

О.В. Сухова, В.А. Полонський

Закономірності структуроутворення та корозії литих квазікристалічних сплавів $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ та $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ у водному розчині натрій хлориду

Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара, Дніпро, Україна, sukhovaya@ukr.net

В роботі досліджено структуру і особливості корозії квазікристалічних литих сплавів $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ та $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ в 5 %-ному розчині натрій хлориду (рН 6,9 - 7,1). Швидкість охолодження сплавів складала 5 К/с. Структуру сплавів вивчали методами кількісної металографії, рентгеноструктурного аналізу, растрової електронної мікроскопії. Корозійні властивості досліджували потенціодинамічним методом. Проведені дослідження підтверджують утворення стабільних квазікристалічних ікосаедричної (ψ) та декагональної (D) фаз у структурі сплавів $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ та $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ відповідно. У 5 %-ному розчині натрій хлориду досліджені сплави кородують за електрохімічним механізмом з кисневою деполяризацією. Порівняно зі сплавом $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$, сплав $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ має менш від'ємні значення потенціалу вільної корозії (-0,43 В і -0,66 В відповідно), а його зона електрохімічної інертності розширюється за рахунок гальмування анодних процесів. Величина струму корозії, розрахована з (E, I_{gi})-залежностей, для сплаву $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ складає 0,18 мА/см², а для сплаву $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ – 0,20 мА/см². Більш низьку корозійну тривкість сплаву $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ пояснено присутністю в його структурі залізовмістних фаз. Послугуючись отриманими результатами, для створення покриттів на деталях ракетно-космічної техніки, що працюють в умовах морського клімату, рекомендовано сплав $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$.

Ключові слова: ікосаедричні квазікристали, декагональні квазікристали, структура, електрохімічна поляризація, пітінгова корозія.

Подано до редакції 30.04.2020; прийнято до друку 15.09.2020.

Вступ

Сплави систем Al–Cu–Fe і Al–Cu–Co, які містять стабільні квазікристалічні фази, належать до найбільш перспективних функціональних матеріалів. Інтерес викликаний тим фактом, що квазікристалічні фази можуть бути отримані в цих сплавах за звичайних швидкостей охолодження із застосуванням традиційних технологій лиття. Тривимірні квазікристали у сплавах Al–Cu–Fe мають ікосаедричну структуру з віссю симетрії 5-го порядку [1, 2]. Квазікристалічні фази в сплавах Al–Cu–Co належать до двовимірних декагональних квазікристалів, що характеризуються періодичним пакуванням атомних шарів із симетрією 10-го порядку всередині площини [3,4]. Тобто декагональні

квазікристали володіють двома видами порядку: вони мають площини з аперіодичним атомним упакуванням і перпендикулярну до цих площин вісь, вздовж якої атоми розміщені періодично. Завдяки цій особливості декагональні фази відрізняються не лише від періодичних кристалів, але і від ікосаедричних квазікристалів.

Квазікристалічні сплави Al–Cu–Fe і Al–Cu–Co можуть бути використані в ракетно-космічній галузі завдяки високій твердості, низькій поверхневій енергії, підвищеній зносостійкості, високій окалинотійкості [5-11]. Однак застосування квазікристалічних сплавів як функціональних матеріалів обмежується через їх підвищену крихкість за кімнатної температури. Проте, поєднання відмінних фізичних та механічних властивостей робить ці сплави перспективними матеріалами для

створення покриттів, зокрема композиційних [12-15] та іонно-плазмових плівкових [16-21], що мають, у тому числі, підвищену корозійну стійкість.

Експлуатація ракетно-космічного обладнання, що проходить в умовах морського клімату, пов'язана з дією сольових розчинів на поверхню деталей. Тому в роботі порівнювали корозійну стійкість і електрохімічну поведінку ікосаедричних та декагональних квазікристалів, що утворюються в структурі литих сплавів Al-Cu-Fe і Al-Cu-Co, у водному розчині натрій хлориду.

I. Методика дослідження

Сплави $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ та $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ виплавляли з високочистих компонентів (99,99 %) у графітових тиглях у печі Таммана. Швидкість охолодження сплавів становила 5 К/с. Середній хімічний склад сплавів вимірювали методом атомно-абсорбційної спектроскопії із застосуванням приладу «Sprut СЕФ-01-М». Точність визначення вмісту компонентів дорівнювала не менше ± 1 ат. %.

Металографічні дослідження структури сплавів виконували за допомогою оптичних мікроскопів (ОМ) «Neophot» і «GX-51», кількісного аналізатора «Еріquant», растрового електронного мікроскопа «РЭМА 102-02». Сплави також досліджували методом рентгеноструктурного аналізу із застосуванням випромінювання CuK_{α} на апараті «ДРОН-УМ-1». Мікротвердість фаз визначали за навантаження 50 г за результатами не менше 5 вимірів.

Електрохімічні дослідження проводили в 5 % водному розчині натрій хлориду (рН = 6,9 - 7,1) за допомогою потенціостата «ПІ-50-1» і програматора «ПР-8» із застосуванням триелектродної комірки, до складу якої входили хлоридсрібний електрод

порівняння, платиновий допоміжний електрод і зразок як робочий електрод. При реєстрації вольтамперограм потенціал розгортався від свого стаціонарного значення в катодний чи анодний бік зі швидкістю 1 мВ/с.

Модельні корозійні випробування проводили протягом 1, 2, 3, 4, 8 діб у 5 % розчині NaCl на зразках розмірами 3,0×0,5 см, які повністю занурювали в сольовий розчин. Випробування за цих умов вважається еквівалентним до 5-річної експлуатації в морській атмосфері. Структуру поверхні після випробувань досліджували за допомогою сканувальної електронної мікроскопії (СЕМ). Корозійні та електрохімічні випробування проводили за температури 293 ± 2 К.

II. Результати експерименту та їх обговорення

Сплав $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ має багатофазну мікроструктуру (рис. 1, а, б) [2]. Первинна фаза $\lambda-Al_{13}Fe_4$ зароджується в розплаві та росте у вигляді дендритів. Фаза $\beta-AlFe(Cu)$ кристалізується з рідини або в ході перитектичної реакції між λ -фазою і рідиною. Фази λ та β оточені обідками квазікристалічної ікосаедричної фази $\psi-Al_6Cu_2Fe$, яка утворюється за перитектичною реакцією. Перитектична реакція не доходить до кінця, і залишок рідини твердіє з утворенням низькотемпературних метастабільних фаз $\tau-AlCu(Fe)$, $\eta-AlCu$ і $\theta-Al_2Cu$. Фазовий склад литого сплаву підтверджують результати рентгеноструктурного аналізу (рис. 1, в). Отримана штрих-рентгенограма свідчить про те, що фази ψ і λ домінують у структурі. За результатами кількісної металографії їх об'ємний вміст дорівнює 55,5 та 32,0 об. % відповідно. На

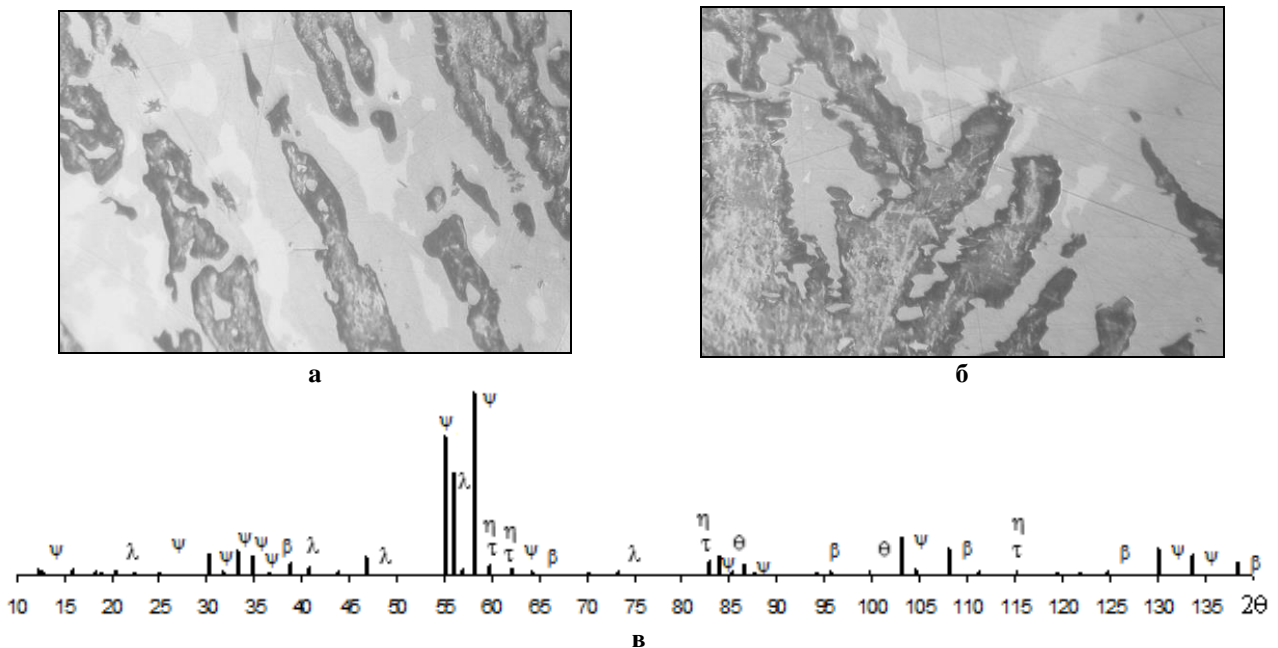


Рис. 1. Литий сплав $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$: а – мікроструктура (x200); б – мікроструктура (x400); в – штрих-рентгенограма.

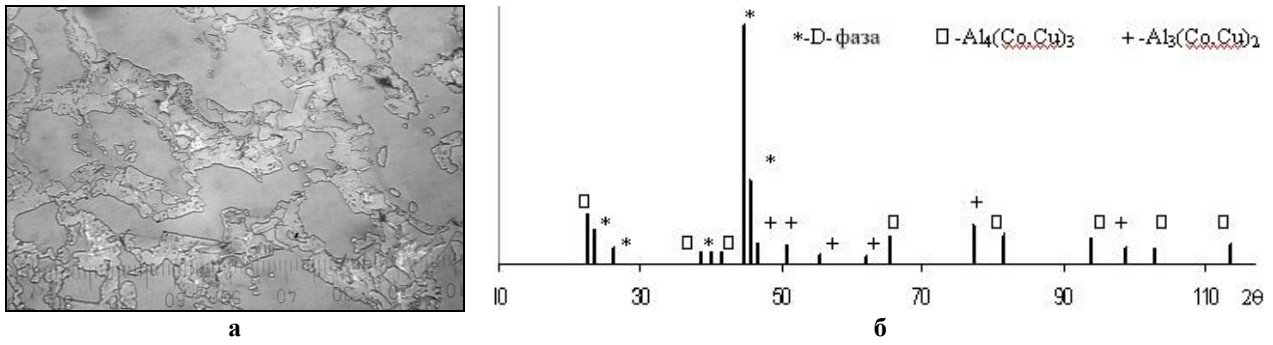


Рис. 2. Литий сплав $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$: а – мікроструктура (x400); б – штрих-рентгенограма.

Таблиця 1

Питома зміна маси (mg/cm^2) сплавів $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ та $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ в 5-% розчині NaCl

Сплав	Тривалість випробування, діб				
	1	2	3	4	8
$Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$	0,81	1,39	1,47	2,28	2,74
$Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$	0,12	0,48	0,65	0,72	0,80

штрих-рентгенограми також видні більш слабкі рефлекси інших фаз. За допомогою РСА важко розрізнити фази τ і η в структурі сплаву, оскільки вони мають аналогічну кубічну структуру CsCl-типу і параметр решітки [1].

Мікроструктурні дослідження сплаву $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ вказують на присутність у його структурі трьох фаз, ідентифікованих як стабільна квазікристалічна декагональна D-фаза, кристалічні фази $Al_4(Co,Cu)_3$ та $Al_3(Cu,Co)_2$ (рис. 2, а) [4]. Описаний фазовий склад сплаву підтверджений рентгеноструктурним аналізом (рис. 2,б). Після травлення квазікристалічна D-фаза сірого кольору займає близько 65 % від об'єму сплаву. D-фаза кристалізується за перитектичною реакцією, по завершенні якої первинна фаза $Al_4(Co,Cu)_3$ оточена обідками D-фази. Потім залишок рідини кристалізується з утворенням фази $Al_3(Cu,Co)_2$, а відтак досліджений сплав має трифазну перитектичну структуру.

За результатами мікродюретричних вимірювань ікосаедричні та декагональні квазікристали мають мікротвердість 8,6 - 9,9 ГПа [2, 4], яка набагато перевищує мікротвердість кристалічних фаз. Порівняння мікротвердості фаз у досліджених сплавах дозволяє розташувати їх в наступному порядку зростання мікротвердості:



Для порівняння опору корозії ікосаедричної та декагональної квазікристалічних фаз у структурі сплавів $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ та $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ в умовах, близьких до умов експлуатації, досліджено корозійну тривкість цих сплавів у 5 % розчині натрій хлориду. Проведені модельні корозійні випробування вказують на те, що сплав $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ є більш корозійно-активний порівняно зі сплавом $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ (табл. 1). Вже через добу випробувань його поверхня втрачає блиск і на ній формуються

бульбашки газу. Питома зміна маси (Δm) складає $0,81 mg/cm^2$. Через три доби на поверхні сплаву спостерігаються чисельні корозійні руйнування та інтенсивне газовиділення. Продукти корозії частково переходять у розчин, він втрачає прозорість. Через 8 діб випробувань корозія посилюється ($\Delta m = 2,28 mg/cm^2$). В ході експерименту спостерігається поступове зростання величини рН робочого розчину, що вказує на електрохімічний характер корозії, яка проходить з кисневою деполяризацією і супроводжується утворенням іонів OH^- . Вірогідно, на початковому етапі корозії відбувається окиснення поверхневих атомів заліза, які відіграють роль анодних ділянок у гальванопарах. Іони Fe^{2+} за участю молекул води та кисню повітря перетворюються на іони Fe^{3+} . Кінцевим продуктом корозії є сполука нестехіометричного складу $xFe_2O_3 \cdot yH_2O$ (бура іржа), утворення якої спостерігається візуально.

Заміна заліза на кобальт у складі сплаву Al-Cu-Fe суттєво підвищує його корозійну тривкість. За 8 діб випробувань зміна маси для сплаву $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ складає $0,80 mg/cm^2$ (табл. 1). Спостерігаються лише окремі бульбашки газу, колір та прозорість робочого розчину не змінюються. Поступове гальмування швидкості корозії кобальтвмісного сплаву в ході випробувань вказує на формування поверхневої пасивної плівки з продуктів його корозії. Така плівка фіксується візуально як потемніння поверхні сплаву, яке не змінює свого забарвлення з часом.

З результатами модельних корозійних випробувань цілком корелюють результати вимірювання потенціалів вільної корозії (E) сплавів $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ та $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ у 5 % нейтральному розчині NaCl за допомогою методу хронопотенціометрії. Як видно з рис. 3, для сплаву $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ стале значення потенціалу ($-0,66 V$) встановлюється більш ніж через 7000 сек (2 години). Для сплаву $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ величина E має менш

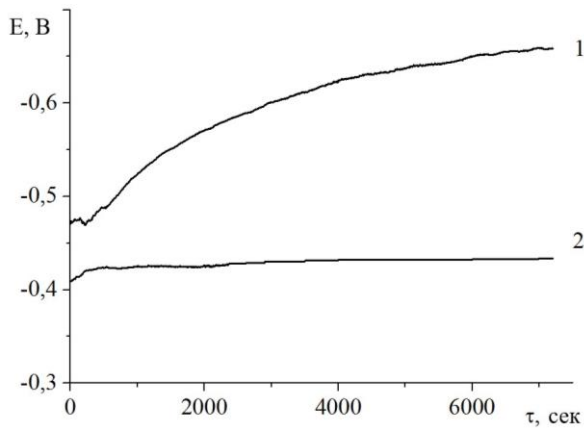


Рис. 3. (E,τ)-залежності, отримані для сплавів $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ (1) та $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ (2) в 5 % розчині NaCl (рН = 7,0).

від'ємне значення (-0,43 В), яке стає практично незмінним вже через 1000 сек вимірювань. Збільшення потенціалу в позитивному напрямку та його незмінне значення вказують на формування пасивної захисної плівки на поверхні сплаву. Отже, отримані результати свідчать про більшу корозійну тривкість сплаву $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ за рахунок пасивації його поверхні. Результати хронопотенціометрії

підтверджують дані поляризаційних вимірювань (рис. 4).

Під час реєстрації вольтамперограм розгортку потенціалу проводили від його стаціонарного значення в анодний бік до початку різкого зростання густини струму за рахунок окиснення компонентів сплавів (рис. 4). Після зміни напрямку розгортки потенціалу в катодній частині графіків фіксували ділянку граничного струму корозії, характерну для корозійних процесів з кисневою деполіаризацією. На зворотному ході розгортки потенціалу визначали область електрохімічної інертності сплавів. Для сплаву $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ вона має протяжність від -1,0 В до -0,6 В, а для сплаву $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ від -1,0 В до -0,4 В. Розширення зони інертності до більш позитивних значень потенціалу свідчить про більшу корозійну тривкість сплаву $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ порівняно зі сплавом $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$.

Для визначення густини струму корозії (і) результати вольтамперометрії опрацьовано в напівлогарифмічних координатах (рис. 5). Точка перетину дотичних до двох гілок графіка відповідає логарифму і. Визначено, що для сплаву $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ густина струму корозії дорівнює $0,20 \text{ mA/cm}^2$ (рис. 5,а), а для сплаву $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ - $0,18 \text{ mA/cm}^2$ (рис. 5,б), що вказує на гальмування анодних процесів для сплаву $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$.

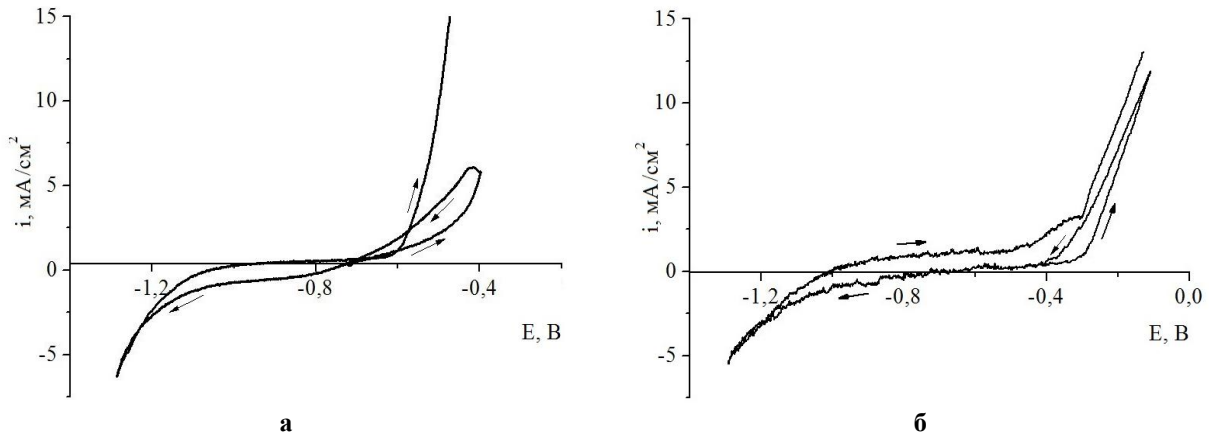


Рис. 4. Поляризаційні залежності, отримані в 5-% розчині NaCl (рН=7,0) для сплавів: а - $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$; б - $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$.

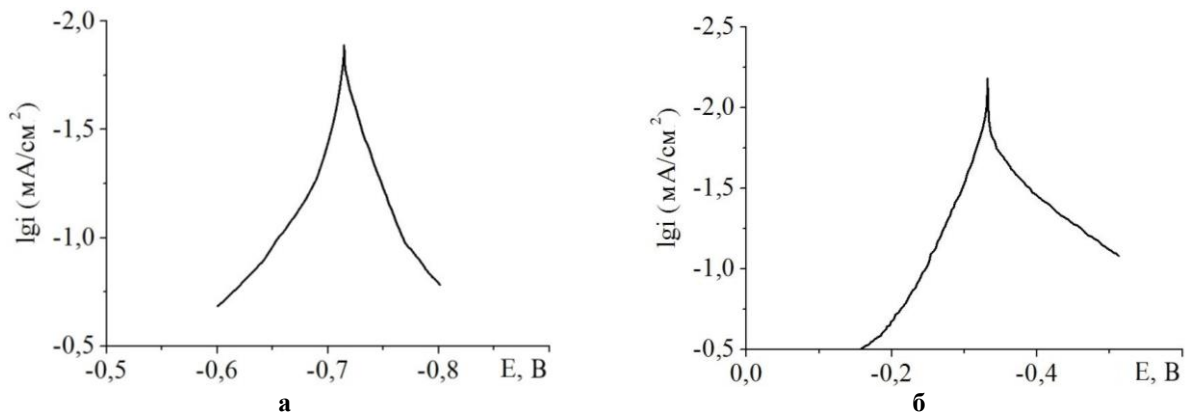


Рис. 5. (E,lg i)-залежності, отримані в 5 % розчині NaCl (рН=7,0) для сплавів: а - $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$; б - $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$.

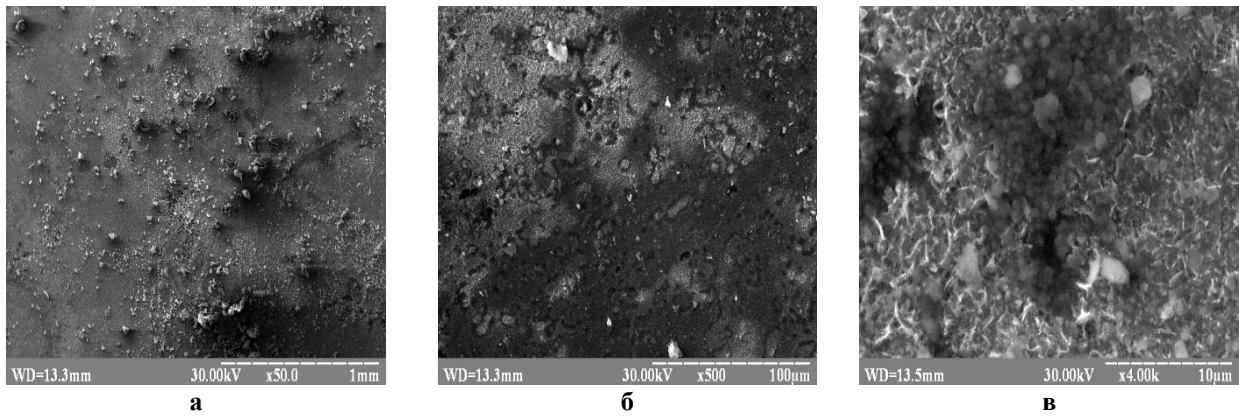


Рис. 6. СЕМ-фотографії поверхні сплаву $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ після 8 днів витримки в 5-% розчині $NaCl$ ($pH = 7,0$)

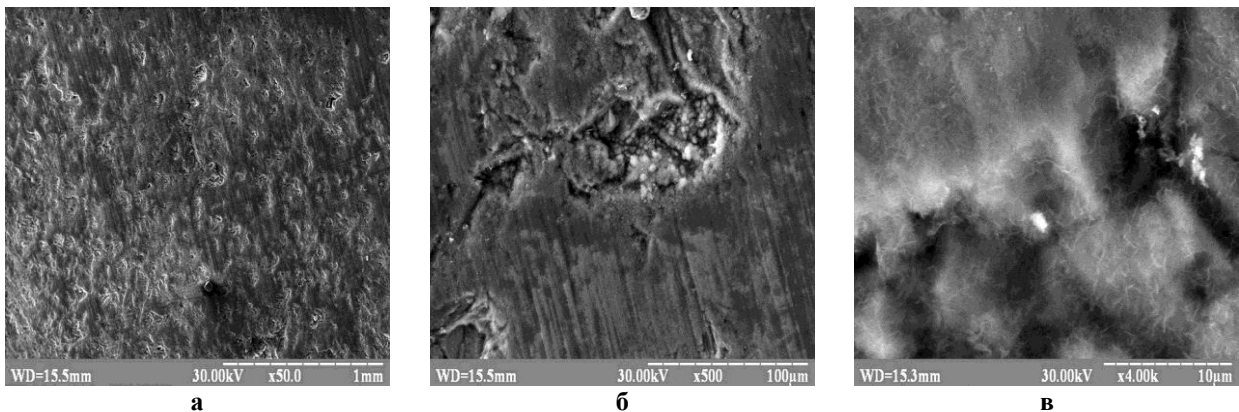


Рис. 7. СЕМ-фотографії поверхні сплаву $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ після 8 днів витримки в 5 % розчині $NaCl$ ($pH = 7,0$).

Методом сканувальної електронної мікроскопії встановлено, що на поверхні сплаву $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ після витримки протягом 8 днів у розчині натрій хлориду спостерігається утворення корозійних осередків у вигляді пітінгів (рис. 6). Ділянки корозії розташовані по поверхні зразка нерівномірно і мають розміри від 10 до 50 мкм. Порівняно з квазікристалічною ψ -фазою більше пітінгових виразок утворюється в багатій на залізо кристалічній λ -фазі. Дно пітінгів часто вкрите пористим шаром нерозчиненої міді. На поверхні сплаву також спостерігаються залишки невідшарованої бруї іржі.

На поверхні сплаву $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ також утворюються окремі ділянки корозії у вигляді пітінгів розмірами ~ 10 мкм, розташовані переважно навколо дефектів поверхні (рис. 7). В першу чергу корозії піддаються ділянки на границях розділу первинної та перитектичної фаз.

Таким чином, з електрохімічної точки зору сплави $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ та $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ кородують у водному розчині натрій хлориду за однаковим механізмом, однак модельні випробування свідчать про те, що на поверхні сплаву $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ утворюється більше пітінгових ділянок більшого розміру. А відтак, можна стверджувати, що сплав $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ має менший опір пітінговій корозії, ніж сплав $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$. Причина полягає в тому, що фази, багаті на залізо, та їх границі поділу в структурі сплаву $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ активніше руйнуються в

сольовому розчині. Пітінги на поверхні сплаву $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ збагачені на Cu внаслідок розчинення Al і Fe , а пітінги на поверхні сплаву $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ – на Co і Cu через переважне розчинення Al . Отже, більш благородний метал залишається на поверхні під час корозії, тоді як інші компоненти, такі як Fe та/або Al , розчинюються. Корозія переважно контролюється хімічним складом досліджених сплавів, а не специфічною атомною структурою ікосаедричних або декагональних квазікристалів, присутніх у їх структурі.

Висновки

Проведені дослідження підтверджують, що в структурі литих сплавів $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ та $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$, охолоджених зі швидкістю 5 К/с, утворюються стабільні квазікристалічні ікосаедрична (ψ) та декагональна (D) фази відповідно. В сплаві $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ першою з рідини кристалізується фаза $\lambda-Al_{13}Fe_4$, а в сплаві $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ – $Al_4(Co,Cu)_3$. Квазікристалічні ψ - та D -фази утворюються за перитектичною реакцією.

В нейтральному 5% розчині натрій хлориду ($pH = 6,9 - 7,1$) корозія литих квазікристалічних сплавів систем $Al-Cu-Fe$ та $Al-Co-Cu$ відбувається за електрохімічним механізмом з кисневою деполаризацією. Роль катодних ділянок відіграє

більш електропозитивна мідь, а анодних – більш електронегативне залізо або кобальт.

Під час корозії сплаву $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ відбувається вибіркоче окиснення багатих на залізо фаз (λ та ψ) з утворенням водорозчинних сполук Fe^{2+} . Ці сполуки відразу під дією кисню та води переходять у нерозчинні сполуки Fe^{3+} , які накопичуються на поверхні сплаву і частково відокремлюються від нього.

Сплав $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ порівняно зі сплавом $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ є більш корозійно тривкий, що може бути пов'язано з утворенням пасивних сполук кобальту на його поверхні. Він має менш від'ємне значення стаціонарного потенціалу, більш широку зону електрохімічної інертності, а також менші

кількість і розміри ділянок пітінгової корозії на поверхні. З урахуванням отриманих результатів сплав $Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$ можна вважати перспективним матеріалом для отримання захисних покриттів на деталях ракетно-космічної техніки, що працюють у морській атмосфері.

Сухова О.В. – професор, д.т.н., професор кафедри експериментальної фізики;

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

- [1] E. Huttunen-Saarivirta, Journal of Alloys and Compounds 363(1-2), 150 (2004) ([https://doi.org/10.1016/S0925-8388\(03\)00445-6](https://doi.org/10.1016/S0925-8388(03)00445-6)).
- [2] O.V. Sukhova, K.V. Ustinova, Functional Materials 26(3), 495 (2019) (<https://doi.org/10.15407/fm26.03.495>).
- [3] A.-P. Tsai, A. Inoue, T. Masumoto, Materials Transactions JIM 30(4), 300 (1989) (<https://doi.org/10.2320/matertrans1989.30.300>).
- [4] O.V. Sukhova, Y.V. Syrovatko, Metallofizika i Noveishie Tekhnologii 41(9), 1171 (2019) (<https://doi.org/10.15407/mfint.41.09.1171>).
- [5] S.S. Kang, J.M. Dubois, Journal of Materials Research 6(10), 2471 (1993) (<https://doi.org/10.1557/jMR.1993.2471>).
- [6] R.P. Matthews, C.I. Lang, D. Shechtman, Tribology Letters 7, 179 (1999) (<https://doi.org/10.1023/A:1019185707264>).
- [7] A. Rudiger, U. Koster, Materials Science and Engineering 294-296, 890 (2000) ([https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)01037-6](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01037-6)).
- [8] E. Huttunen-Saarivirta, T. Tiainen, Materials Chemistry and Physics 85, 383 (2004) (<https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2004.01.025>).
- [9] O.V. Sukhova, V.A. Polonsky, K.V. Ustinova, Materials Science 55(2), 285 (2019) (<https://doi.org/10.1007/s11003-019-00302-2>).
- [10] O.V. Sukhova, Metallofizika i Noveishie Tekhnologii 31(7), 1001 (2009).
- [11] O.V. Sukhova, V.A. Polonsky, K.V. Ustinova, Physics and Chemistry of Solid State 18(2), 222 (2017) (<https://doi.org/10.15330/PCSS.18.2.222-227>).
- [12] G. Laplanche, A. Joulain, J. Bonneville, Journal of Alloys and Compounds 493, 453 (2010) (<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.12.124>).
- [13] I.M. Spiridonova, O.V. Sukhova, A.P. Vashchenko, Metallofizika i Noveishie Tekhnologii 21(2), 122 (1999).
- [14] I.M. Spyridonova, O.V. Sukhova, G.V. Zinkovskij, Metallurgical and Mining Industry 4(4), 2 (2012).
- [15] Z.A. Duriagina, T.M. Kovbasyuk, S.A. Bespalov, Uspekhi Fiziki Metallov 17(1), 29 (2016) (<https://doi.org/10.15407/ufm.17.01.029>).
- [16] V.G. Efremenko, Yu.G. Chabak, A. Lekatou, A.E. Karantzalis, A.V. Efremenko, Metallurgical and Materials Transactions A 47A(2), 1529 (2016) (<https://doi.org/10.1007/s11661-018-4722-0>).
- [17] C. Zhou, R. Cai, S. Gong, H. Xu, Surface Coating Technology 201, 1718 (2006) (<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2006.02.043>).
- [18] Y. Kang, C. Zhou, S. Gong, H. Xu, Materials Science Forum 475-479, 3355 (2005) (<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.475-479.3355>).
- [19] I.M. Spiridonova, E.V. Sukhovaya, V.F. Butenko, A.P. Zhudra, A.I. Litvinenko, A.I. Belyi, Powder Metallurgy and Metal Ceramics 32(2), 139 (1993) (<https://doi.org/10.1007/BF00560039>).
- [20] S.I. Ryabtsev, V.A. Polonsky, O.V. Sukhova, Powder Metallurgy and Metal Ceramics 58(9-10), 567 (2020) (<https://doi.org/10.1007/s11106-020-00111-2>).
- [21] S.I. Ryabtsev, O.V. Sukhova, Problems of Atomic Science and Technology 2(126), 145 (2020).

Peculiarities in Structure Formation and Corrosion of Cast Quasicrystalline $\text{Al}_63\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ and $\text{Al}_63\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ Alloys in Sodium Chloride Aqueous Solution

The Oles' Honchar Dniprovs'k National University, Dnipro, Ukraine, sukhovaya@ukr.net

In this work the structure and corrosion behavior of quasicrystalline cast $\text{Al}_63\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ and $\text{Al}_63\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ alloys in 5-% sodium chloride solution (pH 6.9 - 7.1) were investigated. The alloys were cooled at 5 K/s. The structure of the samples was studied by methods of quantitative metallography, X-ray analysis, and scanning electron microscopy. Corrosion properties were determined by potentiodynamic method. The made investigations confirm the formation of stable quasicrystalline icosahedral (ψ) and decagonal (D) phases in the structure of $\text{Al}_63\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ and $\text{Al}_63\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ alloys correspondingly. In 5-% sodium chloride solution, the investigated alloys corrode under electrochemical mechanisms with oxygen depolarization. Compared with $\text{Al}_63\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ alloy, $\text{Al}_63\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ alloy has less negative value of free corrosion potential (-0.43 V and -0.66 V, respectively), and its electrochemical passivity region extends due to the inhibition of anodic processes. A corrosion current density, calculated from (E, I_{gi})-curve, for $\text{Al}_63\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ alloy amounts to 0.18 mA/cm² and for $\text{Al}_63\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ alloy – to 0.20 mA/cm². The lower corrosion resistance of $\text{Al}_63\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ alloy may be explained by the presence of iron-containing phases in its structure. Based on obtained results, the $\text{Al}_63\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$ alloy was recommended as coating material for rocket-and-space equipment working in marine climate.

Key words: icosahedral quasicrystals, decagonal quasicrystals, structure, electrochemical polarization, pitting corrosion.