

UDC 669.018

STRUCTURE AND CORROSION-ELECTROCHEMICAL PROPERTIES OF RAPIDLY QUENCHED $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ AND $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ HIGH ENTROPY ALLOYS

Volodymyr A. Polonskyi*, Valerii F. Bashev, Oleksandr I. Kushnerov

*Oles Honchar Dnipro National University, Dnipro, Ukraine**Received 7 July 2021; accepted 20 January 2021; available online 27 April 2022*

Abstract

The phase composition and corrosion-electrochemical properties of $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ and $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ splat-quenched high-entropy alloy films were studied. The alloy films were fabricated by a known technique of splat-quenching. A cooling rate estimated by film thickness was $\sim 10^6$ K/s. The electrochemical behavior and corrosion resistance was determined in a neutral solution of sodium chloride. Using X-ray diffraction analysis, the phase composition and crystal lattice parameters of the investigated high-entropy alloy films were determined. It was established that both $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ and $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ splat-quenched high-entropy alloys are solid solutions with a face-centered cubic lattice. The values of stationary potentials and areas of electrochemical stability of alloys, as well as the density of corrosion currents, are determined. It has been shown that samples of the $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ alloy behave inertly in corrosion tests. The obtained results also were compared with the characteristics of similar alloys obtained by casting

Keywords: high-entropy alloys; splat quenching; structure; phase composition; electrochemical properties; corrosion resistance.

СТРУКТУРА ТА КОРОЗІЙНО-ЕЛЕКТРОХІМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ШВИДКОЗАГАРТОВАНИХ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ ТА $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$

Володимир А. Полонський, Валерій Ф. Башев, Олександр І. Кушнерьов

Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара, Дніпро, Україна

Анотація

Досліджено фазовий склад, особливості структури та корозійно-електрохімічні властивості загартованих з рідкого стану плівок високоентропійних сплавів $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ та $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$. Плівки були отримані із використанням методики splat-охолодження. Швидкість охолодження, оцінена за товщиною отриманих плівок, становила приблизно 10^6 К/с. Електрохімічна поведінка та корозійна тривкість визначалися у нейтральному розчині натрій хлориду. За допомогою рентгенофазового аналізу визначений фазовий склад та параметри кристалічних ґраток досліджених плівок високоентропійних сплавів $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ та $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$. Встановлено, що структури обох досліджених швидкоохолоджених високоентропійних плівок являють собою тверді розчини із гранецентрованими кубічними ґратками. Визначені величини стаціонарних потенціалів та області електрохімічної стабільності сплавів, розраховано густини струмів корозії. Показано, що зразки сплаву $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ в корозійних випробуваннях поведуть себе інертно. Проведено порівняння з характеристиками аналогічних сплавів, отриманих способом лиття.

Ключові слова: високоентропійний сплав, фазовий склад, мікроструктура, загартування з рідкого стану, електрохімічні властивості, корозійна тривкість.

*Corresponding author: e-mail: polva57@gmail.com

© 2022 Oles Honchar Dnipro National University; doi: 10.15421/jchemtech.v30i1.237109

Вступ

До недавнього часу вважалося, що створення сплавів можливо тільки у разі вибору одного компонента в якості основи (сплави на основі Fe, Cu, Al, Ni, Mg та ін.). Однак, ці твердження були розвіяні після отримання так званих високоентропійних сплавів (ВЕС), що складаються з п'яти і більше компонентів в рівному еквімолярному співвідношенні. За певних комбінацій елементів у цих сплавах можливе отримання високих показників міцності, пластичності, зносостійкості, корозійної тривкості та ін. Головною відмінною рисою ВЕС від традиційних сплавів є те, що вони мають високу ентропію змішування, яка суттєво впливає на їх будову і властивості [1–3].

З'ясувалося, що структури різних високоентропійних сплавів можуть суттєво відрізнятися одна від одної. Існують високоентропійні сплави із структурою на основі твердих розчинів, суміші інтерметаллідних фаз, аморфних фаз, а також сплави із складною багатофазною структурою. [1–7]. Завдяки високій твердості та зносостійкості, стійкості до іонізуючих випромінювань, антибактеріальним властивостям та корозійній стійкості, високоентропійні сплави є перспективними матеріалами для різних галузей техніки [8–17].

Останнім часом у літературі пропонувалося в якості ВЕС розглядати лише еквімолярні сплави, у структурі яких наявні виключно прості тверді розчини із кристалічними ґратками ОЦК та ГЦК. Щодо інших сплавів із високою ентропією, але із нееквімолярним вмістом компонентів, або більш складним фазовим складом, у якому присутні також впорядковані тверді розчини та інтерметалічні сполуки, пропонувалося запровадити нові терміни а саме: багатокомпонентні сплави із декількома основними елементами, або складні концентровані сплави [18]. Однак, на даний час, ці найменування ще не є загальноприйнятими.

В якості методів отримання високоентропійних сплавів зазвичай використовують методи лиття. Однак, слід зауважити, що формування структури твердого розчину, легованого багатьма елементами, повинно ускладнювати процес лиття, зокрема можна припустити неоднорідний розподіл елементів, а також

наявність значних внутрішніх напружень у зливку. Очевидна необхідність збільшення кількості плавок для підвищення однорідності хімічного складу і контроль швидкості охолодження при кристалізації.

Одним із широко розповсюджених методів покращення фізичних, хімічних, механічних та інших властивостей металів і сплавів є гартування з рідкого стану (ГРС) [19]. Розробка методів ГРС зумовила постійно зростаючу зацікавленість в усьому світі до матеріалів з термодинамічно нерівноважними структурами. У цих методах швидкість охолодження розплаву досягає значень понад 10^4 К/с, завдяки чому в сплавах формується широкий спектр метастабільних структурних станів, включаючи нанокристалічні і аморфні, з унікальними комплексами властивостей. Зважаючи на це, ГРС є перспективним методом для отримання високоентропійних сплавів із підвищеними (покращеними?) характеристиками.

У роботі [20] авторами були вивчені структура, електрохімічні властивості та корозійна тривкість зразків литих високоентропійних сплавів із нееквімолярним вмістом компонентів $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ та $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ у нейтральному розчині натрій хлориду. Метою даної роботи стало визначення аналогічних характеристик таких самих сплавів, отриманих методом гартування з рідкого стану.

Матеріали і методика експерименту

В якості об'єктів дослідження були використані високоентропійні сплави на основі заліза, які містили: 50 ат.% Fe, 10 ат.% Cr, 10 ат.% Cu, 10 ат.% Ni, 10 ат.% Mn, 10 ат.% Si ($\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$) та 50 ат.% Fe, 10 ат.% Co, 10 ат.% Cu, 10 ат.% Ni, 10 ат.% Mn, 10 ат.% Si ($\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$), отримані методом ГРС (при цьому для приготування розплавів були взяті литі зрізки вищезгаданих сплавів). Під час їх виготовлення використовувалась методика splat-охолодження (splat-quenching), яка полягає в розмазуванні краплі розплаву, яка вистрілювалася інертним газом за підвищеного тиску, по внутрішній поверхні мідного циліндра із високою теплопровідністю, який швидко обертався (~8000 об/хв) [19, 21–23]. Швидкість охолодження оцінювався відповідно до методики, запропонованої в [19]. Був використаний вираз (1)

$$V = \frac{\alpha \vartheta}{c \rho \delta}, \quad (1)$$

де c – теплоємність плівки, ρ – густина матеріалу плівки, α – коефіцієнт теплопровідності, ϑ – надлишкова температура плівки і δ – товщина плівки [19]. З огляду на товщину отриманих плівок (~40 мкм), розрахункова швидкість охолодження становила близько 10^6 K/c. На відміну від литих сплавів, загартовані з рідкого стану (ЗРС) сплави зазвичай складаються з ультрадрібних зерен. Такі речовини цікаві з точки зору отримання нових плівкових матеріалів та покриттів [19].

Рентгенофазовий аналіз (РФА) проводили із застосуванням дифрактометра ДРОН-2.0 у монохроматизованому $\text{Cu K}\alpha$ -випромінюванні. Для визначення фазового складу та параметрів кристалічних ґраток різних фаз отримані дифрактограми, які аналізували із використанням програмного забезпечення QualX2 [24].

Для проведення електрохімічних досліджень застосовано потенціостат ПІ-50-1 з програматором ПР-8 та трьохелектродна комірка. В якості робочих електродів використовувались зразки досліджуваних сплавів з площею поверхні $0,64 \text{ cm}^2$ (Fe–Cr–Cu–Ni–Mn–Si) та $0,40 \text{ cm}^2$ (Fe–Co–Cu–Ni–Mn–Si). Допоміжним електродом була платинова пластина, а електродом порівняння слугував хлоридсрібний напівелемент, з'єднаний з коміркою через заповнений робочим розчином капіляр Луггіна. При реєстрації поляризаційних залежностей розгортку потенціалу проводили від його стаціонарного значення ($E_{ст}$) в позитивному напрямку до початку швидкого зростання анодного струму. На цій ділянці знак розгортки потенціалу змінювали на протилежний, і зразок поляризувався в бік більш від'ємних потенціалів до початку різкого зростання катодного струму. Отримані ділянки i, E – залежностей використовували для визначення величин зон електрохімічної інертності сплавів. Нарешті, зразки знову поляризували у зворотному напрямку до появи анодного струму. На цій ділянці з отриманих у зоні поблизу значення $E_{ст}$ даних будували $(\lg i, E)$ – залежності, по яким визначали величини густин струмів корозії досліджуваних сплавів. Швидкість розгортки потенціалу під час вимірювань складала 1 мВ/с . Дослідження проведені в 5 % (0.9

моль/л) нейтральному розчині натрій хлориду. Величина рН розчинів контролювали за допомогою іоніміра ЕВ-74. Розчини під час експериментів не перемішували, їх температура підтримувалась у межах 20 ± 2 °C. Детально методики електрохімічних та корозійних досліджень наведені у раніше проведених роботах [20, 25–26].

Стан поверхні зразків сплавів під час корозійних випробувань контролювали візуально та за допомогою мікроскопа НЕОРНОТ-21.

Результати експерименту та їх обговорення

У попередній роботі [20], присвяченій дослідженню властивостей ВЕС $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ та $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ у литому стані, були наведені параметри, які зазвичай застосовуються для прогнозування фазового складу високоентропійних сплавів. Згідно із розрахунками, у сплаві $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ повинно відбутися формування твердого розчину типу ГЦК, а в $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ – ГЦК+ОЦК. Разом з цим, за результатами рентгенофазового аналізу встановлено, що в структурі досліджених литих ВЕС основу складають неупорядковані тверді розчини із кристалічними ґратками типу ГЦК, але при тому, що сплав $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ є однофазним, фазовий склад сплаву $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ є більш складним. Він містить одночасно дві ГЦК-фази разом із фазою ОЦК [20].

Оскільки за хімічним складом ЗРС зразки досліджених сплавів не відрізнялися від литих, то результати прогнозування фазового складу повинні бути справедливими і в цьому випадку. Однак, вивчення дифрактограм обох ЗРС сплавів (рис. 1) виявило лише неупорядковані тверді розчини із ґратками типу ГЦК (табл. 1). Тобто прогнозні розрахунки щодо фазового складу досліджених ВЕС справдилися лише частково. Причина, з якої фазовий склад ЗРС плівок $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ не відповідає прогнозованому та відрізняється від фазового складу литих зразків вочевидь полягає в тому, що у термодинамічно нерівноважній структурі швидкозагартованої плівки встигають утворитися та зрости лише кристалічні зародки основної ГЦК фази. Друга ГЦК та ОЦК фази, які вочевидь мають більш низьку температуру кристалізації, не мають часу сформуватися. На це вказує той факт, що навіть у литому сплаві $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$,

отриманому у значно більш рівноважних умовах із невисокою швидкістю охолодження (10^2 K/c), їх вміст є незначним, що впливає з низьких інтенсивностей відповідних дифракційних максимумів [20]. Таким чином,

можна стверджувати, що розрахункове прогнозування фазового складу ВЕС не дозволяє повністю описати фазовий склад сплавів, отриманих методом ГРС.

Table 1

Phase composition and crystal lattice parameters of $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ and $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ spalt-quenched high-entropy alloy films.

Таблиця 1

Фазовий склад та параметри кристалічних ґраток плівок високоентропійних сплавів $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ та $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ отриманих методом ГРС.

Alloy	Phase composition
$\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$	FCC ($a = 0.3601\text{nm}$)
$\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$	FCC ($a = 0.3615\text{ nm}$)

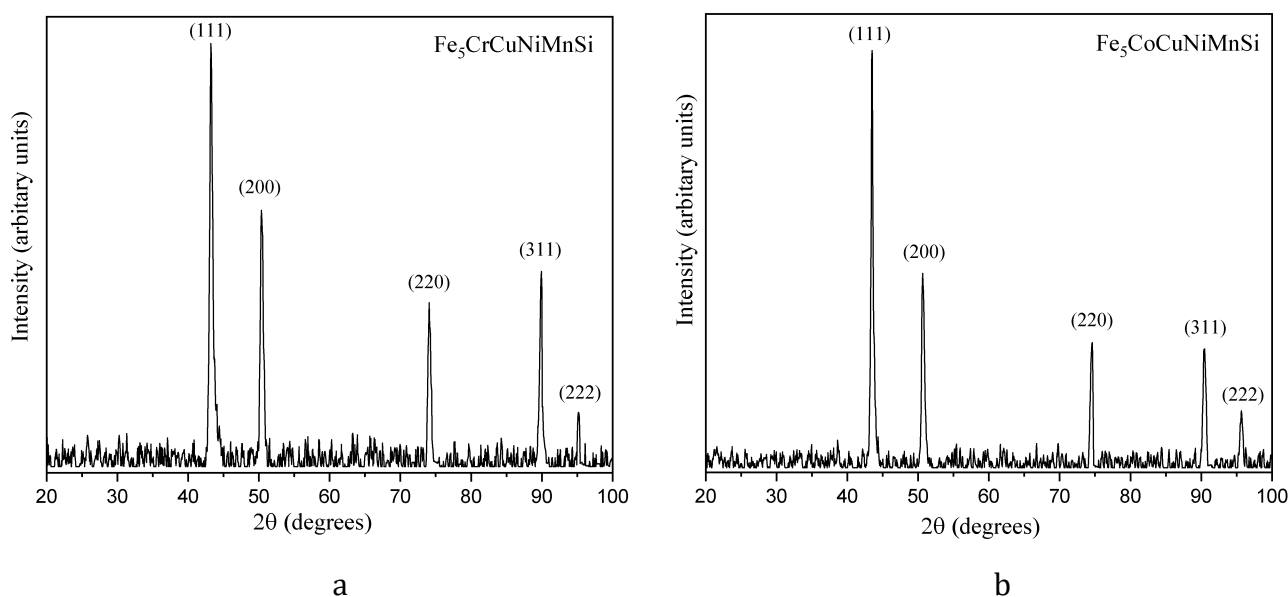


Fig. 1. XRD patterns of $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ (a) and $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ (b) spalt-quenched high-entropy alloy films.

Рис. 1. Дифрактограми ЗРС плівок високоентропійних сплавів $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ (a) та $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ (b).

На першому етапі електрохімічних досліджень визначали величини стаціонарних потенціалів досліджуваних сплавів. Вимірювання проводили у 5% розчині NaCl з рН = 6.9 – 7.0 шляхом

довготривалої реєстрації E, τ -залежності до отримання незмінного значення потенціалу. Отримані результати наведені в табл. 2. Для порівняння до неї включені значення E_{st} , раніше отримані для литих сплавів [20].

Table 2

Values of E_{st} of cast and spalt-quenched $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ and $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ alloys

Таблиця 2

Значення E_{st} литих і ЗРС сплавів $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ та $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$

Сплав	литий	ЗРС
$\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$	-0.47 В	-0.18 В
$\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$	-0.52 В	-0.33 В

Заміна в складі всіх сплавів кобальту на хром призводить до зсуву величин стаціонарних потенціалів до більш позитивних значень, причому більшою мірою це проявляється для ЗРС сплавів. Також слід відзначити більш позитивні стаціонарні потенціали у ЗРС сплавів порівняно з литими, що може бути пов'язано з їх більш дрібнокристалічною структурою.

Поляризаційні дослідження виконані раніше для литих сплавів [20], показали, що для сплаву $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ зона електрохімічної інертності більш вузька і знаходиться в межах від -1.0 В до -0.3 В. Для сплаву $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ зона електрохімічної інертності знаходиться в межах від -1.0 В до -0.1 В, тобто в порівнянні зі сплавом $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ вона розширилась в анодний бік на 0.2 В. Це пояснювалось заміною в складі

сплаву кобальту на хром, який при окисненні утворює сполуки, здатні пасивувати поверхню.

Аналогічні поляризаційні вимірювання проведені і для зразків ЗПС сплавів. Отримані результати наведені на рис. 2а та рис. 2б.

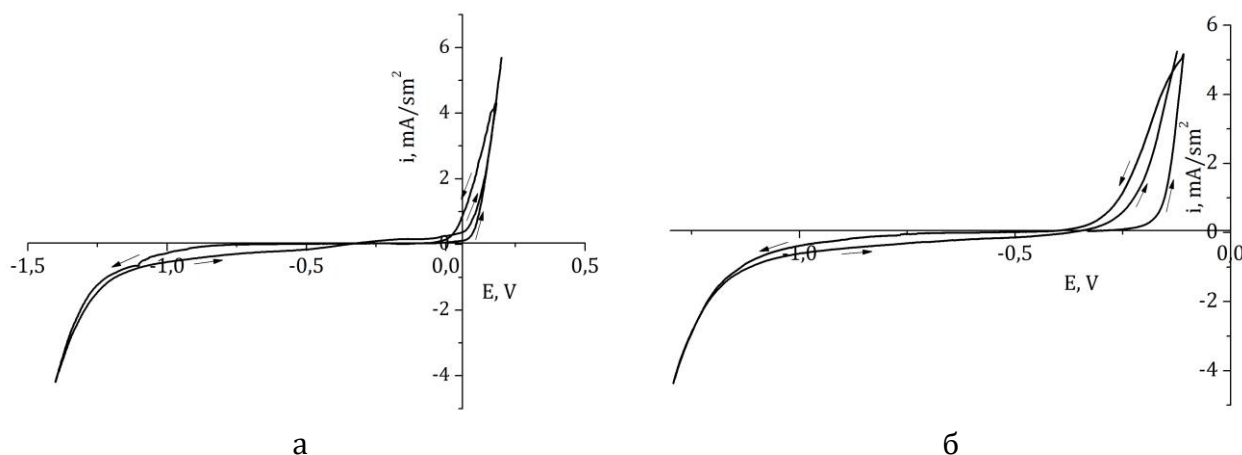


Fig. 2. Polarization dependences obtained for spalt-quenched $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ (a) and $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ (б) alloys in a 5% solution of NaCl.

Рис. 2. Поляризаційні залежності, отримані для ЗПС сплавів $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ (a) та $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ (б) у 5% розчині NaCl.

Як видно, зона електрохімічної стабільності для сплаву $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ знаходиться в межах від -1.0 В до -0.3 В, а для сплаву $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ – від 1.0 В до -0.1 В. Тобто для сплаву, що містить хром, ця зона розширилась в область більш позитивних

потенціалів і на таку ж саму величину, як і у разі литих сплавів.

Аналогічно, як для зразків литих сплавів, шляхом обробки результатів поляризаційних вимірювань в напівлогарифмічних координатах $\lg i$, E (рис. 3а, рис. 3б) були розраховані величини густин струмів корозії.

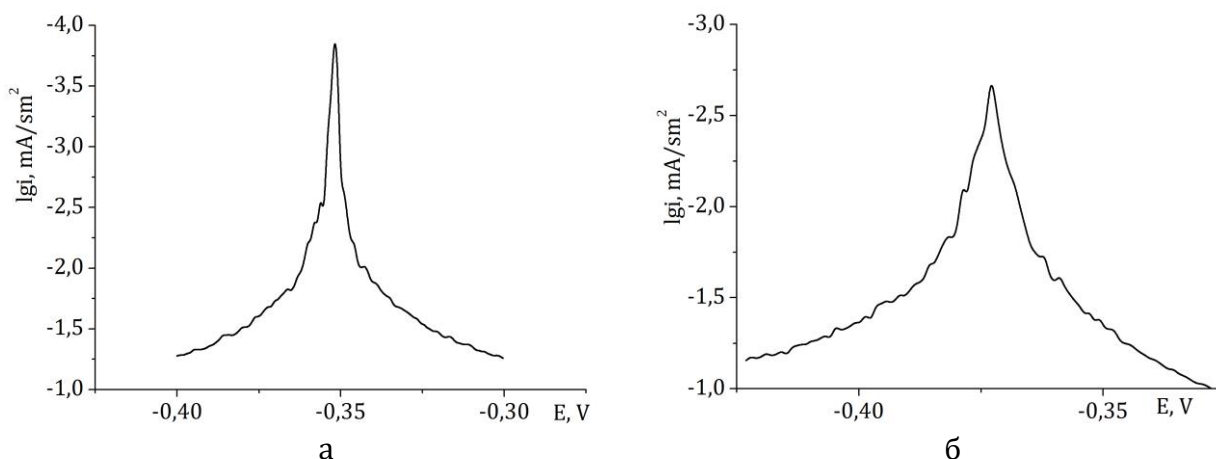


Fig 3. $\lg i$, E - dependences obtained for spalt-quenched $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ (a) and $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ (б) alloys in a 5% solution of NaCl.

Рис. 3. $\lg i$, E - залежності, отримані для ЗПС сплавів $\text{Fe}-\text{Cr}-\text{Cu}-\text{Ni}-\text{Mn}-\text{Si}$ (a) та $\text{Fe}-\text{Co}-\text{Cu}-\text{Ni}-\text{Mn}-\text{Si}$ (б) у 5% розчині NaCl.

Розраховані значення $i_{\text{кор}}$ наведені в табл. 3.

Values of $i_{\text{кор}}$ (mA/sm^2) of cast and spalt-quenched $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ and $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ alloys

Table 3

Таблиця 3

Значення $i_{\text{кор}}$ (mA/cm^2) литих і ЗПС сплавів $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ та $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$

Сплав	литий	ЗПС
$\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$	0.07	0.03
$\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$	0.18	0.07

Таким чином, електрохімічні дослідження показують, що загартовані з рідкого стану сплави $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ та $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ мають у нейтральному розчині NaCl такі ж самі зони електрохімічної стабільності, як і литі сплави. Це вказує на (На це вказує?) однаковий характер катодних та анодних процесів, що можуть перебігати на їх поверхні. В той же час для ЗРС сплавів значення $i_{\text{кор}}$ значно менші,

ніж для литих сплавів, що може пояснюватись їх більш дрібнодисперсною та менш дефектною структурою.

Модельні корозійні випробування зразків ЗРС сплавів проводили шляхом їх повного занурення у розчин NaCl за температури $20 \pm 2^\circ\text{C}$ з періодичним контролем стану поверхні через 1, 2, 4 та 8 діб від початку експерименту. Отримані результати наведені в табл. 4 (та на рис. 4).

Table 4

Changes in the mass (in mg/cm^2) of spalt-quenched $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ and $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ alloys during corrosion tests

Таблиця 4

Зміна маси зразків ЗРС сплавів $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ та $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ (mg/cm^2) під час корозійних випробувань

Сплав	Час обробки, доба				
	1	2	3	4	8
Fe-Co-Cu-Ni-Mn-Si	-0,58	-0,35	-0,23	-0,29	-0,23
Fe-Cr-Cu-Ni-Mn-Si	0,00	0,10	0,00	0,05	0,03

Вже через добу випробувань на ЗРС зразках сплаву $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ з'являються руді плями продуктів корозії. В ході випробувань ці зразки спочатку різко втрачали масу, що вказувало на відокремлення продуктів корозії, які не мали захисних властивостей. На це вказувала і зміна кольору розчину. Потім процес втрати маси гальмувався за рахунок накопичення на поверхні продуктів корозії. Через 8 діб випробувань вони повністю

вкривали всю поверхню зразків $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ у вигляді суцільного аморфного шару (рис. 4г). Зразки сплаву $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ поводити себе інертно і на їх поверхні лише з'являлись кольори мінливості (рис. 4б). Їх маса практично не змінювалась, лише через 4–8 діб випробувань незначно збільшилась за рахунок утворення тонкої плівки продуктів корозії.

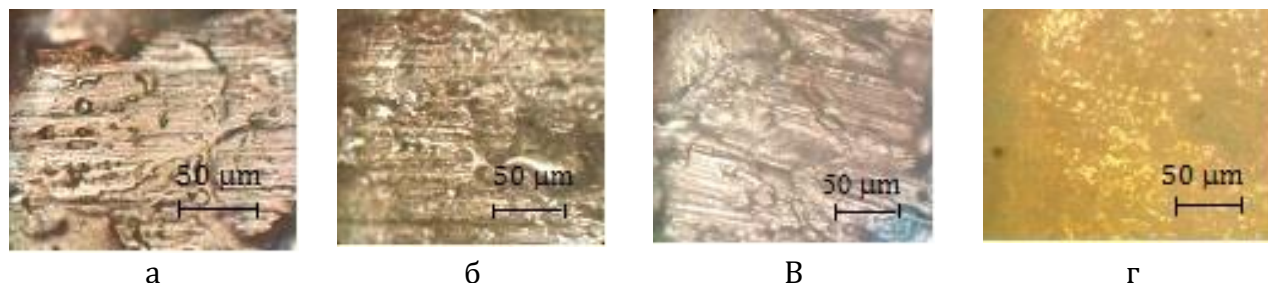


Fig.4 Surface condition of samples of spalt-quenched $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ (a, b) and $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ (c, d) alloys in the process of corrosion tests. (x500): a, c - before the tests; b, d - after 8 days of testing.

Рис.4 Стан поверхні зразків ЗРС сплавів $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ (а, б) та $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ (в, г) в процесі корозійних випробувань (x500): а, в - до випробувань; б, г - через 8 діб випробувань.

Результати модельних корозійних випробувань, свідчать, що сплав $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$, незалежно від способу виготовлення, не є корозійно тривким. Вже через добу випробувань на його поверхні утворюються продукти корозії, які не володіють захисними властивостями. Зразки сплаву $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ поведуть себе інертно, і на їх поверхні лише з'являються плівки продуктів корозії, які візуалізуються як кольори мінливості.

Висновки

Показано, що отримані методом гартування з рідкого стану зразки

високоентропійних сплавів $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ та $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$, являють собою неупорядковані тверді розчини на основі кубічної структури із ґратками типу ГЦК. Визначені їх фазовий склад та параметри кристалічних ґраток. Показано, що розрахункове прогнозування фазового складу ВЕС не дозволяє повністю описати фазовий склад ЗРС сплавів.

Результати визначення величин стаціонарних потенціалів сплавів $\text{Fe}_5\text{CrCuNiMnSi}$ та $\text{Fe}_5\text{CoCuNiMnSi}$ у нейтральному 5 % розчині NaCl показали, що заміна в складі як литих, так і ЗРС сплавів

кобальту на хром призводить до зсуву величин стаціонарних потенціалів до більш позитивних значень. З'ясовано, що ЗРС сплави мають більш позитивні стаціонарні потенціали, ніж литі сплави, що може бути пов'язано з їх більш дрібнокристалічною структурою.

За результатами поляризаційних вимірювань визначені області електрохімічної стабільності досліджуваних зразків сплавів. Вони є однаковими як для литих, так і для ЗРС сплавів. Заміна у складі сплавів кобальту на хром призводить до розширення зон стабільності в області анодних потенціалів. Розраховані значення величин струмів корозії: найменш корозійно тривким є литий сплав ($i_{кор} = 0.18$ мА/см²), найбільш корозійно тривким – ЗРС сплав Fe₅CrCuNiMnSi ($i_{кор} = 0.03$ мА/см²).

За результатами модельних корозійних випробувань, проведених в нейтральному 5% розчині NaCl протягом 1 – 8 діб, з'ясовано, що сплав Fe₅CoCuNiMnSi, незалежно від способу виготовлення, не є корозійно тривким. Продукти корозії, що утворюються на його

поверхні, не володіють захисними властивостями. Визначено, що зразки сплаву Fe₅CrCuNiMnSi в корозійних випробуваннях поведуть себе інертно. На їх поверхні лише з'являються тонкі плівки продуктів корозії у вигляді кольорів мінливості.

Таким чином, застосування методу гартування з рідкого стану для отримання високоентропійних хромовмісних сплавів дозволяє отримати матеріал з достатньо високими характеристиками корозійної тривкості. При цьому досліджувані високоентропійні сплави на основі Fe у порівнянні із традиційними ВЕС характеризуються відносно низьким вмістом Co та Cr, які значно підвищують вартість сплавів. Приймаючи до уваги, що ЗРС зразки зазвичай характеризуються покращеними фізико-механічними характеристиками у порівнянні із зразками, отриманими за методикою лиття, досліджені швидкозагартовані ВЕС є перспективними для практичних застосувань.

References

- [1] Srivatsan, T. S., Gupta, M. (2020). *High Entropy Alloys. Innovations, advances, and applications*. CRC Press. <https://doi.org/10.1201/9780367374426>
- [2] Murty, B. S., Yeh, J. W., Ranganathan, S., Bhattacharjee, P.P. (2019). *High-Entropy Alloys. 2nd Edition*. Amsterdam: Elsevier Science Publishing Co Inc. <https://doi.org/10.1016/C2017-0-03317-7>.
- [3] Gao, M. C., Yeh, J.-W., Liaw, P. K., Zhang, Y. (Eds.). (2016). *High-Entropy Alloys. Fundamentals and Applications*. Springer International Publishing. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-27013-5>.
- [4] Dong, Y., Yao, Z., Huang, X., Du, F., Li, C., Chen, A., Wu, F., Cheng, Y., & Zhang, Z. (2020). Microstructure and mechanical properties of Al_xCo_xCrFeNi_{3-x} eutectic high-entropy-alloy system. *Journal of Alloys and Compounds*, 823, 153886. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.153886>
- [5] Kim, Y. K., Yang, S., Lee, K. A. (2020). Superior Temperature-Dependent Mechanical Properties and Deformation Behavior of Equiatomic CoCrFeMnNi High-Entropy Alloy Additively Manufactured by Selective Laser Melting. *Scientific Reports*, 10(1), 1–14. <https://doi.org/10.1038/s41598-020-65073-2>.
- [6] Gadelmeier, C., Haas, S., Lienig, T., Manzoni, A., Feuerbacher, M., Glatzel, U. (2020). Temperature Dependent Solid Solution Strengthening in the High Entropy Alloy CrMnFeCoNi in Single Crystalline State. *Metals*, 10(11), 1412. <https://doi.org/10.3390/met10111412>.
- [7] Sang, L., & Xu, Y. (2020). Amorphous behavior of Zr_xFeNiSi_{0.4}B_{0.6} high entropy alloys synthesized by mechanical alloying. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 530, 119854. <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2019.119854>.
- [8] Abdelghafar, K. A., Ibrahim, M. M., Shoeib, M. A., & Waly, M. A. (2020). Evaluation of microstructural and corrosion resistance of as-cast Cu₄₅Mn₂₅Al₁₅Fe₅Cr₅Ni₅ high entropy alloy. *Materials Research Express*, 7(1), 016579. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab6acb>.
- [9] Zhou, E., Qiao, D., Yang, Y., Xu, D., Lu, Y., Wang, J., Smith, J. A., Li, H., Zhao, H., Liaw, P. K., & Wang, F. (2020). A novel Cu-bearing high-entropy alloy with significant antibacterial behavior against corrosive marine biofilms. *Journal of Materials Science & Technology*, 46, 201–210. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.01.039>.
- [10] Xiang, C., Han, E. H., Zhang, Z. M., Fu, H. M., Wang, J. Q., Zhang, H. F., Hu, G. D. (2019). Design of single-phase high-entropy alloys composed of low thermal neutron absorption cross-section elements for nuclear power plant application. *Intermetallics*, 104, 143–153. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2018.11.001> Patel, D., Richardson, M. D., Jim, B., Akhmadaliev, S., Goodall, R., Gandy, A. S. (2020). Radiation damage tolerance of a novel metastable refractory high entropy alloy V_{2.5}Cr_{1.2}W_{Mo}Co_{0.04}. *Journal of Nuclear Materials*, 531, 152005. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2020.152005>.
- [12] Chen, Y. H., Chuang, W. S., Huang, J. C., Wang, X., Chou, H. S., Lai, Y. J., Lin, P. H. (2020). On the bio-corrosion and biocompatibility of TiTaNb medium entropy alloy films. *Applied Surface Science*, 508, 145307. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2020.145307>.
- [13] Perumal, G., Grewal, H. S., Pole, M., Reddy, L. V. K., Mukherjee, S., Singh, H., Manivasagam, G., Arora, H. S. (2020). Enhanced Biocorrosion Resistance and Cellular Response of a Dual-Phase High Entropy Alloy through Reduced Elemental Heterogeneity. *ACS Applied Bio Materials*, 3(2), 1233–1244. <https://doi.org/10.1021/acsabm.9b01127>.

- [14] Firstov, G. S., Kosorukova, T. A., Koval, Y. N., Odnosum, V. V. (2015). High Entropy Shape Memory Alloys. *Materials Today: Proceedings*, 2, S499–S503. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2015.07.335>.
- [15] Li, Y., Wang, S., Wang, X., Yin, M., Zhang, W. (2020). New FeNiCrMo(P, C, B) high-entropy bulk metallic glasses with unusual thermal stability and corrosion resistance. *Journal of Materials Science & Technology*, 43, 32–39. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.01.020>.
- [16] Lu, J., Chen, Y., Zhang, H., Ni, N., Li, L., He, L., Mu, R., Zhao, X., Guo, F. (2020). Y/Hf-doped AlCoCrFeNi high-entropy alloy with ultra oxidation and spallation resistance. *Corrosion Science*, 166, 108426. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.108426>
- [17] Coimbra, D. D., Zepon, G., Koga, G. Y., Godoy Pérez, D. A., Paes de Almeida, F. H., Roche, V., Lepretre, J.-C., Jorge, A.M., Kiminami, C.S., Bolfarini, C., Inoue, A. Botta, W. J. (2020). Corrosion properties of amorphous, partially, and fully crystallized Fe₆₈Cr₈Mo₄Nb₄B₁₆ alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 826, 154123. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154123>.
- [18] Miracle, D. B., Senkov, O. N. (2017). A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Materialia*, 122, 448–511. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081>.
- [19] Miroshnichenko, I. S. (1982). *Zakalka iz zhidkogo sostoyaniya*. Moscow: Metallurgiya (in Russian).
- [20] Polonsky, V. A., Bashev, V. F., Kushnerov, O. I. (2021). Structure and corrosion-electrochemical properties of Fe-based cast high-entropy alloys. *Journal of Chemistry and Technologies*, 28(2). <https://doi.org/10.15421/082019>.
- [21] Bashev, V. F., Kushnerov, O. I. (2014). Structure and properties of high-entropy CoCrCuFeNiSn_x alloys. *The Physics of Metals and Metallography*, 115(7), 692–696. <https://doi.org/10.1134/S0031918X14040024>.
- [22] Bashev, V. F., Kushnerov, O. I. (2017). Structure and properties of cast and splat-quenched high-entropy Al–Cu–Fe–Ni–Si alloys. *Physics of Metals and Metallography*, 118(1), 39–47. <https://doi.org/10.1134/S0031918X16100033>.
- [23] Bashev, V. F., Ryabtsev, S. I., Kushnerov, O. I., Kutseva, N. A., Antropov, S. N. (2020). Influence of Liquid Quenching on Phase Composition and Properties of Be–Si Eutectic Alloy. *East European Journal of Physics*, 3, 81–84. <https://doi.org/10.26565/2312-4334-2020-3-10>
- [24] Altomare, A., Corriero, N., Cuocci, C., Falcicchio, A., Moliterni, A., Rizzi, R. (2017). Main features of QUALX2.0 software for qualitative phase analysis. *Powder Diffraction*, 32(S1), S129–S134. <https://doi.org/10.1017/S0885715617000240>.
- [25] Sukhova, O. V., Polonsky, V. A., Ustinova K. V. (2019). Corrosion-electrochemical properties of quasicrystalline Al–Cu–Fe–(Si,B) and Al–Ni–Fe alloys in NaCl solution. *Voprosy khimii i khimicheskoi tekhnologii*. 3, 46–52. <https://doi.org/10.32434/0321-4095-2019-124-3-46-52>.
- [26] Sukhova, O.V., Polons'kyi, V.A. & Ustinova, K.V. (2019). Corrosion Resistance of Alloys of the Al–Cu–Fe–(Si, B) System in Mineralized Saline and Acid Solutions. *Mater Sci* 55, 291–298. <https://doi.org/10.1007/s11003-019-00302-2>