

В.А. Полонський¹, О.І. Кушнерьов¹, В.Ф. Башев², С.І. Рябцев¹

Вплив швидкості охолодження на структуру та корозійні властивості багатокомпонентного високоентропійного сплаву CoCrFeMnNiBe

¹Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара, м. Дніпро, Україна, kushnrv@gmail.com

²Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське, Україна, bashev_vf@ukr.net

В роботі методами лиття та гартування з розплаву отримані зразки багатокомпонентного високоентропійного сплаву CoCrFeMnNiBe, досліджено їх фазовий склад та електрохімічну поведінку. За допомогою рентгенофазового аналізу встановлено, що досліджуваний сплав у литому стані має багатофазну структуру, в якій присутні фази із ґратками типу ГЦК, ОЦК та інтерметаліди BeNi(Co) (структурний тип B2). Гартування з розплаву призводить до значного зменшення вмісту ОЦК фази. Визначені величини стаціонарних потенціалів та області електрохімічної стабільності литих та загартованих з розплаву зразків сплаву CoCrFeMnNiBe, а також густини струмів корозії. Показано, що усі зразки сплаву CoCrFeMnNiBe в корозійних випробуваннях поведуть себе інертно, що дозволяє вважати їх корозійно тривкими. Результати роботи можуть бути використані при розробці сучасних багатофункціональних та корозійно тривких матеріалів.

Ключові слова: високоентропійний сплав, берилій, структура, фазовий склад, електрохімічні властивості, корозійна тривкість.

Подано до редакції 23 лютого 2024; прийнято до друку 11 серпня 2024.

Introduction

У останні два десятиліття спостерігається бурхливе зростання кількості наукових робіт, присвячених отриманню та вивченню властивостей так званих багатокомпонентних високоентропійних сплавів (ВЕС). Такі сплави повинні містити п'яти або більше елементів у відносно високих концентраціях (від 5 до 35 ат.%). Основна відмінність ВЕС від традиційних сплавів полягає в тому, що вони мають високу ентропію змішування ΔS_{mix} , що істотно впливає на їх структуру та властивості [1-4]. Структура та фазовий склад різних високоентропійних сплавів можуть істотно відрізнятися один від одного. Згідно із початковою концепцією ВЕС повинні складатися лише з простих твердих розчинів заміщення з об'ємноцентрованими (ОЦК) та гранецентрованими (ГЦК) кубічними ґратками, але подальші дослідження показали, що такі

сплави можуть мати складну структуру що являє собою суміш різних фаз, у тому числі інтерметалічних та аморфних [1-10]. Завдяки високій твердості та зносостійкості, стійкості до іонізуючого випромінювання, біосумісності та корозійній тривкості високоентропійні сплави є перспективними матеріалами для різних галузей техніки [1-4].

Застосування гартування з рідкого стану зі швидкостями охолодження розплаву $10^5 - 10^6$ K/c дає змогу отримати нові метастабільні стани в сплавах, у тому числі сильно пересичені тверді розчини, метастабільні проміжні фази, зокрема твердий аморфний стан, з покращеними фізичними властивостями. Таким чином, гартування з розплаву є перспективним методом виробництва ВЕС [11].

Особливо цінними слід вважати такі ВЕС, які поєднують поліпшені фізичні та механічні властивості з достатньо високою корозійною тривкістю [1-4, 12]. Досить детальний огляд

корозійної поведінки різноманітних ВЕС в порівнянні з алюмінієвими, нікелевими, титановими сплавами та нержавіючою сталлю наведені в роботах [13, 14]. Досліджені середовища – 3,5 %, 0,6 М та 1,0 М розчини NaCl та 0,5 М H₂SO₄. У огляді [14] узагальнено дослідження корозійностійких ВЕС, розглянуто вплив середовищ, легуючих елементів і детально проаналізовано вплив методів обробки на корозійну стійкість ВЕС. В роботі [15] методами вольтамперометрії та електрохімічної імпедансної спектроскопії досліджено корозійну поведінку однофазного, графентрованого кубічного високоентропійного сплаву Al_{0,1}CoCrFeNi у литому стані, отримані результати порівнюються з корозією сталі SS304. Такі ж методи застосовані в роботі [16] для дослідження мікроструктури і корозійної поведінки сплаву CrMnFeCoNi. Показано, що у розчинах 3,5 % NaCl та 0,5М H₂SO₄ сплав демонструє навіть вищу корозійну тривкість, ніж нержавіюча сталь SS304.

В роботі [17] досліджена корозійна поведінка сплаву FeCoNiCrMn, визначені густини струмів корозії в розчинах різної кислотності – 0,778 мкА/см² (1М KOH); 0,879 мкА/см² (3,5 % NaCl); 32,9 мкА/см² (1М HCl).

Багатокомпонентний однофазний ВЕС CoCrFeMnNi (сплав Кантора) завдяки своїм відмінним механічним властивостям є одним із найбільш досліджених ВЕС [1-3, 7, 18-21]. Водночас перспективним елементом для застосування у ВЕС є берилій, зважаючи на наявність у нього таких фізичних характеристик як висока твердість та низька густина [22]. У даній роботі взявши за основу широко відомий сплав Кантора CoCrFeMnNi ми отримали новий сплав CoCrFeMnNiBe та дослідили вплив надшвидкого гартування з розплаву на його структуру а також корозійні та електрохімічні характеристики.

I. Матеріали і методика експерименту

Литі зразки високоентропійних сплавів еківатомного складу Co_{16,67}Cr_{16,67}Fe_{16,67}Mn_{16,67}Ni_{16,67}Be_{16,67} та Co₂₀Cr₂₀Fe₂₀Mn₂₀Ni₂₀ (ат. %) отримувалися за допомогою високотемпературної електропечі Таммана в потоці аргону. Середня швидкість охолодження при використанні мідної виливниці становила ~ 10² К/с. З метою забезпечення гомогенності отримані зразки переплавлялися не менше трьох разів. Після цього частина литих зразків використовувалася для виготовлення загартованих з рідкого стану (ЗРС) плівок. Методика гартування з рідкого стану, використана у даній роботі, полягає в розмазуванні краплі розплаву, яка вистрелювалася за допомогою струменя інертного газу підвищеного тиску, по внутрішній поверхні порожнистого мідного циліндра із високою теплопровідністю, що обертався із високою швидкістю (~ 8000 об/хв). Швидкість охолодження оцінювалася за формулою $V = \frac{\alpha \vartheta}{c \rho \delta}$. Тут c – теплоємність плівки, ρ – густина матеріалу

плівки, α – коефіцієнт теплопровідності, ϑ - надлишкова температура плівки і δ - товщина плівки [11]. Оскільки товщина отриманих ЗРС плівок була ~ 40 мкм, розрахункова швидкість охолодження становила ~ 10⁶ К/с. Рентгенофазовий аналіз (РФА) литих зразків і ЗРС плівок проводили на дифрактометрі ДРОН-2.0 у монохроматизованому Cu K_α випромінюванні. Дифрактограми обробляли за допомогою програмного забезпечення для фазового аналізу QualX2 [23].

Електрохімічні дослідження виконані за допомогою потенціостата ПІ-50-1 та програматора ПР-8 з використанням трьохелектродної комірки об'ємом 30 мл. Її конструкція дозволяла в якості робочого електроду використовувати обрану ділянку відполірованої поверхні зразка сплаву площею 0,1 см², до якої комірка щільно притискалась спеціальним отвором через гумову прокладку. Допоміжним електродом була платинова пластина площею 4 см². Електродом порівняння слугував хлоридсрібний напівелемент, з'єднаний з коміркою через капіляр Луггіна, заповнений робочим розчином. Всі потенціали наведені відносно цього електрода. В ході поляризаційних вимірювань розчин не перемішувался. Швидкість розгортки потенціалу – 1 мВ/с.

Корозійні властивості визначали гравіметричним методом після витримки досліджуваних зразків сплавів у розчині NaCl упродовж 1 - 8 діб. Після кожної доби випробувань зразки промивались дистильованою водою, висушувались та зважувались на аналітичних терезах WA-21 з похибкою, меншою за 0,1 мг. Стан поверхні сплавів в процесі випробувань контролювався за допомогою мікроскопу Neophot-21.

Дослідження величини стаціонарних потенціалів проводилися в 3,5 % нейтральному розчині натрій хлориду. Величина рН розчину контролювалась за допомогою іономіра ЕВ-74 та корегувалась до значення рН 7,0 ± 0,1 додаванням відповідних лугу або кислоти. Температура розчинів під час проведення експериментів підтримувалась в межах 20 ± 2 °С.

Більш детально методики електрохімічних та корозійних експериментів описані в роботах [24, 25].

II. Результати експерименту та їх обговорення

Дифрактограми литих та ЗРС зразків сплаву CoCrFeMnNiBe та його прототипу – сплаву Кантора CoCrFeMnNi представлені на рисунку 1.

За результатами рентгенофазового аналізу можна стверджувати, що сплав CoCrFeMnNi у литому стані має однофазну структуру, в якій присутня ГЦК фаза з параметром ґратки $a = 0,3599$ нм. У ЗРС зразку також наявна лише ГЦК фаза із $a = 0,359$ нм. Проте спостерігається зміна взаємних інтенсивностей дифракційних ліній (111) і (200), що вказує на вплив швидкості охолодження на процес кристалізації сплаву, зокрема на утворення текстури. Литий зразок сплаву CoCrFeMnNiBe містить ГЦК фазу із

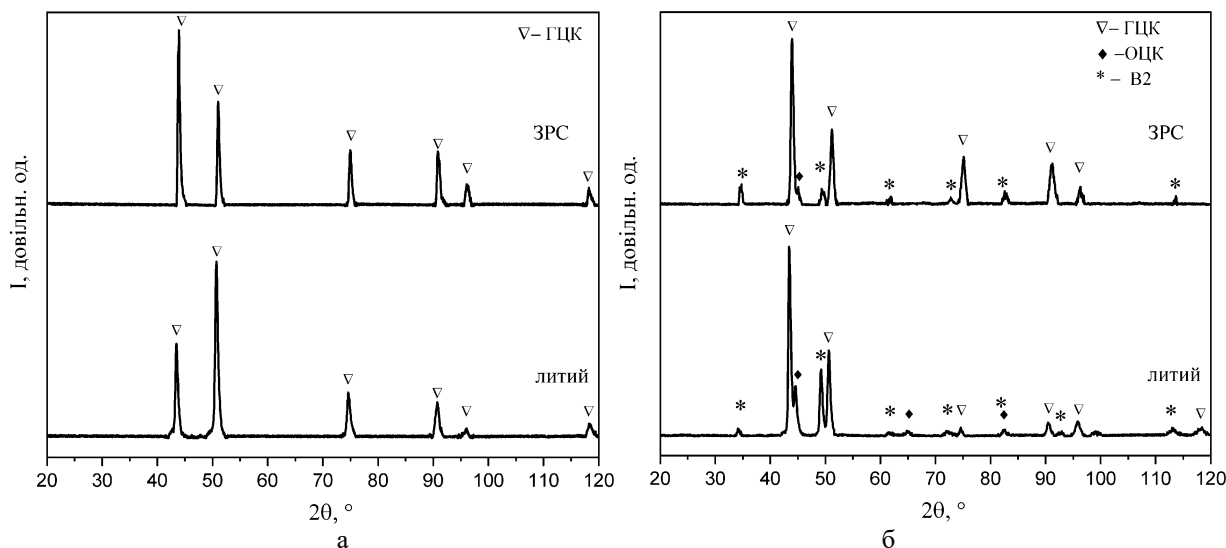


Рис. 1. Дифрактограми литого та ЗРС зразків сплавів: а - CoCrFeMnNi, б - CoCrFeMnNiBe.

параметрами $a = 0,3598$ нм, ОЦК фазу ($a = 0,2872$ нм) та фазу упорядкованого твердого розчину BeNi(Co) із структурним типом B2 ($a = 0,2616$ нм). ЗРС зразок складається з ГЦК фази ($a = 0,3579$ нм), фази BeNi(Co) ($a = 0,2610$ нм) і також містить у невеликій кількості ОЦК фазу. Таким чином, судячи з інтенсивності відповідних дифракційних максимумів (рис. 2), у процесі гартування з розплаву вміст твердого розчину заміщення на основі ГЦК структури у сплаві CoCrFeMnNiBe збільшується, а вміст неупорядкованої ОЦК фази - зменшується. Крім того, параметр ГЦК ґратки зменшується до $a = 0,3579$ нм очевидно завдяки збільшенню у ній вмісту берилію, що має значно менший атомний радіус (0,113 нм) порівняно з атомними радіусами інших елементів що входять до складу сплаву.

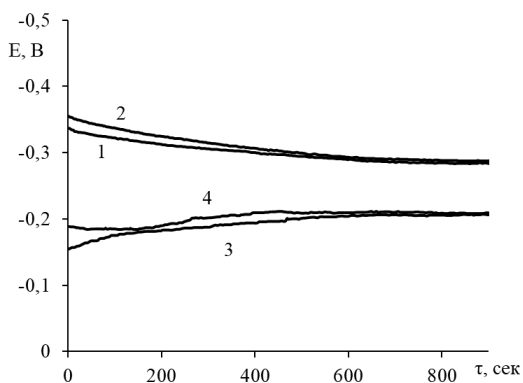


Рис. 2. E, τ - залежності, отримані для сплавів: 1 - CoCrFeMnNi, 2 - CoCrFeMnNiBe, 3 - CoCrFeMnNi (ЗРС), 4 - CoCrFeMnNiBe (ЗРС).

Величини стаціонарних потенціалів сплавів CoCrFeMnNiBe та CoCrFeMnNi визначались шляхом реєстрації E, τ - залежностей до отримання практично незмінного значення потенціалу. Отримані результати наведені на рис. 2.

Як видно, на початку вимірювань у литих сплавах величини E дещо відрізняються: $-0,34$ В для сплаву CoCrFeMnNi та $-0,35$ В для сплаву CoCrFeMnNiBe.

Приблизно через 600 сек вимірювань обидва потенціали набувають сталого значення ($E_{ст} = -0,28$ В). Аналогічно поведуть себе і сплави ЗРС, але потенціали зніжені до більш позитивних значень. На початку вимірювань для сплаву CoCrFeMnNi (ЗРС) $E = -0,18$ В, а для сплаву CoCrFeMnNiBe (ЗРС) $E = -0,15$ В. Поступово значення потенціалів цих сплавів трохи зніжуються до більш від'ємних значень і набувають сталої величини $-0,21$ В. Таким чином, можна вважати, що легування берилієм та спосіб отримання сплаву не впливають суттєво на величини $E_{ст}$.

Поляризаційні дослідження виконані з метою визначення зон електрохімічної інертності досліджених зразків сплавів. На рис. 3 як приклад наведена характерна циклічна вольтамперограма, отримана в нейтральному 3,5 % розчині NaCl для литого сплаву CoCrFeMnNiBe. Від значення $E_{ст}$ зі швидкістю 1 мВ/с проводилась анодна розгортка потенціалу до початку різкого зростання густини струму, коли починає відбуватись активне окиснення поверхні зразку та окиснення води з виділенням кисню. При $E = -0,03$ В, коли $i_a = 2$ мА/см² напрям розгортки потенціалу змінювався на протилежний. Нульове значення густини струму досягається за потенціалу $-0,30$ В. За значень потенціалів, більш негативних ніж $-0,8$ В, густина катодного струму починає зростати, що свідчить про початок активного відновлення деполяризатора і за таких умов поверхня сплаву повністю очищується від оксидних плівок. При $E = -1,29$ В, коли $i_k = 2$ мА/см² знову проводилась зміна напрямку розгортки потенціалу і на третьому циклі визначалась зона електрохімічної інертності сплаву. Для литого сплаву CoCrFeMnNiBe вона знаходиться в межах від $-0,8$ В до $-0,1$ В.

Аналогічні циклічні вольтамперограми були отримані для всіх досліджених сплавів. На рис. 4 наведено їх i, E - залежності, отримані на третьому циклі розгортки потенціалу. Як видно, в області від'ємних потенціалів всі поведуть себе інертно приблизно до потенціалу $-0,8$ В, що свідчить про

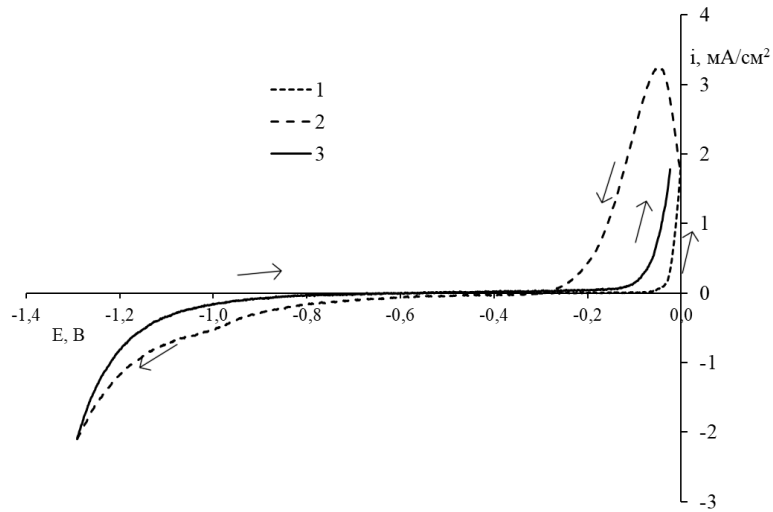


Рис. 3. Циклічна поляризаційна залежність, отримана для литого сплаву CoCrFeMnNiBe. pH = 7,0; v = 1 мВ/с.

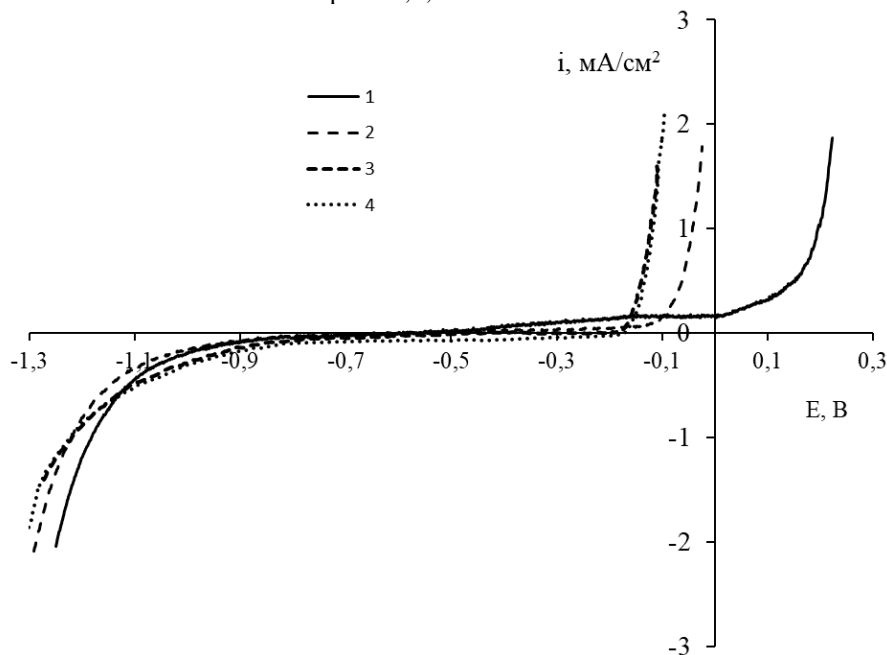


Рис. 4. i, E – залежності, для сплавів: 1 – CoCrFeMnNi, 2 – CoCrFeMnNiBe, 3 – CoCrFeMnNi (ЗРС), 4 – CoCrFeMnNiBe (ЗРС).

однаковий характер катодного процесу. В області позитивних потенціалів литий сплав CoCrFeMnNi є електрохімічно інертним до + 0,05 В, сплав CoCrFeMnNiBe – до -0,1 В, рідкозагартовані сплави інертні до -0,15 В.

Шляхом обробки отриманих i, E - залежностей в напівлогарифмічних координатах (рис. 5) по точках перетину дотичних до катодної і анодної гілок графіку були розраховані величини густин струмів корозії. Визначено, що для литого сплаву CoCrFeMnNi $i_{кор} = 7,31 \cdot 10^{-7}$ А/см², а для сплаву CoCrFeMnNiBe $i_{кор} = 2,10 \cdot 10^{-7}$ А/см².

Отримані результати цілком корелюють з наведеними для литого сплаву CoCrFeMnNi іншими авторами – $8,79 \cdot 10^{-7}$ А/см² [16].

Аналогічно визначені величини $i_{кор}$ також для загартованих з рідкого стану сплавів: для сплаву CoCrFeMnNi (ЗРС) $i_{кор} = 3,83 \cdot 10^{-7}$ А/см², а для сплаву CoCrFeMnNiBe (ЗРС) $i_{кор} = 2,88 \cdot 10^{-8}$ А/см².

Корозійна поведінка зразків литих сплавів була досліджена шляхом їх повного занурення у розчин 3,5 % NaCl при температурі 20 ± 2 °C з періодичним контролем стану поверхні через 1, 2, 4 та 8 діб від початку експерименту.

Стан поверхні зразків досліджених сплавів до випробувань та через 8 діб випробувань представлені на мікрофотографіях (рис. 6).

Як видно, змін в стані поверхні зразків, пов'язаних з перебігом корозійних процесів, не спостерігається. Також для зразків ЗРС в процесі корозійних випробувань контролювалась їх маса і вона залишалася незмінною.

Результати проведених модельних корозійних випробувань досліджених зразків сплавів дозволяють вважати їх корозійно тривкими.

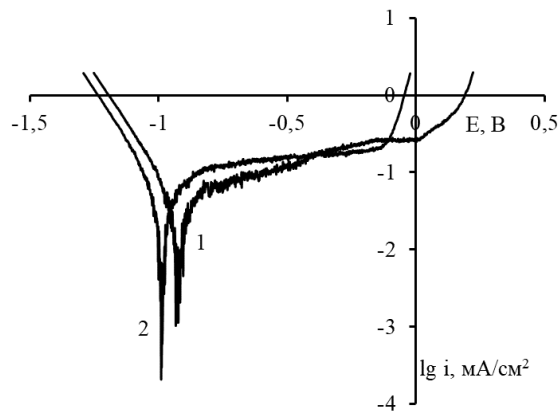


Рис. 5. $\lg i$, E залежності, для досліджених литих сплавів: 1 – CoCrFeMnNi, 2 – CoCrFeMnNiBe.

Висновки

За результатами рентгенофазового аналізу литих та загартованих з розплаву зі швидкістю $\sim 10^6$ K/c зразків високоентропійного сплаву CoCrFeMnNiBe встановлено, що у литому стані у структурі сплаву наявні ГЦК фаза ($a = 0,3598$ нм), ОЦК фаза ($a = 0,2872$ нм) і впорядкована фаза BeNi(Co) із структурним типом B2 ($a = 0,2616$ нм). Загартування із розплаву сприяє збільшенню вмісту фази ГЦК та впорядкованої фази B2 за рахунок зменшення вмісту ОЦК фази.

Визначено величини стаціонарних потенціалів

сплавів CoCrFeMnNi та CoCrFeMnNiBe у литому та ЗРС стані у нейтральному 3,5 % розчині NaCl. З'ясовано, що додавання Be у сплав Кантора не призводить до зміни величин $E_{ст}$. У отриманих шляхом лиття сплавів величина $E_{ст} = -0,28$ В, а у сплавів ЗРС $E_{ст} = -0,21$ В.

За результатами поляризаційних вимірювань визначені області електрохімічної стабільності досліджених зразків сплавів. В негативній області потенціалів для всіх досліджених сплавів вони досягають величини $-0,8$ В. Це свідчить про однаковий характер катодного процесу, який в нейтральному розчині натрій хлориду проходить з кисневою деполаризацією. В позитивній області потенціалів найбільш стабільним є литий сплав CoCrFeMnNi. Його легування берилієм зміщує границю зони електрохімічної стабільності з $+0,05$ В до $-0,1$ В. Розраховані величини густин струмів корозії складають $7,31 \cdot 10^{-7}$ А/см² для сплаву CoCrFeMnNi, $2,10 \cdot 10^{-7}$ А/см² для сплаву CoCrFeMnNiBe, $3,83 \cdot 10^{-7}$ А/см² для сплаву CoCrFeMnNi(ЗРС) та $2,88 \cdot 10^{-8}$ А/см² для сплаву CoCrFeMnNiBe (ЗРС).

Результати модельних корозійних випробувань усіх досліджених зразків сплавів, проведених в нейтральному 3,5 % розчині NaCl протягом 1 - 8 діб, дозволяють вважати їх корозійно тривкими. Таким чином, приймаючи до уваги значне покращення механічних характеристик, яке має місце при додаванні Be у сплав CoCrFeMnNi, особливо при гартуванні з розплаву [22], досліджений ВЕС

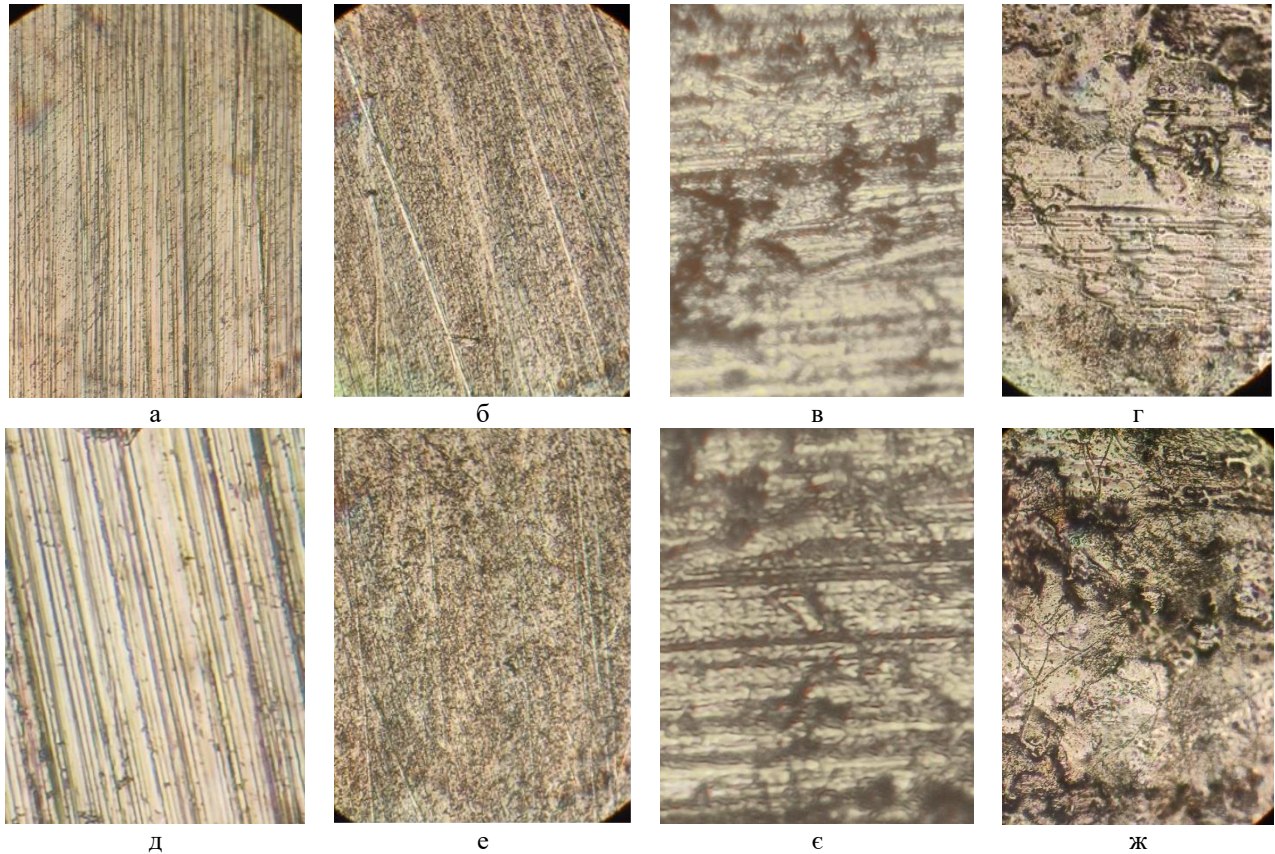


Рис. 6. Стан поверхні зразків сплавів CoCrFeMnNi (а, д), CoCrFeMnNiBe (б, е), CoCrFeMnNi (ЗРС) (в, є), CoCrFeMnNiBe (ЗРС) (г, ж) в процесі корозійних випробувань (x1000): а, б, в, г – до випробувань; д, е, є, ж – через 8 діб випробувань.

CoCrFeMnNiBe у литому та ЗПС стані є перспективним для практичних застосувань.

Кушнерьов О.І. - к.ф.-м.н., доцент, доцент кафедри експериментальної фізики;

Башев В.Ф. - д.ф.-м.н, професор, професор кафедри фізики конденсованого стану;

Рябцев С.І. – д.ф.-м.н., професор, завідувач кафедри експериментальної фізики.

Полонський В.А. - к.х.н, доцент, доцент кафедри фізичної, органічної та неорганічної хімії;

- [1] T.S. Srivatsan, M. Gupta, High Entropy Alloys, Innovations, advances, and applications (CRC Press, Boca Raton, 2020).
- [2] H. Xiang, F.-Z. Dai, Y. Zhou, High- Entropy Materials. From Basics to Applications, 1st ed. (WILEY- VCH GmbH, Weinheim, Germany, 2023).
- [3] J. Brechtel, P.K. Liaw, High-Entropy Materials: Theory, Experiments, and Applications (Springer International Publishing, Cham, 2021).
- [4] D.B. Miracle, O.N. Senkov, *A critical review of high entropy alloys and related concepts*, Acta Materialia, 122, 448 (2017); <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081>.
- [5] S.I. Mudry, R.M. Bilyk, R.Y. Ovsianyk, Y.O. Kulyk, T.M. Mika, *Structural features of InPbGaSnCu molten high entropy alloy*, Physics and Chemistry of Solid State, 20(4), 432 (2019); <https://doi.org/10.15330/pcss.20.4.432-436>.
- [6] V.V. Girzhon, V.V. Yemelianchenko, O.V. Smolyakov, A.S. Razzokov, *Analysis of structure formation processes features in high-entropy alloys of Al-Co-Cr-Fe-Ni system during laser alloying*, Results in Materials, 15(June), 100311 (2022); <https://doi.org/10.1016/j.rinma.2022.100311>.
- [7] O.I. Kushnerov, S.I. Ryabtsev, V.F. Bashev, *Metastable states and physical properties of Co-Cr-Fe-Mn-Ni high-entropy alloy thin films*, Molecular Crystals and Liquid Crystals, 750(1), 135 (2023); <https://doi.org/10.1080/15421406.2022.2073043>.
- [8] G.A. Bagliuk, M.V. Marych, Yu.O. Shishkina, A.A. Mamonova, O.M. Gripachevsky, S.F. Kyryliuk, *Features of phase and structure formation in obtaining high-entropy alloy of Fe-Ti-Cr-Mn-Si-C system from a powder mixture of ferroalloys*, Physics and Chemistry of Solid State, 23(3), 620 (2022); <https://doi.org/10.15330/pcss.23.3.620-625>.
- [9] V. Girzhon, V. Yemelianchenko, O. Smolyakov, *High entropy coating from AlCoCrCuFeNi alloy, obtained by laser alloying*, Acta Metallurgica Slovaca, 29(1), 44 (2023); <https://doi.org/10.36547/ams.29.1.1710>.
- [10] M. Dufanets, V. Sklyarchuk, Yu. Plevachuk, Y. Kulyk, S. Mudry, *The Structural and Thermodynamic Analysis of Phase Formation Processes in Equiatomic AlCoCuFeNiCr High-Entropy Alloys*, Journal of Materials Engineering and Performance, 29(11), 7321 (2020); <https://doi.org/10.1007/s11665-020-05250-6>.
- [11] O.I. Kushnerov, V.F. Bashev, *Structure and Physical Properties of Cast and Splat-Quenched CoCr0.8Cu0.64FeNi High Entropy Alloy*, East European Journal of Physics, 48(3), 43 (2021); <https://doi.org/10.26565/2312-4334-2021-3-06>.
- [12] H.C. Ozdemir, A. Nazarahari, B. Yilmaz, D. Canadinc, E. Bedir, R. Yilmaz, U. Unal, H. J. Maier, *Machine learning – informed development of high entropy alloys with enhanced corrosion resistance*, Electrochimica Acta, 476, 143722 (2024); <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2023.143722>.
- [13] Z. Tang, L. Huang, W. He, P. Liaw, *Alloying and Processing Effects on the Aqueous Corrosion Behavior of High-Entropy Alloys*, Entropy, 16(2), 895 (2014); <https://doi.org/10.3390/e16020895>.
- [14] Y. Shi, B. Yang, P. Liaw, *Corrosion-Resistant High-Entropy Alloys: A Review*, Metals, 7(2), 43 (2017); <https://doi.org/10.3390/met7020043>.
- [15] N. Kumar, M. Fusco, M. Komarasamy, R. S. Mishra, M. Bourham, K. L. Murty, *Understanding effect of 3.5 wt.% NaCl on the corrosion of Al0.1CoCrFeNi high-entropy alloy*, Journal of Nuclear Materials, 495, 154 (2017); <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2017.08.015>.
- [16] Q. Ye, K. Feng, Z. Li, F. Lu, R. Li, J. Huang, Y. Wu, *Microstructure and corrosion properties of CrMnFeCoNi high entropy alloy coating*, Applied Surface Science, 396, 1420 (2017); <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2016.11.176>.
- [17] B. Wang, J. Huang, J. Fan, Y. Dou, H. Zhu, D. Wang, *Preparation of FeCoNiCrMn High Entropy Alloy by Electrochemical Reduction of Solid Oxides in Molten Salt and Its Corrosion Behavior in Aqueous Solution*, Journal of The Electrochemical Society, 164(14), E575 (2017); <https://doi.org/10.1149/2.1521714jes>.
- [18] M. Hu, X. Ouyang, F. Yin, X. Zhao, Z. Zhang, X. Wang, *Effect of Boronizing on the Microstructure and Mechanical Properties of CoCrFeNiMn High-Entropy Alloy*, Materials, 16(10), 3754 (2023); <https://doi.org/10.3390/ma16103754>.
- [19] H. Shahmir, P. Saeedpour, M. S. Mehranpour, S. A. A. Shams, C. S. Lee, *Hetero-Deformation Induced Hardening in a CoCrFeNiMn High-Entropy Alloy*, Crystals, 13(5), 844 (2023); <https://doi.org/10.3390/cryst13050844>.
- [20] A.V. Zavdoveev, O.A. Gaivoronsky, V.D. Poznyakov, A.V. Klapatyuk, D.V. Vedel, T. Baudin, O.A. Los, R.A. Kozin, M.A. Skoryk, *Powder Welding Wire of Cantor's High-Entropy Alloying System for Surfacing*, Metallofizika i Noveishie Tekhnologii, 44(8), 1025 (2022); <https://doi.org/10.15407/mfint.44.08.1025>.

- [21] M.P. Semen'ko, R.V. Ostapenko, S.M. Naumenko, P.O. Teselko, *Influence of technological factors on the structure and properties of high-entropy FeCrMnCoNi alloy*, Journal of Nano- and Electronic Physics, 11(6), (2019); [https://doi.org/10.21272/jnep.11\(6\).06017](https://doi.org/10.21272/jnep.11(6).06017).
- [22] V.F. Bashev, O.I. Kushnerov, S.I. Ryabtsev, *Structure and properties of CoCrFeNiMnBe high-entropy alloy films obtained by melt quenching*, Molecular Crystals and Liquid Crystals, 765(1), 145 (2023); <https://doi.org/10.1080/15421406.2023.2215125>.
- [23] A. Altomare, N. Corriero, C. Cuocci, A. Falcicchio, A. Moliterni, R. Rizzi, *Main features of QUALX2.0 software for qualitative phase analysis*, Powder Diffraction, 32(S1), 129 (2017); <https://doi.org/10.1017/S0885715617000240>.
- [24] V.A. Polonsky, V.F. Bashev, O.I. Kushnerov, *Structure and corrosion-electrochemical properties of Fe-based cast high-entropy alloys*, Journal of Chemistry and Technologies, 28(2), 176 (2020); <https://doi.org/10.15421/082019>.
- [25] V.A. Polonsky, V.F. Bashev, O.I. Kushnerov, *Structure and corrosion-electrochemical properties of rapidly quenched Fe5CrCuNiMnSi and Fe5CoCuNiMnSi high entropy alloys*, Journal of Chemistry and Technologies, 30, 88 (2022); <https://doi.org/10.15421/jchemtech.v30i1.237109>.

V.A. Polonsky¹, O.I. Kushnerov¹, V.F. Bashev², S.I. Ryabtsev¹

The Influence of the Cooling Rate on the Structure and Corrosion Properties of the Multicomponent High-Entropy Alloy CoCrFeMnNiBe

¹Oles Honchar Dnipro National University, Dnipro, Ukraine, kushnrv@gmail.com

²Dnipro State Technical University, Kamianske, Ukraine, bashev_vf@ukr.net

Samples of the multicomponent high-entropy alloy CoCrFeMnNiBe were obtained by the methods of casting and melt-quenching, and their phase composition and electrochemical behavior were investigated. With the help of X-ray phase analysis, it was established that the studied alloy in the as-cast state has a multiphase structure, in which there are phases with lattices of the FCC, BCC, and BeNi(Co) intermetallics (structural type B2). Quenching from the melt leads to a significant decrease in the BCC phase content. The values of stationary potentials and areas of electrochemical stability of cast and melt-quenched CoCrFeMnNiBe alloy samples, as well as corrosion current densities, were determined. It is shown that all samples of the CoCrFeMnNiBe alloy behave inertly in corrosion tests, which allows them to be considered corrosion-resistant. The results of the work can be used in the development of modern multifunctional and corrosion-resistant materials.

Keywords: high-entropy alloy, beryllium, structure, phase composition, electrochemical properties, corrosion resistance.