

УДК 620.178.152:669.265.295

М. В. КАРПЕЦЬ<sup>1</sup>, О. М. МИСЛИВЧЕНКО<sup>2</sup>, О. С. МАКАРЕНКО<sup>2</sup>, М. О. КРАПІВКА<sup>2</sup>,  
В. Ф. ГОРБАНЬ<sup>2</sup>, А. В. САМЕЛЮК<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, м. Київ

<sup>2</sup>Національний технічний університет України «КПІ», м. Київ

## ВЛАСТИВОСТІ БАГАТОКОМПОНЕНТНОГО ВИСОКОЕНТРОПІЙНОГО СПЛАВУ AlCrFeCoNi ЛЕГОВАННОГО МІДІЮ

*Досліджено високоентропійні сплави AlCrFeCoNiCu<sub>x</sub>, які були виготовлені за допомогою вакуумно-дугової плавки. Встановлено, що сплави цієї системи володіють високими механічними властивостями при кімнатній температурі. Так, мікротвердість та модуль Юнга сплаву AlCrFeCoNiCu<sub>0,5</sub> становлять 6.1 ГПа і 109.0 ГПа, відповідно.*

**Ключові слова:** ентропія, твердий розчин, мікроструктура, ліквіація.

**Вступ.** Протягом останніх років було розроблено велика кількість марок сталей та сплавів. При цьому, в якості матриці вибирається один або два елементи (Fe, Al, Ti, Mg, Cu) з незначним додаванням легуючих добавок для покращення властивостей та надання матеріалу певної мікроструктури. Вміст декілька легуючих елементів призводить до суттєвого ускладнення фазового складу, умов його стабілізації та надання матеріалу певних фізико-механічних властивостей. В 2003 році була запропонована концепція для отримання принципово нових сплавів [1–2]. Їх назвали високоентропійними сплавами (ВЕСи) внаслідок високого значення ентропії змішування ( $S_{\text{міх}} > 11 \text{ Дж/моль}^{-1} \cdot \text{К}^{-1}$ ) в рідкому стані в порівнянні з традиційними сплавами. Дослідження властивостей ВЕС показали, що вони володіють покращеними механічними властивостями і мають перспективу практичного застосування [3–9], зокрема в якості корозійно- та зносостійких покриттів.

**Метою даної роботи** є дослідження впливу вмісту міді на фазовий склад, мікроструктуру та механічні властивості високоентропійного сплаву системи AlCrFeCoNiCu<sub>x</sub>.

**Обладнання і методика проведення досліджень.** Сплави AlCrFeCoNiCu<sub>x</sub>, де  $x = 0; 0,5; 1; 2; 3$  (в подальшому для зручності називатимемо їх Cu<sub>0</sub>, Cu<sub>0,5</sub>, Cu<sub>1</sub>, Cu<sub>2</sub>, Cu<sub>3</sub>), були отримані у вакуумній аргоно-дуговій печі МІФІ-9 в атмосфері високочистого аргону. Плавку проводили невитратним вольфрамовим електродом на мідній водоохолоджувальній подині. Отримані злитки переплавлялися 6–7 разів для гомогенізації складу. Охолодження злитків відбувалося зі швидкістю близько 80 К/с.

Після шліфування на наждачному папері різної зернистості та полірування мікроструктура була досліджена (без травлення) з використанням растрової електронної мікроскопії (прилади Superprobe-733 (JEOL) та PEM-106I (БАТ «Selmi»)), який оснащений системою енергодисперсійного аналізу (EDS), що дало змогу провести локальний хімічний аналіз складу з локальністю до 1 мкм).

Фазовий склад визначався методом рентгенівської дифракції в фокусуєчій геометрії Брега-Брентано на дифрактометрі Ultima IV (RIGAKU, Японія) в монохроматичному Cu K $\alpha$  випромінюванні. Даний дифрактометр має підвищену точність, оскільки оснащений параболічним дзеркалом на первинному пучку та фокусуєчим графітовим монохроматором на дифрагованому пучку з автоматичною системою юстування.

Дослідження механічних характеристик матеріалу проводили методом мікроінденування на установці «Мікрон-гамма» [10] при навантаженні до  $F = 0,3$  Н алмазною пірамідкою Берковича з кутом заточки  $65^\circ$ , навантаження і розвантаження виконувалося автоматично протягом 30 с. Одночасно проводився запис діаграми навантаження витримки і розвантаження в координатах  $F-h$ . Даний прилад автоматично вираховує такі характеристики матеріалу як твердість (H) і контактний модуль пружності (модуль Юнга) (Er) у відповідності до міжнародного стандарту ISO 14577-1:2002(E).

**Результати дослідження та їх обговорення.** На рис. 1 зображено дифрактограми, отримані від сплавів системи AlCrFeCoNiCu<sub>x</sub>. Аналіз одержаних даних свідчить, що фазовий склад сплавів – суміш ГЦК та ОЦК фаз в залежності від вмісту міді в сплаві. Вихідний сплав складається з одного ОЦК твердого розчину. Сплав Cu<sub>0,5</sub> раніше вже досліджувався авторами [11]. Згідно їхньої статті, він теж складається з одного ОЦК твердого розчину. Проте, на відміну від роботи [11], проведений дифрактометричний експеримент вказує на те, що литий сплав Cu<sub>0,5</sub> містить 88,5 % ОЦК та 11,5 % ГЦК фазових складових. Дана розбіжність може бути викликана різною швидкістю охолодження розплавів, оскільки згідно роботи [12], швидкість кристалізації суттєво впливає на фазовий склад та структуру ВЕСів, так і точністю проведення та розшифровки дифрактометричного експерименту (в роботі [11] не вказано кількісне співвідношення фазових складових, а точність визначених параметрів кристалічних ґраток обмежується лише до тисячних нанометру, не дивлячись на те, що дифрактограма містить чотири характерних піки фази з ОЦК структурою).

В сплаві Cu<sub>1</sub> кількість фази, на основі ГЦК твердого розчину збільшується і досягає 29 %. На рис. 1,  $\delta$  показано збільшені піки дифракції рентгенівських променів для Cu<sub>2</sub> в інтервалі кутів  $2\theta = 41-56^\circ$ . В Cu<sub>2</sub> та Cu<sub>3</sub> сплавах крім ОЦК утворюється ще два ГЦК тверді розчини, які відрізняються один від одного лише параметром ґратки і чітко відокремлення їх піків один від одного спостерігається лише на великих кутах ( $2\theta > 70^\circ$ ). Отже, у всьому інтервалі зміни концентрації міді від  $x = 0$  до  $x = 3$ , за даними дифрактометричного аналізу, кількість фаз змінюється від однієї (ОЦК) до трьох (ОЦК+ГЦК1+ГЦК2).

Беручи до уваги подвійні діаграми стану, можна зробити припущення, що в даній системі AlCrFeCoNiCu<sub>x</sub> більш ймовірним є утворення багатьох інтерметалідів (FeCo, Fe<sub>3</sub>Co, CoAl, FeAl, Fe<sub>3</sub>Al і інші). Але в AlCrFeCoNiCu<sub>x</sub> дифрактометричний аналіз підтверджує існування лише ОЦК та ГЦК твердих розчинів, а не інтерметалічні сполуки. Це є досить цікавим, оскільки основною умовою утворення твердих розчинів являється висока взаємна розчинність компонентів. Для досягнення цієї мети, на думку Юм-Розері, потрібно виконання наступних правил: однаковий тип кристалічних структур компонентів; невелика відмінність в атомних розмірах (< 15 %); однакова валентність компонентів; близька електронегативність. Тим не менше, кілька пар елементів, таких як Al-Fe, Co-Cr, Co-Cu, Cr-Ni і Fe-Ni мають різні кристалічні структури та електронегативності, як показано в табл. 1. Тому, отримання твердого розчину в системі AlCrFeCoNiCu<sub>x</sub> дійсно можна віднести за рахунок зниження вільної енергії і високої ентропії змішування ( $\Delta G = \Delta H - T\Delta S$ ). В результаті – розширюється взаємна розчинність елементів, що запобігає формуванню інтерметалідних з'єднань. Але, крім ентропії змішування ( $\Delta S$ ) на фазовий склад та мікроструктуру впливає також попарна ентальпія змішування ( $\Delta H$ ), яка наведена в табл. 2. Утворення двох ГЦК твердих розчинів є наслідком високої позитивної ентальпії змішування між такими парами елементів як Cu-Cr, Cu-Fe Cu-Co.

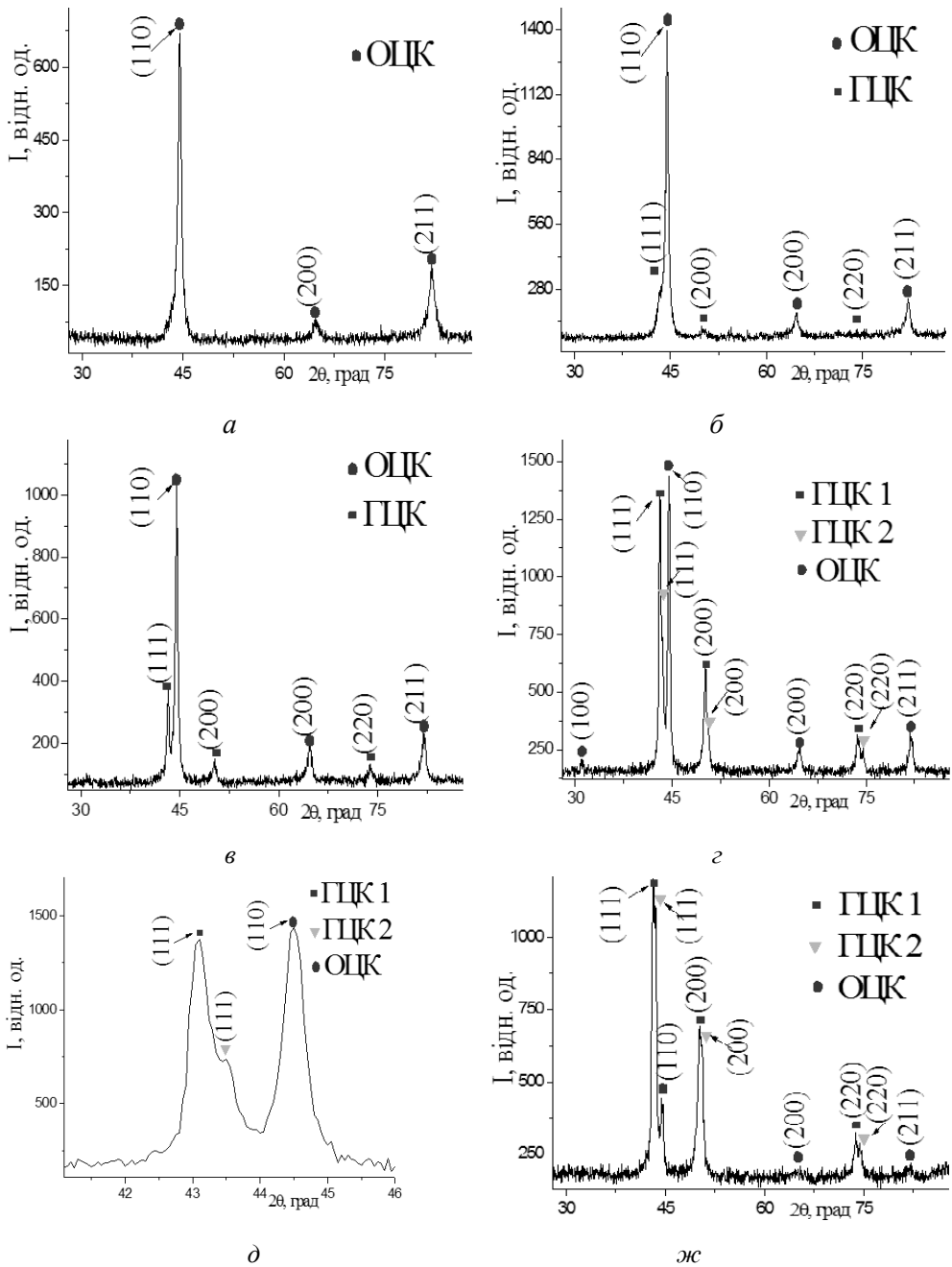


Рис. 1. Рентгенівський дифрактометричний аналіз системи  $\text{AlCrFeCoNiCu}_x$  в залежності від місту міді:  $a - x = 0$ ,  $б - x = 0,5$ ,  $в - x = 1$ ,  $г - x = 2$ ,  $ж - x = 3$

Таблиця 1

**Основні кристалічні структури і властивості елементів, що входять до сплаву**

Елемент	Al	Cr	Fe	Co	Ni	Cu
Кристалічна структура	ГЦК	ОЦК	ОЦК	ГПУ	ГЦК	ГЦК
Атомний радіус (нм.)	0,1431	0,1246	0,1239	0,1250	0,1245	0,1275
Електронегативність	1,5	1,6	1,8	1,8	1,8	1,9
Електронна концентрація ел./ат.	3	6	8	9	10	11

На рис. 2 представлені РЕМ зображення AlCrFeCoNiCu<sub>x</sub> у відбитих електронах (на рисунках первинні дендрити і зерна позначені як DR, а міждендритна та міжзеренна області – ID). В цій системі спостерігаються різні морфології фаз. Початковий сплав AlCrFeCoNi являється надзвичайно однорідним і не містить характерних для лиття дендритних мікроструктур, що узгоджується з рентгеноструктурним аналізом. Сплав, в який додано  $x = 0,5$  Cu, теж має нормальний характер кристалізації, але на відміну від сплаву з  $x = 0$  в ньому границями зерен є прошарок ГЦК фази. Також в даному зразку ми спостерігаємо суттєве зменшення розміру зерна; особливо чітко це видно при їх порівнянні на малому збільшенні (рис 3.) Мідь в даному сплаві не тільки зменшує розміри зерен, а й змінює форму росту кристалів. Вона перешкоджає розвитку голчатих або пластинчатих кристалів, надаючи їм округлої форми. Сплави Cu<sub>1</sub>, Cu<sub>2</sub>, Cu<sub>3</sub> володіють типовою структурою литих дендритів. Коли вміст міді досягає  $x = 2$ , мікроструктура досить суттєво змінюється, що є наслідком появи нових фаз та зміни характеру кристалізації.

Таблиця 2

Ентальпія змішування атомних пар між кожним з елементів сплаву AlCrFeCoNiCu<sub>x</sub> (кДж/моль)

	Al	Cr	Fe	Co	Ni	Cu
Al	0	-10	-11	-19	-22	-1
Cr	-10	0	-1	-4	-7	+12
Fe	-11	-1	0	-1	-2	+13
Co	-19	-4	-1	0	0	+6
Ni	-22	-7	-2	0	0	+4
Cu	-1	+12	+13	+6	+4	0

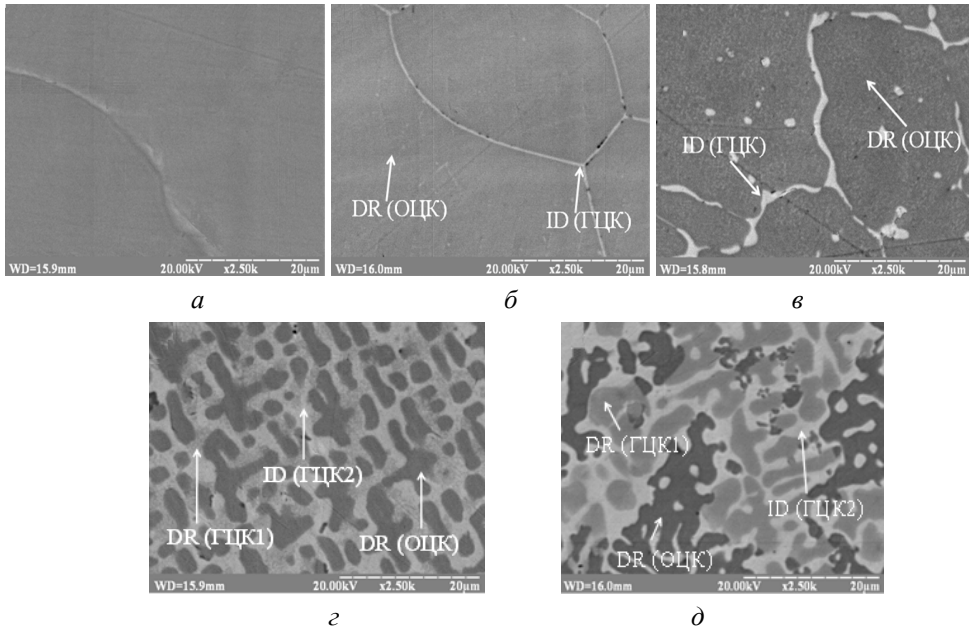


Рис. 2. Електронно-мікроскопічне зображення системи сплавів AlCrFeCoNiCu<sub>x</sub> при збільшенні  $\times 2500$ : а –  $X = 0$ , б –  $X = 0,5$ , в –  $X = 1$ , г –  $X = 2$ , д –  $X = 3$

У поєднанні з результатами рентгеноструктурного аналізу логічно зробити висновок, що дендрити DR мають ОЦК структуру, а міждендритні області ID – ГЦК. Дане явище пояснюється тим, що при кристалізації першими утворюються

осі дендритів з більшим вмістом тугоплавких металів, в той час міждендритна область містить менш легкоплавкі елементи.

Кількісний елементний хімічний аналіз різних областей всіх зразків було розраховано за допомогою енергодисперсійного аналізатору мікроскопу PEM-106I, докладні результати приведені в табл. 3. Оскільки сплав  $\text{Cu}_0$  складається з твердого розчину на основі кубічної ґратки з ОЦК структурою, то його хімічний склад в різних точках не відрізняється від заявленого. Немає також сегрегацій елементів в сплаві з  $x = 0,5$ . Для більшої достовірності та наглядності характеру розподілу елементів між зерном та міжзеренною областю, даний зразок додатково досліджувався в характеристичному рентгенівському випромінюванні за допомогою растрового електронного мікроскопа Superprobe-733 (JEOL). Як видно з рис. 4, всі елементи рівномірно розподілені між зерном та міжзеренною областю, хоча при цьому, за даними рентгенофазового аналізу, ці області кристалізуються в різні типи кристалічних ґраток.

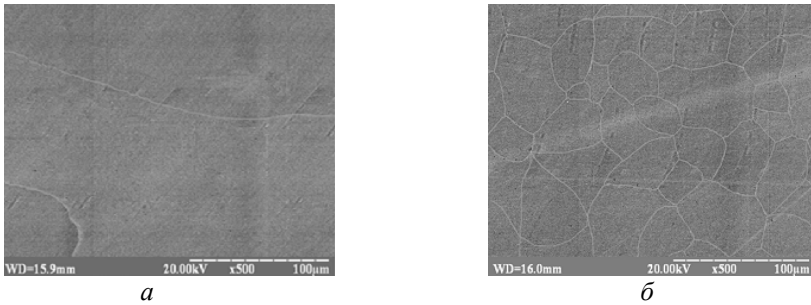


Рис. 3. Електронно-мікроскопічне зображення сплавів при збільшенні  $\times 500$ : а –  $\text{Cu}_0$ ; б –  $\text{Cu}_{0,5}$

Таблиця 3

Хімічний склад (% ат.) системи литих ВЕС  $\text{AlCrCoNiFeCu}_x$

Сплав		Al	Co	Cr	Cu	Fe	Ni	$S_{\text{mix}}$
$\text{Cu}_0$	Номінальний склад	20	20	20	0	20	20	13,3
$\text{Cu}_{0,5}$	Номінальний склад	18,2	18,2	18,2	9	18,2	18,2	14,6
	Зерно, DR	17,7	19	17,5	9,3	18	18	14,67
	Міжзеренна обл., ID	17,6	20,3	16,1	8,4	19,6	18	14,62
$\text{Cu}_1$	Номінальний склад	16,7	16,7	16,7	16,7	16,7	16,7	14,9
	Дендрит, DR	15	20	25	7	21	12	14,3
	Міждендритна обл., ID	14	9	7	50	8	12	12,3
$\text{Cu}_2$	Номінальний склад	14,3	14,3	14,3	28,6	14,3	14,3	14,53
	Дендрит, DR	18	19,4	19,9	11	16,3	15,4	14,72
	Міждендритна обл., ID (ГЦК1)	11	21,5	19	15	18,5	15	10,48
	Міждендритна обл., ID (ГЦК2)	11	8,2	6,6	55,7	7,5	11,5	11,58
$\text{Cu}_3$	Номінальний склад	12,5	12,5	12,5	37,5	12,5	12,5	13,85
	Дендрит, DR	8,5	23	23	12	20	13,5	14,38
	Міждендритна обл., ID (ГЦК1)	12,5	4,5	3,5	65	3,5	11	9,6
	Міждендритна обл., ID (ГЦК2)	11	2,5	2,5	73	3	8	8

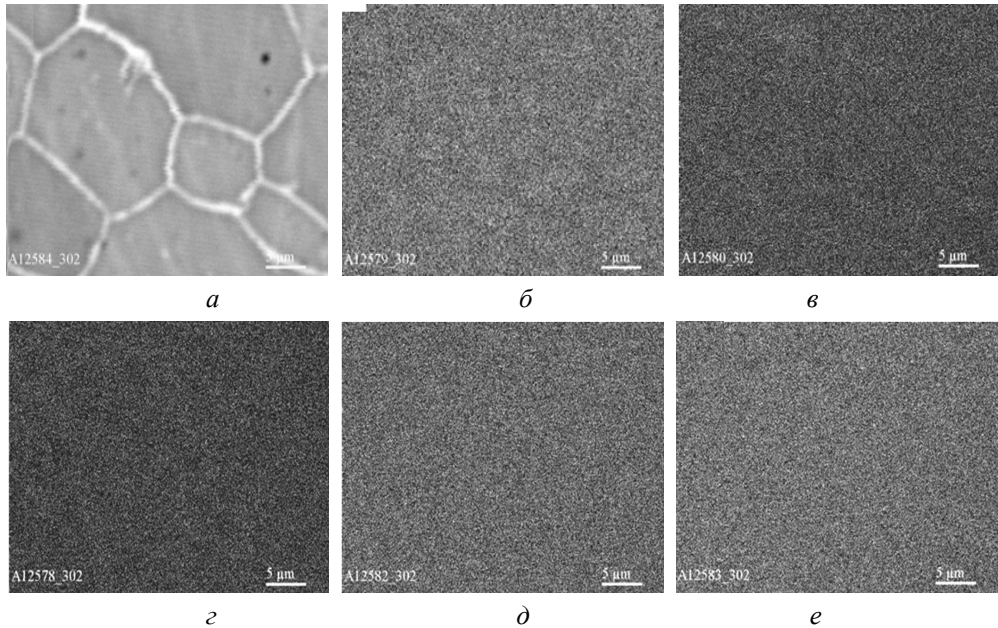


Рис.4. Розподіл елементів у зразку  $\text{Cu}_{0,5}$ , в зворотнорозсіяних електронах (а); в характеристичному рентгенівському випромінюванні Cr (б); Cu (в); Al (г); Fe (д); Co (е).

Сегрегації елементів з'являються при вмісті  $\text{Cu} = 1; 2; 3$ ; в них дендрити злегка збагачені Cr, Fe та Co, у той час як міждендритна область багата Cu. На мікроструктурі сплаву  $\text{Cu}_2$  (рис. 4, г), спостерігається чіткий контраст між фазами з ГЦК1 і ГЦК2 структурами, в той час як у сплаві  $\text{Cu}_3$  (рис. 3, д) фазу з ГЦК2 твердим розчином ледь помітно. Дане явище пояснюється тим, що обидва ГЦК тверді розчини  $\text{Cu}_3$  мають подібний хімічний склад, тоді як в сплаві  $\text{Cu}_2$  лише фаза на основі ГЦК1 твердого розчину суттєво збагачена міддю ( $\text{Cu} = 55,7\%$ ), а в ГЦК2 – її вміст на рівні інших елементів ( $\text{Cu} = 15\%$ ). В сплавах  $\text{Cu}_2$  і  $\text{Cu}_3$  ОЦК твердий розчин є первинним дендритом, ГЦК1 – вторинним дендритом, а ГЦК2 – міждендритною областю.

В табл. 3 приведено значення ентропії кожної фази, що розраховувалася за формулою  $S_{mix} = -R \sum_{i=1}^n c_i \ln c_i$ , (де  $R$  – газова постійна ( $R = 8,314 \text{ Дж/моль} \cdot \text{K}^{-1}$ );  $c_i \leq 1$  – концентрація елементу в ат. %;  $n$  – число компонентів в сплаві). Оскільки, за визначенням високоентропійним вважається сплав з  $S_{mix} > 11 \text{ Дж/моль} \cdot \text{K}^{-1}$ , то фази ГЦК1 структурою сплаву  $\text{Cu}_2$  та ГЦК1, ГЦК2 сплаву  $\text{Cu}_3$  високоентропійними вже вважати не можна.

В табл. 4 приведені експериментальні значення параметрів кристалічних ґраток твердих розчинів та теоретично розраховані за правилом суміші (законом Вегарда)  $a_{\text{розрах.}} = \sum c_i a_i$  ( $c_i$  і  $a_i$  – концентрація і параметр кристалічної ґратки  $i$ -того елементу, відповідно). Як видно з табл.4, теоретично розраховані значення параметрів ґраток  $a_{\text{розрах.}}$  дендриту і міждендритних областей, які відрізняються концентрацією присутніх в сплаві елементів, практично співпадають з експериментальними параметрами  $a_{\text{експер.}}$ . Різниця між ними не перевищує 5 %. Таке розходження, може бути пов'язано як з неточністю розрахунку періодів ґраток, так і з наявністю деякого впорядкування в твердому розчині.

Найвищу твердість має сплав  $\text{Cu}_{0,5}$  – 6,1 ГПа, в інших сплавах твердість падає зі збільшенням кількості міді. Дане явище пояснюється тим, що при вмісту міді

$x = 0,5$  всі елементи рівномірно розподіляються в фазах з ОЦК та ГЦК структурами, тим самим сприяючи твердорозчинному зміцненню. Також це може бути наслідком дрібнозернистої структури, оскільки мідь в кількості, яка дорівнює половині еквіатомному (для сплаву  $\text{Cu}_{0,5}$ ) являється гарним модифікатором II роду, і це, відповідно до закону Холла-Петча, приводить до зміцнення. Механізм зменшення розміру зерна виглядає наступним чином — мідь або її з'єднання адсорбується на поверхні кристалів, що ростуть і гальмує їх ріст. Це призводить до збільшення кількості переохолодженого розплаву перед фронтом кристалізації і створює сприятливі умови для виникнення нових центрів зародження кристалів, що в результаті приводить до подрібнення зерна. Зміцнення за рахунок ефекту Холла-Петча являється більш вірогідним, оскільки в роботі [16] детально показано, наскільки сильно цей ефект впливає на твердість та інші механічні характеристики високоентропійного сплаву  $\text{FeCoNiCrMn}$ . При збільшенні вмісту міді більше половини еквіатомного, в сплаві відбувається зниження твердості та модуля Юнга (див. табл. 4).

Таблиця 4

Фізико-механічні властивості системи  $\text{AlCrCoNiFeCu}_x$ 

№ п/п	Склад	$E_{\text{розр.}}$ , ГПа	$E_{\text{експ.}}$ , ГПа	$H_{\text{ГТ}}$ , ГПа	$a_{\text{експер.}}$ , нм	%ваг.	$a_{\text{розр.}}$ , нм	Ел/ат
1	$\text{Cu}_0$	184	111	5.8	ОЦК-0,2884	100	0,2961	7,2
2	$\text{Cu}_{0,5}$	179	109	6.1	ОЦК-0,2873	88,5	0,2924	7,55
					ГЦК-0,3600	11,5	0,3610	7,61
3	$\text{Cu}_1$	175	92	5	ОЦК-0,2883	71	0,2940	7,4
					ГЦК-0,3632	29	0,3590	8,99
4	$\text{Cu}_2$	168	89	4.2	ОЦК-0,2877	41,5	0,2953	7,5
					ГЦК1-0,3634	36,5	0,3630	8,03
					ГЦК2-0,3603	21	0,3580	9,34
5	$\text{Cu}_3$	164	87	3.4	ОЦК-0,2877	5	0,2910	7,97
					ГЦК1-0,3632	52,5	0,3590	9,52
					ГЦК2-0,3602	44	0,3580	9,78

В табл. 4 також приведена середня електронна концентрація для кожної з фаз, яка визначалася за формулою, де  $c_i$  – концентрація  $i$ -го компоненту в % ат.,  $(E/A)_i$  – кількість валентних електронів атома  $i$ . Виходячи з того, що середня електронна концентрація ОЦК структури не повинна перевищувати 7,2 Ел/ат, [13] можна зробити припущення, що дендрит на основі ОЦК структури має складну будову, під час кристалізації в нього попадає мідь, яка не входить в його ґратку, але реєструється під час локального хімічного аналізу, дане явище більш детально описано в роботах [14; 15]. На рис 2, в навіть можна спостерігати фрагменти ліквуючої фази, збагаченої міддю, між гілками дендриту, що росте (білі точки в середині тіла дендриту).

**Висновки.** Базуючись на термодинамічному підході до конструювання багатоконпонентних високоентропійних сплавів, методом електродугового переплаву одержано зразки системи  $\text{AlCrFeCoNiCu}_x$ . Досліджено вплив міді на фазовий склад, мікроструктуру та механічні властивості даного ВЕСу. Сплави  $\text{AlCrFeCoNi}$  та  $\text{AlCrFeCoNiCu}_{0,5}$  мають високі механічні властивості при кімнатній температурі та перспективу практичного використання. Додавання  $\text{Cu}$  значно

впливає на фазовий склад системи  $\text{AlCrFeCoNiCu}_x$ , який змінюється від початкового однофазного (ОЦК) до трьохфазного (ОЦК+ГЦК1+ГЦК2). Утворення фази на основі ГЦК структури пояснюється сегрегацією міді в міждендритну область внаслідок її позитивної ентальпії змішування з рештою елементів.

З додаванням міді більше половини еквіатомного до сплаву  $\text{AlCrFeCoNiCu}_x$ , твердість та модуль пружності знижуються. Але в кількості 0,5 від еквіатомного мідь являється ефективним модифікатором II роду і призводить до значного подібнення зерна та надання йому округлої форми, що і призводить до підвищення механічних властивостей. При цьому не спостерігається хімічної неоднорідності, хоча структура вже не являється однофазною.

Мідь, в концентрації більше половини еквіатомної, являється легуючим елементом, що призводить до ліквідації, утворенню декількох ГЦК фаз замість одного початкового ОЦК твердого розчину, та зниженню твердості і модуля пружності. Також слід очікувати погіршення жароміцності, оскільки міждендритна область, яка збагачена  $\text{Cu}$ , є легкоплавкою та корозійної стійкості за рахунок утворення мікро гальвано-пар між хімічно неоднорідними дендритами та міждендритними областями.

### Список літератури

1 Ranganathan S. Alloyed pleasures: Multimetallic cocktails / S. Ranganathan // *Current science*. — 2003. — Т/ 85, № 10. — Р. 1404 — 1406.

2. Yeh J.W. High-Entropy Alloys – A New Era of Exploitation / J.W. Yeh // *Materials Science Forum*. — 2007. — № 560. — Р. 1 — 9.

3. Фирстов С. А. Механические свойства высокоэнтروпийных сплавов при высоких температурах / С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Н. А. Крапивка, Э. П. Печковский, Н. И. Даниленко, М. В. Карпец // *Современные проблемы физического материаловедения*. — 2009. — №18. — С.140 — 147.

4. Фирстов С.А. Создание новых термически стабильных материалов с повышенными эксплуатационными характеристиками при высоких температурах / С.А. Фирстов, В.Ф. Горбань, Н.А. Крапивка, Э.П. Печковский // Тезисы докладов 7-ой Международной конференции «Материалы и покрытия в экстремальных условиях». 24-28 сентября — Крым, Украина 2012. — С. 44.

5. Liu Z. Micromechanical characterization of casting-induced inhomogeneity in an  $\text{Al}_{0.8}\text{CoCrCuFeNi}$  high-entropy alloy / Z. Liu, S. Guo, X. Liu, J. Ye, Y. Yang, X. Wang, L. Yang, K. An, C.T. Liu // *Scripta Materialia*. — 2011. — № 64. — Р. 868 — 871.

6. Фирстов С.А. Высокоэнтропийные литые металлические сплавы эквивалентного состава с повышенными характеристиками жаростойкости и жаропрочности / С.А. Фирстов, В.Ф. Горбань, Н.А. Крапивка, Э.П. Печковский // *Материалы 49-й Международной Конференции «Актуальные проблемы прочности», ИПМ НАН Украины 2010.* — С. 250.

7. Chuang M.H. 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. — Р. 6308 — 6317.

8. Фирстов С.А. Прочность, пластичность и механизмы упрочнения нового класса материалов – поликомпонентных высокоэнтропийных сплавов / С.А. Фирстов, В.Ф. Горбань, Н.А. Крапивка, Э.П. Печковский, Т.Г. Рогуль // *Седьмая Международная Конференция «Фазовые превращения и прочность кристаллов», 29 октября — 2 ноября — г. Черноголовка, Россия 2012.* — С. 38.

9. Senkov O.N. Refractory high-entropy alloys / O.N. Senkov, G.B. Wilks, D.B. Miracle, C.P. Chuang, P.K. Liaw // *Intermetallics*. — 2010. — № 18. — Р. 1758 — 1765.

10. Игнатович С.Р. Универсальный микро/нано-индентометр «Микрон-гамма» / С.Р. Игнатович, И.М. Закиев // *Заводская лаборатория*. — 2011. — Т. 77, № 1. — С. 61-67.



11. Tung C.C. On the elemental effect of AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy system / C.C. Tung, J.W. Yeh, T.T. Shun, S.K. Chen, Y.S. Huang, H.C. Chen // *Materials Letters*. — 2007. — № 61. — P. 1 — 5.
12. Фирстов С.А. Влияние скорости кристаллизации на структуру, фазовый состав и твердость высокоэнтروпийного сплава AlTiVCrNbMo / Фирстов С.А., Рогуль Т.Г., Крапивка Н.А., Пономарев С.С., Ковыляев В.В., Рудык, Н.Д. Карпец М.В., Мысливченко А.Н. // *Деформация и разрушение материалов*. — 2013. — № 10. — С. 8-15
13. С.А. Фирстов Новый класс материалов-высокоэнтропийные сплавы и покрытия / Фирстов С.А. Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Печковский Э.П. // *Вестник ТГУ*, Т.18. — 2013. — №4. — С.1938 — 1940.
14. Senkov O.N. Low-density, refractory multi-principal element alloys of the Cr–Nb–Ti–V–Zr system: Microstructure and phase analysis / Senkov O.N., Senkova S.V., Woodward C., Miracle D.B. // *Acta Materialia*. — 2013. V. 61, № 5. — P. 1545-1557.
15. Singh S. Decomposition in multi-component AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy / Singh S., Wanderka N., Murty B.S., Glatzel U., Banhart J. // *Acta Materialia*. — 2011. — № 59. — P. 182–190.
16. Liu W.H. Grain growth and the Hall–Petch relationship in a high-entropy alloys FeCrNiCoMn / W.H. Liu, Y. Wu, J.Y. He, T.G. Nieh, Z.P. Lu // *Scripta Materialia*. — 2013. — № 68. — P. 526–529.

Стаття надійшла до редакції 13.03.2014

*M. V. KARPETS, O. M. MYSLYVCHENKO, O. S. MAKARENKO, M. O. KRAPIVKA, V. F. GORBAN'*

### PROPERTIES OF MULTICOMPONENT HIGH-ENTROPY ALLOY AlCrFeCoNi ALLOYED COPPER

The high-entropy alloys AlCrFeCoNiCu<sub>x</sub> that were prepared by using a vacuum arc melting method are researched. The effects of Al addition on mechanical properties, phase composition and microstructure were investigated. These AlCrFeCoNiCu<sub>x</sub> high-entropy alloys exhibit excellent room-temperature mechanical properties. For AlCrFeCoNiCu<sub>0,5</sub> alloy, the microhardness and elastic modulus reach as high as 6.1 GPa and 109.0 GPa, respectively.

**Keywords:** entropy; solid solution; microstructure; segregation.

**Карпец Мирослав Васильович:** д-р фіз.-мат. наук, проф., провідний науковий співробітник Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ, Україна, [karpr@ipms.kiev.ua](mailto:karpr@ipms.kiev.ua).

**Мысливченко Александр Миколайович** – аспірант Національного технічного університету України «КПІ», [zvyagina-47@yandex.ru](mailto:zvyagina-47@yandex.ru).

**Макаренко Олена Сергіївна** – аспірант Національного технічного університету України «КПІ», [olena.maluhina@gmail.com](mailto:olena.maluhina@gmail.com).

**Крапивка Микола Олександрович** – канд. техн. наук, ст. науковий співробітник Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ, Україна.

**Горбань Віктор Федорович** – д-р техн. наук, провідний науковий співробітник Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ, Україна, [gvf@ipms.kiev.ua](mailto:gvf@ipms.kiev.ua).

**Самелюк Анатолій Васильович** – науковий співробітник Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ, Україна, [Sam\\_Anatoly@gmx.net](mailto:Sam_Anatoly@gmx.net).