом високошвидкісного електронно-променевого осадження з парової фази у вакуумі, залежно від їх структурно-фазового стану.

**Експериментальна частина.** Вакуумні конденсати системи Cr–Fe–Co–Ni–Cu отримували у вигляді фольг і покриттів шляхом електронно-променевого випаровування мішені еквіатомного сплаву CrFeCoNiCu у вакуумі з наступною конденсацією парової фази на підкладку, нагріту до заданої температури. Вихідні зливки сплаву CrFeCoNiCu діаметром 50 мм виготовляли індукційною плавкою шихти відповідних вихідних компонент.

Для отримання вакуумних конденсатів CrFeCoNiCu у вигляді тонкої фольги на підкладку попередньо осаджували тонкий шар  $\text{CaF}_2$ , після чого проводилося осадження парової фази ВЕС. При охолодженні до кімнатної температури фольга легко відділялась від підкладки внаслідок різниці КТР солі і матеріалу конденсату. Фольги завтовшки 40...100 мкм осаджувалися зі швидкістю близько 100 нм/с при температурах підкладки в діапазоні 500...1275 К. Вакуумні конденсати CrFeCoNiCu у вигляді покриттів завтовшки 75...80 мкм отримували шляхом осадження парової фази на підкладку товщиною 1,8 мм зі сплаву Ti–6Al–4V спеціальної форми [15] при температурах 670 та 1025 К. Для забезпечення адгезії покриття і підкладки на останню наносився тонкий шар (до 5 мкм) міді.

Дослідження мікроструктури і хімічного складу отриманих фольг і покриттів проводили на скануючому електронному мікроскопі CamScan4 (SEM), обладнаному EDS-мікроаналізатором ENERGY 200. Загальну товщину вакуумних конденсатів оцінювали з електронно-мікроскопічних зображень їх поперечного перерізу.

Фазовий склад і розмір областей когерентного розсіяння (розмір кристалітів) вакуумних конденсатів визначали з використанням методик рентге-

ноструктурного аналізу на дифрактометрі ДРОН-4М в  $\text{Co-K}\alpha$ -випромінюванні.

Механічні характеристики (мікротвердість ( $H_{\mu}$ ), модуль Юнга ( $E$ ) і коефіцієнт пластичності ( $\delta_A$ )) вакуумних конденсатів і масивного сплаву CrFeCoNiCu визначали на установці «Мікрон-Гамма» за методикою Олівера і Фарра [16] в режимі автоматичної реєстрації кривих навантаження–глибина втілення індентора з використанням індентора Берковича ( $\gamma = 65^\circ$ ). Вимірювання механічних характеристик вакуумних конденсатів проводили на шліфах їх поперечного перерізу, виготовлених із застосуванням матеріалів і обладнання компанії «Struers». Кожен із зразків випробовували не менше 20 разів при фіксованому навантаженні 0,3 Н (30 г). Коефіцієнт пластичності визначався за формулою

$$\delta_A = \frac{A_p}{A_t} = \frac{A_p}{A_p + A_e} = 1 - \frac{A_e}{A_t},$$

де  $A_p$ ,  $A_e$  і  $A_t$  — відповідно робота, витрачена на пластичну, пружну і загальну деформацію матеріалу, яку визначали із співвідношення площ під кривими навантаження і розвантаження індентора [17].

Дисипативні властивості вакуумних конденсатів досліджували на лабораторній установці [18] при згинальних коливаннях консольних зразків з осадженими на них покриттями ВЕС. Демпфуючу здатність (ДЗ) покриттів оцінювали шляхом порівняння характеристик демпфування зразків з покриттями і без, якими слугували амплітудні залежності логарифмічного декременту (ЛД)  $\delta_s(\varepsilon_{av})$ , де  $\varepsilon_{av} = \sum_{ij} \varepsilon_{ij}$  — усереднена деформація покриття за всіма його  $i$ -ділянками при відхиленні вільного кінця зразка на величину  $A_j$ .

**Результати досліджень.** Загальний вигляд вакуумного конденсату CrFeCoNiCu, отриманого у вигляді фольги, представлено на рис. 1, а. Із зображення мікроструктури поперечного перерізу фольги (рис. 1, б) видно, що в ній відсутні пори, тріщини чи дефекти росту, а однорідність розподілу хімічних елементів по товщині (рис. 1, б і табл. 1) може бути підтвердженням, що конденсат осаджено в стаціонарному режимі випаровування мішені.

З рентгендифракційного аналізу вакуумних конденсатів (рис. 2) видно, що температура підкладки суттєво впливає на їхній структурно-фазовий стан. Дифрактограми конденсатів, осаджених при температурах вищих, ніж 1025 К, подібні дифрактограмам зливка вихідного сплаву: вони містять дві системи дифракційних піків від двох фаз з ГЦК-кристалічними ґратками з близькими параметрами, що є типовим для ливарних ВЕС даної системи.

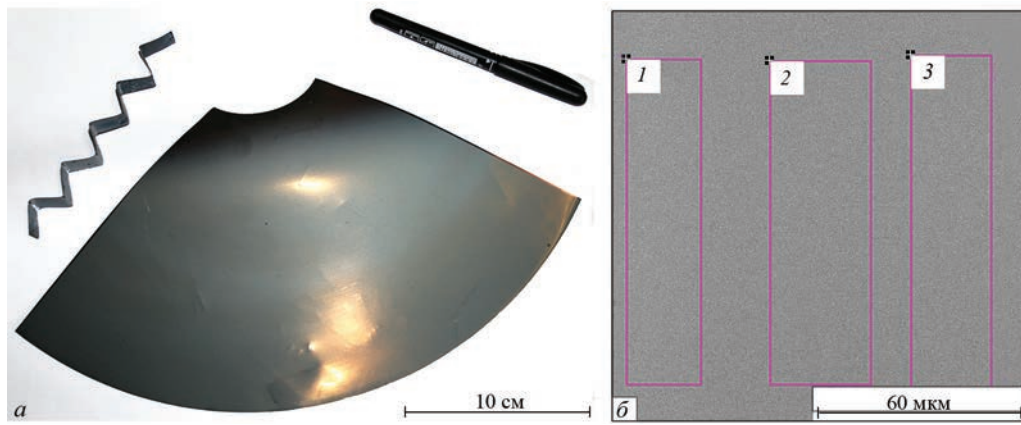


Рис. 1. Загальний вигляд сегмента фольги CrFeCoNiCu, отриманої методом EB-PVD (а) і СЕМ зображення мікроструктури її поперечного перерізу (б)

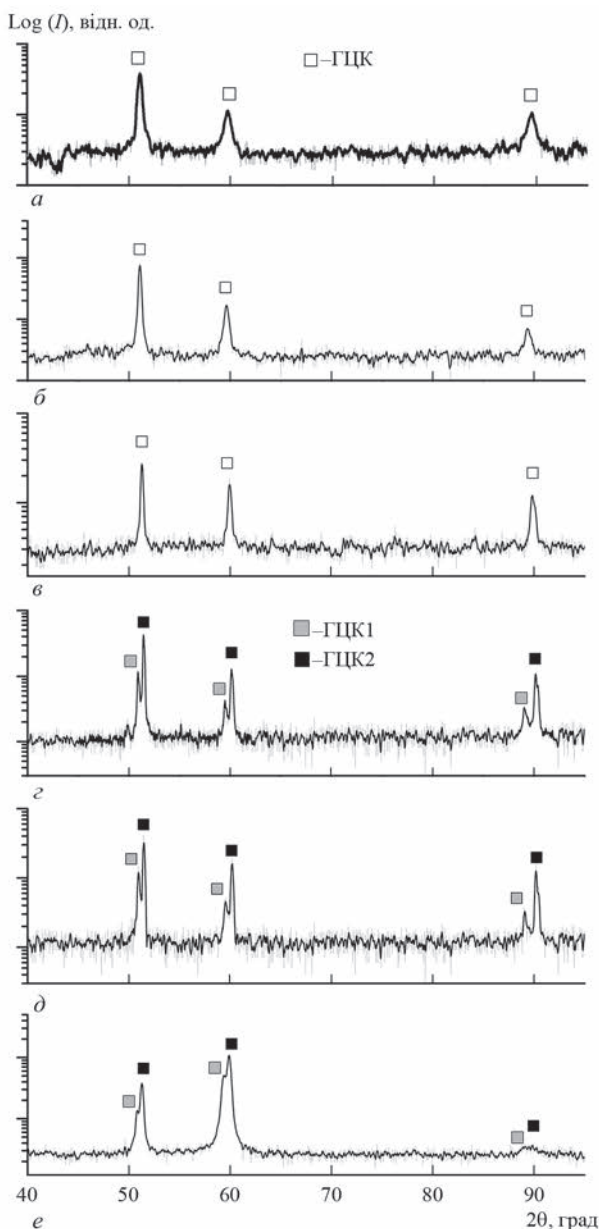


Рис. 2. Дифрактограми конденсатів CrFeCoNiCu, осаджених при температурах підкладки, К: 500 (а); 773 (б); 923 (в); 1025 (г) та 1275 (д) і вихідного зливка CrFeCoNiCu (е)

Разом з цим на дифрактограмах конденсатів, осаджених при температурі підкладки 923 К і більш низьких температурах, присутні піки лише однієї фази з ГЦК-кристалічною ґраткою. Отже, в інтервалі температур 923...1025 К має місце перехід від однофазного структурного стану конденсата в двофазний.

Мікроструктуру поперечного перерізу вакуумних конденсатів, осаджених при різних температурах, наведено на рис. 3. Конденсат з однофазною структурою (осадження при температурі підкладки 773 К) містить зерна, витягнуті в напрямку потоку пари, товщина яких не перевищує 1 мкм (рис. 3, а).

Перехід конденсату в двофазний структурний стан (осадження при температурі підкладки 1025 К) супроводжується суттєвою трансформацією мікроструктури. В ньому утворюється мікроструктура типу «волокна» з різним фазовим контрастом (рис. 3, б). Можна припустити, що світлим волокнам відповідає ГЦК-фаза, збагачена міддю, а темним — ГЦК-фаза, збіднена по міді. Подібна двофазна структура з крупними виділеннями обох ГЦК-фаз характерна для зливка CrFeCoNiCu (рис. 4). За даними хімічного аналізу фаз з різним контрастом світлі області мікроструктури зливка відповідають твердому розчину з підвищеним вмістом Cu і зниженим вмістом Cr, Fe, Co і Ni, а темні області — твердому розчину зі зниженим вмістом міді, склад якого близький до CrFeCoNiCu<sub>0,5</sub> (табл. 2).

Отже, як при кристалізації з розплаву, так і при осадженні з парової фази, в області високих температур твердий розчин еквіатомного складу

Таблиця 1. Хімічний склад різних ділянок поперечного перерізу фольги CrFeCoNiCu, ат. %

Ділянка	Cr	Fe	Co	Ni	Cu
1	19,6	20,5	20,5	20,0	19,3
2	20,6	19,5	20,2	20,0	19,7
3	21,5	18,9	19,4	18,7	21,5



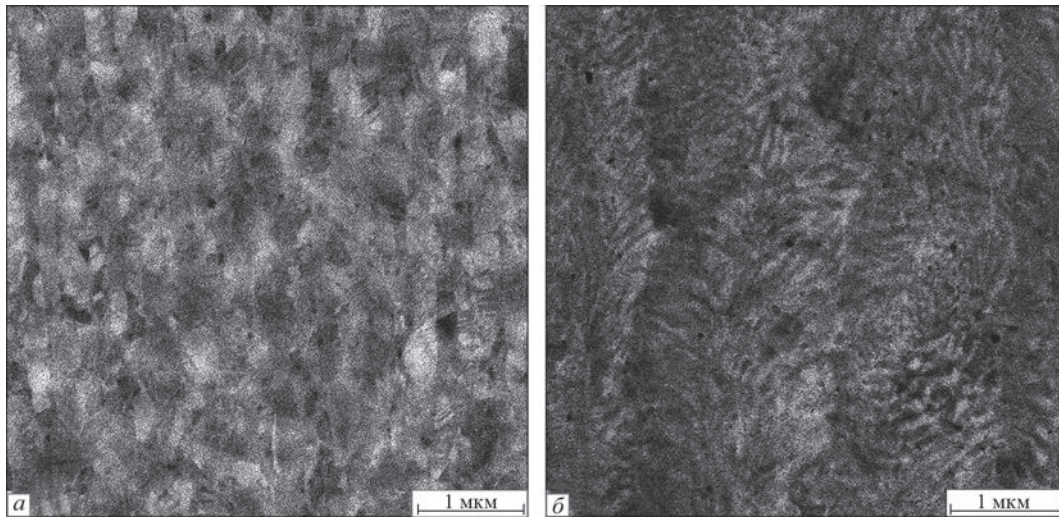


Рис. 3. СЕМ-зображення (в режимі BEI) поперечного перерізу конденсатів CrFeCoNiCu, осаджених при різних температурах підкладки, К: 773 (а) і 1023 (б)

розпадається на два твердих розчини — на основі ГЦК-фази, збідненої міддю, і іншої ГЦК-фази, збагаченої нею, які позначатимемо відповідно фазами ГЦК1 та ГЦК2. Різна вихідна структура вакуумного конденсату і зливка сплаву, а також різна температурна область їх розпаду зумовлює формування в них якісно відмінних композиційних двофазних структур.

Відомо, що мікроструктура і фазовий склад конденсованих матеріалів суттєво впливають на їхні механічні властивості [19, 20]. На рис. 5 наведені механічні характеристики вакуумних конденсатів, осаджених при різних температурах підкладки. Видно, що модуль Юнга, мікротвердість і коефіцієнт пластичності для двофазних (ГЦК1 + ГЦК2) конденсатів CrFeCoNiCu мало відрізняються від вихідного зливка з подібним фазовим складом.

Такі властивості двофазного конденсату можуть бути пов'язані з наявністю на границях зерен твердого розчину CrFeCoNiCu<sub>0,5</sub> (фаза ГЦК1) пластичних виділень з високим вмістом міді (фаза ГЦК2). Слід зазначити, що пластичність двофазних конденсатів CrFeCoNiCu, осаджених при температурі підкладки вищій за 1000 К, надає можливість виробляти з них елементи різних листових конструкцій, наприклад, шляхом формовки (рис. 1, а). З іншого боку, однофазні конденсати, осаджені при температурі нижче 923 К, характеризуються суттєво вищою мікротвердістю (до 5,5 ГПа) порівняно з вихідним зливком (2,5 ГПа) і з конденсатами з двофазною структурою

(3,0 ГПа). Це може бути зумовлене зернограничним зміцненням конденсатів, осаджених при низьких температурах (ефект Холла–Петча). Із залежності розміру областей когерентного розсіяння (кристалітів) конденсатів CrFeCoNiCu від температури осадження (рис. 6), отриманих на основі аналізу профілів дифракційних піків (111) і (222) ГЦК-фази, видно, що для конденсатів, осаджених при температурах підкладки нижчих за 850 К, величина кристалітів не перевищує 100 нм. Тобто вакуумні конденсати, отримані при температурах підкладки 630...850 К, є наноструктурованими матеріалами, а їх значне зміцнення є наслідком дії ефекту Холла–Петча.

Разом з цим однофазні конденсати, осаджені при температурі підкладки нижче 630 К (розмір кристалітів 50...60 нм), виявляють значно менші значення мікротвердості, модуля Юнга і коефіцієнта пластичності. Подібний ефект зменшення мікротвердості конденсатів спостерігали раніше для наноструктурованих фольг системи Fe–Ni, отриманих електронно-променевим осадженням з парової

Таблиця 2. Хімічний склад різних ділянок мікроструктури зливка CrFeCoNiCu, ат. %

Ділянки мікроструктури	Cr	Fe	Co	Ni	Cu
Світлі	2,0	2,9	2,5	8,3	84,3
Темні	22,6	21,6	22,1	22,4	11,3

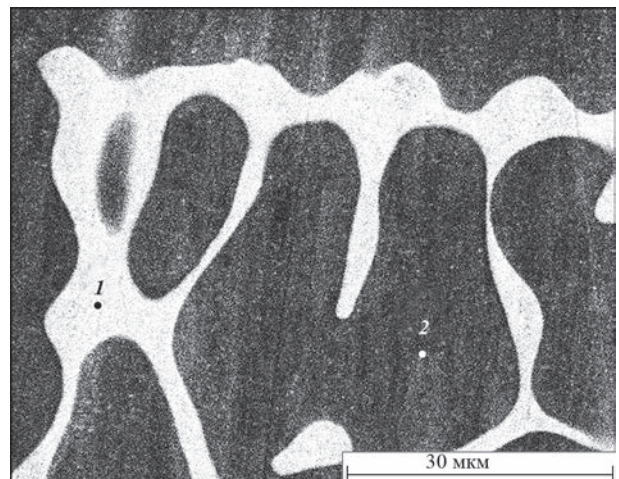


Рис. 4. СЕМ-зображення мікроструктури зливка сплаву CrFeCoNiCu

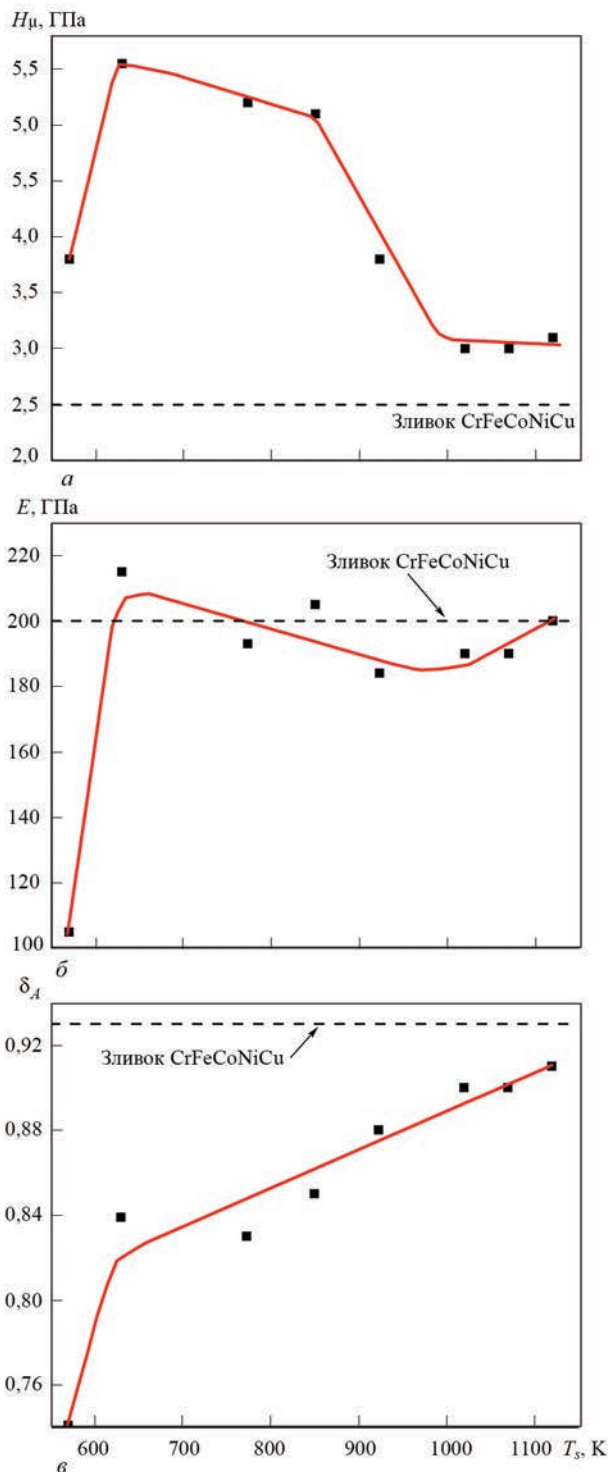


Рис. 5. Залежності мікротвердості (а), модуля Юнга (б) і коефіцієнта пластичності (в) вакуумних конденсатів CrFeCoNiCu від температури їх осадження

фази [20]. Було показано, що пониження температури підкладки спочатку сприяє зміцненню матеріалу за рахунок зменшення розміру зерна, однак подальше її пониження, нижче певного критичного рівня, призводить до його значного знеміцнення, спричиненого формуванням в процесі осадження значної кількості пор внаслідок дії ефекту затінення і низької дифузійної рухливості атомів. Отже,

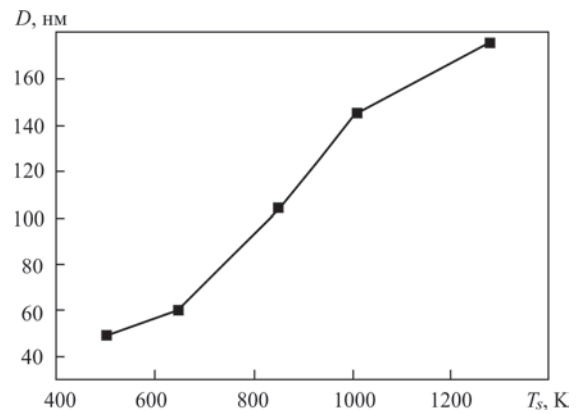


Рис. 6. Залежність розміру областей когерентного розсіяння вакуумних конденсатів CrFeCoNiCu від температури їх осадження

можна припустити, що і в даному випадку виявлене знеміцнення вакуумних конденсатів ВЕС, осаджених при температурах підкладки нижче 630 К, зумовлене зростанням пористості.

Наведені вище результати дослідження вакуумних конденсатів CrFeCoNiCu показали, що температура їх осадження суттєво впливає на фазовий склад і розмір елементів мікроструктури матеріалу, і, в свою чергу, на його механічні характеристики. Відомо, що гетерофазним сплавам з підвищеною кількістю структурних дефектів, таких як пластичні включення, структурні порушення на границях зерен, мікропори та ін., властива підвищена демпфуюча здатність (ДЗ). Тому доцільним видається дослідження дисипативних властивостей покриттів вакуумних конденсатів CrFeCoNiCu в їх різному структурно-фазовому стані.

Типовий загальний вигляд покриття, осадженого на підкладку із проміжним прошарком міді, наведено на рис. 7. Можна бачити, що товщина прошарку міді рівномірна, в мікроструктурі покриття відсутні макропори чи тріщини, а розподіл елементів по товщині досить однорідний.

Дослідження характеристик ДЗ зразків з покриттями проводили в температурному інтервалі 293...670 К в різних структурно-фазових станах покриття: однофазному з ГЦК-структурою, сформованою при температурі підкладки 670 К, і двофазному (ГЦК1 + ГЦК2), сформованому при температурі підкладки 1020 К. Крім цього в ідентичних умовах вимірювали характеристики ДЗ зразка з однофазним покриттям (структура ГЦК) сплаву базового складу CrFeCoNi.

На рис. 8 представлено амплітудні залежності  $\delta_s(\epsilon_{av})$  для зразків з однофазним і двофазним покриттями CrFeCoNiCu, а також з покриттям CrFeCoNi. Із співставлення даних, наведених на рис. 8, а, в, можна бачити, що для зразка з однофазним покриттям CrFeCoNiCu логарифмічний



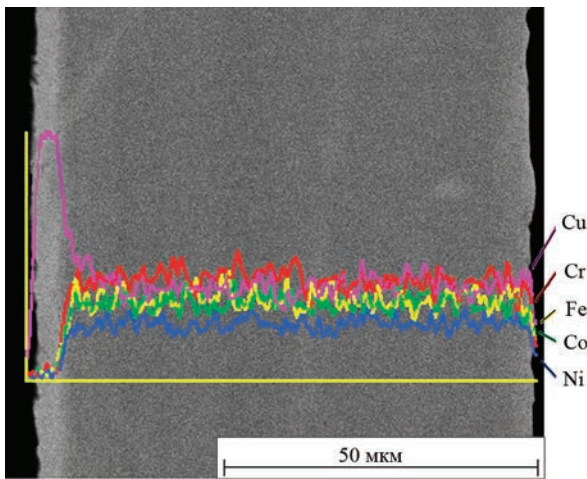


Рис. 7. СЕМ-зображення мікроструктури поперечного перерізу покриття CrFeCoNiCu і розподіл хімічних елементів по товщині

декремент більший при всіх температурах вимірювання і на всьому інтервалі амплітуд деформації  $\epsilon_{av}$ , ніж для зразка з покриттям CrFeCoNi. Утворення двофазної структури в покритті зумовлює збільшення значень ЛД в 1,5...1,7 рази порівняно із зразком з однофазним покриттям (рис. 8, а, б) і в 3...4 рази із зразком без покриття. Слід також відзначити термічну стійкість характеристик ДЗ двофазного покриття, наприклад, практично повне збігання наведених для температур 670 та 293 К амплітудних залежностей  $\delta_s(\epsilon_{av})$  при нагріванні покриття і його охолодженні (рис. 8, б).

Зазначена різниця в дисипативних властивостях двох матеріалів однакового хімічного складу може бути зумовлена різким збільшенням кількості структурних дефектів в покриттях з структурою ГЦК1 + ГЦК2, а також підвищенням інтенсивності зернограничної дифузії міді при  $T > 500$  К внаслідок суттєвого збільшення питомої поверхні границь зерен в двофазному покритті.

Наведені результати становлять практичний інтерес щодо можливості використання покриттів з ВЕС даної системи для виробів з високою механічною добротністю ( $Q$ ) з метою запобігання в них вібрацій небезпечного рівня, наприклад в титанових лопатках.

**Висновки**

1. Встановлено, що механічні властивості вакуумних конденсатів CrFeCoNiCu, отриманих електронно-променевим осадженням з парової фази, суттєво залежать від їх структурно-фазового стану. Однофазні конденсати, осаджені при температурі підкладки нижчій від 923 К, характеризуються підвищеною мікротвердістю (до 5,5 ГПа) порівняно з двофазними конденсатами (3,0 ГПа) або зі зливком сплаву аналогічного хімічного

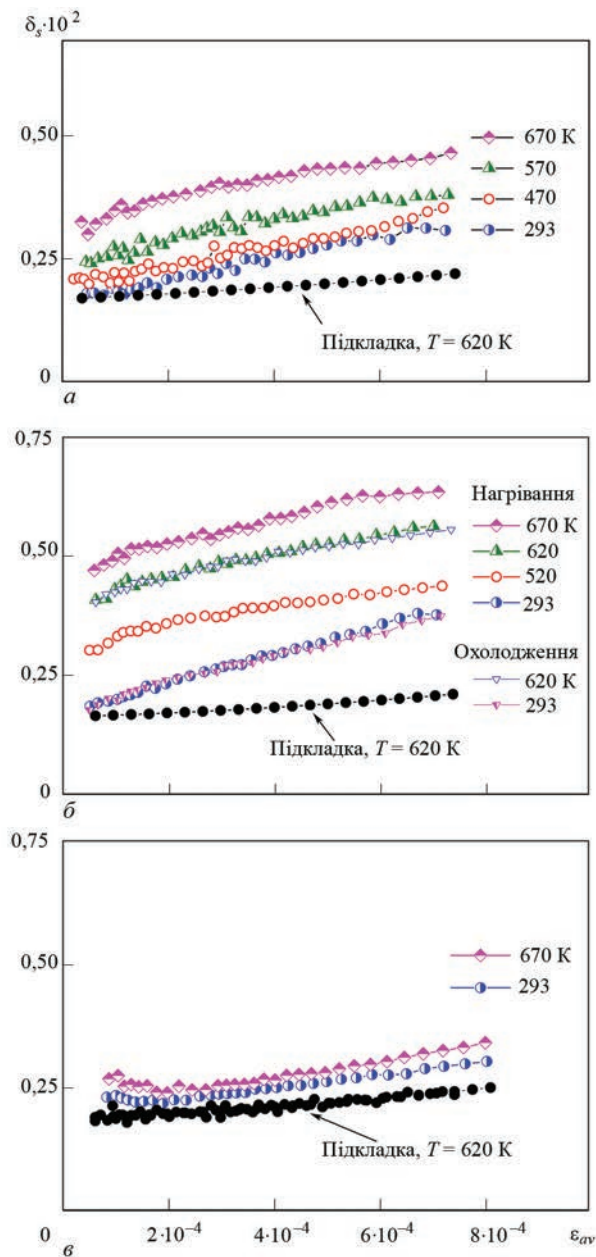


Рис. 8. Вплив температури на амплітудну залежність ЛД зразків з покриттям CrFeCoNiCu в однофазному (а) і двофазному (б) станах, а також зразка з однофазним покриттям сплаву CrFeCoNi базового складу (в)

складу (2,5 ГПа), що може бути зумовлене зернограничним зміцненням однофазних конденсатів внаслідок формування в них зерна нанометрового масштабу (ефект Холла–Петча).

2. Двофазні конденсати CrFeCoNiCu, осаджені при температурі підкладки вищій від 1000 К, мають більш високу пластичність ( $\delta_A = 0,90$ ), ніж однофазні конденсати ( $\delta_A = 0,83$ ), через наявність на границях зерен твердого розчину CrFeCoNiCu<sub>0,5</sub> пластичних виділень твердого розчину з високим вмістом міді.

3. Показано, що перехід від однофазної ГЦК-структури до двофазної (ГЦК1 + ГЦК2) в покриттях CrFeCoNiCu призводить до підвищення демпфуючої здатності в 1,5...1,7 рази в інтервалі

температур 293...693 К, що може бути зумовлене різким збільшенням в двофазному покритті кількості структурних дефектів на границях зерен і підвищенням інтенсивності зернограничної дифузії.

**Список літератури/References**

1. Yeh, J.-W., Chen, S.-K., Lin, S.-J. et al. (2004) Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes. *Advanced Engineering Materials*, 299(6), 299–303.
2. Tong, C.J., Chen, M.R., Chen, S.K. et al. (2005) Mechanical performance of the  $Al_3CoCrCuFeNi$  high-entropy alloy system with multiprincipal elements. *Metallurg. and Mater. Transact. A*, 36, 1263–1271.
3. Chuang, M.H., Tsai, M.H., Wang, W.R. et al. (2011) Microstructure and wear behavior of  $Al_xCo_{1.5}CrFeNi_{1.5y}$  high-entropy alloys. *Acta Materialia*, 59, 6308–6317.
4. Wu, Z., David, S.A., Feng, Z., Bei, H. (2016) Weldability of a high entropy CrMnFeCoNi alloy. *Scripta Materialia*, 124, 81–85.
5. Braeckman, B.R., Boydens, F., Hidalgo, H. et al. (2015) High entropy alloy thin films deposited by magnetron sputtering of powder targets. *Thin Solid Films*, 580, 71–76.
6. Sobol', O.V., Andreev, A.A., Gorban, V.F. (2012) Reproducibility of the single-phase structural state of the multielement high-entropy Ti–V–Zr–Nb–Hf system and related superhard nitrides formed by the vacuum-arc method. *Technical Physics Letters*, 38(7), 616–619.
7. Wang, L.M., Chen, C.C., Yeh, J.W., Ke, S.T. (2011) The microstructure and strengthening mechanism of thermal spray coating  $Ni_xCo_{0.6}Fe_{0.2}CrSiAlTi_{0.2}$  high-entropy alloys. *Materials Chemistry and Physics*, 126, 880–885.
8. Zhang, H., Wu, W., He, Y. et al. (2016) Formation of core-shell structure in high entropy alloy coating by laser cladding. *Applied Surface Science*, 363, 543–547.
9. Wu, Z.F., Wang, X.D., Cao, Q.P. et al. (2014) Microstructure characterization of  $Al_xCo_1Cr_1Cu_xFe_xNi_1$  ( $x = 0$  and 2.5) high-entropy alloy films. *J. of Alloys and Compounds*, 609, 137–142.
10. An, Z., Jia, H., Wu, Y. et al. (2015) Solid-solution CrCoCuFe-Ni high-entropy alloy thin films synthesized by sputter deposition. *Materials Research Letters*, 3(4), 203–209.
11. Cheng, J.B., Liang, X.B., Wang, Z.H. (2013) Formation and mechanical properties of CoNiCuFeCr high-entropy alloys coatings prepared by plasma transferred arc cladding process. *Plasma Chem. Plasma Process*, 33, 979–992.
12. Arfaoui, M., Radnóczy, G., Kovács, Kis V. (2020) Transformations in CrFeCoNiCu high entropy alloy thin films during in-situ annealing in TEM. *Coatings*, 10, 60.
13. Shaginyan, L.R., Britun, V.F., Krapivka, N.A. et al. (2018) The properties of Cr–Co–Cu–Fe–Ni alloy films deposited by magnetron sputtering. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 57(5–6), 293–300.
14. Ustinov, A.I., Polishchuk, S.S., Demchenkov, S.A., Melnichenko, T.V. (2019) Producing of thick vacuum condensates of high-entropic alloys CrFeCoNiCu and AlCrFeCoNiCu by the method of electron beam deposition. *Sovrem. Elektrometallyrgiya*, 2, 13–21 [in Russian].
15. Skorodzievskii, V.S., Ustinov, A.I., Polishchuk, S.S. et al. (2019) Dissipative properties of Al–(Fe, Cr) vacuum coatings with different composite structures. *Surface and Coatings Technology*, 367, 179–186.
16. Oliver, W., Pharr, G. (1992) An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *J. of Materials Research*, 7(6), 1564–1583.
17. Milman, Yu.V. (2008) Plasticity characteristic obtained by indentation. *J. of Physics D: Applied Physics*, 41, 074013.
18. Ustinov, A.I., Nekrasov, A.A., Perederij, V.A. et al. (2012) Unit for examination of dissipative properties of metallic specimens with coating. *Zavod. Laboratoriya*, 10, 41–44 [in Russian].
19. Ustinov, A., Polishchuk, S., Skorodzievskii, V., Telychko, V. (2009) Structure and properties of quasicrystalline and approximant EBPVD coatings of Al-based systems. *Zeitschrift für Kristallographie*, 224, 9–12.
20. Ustinov, A.I., Polishchuk, S.S., Demchenkov, S.A., Petrushinets, L.V. (2015) Effect of microstructure of vacuum-deposited  $Fe_{100-x}Ni_x$  ( $30 < x < 39$ ) foils with FCC structure on their mechanical properties. *J. of Alloys and Compounds*, 622, 54–61.

EFFECT OF THE STRUCTURE OF VACUUM CONDENSATES OF HIGH ENTROPY ALLOYS OF Cr–Fe–Co–Ni–Cu SYSTEM ON THEIR MECHANICAL PROPERTIES

A.I. Ustinov<sup>1</sup>, V.S. Skorodzievskii<sup>2</sup>, S.A. Demchenkov<sup>1</sup>, S.S. Polishchuk<sup>2</sup>, T.V. Melnichenko<sup>1</sup>

<sup>1</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevykh Str., Kyiv, 03150, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics of the NAS of Ukraine.

36 Acad. Vernadsky Blvd., Kyiv, 03142, Ukraine. E-mail: metall@imp.kiev.ua

In this work mechanical and dissipative properties of vacuum condensates of high-entropy alloys (HEAs) of Cr–Fe–Co–Ni–Cu system produced by high-rate electron beam vapor deposition in a vacuum are investigated, depending on their structural-phase state. It is shown that a transition from a single-phase (FCC) structure of the condensate to the dual-FCC phase state (FCC1 + FCC2) occurs in the temperature range of 923...1025 K. It was found that the mechanical properties of CrFeCoNiCu vacuum condensates produced by EBPVD method, significantly depend on their structural and phase states. Two-phase condensates exhibit a lower microhardness (3.0 GPa) and higher plasticity ( $\delta_A = 0.90$ ) against those of single-phase condensates (5.5 GPa and  $\delta_A = 0.83$ ) due to the presence of plastic Cu-rich precipitates at grain boundaries of CrFeCoNiCu<sub>0.5</sub> solid solution. It is shown that transition from the single-phase FCC structure to a two-phase structure (FCC1 + FCC2) in CrFeCoNiCu coatings leads to increase of the damping capacity by 1.5...1.7 times in the temperature range of 293...693 K, and by 3...4 times, compared with an uncoated sample. Ref. 20, Tabl. 2, Fig. 8.

*Key words:* high-entropy alloys; electron beam deposition; vacuum condensates; phase composition; mechanical properties; microhardness; Young's modulus; damping capacity

Надійшла до редакції 21.10.2020