

MATERIALS IN EXTREMAL CONDITIONS

PACS numbers: 61.44.Br, 62.23.Pq, 68.37.Hk, 81.05.Ni, 81.65.Kn, 82.45.Bb

Корозійно-електрохімічні властивості квазікристалічних стопів Al–Cu–Co та Al–Ni–Co у розчині NaCl

О. В. Сухова, В. А. Полонський

*Дніпровський національний університет ім. Олесь Гончара,
просп. Гагаріна, 72,
49010 Дніпро, Україна*

У роботі вивчено структуру та електрохімічні властивості квазікристалічних литих стопів $\text{Al}_{65}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{15}$ і $\text{Al}_{72}\text{Co}_{18}\text{Ni}_{10}$, охолоджених зі швидкістю 50 К/с. Використано методи кількісної металографії, сканувальної електронної мікроскопії, рентгеноструктурного і мікрорентгеноспектрального аналізів. Корозійні властивості у 5% водному розчині NaCl (pH = 6,9–7,1) досліджували гравіметричним і потенціодинамічним методами. У структурі досліджених стопів утворюється не менше 60–65% об. квазікристалічної декагональної фази. Корозія стопів у водному розчині натрій хлориду відбувається за електрохімічним механізмом. Обидва стопи мають близькі значення стаціонарних потенціалів (–0,43 В для стопу $\text{Al}_{65}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{15}$ і –0,40 В для стопу $\text{Al}_{72}\text{Co}_{18}\text{Ni}_{10}$). Густина струму корозії для стопу $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ становить 0,18 мА/см², а для стопу $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ — 0,12 мА/см². Гравіметричні дослідження показали, що перші 4 доби модельних корозійних випробувань спостерігається приріст маси зразків, а протягом наступних 4 діб маса зразків практично не змінюється. Одержаний результат пояснюється утворенням захисної оксидної плівки на поверхні зразків. Корозійна стійкість стопу $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ у сольовому розчині натрій хлориду дещо перевищує стійкість стопу $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$. Електронно-мікроскопічні дослідження вказують на піттинговий характер корозії. Піттингові ділянки розміром ~10 мкм виявлено переважно у місцях розташування дефектів. Руйнування поверхні стопів в основному відбувається внаслідок корозії на межі первинних і перитектичних фаз. Ґрунту-

Corresponding author: Olena Viktorivna Sukhova
E-mail: sukhovaya@ukr.net

*Oles Honchar Dnipro National University,
72 Gagarin Ave., UA-49010 Dnipro, Ukraine*

Citation: O. V. Sukhova and V. A. Polonsky, Corrosion-Electrochemical Properties of Quasicrystalline Al–Cu–Co and Al–Ni–Co in NaCl Solution, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 42, No. 9: 1283–1292 (2020), DOI: [10.15407/mfint.42.09.1283](https://doi.org/10.15407/mfint.42.09.1283).

ючись на проведених дослідженнях, квазікристалічні вилиті стопи $\text{Al}_{65}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{15}$ і $\text{Al}_{72}\text{Co}_{18}\text{Ni}_{10}$ можна рекомендувати як стопи-наповнювачі макроретерогенних композиційних покриттів, призначених для експлуатації в умовах морського клімату.

Ключові слова: квазікристалічні вилиті стопи, декагональні квазікристали, розчин натрій хлориду, електрохімічні властивості, корозійна стійкість.

The structure and electrochemical properties of quasicrystalline cast $\text{Al}_{65}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{15}$ and $\text{Al}_{72}\text{Co}_{18}\text{Ni}_{10}$ alloys cooled at 50 K/s are studied in this work. The methods of quantitative metallography, scanning electron microscopy, X-ray analysis and energy dispersive X-ray spectrometry are applied. Corrosion behaviour in 5% aqueous NaCl solution (pH = 6.9–7.1) is investigated by gravimetric and potentiodynamic methods. Not less than 60–65% vol. of quasicrystalline decagonal phase is observed in the structure of the alloys. The corrosion of the alloys in the aqueous solution of sodium chloride proceeds under electrochemical mechanism. Both alloys have close values of stationary potentials (–0.43 V for the $\text{Al}_{65}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{15}$ alloy and –0.40 V for the $\text{Al}_{72}\text{Co}_{18}\text{Ni}_{10}$ alloy). Current density for the $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ alloy equals to 0.18 mA/cm², and that for the $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ alloy—0.12 mA/cm². Gravimetric measurements show that the mass of the samples is grown during first 4 days of model corrosion tests, but during the following 4 days of experiments the mass remains almost unchanged. The result obtained is explained by the formation of a protective oxide film on the surface of the samples. The corrosion resistance of $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ alloy in the saline solution of sodium chloride slightly exceeds the one of $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ alloy. Scanning electron microscopy shows the marks of pitting corrosion on the surface of the investigated alloys. The pits with size ~10 μm appear mostly in the defected areas. The corrosion mainly occurs at the boundaries of the primary and the peritectic phases. Both the quasicrystalline cast $\text{Al}_{65}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{15}$ and $\text{Al}_{72}\text{Co}_{18}\text{Ni}_{10}$ alloys may be recommended for the application as the fillers of macroheterogeneous composite coatings designated for the performance in the conditions of sea climate.

Key words: quasicrystalline cast alloys, decagonal quasicrystals, sodium chloride solution, electrochemical properties, corrosion resistance.

(Отримано 10 березня 2020 р.; остаточн. варіант — 4 серпня 2020 р.)

1. ВСТУП

Забезпечення експлуатаційної стійкості та надійності роботи деталей ракетно-космічного комплексу, що працюють в умовах морського клімату, залишається актуальною науково-прикладною проблемою. Підвищити робочі характеристики деталей можна за рахунок використання макроретерогенних композиційних покриттів, що поєднують одночасно властивості пластичної матриці та твердого армувального наповнювача [1, 2]. Перспективними наповнювача-

чами є квазікристалічні стопи, які мають підвищені твердість, зносостійкість та триботехнічні характеристики [3, 4].

Вибір наповнювачів, які містять квазікристалічну фазу, для створення композиційних матеріалів обмежується вимогами щодо утворення цієї фази у структурі стопів за звичайних швидкостей охолодження, а також її стабільності до температури ~ 1000 К [5, 6]. Наповнювачами, що задовольняють указаним вимогам, є стопи на основі Алюмінію у концентраційній області утворення квазікристалічної фази [7, 8].

Дослідження корозійних властивостей квазікристалічних стопів Al–Cu–Fe показали, що особливості структури ікосаедричних квазікристалів не впливають на їх опір руйнуванню в агресивних середовищах [9, 10]. Проте встановлено, що корозійну тривкість квазікристалічних стопів можна підвищити шляхом введення до їхнього складу легуючих елементів [11, 12]. При цьому в присутності, наприклад, Co і Ni структура квазікристалічної фази у стопах Al–Cu–Fe змінюється з ікосаедричної на декагональну [13, 14]. Однак у літературі не знайдено відомостей, що стосуються дослідження корозійної тривкості стопів Al–Cu–Co і Al–Ni–Co, в структурі яких утворюються кобальт- або нікельвмістні декагональні квазікристалічні фази. З урахуванням сказаного, у роботі досліджено структуру і корозійно-електрохімічні властивості квазікристалічних стопів-наповнювачів Al–Cu–Co і Al–Ni–Co композиційних покриттів, призначених для експлуатації в умовах морського клімату.

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА МЕТОДИКА

Стопи Al–Cu–Co і Al–Ni–Co одержували стопленням хімічно чистих елементів (99,99%) у графітових тиглях у печі Таммана. Швидкість охолодження складала 5 К/с. Склад стопів $\text{Al}_{65}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{15}$ і $\text{Al}_{72}\text{Co}_{18}\text{Ni}_{10}$ вибирали з урахуванням відомостей про концентраційний діапазон існування квазікристалічної декагональної D-фази, наведених у роботах [15, 16]. Вміст хімічних елементів контролювали за допомогою рентгенофлюоресцентного аналізу на установці СЕФ-01-М «Спрут». Мікроструктуру стопів вивчали на оптичному мікроскопі «Neophot». Кількісні металографічні дослідження виконували на структурному аналізаторі «Epiquant». Ідентифікацію фаз проводили методом рентгеноструктурного аналізу на апараті ДРОН-УМ з використанням випромінювання CuK_α . Локальний рентгеноспектральний аналіз здійснювали за допомогою растрового електронного мікроскопа РЕММА102-02, обладнаного енергодисперсійним аналізатором.

Корозійну тривкість зразків стопів досліджували у 5% нейтральному розчині натрій хлориду, який зазвичай використовують у камерах сольового туману для вивчення дії на метали і стопи мор-

ської атмосфери. Вибір такого середовища також пояснюється його активною дією на оксидну плівку алюмінію, результатом якої є пitting корозія металу [17, 18]. Величину pH розчину контролювали та коригували за допомогою йонметра ЕВ-74. Масовий показник корозії визначали гравіметричним методом на аналітичних вагах WA-21.

Для дослідження електрохімічних властивостей зразків використовували потенціостат ПІ-50-1 з програматором ПР-8 і триелектродну комірку. Допоміжним електродом слугувала платинова пластина. Значення потенціалів визначали відносно електрода порівняння, який використовували як хлоридсрібний напівелемент, з'єднаний з коміркою через заповнений робочим розчином капіляр Луггіна. Перед вимірюваннями зразки стопів шліфували, полірували, знежирювали спиртом, висушували і витримували у робочому розчині до стабілізації величини стаціонарного потенціалу ($E_{ст}$).

Під час проведення поляризаційних вимірювань розгортку потенціалу виконували у декілька кроків зі зміною її напрямку. Зразки поляризували від значення $E_{ст}$ у позитивному напрямку до різкого зростання анодної густини струму за потенціалу $-0,10$ В. Потім напрямком розгортки потенціалу змінювали і зразок поляризували у катодному напрямку до потенціалу $-1,3$ В, за якого величина катодної густини струму досягала 5 мА/см^2 . Одержану ділянку кривої з катодною розгорткою потенціалу використовували для визначення величини зон електрохімічної інертності стопу. Нарешті, зразки знов поляризували у зворотному напрямку до появи анодного струму. Величину густини струму корозії розраховували з графіків ($\lg i$, E -залежностей).

Модельні корозійні випробування проводили протягом 1, 2, 3, 4 і 8 діб у 5% розчині NaCl на зразках розмірами $3,0 \times 0,5$ см, які повністю занурювали у сольовий розчин. Випробування за цих умов вважається еквівалентним до 5-річної експлуатації у морській атмосфері. Мікроструктуру поверхні зразків після корозійних випробувань досліджували за допомогою растрового електронного мікроскопа РЕМ-106І у режимі вторинних електронів. Корозійні і електрохімічні дослідження проводили за температури $20 \pm 2^\circ\text{C}$.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Металографічні дослідження свідчать про те, що структура стопу $\text{Al}_{65}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{15}$ є трифазною [7]. Основний його об'єм (до 65% об.) займає квазікристалічна декагональна фаза $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ (D-фаза). Ця фаза утворюється за перитектичною реакцією, на що вказує наявність не розчинених ділянок фази $\text{Al}_4(\text{Co}, \text{Cu})_3$ в центрі кристалів D-фази. На межах квазікристалів спостерігається фаза $\text{Al}_3(\text{Cu}, \text{Co})_2$. Описану структуру стопу підтверджують результати рентгеностру-

ктурного аналізу.

У структурі стопу $\text{Al}_{72}\text{Co}_{18}\text{Ni}_{10}$ також виявлено три фази [7]. Квазікристалічна фаза $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ (D-фаза) кристалізується з рідини першою. Її відносний вміст становить не менше 60% об. Навколо кристалів D-фази спостерігаються обідки перитектичної фази $\text{Al}_9(\text{Co}, \text{Ni})_2$. Решту об'єму стопу займає фаза $\text{Al}_9(\text{Ni}, \text{Co})_2$, яка кристалізується з рідини останньою.

Порівняння корозійної тривкості стопів у 5% розчині NaCl, проведене за результатами вимірювання величини стаціонарних потенціалів ($E_{\text{ст}}$), які фактично є потенціалами вільної корозії, показує, що значення потенціалів встановлюються протягом 300–500 секунд і у подальшому практично не змінюються (рис. 1).

Досліджені стопи характеризуються приблизно однаковою електрохімічною активністю. Так, стаціонарний потенціал для стопу $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ складає $-0,43$ В, а для стопу $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ він дорівнює $-0,40$ В. Близькі значення стаціонарних потенціалів свідчать про однакову електрохімічну поведінку досліджених стопів. У той же час, стоп $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ має більш позитивне значення стаціонарного потенціалу, що може бути пов'язано з більш пасивним станом його поверхні.

На рисунку 2 наведено поляризаційні залежності, одержані для литих стопів $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ і $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ методом вольтамперометрії з періодичним переключенням напрямку розгортки потенціалу. Зміна величини потенціалу від $E_{\text{ст}}$ у бік більш позитивних значень су-

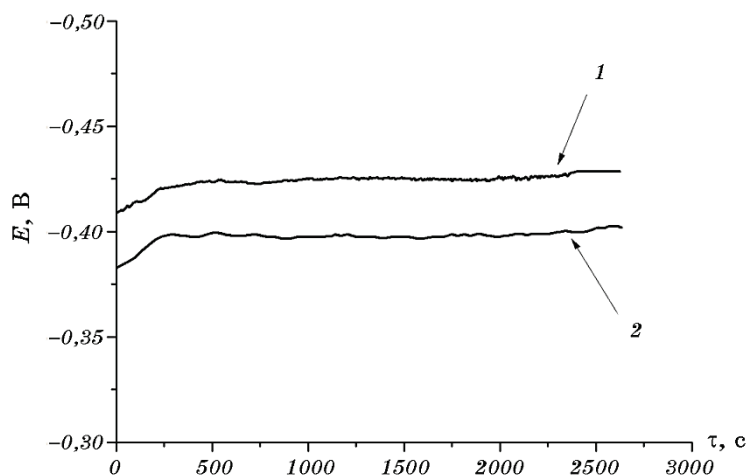


Рис. 1. (E, τ)-залежності для стопів $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ (1) і $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ (2) в 5% розчині NaCl (pH = 7,0).

Fig. 1. (E, τ)-curves for $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ (1) and $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ (2) alloys in 5% NaCl solution (pH = 7.0).

проводжується поступовим зростанням анодного струму. За потенціалу близько $-0,3$ В спостерігається різке збільшення анодного струму, викликане початком активного розчинення компонентів стопів. На зворотному ході кривих нульове значення густини струму досягається за потенціалу $-0,67$ В для стопу $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ (рис. 2, а) і $-0,86$ В для стопу $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ (рис. 2, б).

За потенціалів, більш негативних за $-1,0$ В, спостерігається зростання катодного струму і активне виділення водню. На наступному кроці розгортки потенціалу можна визначити зони електрохімічної інертності стопів $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ і $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$. Вони близькі за розмірами і знаходяться у межах від $-1,0$ В до $-0,4$ В.

Значення густини струму корозії, одержане шляхом обробки поляризаційних залежностей, побудованих у напівлогарифмічних

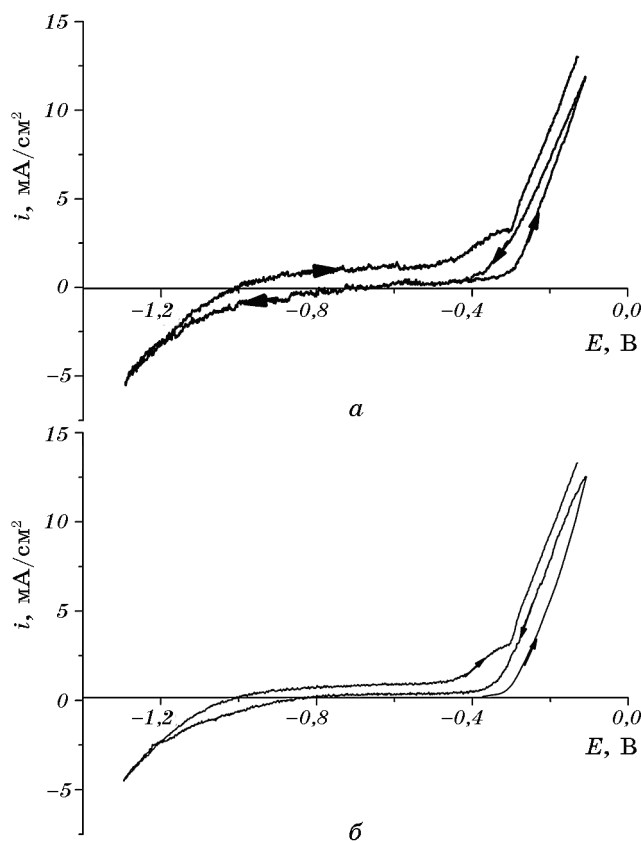


Рис. 2. Поляризаційні залежності, одержані в 5% розчині NaCl ($\text{pH} = 6,9$; $\nu = 1$ мВ/с) для стопів: а — $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$; б — $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$.

Fig. 2. Polarization curves obtained in 5% NaCl solution ($\text{pH} = 6.9$; $\nu = 1$ mV/s) for: а— $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$; б— $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ alloys.

координатах поблизу значення стаціонарного потенціалу, для стопу $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ складає $0,18 \text{ мА/см}^2$, а для стопу $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ — $0,12 \text{ мА/см}^2$ (рис. 3).

Гравіметричні дослідження свідчать про те, що маса зразків стопу $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ під час випробовувань поступово зростає, а стопу $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ спочатку зростає, але через 4 доби практично не змінюється (табл. 1). Слід також відмітити, що корозія стопу $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ починається лише через 24 години після занурення у корозійний розчин. Одержаний результат можна пояснити тим, що за вказаний проміжок часу на поверхні стопів формується захисна плівка продуктів корозії.

Формування пасивної поверхневої плівки фіксується візуально у вигляді потемніння поверхні. Причому на поверхні стопу

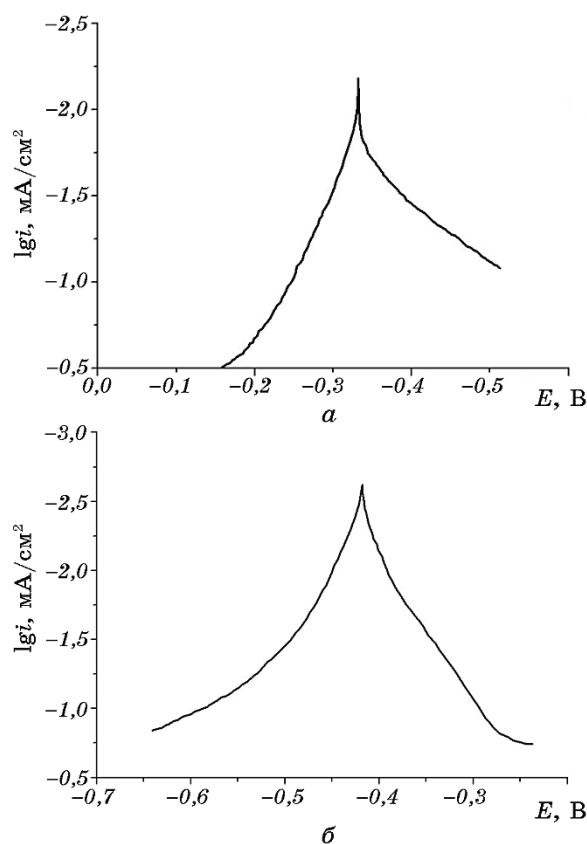


Рис. 3. ($\lg i$, E)-залежності, одержані для стопів $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ (а) та $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ (б) у 5% розчині NaCl ($\text{pH} = 6,9$; $\nu = 1 \text{ мВ/с}$).

Fig. 3. ($\lg i$, E)-curves obtained for $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ (a) and $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ (b) alloys in 5% NaCl solution ($\text{pH} = 6.9$; $\nu = 1 \text{ mV/s}$).

ТАБЛИЦЯ 1. Зміна маси (мг/см²) зразків стопів Al₆₃Co₂₄Cu₁₃ і Al₆₉Co₂₁Ni₁₀ після перебування у 5% розчині NaCl.

TABLE 1. The mass changes (in mg/cm²) of the samples of Al₆₃Co₂₄Cu₁₃ and Al₆₉Co₂₁Ni₁₀ alloys affected by 5% NaCl solution.

Стоп	Тривалість випробувань, кількість діб				
	1	2	3	4	8
Al ₆₃ Co ₂₄ Cu ₁₃	0,12	0,48	0,65	0,72	0,80
Al ₆₉ Co ₂₁ Ni ₁₀	0,00	0,12	0,30	0,43	0,43

Al₆₉Co₂₁Ni₁₀ ця плівка має меншу товщину і більш щільну будову, ніж на поверхні стопу Al₆₃Co₂₄Cu₁₃, що можна пояснити присутністю Нікелю у його складі [19]. Враховуючи меншу корозійну тривкість стопу Al₆₃Co₂₄Cu₁₃, можна припустити, що на його поверхні утворюється більш пориста плівка продуктів корозії, яка меншою мірою захищає стоп. Доступ окиснювача через пори плівки призводить до росту її товщини.

Величина pH = 5% розчину NaCl через 1–2 доби зростає від початкового значення 6,9 до 7,8–7,9, а потім практично не змінюється. Таке збільшення pH розчину можна пояснити проходженням на катодних ділянках поверхні реакції відновлення деполяризатора, яким у нейтральному середовищі є кисень повітря, з утворенням йонів OH⁻. Методом сканувальної електронної мікроскопії встановлено, що на поверхні як стопу Al₆₃Co₂₄Cu₁₃ (рис. 4, а, б), так і стопу Al₆₉Co₂₁Ni₁₀ (рис. 4, в, г) утворюються окремі ділянки корозії у вигляді піттингів розмірами ~10 мкм. Більше піттингів спостерігається навколо дефектів поверхні. Візуальні дослідження поверхонь стопів також свідчать про те, що у сольовому розчині переважно кородують межі первинних і перитектичних фаз.

Декагональна квазікристалічна D-фаза у стопі Al₆₉Co₂₁Ni₁₀ розчиняється у розчині натрій хлориду з дещо більшою швидкістю. Враховуючи більш високу корозійну тривкість цього стопу порівняно зі стопом Al₆₃Co₂₄Cu₁₃, можна припустити, що присутність квазікристалічної фази не має вирішального впливу на опір корозії досліджених стопів, а підвищення корозійної тривкості пов'язане з присутністю у структурі стопу Al₆₉Co₂₁Ni₁₀ нікельмістких фаз [19].

4. ВИСНОВКИ

Послугуючись одержаними результатами, можна зробити наступні висновки. Особливістю будови квазікристалічних стопів Al₆₃Co₂₄Cu₁₃ і Al₆₉Co₂₁Ni₁₀ є утворення в їх структурі декагональних квазікристалів складу Al₆₃Co₂₄Cu₁₃ та Al₆₉Co₂₁Ni₁₀ відповідно. При-

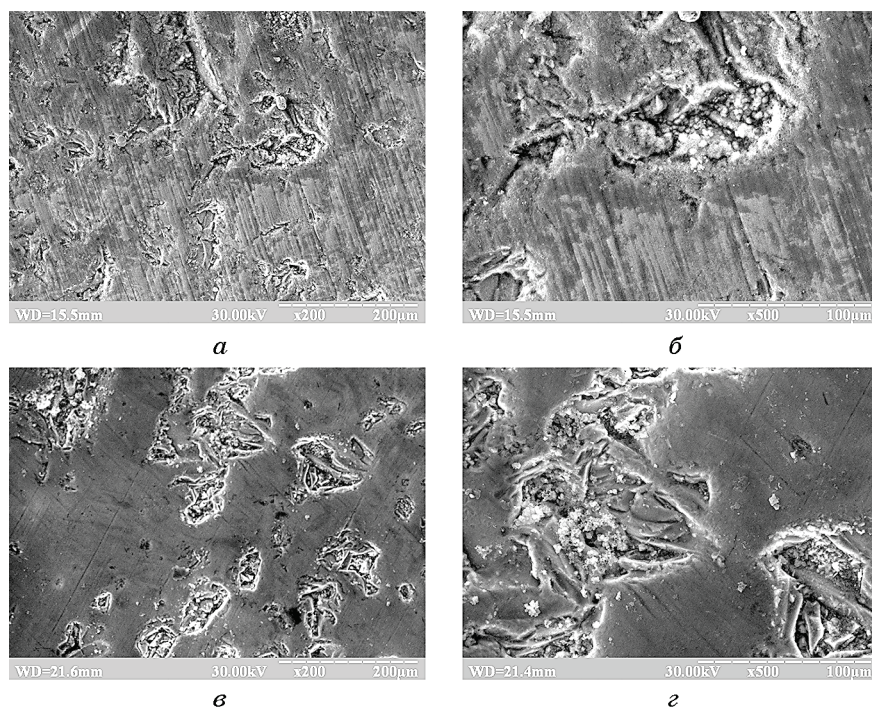


Рис. 4. СЕМ-фотографії поверхні сплавів $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ (а, б) і $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ (в, г) після 8 діб випробувань у 5% розчині NaCl (pH = 7,8).

Fig. 4. SEM-images of the surface of $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ (a, б) and $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ (в, г) alloys after holding for 8 days in 5% NaCl solution (pH = 7.8).

чому в сполі $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ квазікристалічна D-фаза утворюється за перитектичною реакцією, а у сполі $\text{Al}_{72}\text{Co}_{18}\text{Ni}_{10}$ вона кристалізується з рідини першою.

Під час модельних корозійних випробувань у 5% розчині натрій хлориду первинна квазікристалічна D-фаза у сполі $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ розчиняється у сольовому розчині з більшою швидкістю, ніж фаза перитектичного походження у сполі $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$. В обох сплавах переважно кородують межі первинних і перитектичних фаз.

Досліджені сплави $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ і $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ мають близькі електрохімічні властивості, на що вказують значення стаціонарних потенціалів (–0,43 В і –0,40 В відповідно), а також величини зон електрохімічної інертності сплавів (від –1,00 В до –0,40 В). Густина струму корозії для сплаву $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ (0,18 mA/cm^2) дещо перевищує значення цієї характеристики для сплаву $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ (0,12 mA/cm^2). Корозія сплавів відбувається за електрохімічним механізмом.

Під час корозійних випробувань на поверхні зразків утворюється пасивна плівка, яка має захисні властивості та блокує корозію. З

урахуванням результатів сканувальної електронної мікроскопії встановлено, що корозійні пошкодження на поверхні стопів не носять системного характеру і проявляються у вигляді дрібних піттинів.

Незважаючи на те, що корозійна тривкість стопу $\text{Al}_{69}\text{Co}_{21}\text{Ni}_{10}$ незначно перевищує тривкість стопу $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$, обидва стопи можна рекомендувати як наповнювачі корозійнотривких композиційних покриттів, що експлуатуються в умовах морської атмосфери.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. O. V. Sukhova, *Metallofiz. Noveishie Technol.*, **31**, No. 7: 1001 (2009) (in Ukrainian).
2. O. Sukhova and Yu. Syrovatko, *Metallofiz. Noveishie Technol.*, **33**, Special Issue: 371 (2011) (in Russian).
3. I. M. Spyrydonova, O. V. Sukhova, and G. V. Zinkovskij, *Metall. Min. Ind.*, **4**, No. 4: 2 (2012).
4. I. M. Spiridonova, E. V. Sukhovaya, and V. P. Balakin, *Metallurgia*, **35**, No. 2: 65 (1996).
5. I. M. Spiridonova, E. V. Sukhovaya, V. F. Butenko, A. P. Zhudra, A. I. Litvinenko, and A. I. Belyi, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **32**: 139 (1993).
6. I. M. Spiridonova, E. V. Sukhovaya, S. B. Pilyaeva, and O. G. Bezrukavaya, *Metall. Min. Ind.*, No. 3: 58 (2002).
7. O. V. Sukhova and Yu. V. Syrovatko, *Metallofiz. Noveishie Technol.*, **41**, No. 9: 1171 (2019) (in Russian).
8. E. V. Sukhovaya, *J. Superhard Mater.*, **35**, No. 5: 277 (2013).
9. A. Rudiger and U. Koster, *Mater. Sci. Eng.*, **294–296**: 890 (2000).
10. O. V. Sukhova, V. A. Polonsky, and K. V. Ustinova, *Voprosy Khimii i Khimicheskoy Tekhnologii*, **121**, No. 6: 77 (2018) (in Ukrainian).
11. C. Zhou, R. Cai, S. Gong, and H. Xu, *Surf. Coat. Technol.*, **201**: 1718 (2006).
12. Y. Kang, C. Zhou, S. Gong, and H. Xu, *Mater. Sci. Forum*, **475–479**: 3355 (2005).
13. Yi. Lei, M. Calvo-Dahlborg, J. M. Dubois, Z. Hei, P. Weisbecker, and C. Dong, *J. Non-Crystalline Solids*, **330**, Iss. 1–3: 39 (2003).
14. S. H. Kim, B. H. Kim, S. M. Lee, W. T. Kim, and D. H. Kim, *J. Alloys Compd.*, **342**: 246 (2002).
15. A.-P. Tsai, A. Inoue, and T. Masumoto, *Mater. Trans., JIM*, **30**, No. 4: 300 (1989).
16. K. Edagawa, H. Tamaru, S. Yamaguchi, K. Suzuki, and S. Takeuchi, *Phys. Rev. B*, **50**: 12413 (1994).
17. O. V. Sukhova, V. A. Polonsky, and K. V. Ustinova, *Metallofiz. Noveishie Technol.*, **40**, No. 11: 1475 (2018) (in Ukrainian).
18. O. V. Sukhova, V. A. Polonsky, and K. V. Ustinova, *Mater. Sci.*, **55**, No. 2: 285 (2019).
19. O. V. Sukhova, V. A. Polonsky, and K. V. Ustinova, *Voprosy Khimii i Khimicheskoy Tekhnologii*, **124**, No. 3: 46 (2019).