

УДК 680.18:669.71

*О.В. Сухова, В.А. Полонський, К.В. Устінова***КОРОЗІЙНО-ЕЛЕКТРОХІМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ КВАЗІКРИСТАЛІЧНИХ СПЛАВІВ
Al–Cu–Fe–(Si,B) ТА Al–Ni–Fe В РОЗЧИНІ NaCl****Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара, м. Дніпро**

У роботі досліджували електрохімічні властивості квазікристалічних сплавів Al–Cu–Fe–(Si,B) та Al–Ni–Fe в розчині 3,0 М NaCl (рН 7,0). Електрохімічні параметри визначали шляхом реєстрації E_t – залежностей. Поверхню та злами сплавів після перебування в корозійному розчині охарактеризовано методом сканувальної електронної мікроскопії. Встановлено, що корозія сплавів Al–Cu–Fe–(Si,B) у водному розчині натрій хлориду відбувається за електрохімічним механізмом з утворенням на поверхні нерозчинних сполук Феруму. Легування сплавів Al–Cu–Fe введенням Si та B забезпечує гальмування анодної реакції і процесу корозії в цілому. Кремній має більший вплив на хімічну активність сплавів, ніж бор. Подвійне легування досліджених сплавів Al–Cu–Fe цими елементами за вмісту кремнію 7 ат.% та бору 3 ат.% забезпечує найбільшу корозійну стійкість у водному розчині NaCl. Сплави Al–Ni–Fe практично не кородують у розчині натрій хлориду. При переході від сплаву $Al_{72}Fe_{15}Ni_{13}$ до сплаву $Al_{71,6}Ni_{23}Fe_{5,4}$ стаціонарний електродний потенціал набуває менш від'ємних значень, а зона електрохімічної пасивності розширюється за рахунок гальмування анодних процесів. Електронно-мікроскопічні дослідження вказують на пітинговий характер корозії. Пітингові ділянки виявлені переважно в місцях розташування фаз, багатих на залізо, та міжфазних меж поділу. Їх кількість та розміри на поверхні сплавів Al–Ni–Fe значно менші, ніж на поверхні сплавів Al–Cu–Fe–(Si,B).

Ключові слова: квазікристалічні сплави, водний розчин; натрій хлорид, стаціонарний потенціал, корозійна тривкість, електронна мікроскопія.

DOI: 10.32434/0321-4095-2019-124-3-46-52

Вступ

Квазікристалічні литі сплави Al–Cu–Fe та Al–Ni–Fe визнані спеціалістами як найбільш перспективні сучасні матеріали, практичне застосування яких визначають їх унікальні хімічні та фізичні властивості [1,2]. Ці властивості сплавів забезпечуються завдяки утворенню в їх структурі квазікристалічних фаз різного типу. Так, у сплавах Al–Cu–Fe за звичайних швидкостей охолодження кристалізується тривимірна ікосаедрична ψ -фаза, якій властиве квазіперіодичне розташування атомів у трьох напрямках [2,3]. У сплавах Al–Ni–Fe утворюється двовимірною декагональна D-фаза, для якої характерний квазіперіодичний порядок у розташуванні атомів у площині та періодичний порядок у перпендикулярному до цієї площини напрямку [4,5].

Відомо, що квазікристали можуть ефективно

опиратися корозії завдяки утворенню на їх поверхні тонкого захисного шару [6]. Відмінність у структурі квазікристалічних фаз, що утворюються у сплавах Al–Cu–Fe та Al–Ni–Fe, повинна впливати на їх властивості, зокрема на корозійну тривкість у розчинах солей. Дослідження поведінки сплавів Al–Cu–Fe у водному сольовому розчині, що містить 3% NaCl, показали рівномірне розчинення їх поверхні незалежно від складу цих сплавів [6]. Швидкість розчинення зменшується зі збільшенням у структурі вмісту фаз, багатих на мідь. Розчинення супроводжується повторним осадженням міді на поверхню зразків. Потенціали корозії сплавів Al–Cu–Fe змінюються в межах від -880 мВ до -730 мВ.

Випробування у кліматичній камері протягом 120 год за температури 35°C в атмосфері розпиленого розчину 5% NaCl (умови трирічної

експлуатації) не виявили впливу квазікристалічної фази у структурі на підвищення корозійної тривкості. На поверхні цієї фази утворюється вкритий тріщинами товстий шар фаз Cu, Cu₂O та Al(OH)₃ [7].

Інформація про вплив легування Si та B на корозійну тривкість сплавів Al–Cu–Fe у розчинах NaCl, у літературі відсутня, хоча відомий позитивний вплив цих елементів на фізико-механічні властивості та корозійну тривкість у розчинах кислот [8–12]. Можна також припустити, що заміна міді на нікель у складі сплавів Al–Cu–Fe може сприяти підвищенню їх опору до дії сольових розчинів, однак відомості про такі дослідження сплавів Al–Ni–Fe в літературі не знайдені.

Таким чином, практичне застосування квазікристалічних сплавів часто пов'язане з забезпеченням їх високої корозійної тривкості. Враховуючи те, що корозія у водному розчині NaCl відноситься до найпоширеніших видів корозії, у роботі досліджували електрохімічні властивості литих сплавів Al–Cu–Fe–(Si,B) та Al–Ni–Fe у концентраційних діапазонах утворення квазікристалічної фази з метою розробки складу корозійно-тривких покриттів.

Методика експерименту

Сплав Al₆₃Cu₂₅Fe₁₂, у тому числі легований 4–7 ат.% Si або/та 1–3 ат.% B, а також сплави Al₇₂Fe₁₅Ni₁₃ та Al_{71,6}Ni₂₃Fe_{5,4} отримували сплавленням хімічно чистих елементів (99,99%) у графітових тиглях у печі Таммана. Швидкість охолодження сплавів Al–Cu–Fe–(Si,B) та Al–Ni–Fe становила 5 К/с. Вміст хімічних елементів визначали методом рентгенофлуоресцентного аналізу на установці СЕФ-01-М «Спрут». Мікροструктуру сплавів вивчали на оптичному мікроскопі «Neophot». Ідентифікацію фаз проводили методом рентгеноструктурного аналізу на апараті ДРОН-УМ-1 з використанням характеристичного випромінювання CuK_α.

Електрохімічні властивості сплавів визначали за температури 20±2⁰С у водному розчині 3,0 моль/л натрій хлориду (рН 7,0). Вибір електrolіту NaCl в якості агресивного середовища обумовлений його активною дією на оксидну плівку алюмінію, результатом якого є пітінгова корозія сплаву [13]. Зразки товщиною 3–5 мм мали розміри (10×10) мм. Водневий показник корозійного середовища контролювали та корегували за допомогою іономіра ЕВ-74. Для виконання якісного аналізу осад, що утворювався на поверхні зразків у ході випробувань, відокремлювався, промивався дистильованою водою та

розчинявся в хлоридній кислоті (1:1). Для виявлення іонів Fe²⁺, Fe³⁺, Al³⁺ використовувались розчини червоної і жовтої кров'яної солей та алюмінію.

Величини стаціонарних потенціалів визначали шляхом реєстрації E,t – залежності (до отримання незмінного значення) за допомогою потенціостата ПІ-50-1 з програматором ПР-8 з використанням трьохелектродної комірки. При реєстрації вольтамперограм потенціал розгортався від свого стаціонарного значення в катодний чи анодний бік зі швидкістю розгортки 1,0 мВ/с до початку різкого зростання густини струму. Допоміжним електродом слугувала платинова пластинка, електродом порівняння – хлоридосрібний півелемент. Поверхню зразків та їх поперечних зламів після перебування в сольових розчинах досліджували за допомогою растрового електронного мікроскопа РЕМ-106И в режимі вторинних електронів. Злами вивчали після руйнації зразків на спеціальному пресі шляхом динамічного навантаження.

Результати та обговорення

За даними металографічного аналізу сплави Al–Cu–Fe, у тому числі леговані 4–7 ат.% Si, мають чотирифазну структуру (табл. 1). В ній утворюються первинні кристали λ-фази у вигляді плоскогранних дендритів, оточені обідками квазікристалічної ікосаедричної ψ-фази перитектичного походження [14]. Обидві фази розташовані на фоні фаз τ, θ та η. При введенні 1 ат.% B у структурі додатково з'являються округлі включення боридів AlB₁₂, а при збільшенні концентрації бору до 3 ат.% додатково утворюються кристали Fe₂AlB₂ (табл. 1).

У структурі сплаву Al₇₂Fe₁₅Ni₁₃ кристалізується первинна фаза Al₃FeNi, розташована на фоні квазікристалічної декагональної D-фази (табл. 1) [15]. Сплав Al_{71,6}Ni₂₃Fe_{5,4} містить чотири фази, а саме: квазікристалічну D-фазу та кристалічні фази Al₁₃(Ni, Fe)₄, Al₃(Ni, Fe)₂, Al₃(Ni, Fe).

Під час корозійних випробувань сплаву Al₆₃Cu₂₅Fe₁₂, проведених шляхом повного занурення зразків у розчин 3 М NaCl, на їх поверхні з'являються плями рудого осаду. За допомогою якісних реакцій було визначено, що він переважно складається зі сполук Fe³⁺. Також в осаді присутні в незначних кількостях сполуки Fe²⁺ та Al³⁺. Стан поверхні зразків сплавів Al–Cu–Fe, легованих бором або/та кремнієм, помітно не змінюється. Зразки сплавів Al–Ni–Fe у розчині NaCl практично не кородують.

Величини стаціонарних потенціалів, виз-

Таблиця 1

Фазовий склад сплавів Al–Cu–Fe–(Si,B) та Al–Ni–Fe

Сплави	Фазовий склад
Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂	ψ-фаза (Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂), λ-фаза (Al ₁₃ Fe ₄), τ-фаза (AlCu(Fe)), θ-фаза (Al ₂ Cu), η-фаза (AlCu)
Al ₅₉ Cu ₂₅ Fe ₁₂ Si ₄	ψ-фаза (Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂), λ-фаза (Al ₁₃ Fe ₄), τ-фаза (AlCu(Fe)), θ-фаза (Al ₂ Cu), η-фаза (AlCu)
Al ₅₆ Cu ₂₅ Fe ₁₂ Si ₇	ψ-фаза (Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂), λ-фаза (Al ₁₃ Fe ₄), τ-фаза (AlCu(Fe)), θ-фаза (Al ₂ Cu), η-фаза (AlCu)
Al ₆₂ Cu ₂₅ Fe ₁₂ B ₁	ψ-фаза (Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂), λ-фаза (Al ₁₃ Fe ₄), τ-фаза (AlCu(Fe)), θ-фаза (Al ₂ Cu), η-фаза (AlCu), AlB ₁₂
Al ₆₀ Cu ₂₅ Fe ₁₂ B ₃	ψ-фаза (Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂), λ-фаза (Al ₁₃ Fe ₄), τ-фаза (AlCu(Fe)), θ-фаза (Al ₂ Cu), η-фаза (AlCu), Fe ₂ AlB ₂ , AlB ₁₂
Al ₅₈ Cu ₂₅ Fe ₁₂ Si ₄ B ₁	ψ-фаза (Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂), λ-фаза (Al ₁₃ Fe ₄), τ-фаза (AlCu(Fe)), θ-фаза (Al ₂ Cu), η-фаза (AlCu)
Al ₅₆ Cu ₂₅ Fe ₁₂ Si ₄ B ₃	ψ-фаза (Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂), λ-фаза (Al ₁₃ Fe ₄), τ-фаза (AlCu(Fe)), θ-фаза (Al ₂ Cu), η-фаза (AlCu)
Al ₅₅ Cu ₂₅ Fe ₁₂ Si ₇ B ₁	ψ-фаза (Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂), λ-фаза (Al ₁₃ Fe ₄), τ-фаза (AlCu(Fe)), θ-фаза (Al ₂ Cu), η-фаза (AlCu)
Al ₅₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂ Si ₇ B ₃	ψ-фаза (Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂), λ-фаза (Al ₁₃ Fe ₄), τ-фаза (AlCu(Fe)), θ-фаза (Al ₂ Cu), η-фаза (AlCu)
Al ₇₂ Fe ₁₅ Ni ₁₃	D-фаза (Al _{72,5} Ni ₁₃ Fe _{14,5}), Al ₅ FeNi
Al _{71,6} Ni ₂₃ Fe _{5,4}	D-фаза (Al _{70,5} Ni _{19,5} Fe ₁₀), Al ₁₃ (Ni, Fe) ₄ , Al ₃ (Ni, Fe) ₂ , Al ₃ (Ni, Fe)

начених у розчині 3 моль/л NaCl (рН 7,0), свідчать про те, що з усіх досліджених зразків базовий сплав Al₆₃Cu₂₅Fe₁₂ має найбільш від'ємне значення стаціонарного потенціалу –0,64 В (табл. 2). З цим пов'язана його найбільша хімічна активність під час корозійних випробувань.

Таблиця 2

Величини стаціонарних потенціалів (E_{ст}) сплавів Al–Cu–Fe–(Si,B) та Al–Ni–Fe в розчині 3 М NaCl (рН 7,0)

Сплави	–E _{ст} , В
Al ₆₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂	0,64
Al ₅₉ Cu ₂₅ Fe ₁₂ Si ₄	0,53
Al ₅₆ Cu ₂₅ Fe ₁₂ Si ₇	0,48
Al ₆₂ Cu ₂₅ Fe ₁₂ B ₁	0,59
Al ₆₀ Cu ₂₅ Fe ₁₂ B ₃	0,58
Al ₅₈ Cu ₂₅ Fe ₁₂ Si ₄ B ₁	0,52
Al ₅₆ Cu ₂₅ Fe ₁₂ Si ₄ B ₃	0,49
Al ₅₅ Cu ₂₅ Fe ₁₂ Si ₇ B ₁	0,45
Al ₅₃ Cu ₂₅ Fe ₁₂ Si ₇ B ₃	0,42
Al ₇₂ Fe ₁₅ Ni ₁₃	0,55
Al _{71,6} Fe _{5,4} Ni ₂₃	0,46

Зі збільшенням вмісту як кремнію, так і бору у складі базового сплаву значення E_{ст} закономірно зміщуються в бік більш позитивних значень. Таке зниження хімічної активності легуєваних сплавів може бути пов'язане з утворенням на їх поверхні захисної оксидної плівки. Причому легування кремнієм забезпечує більшу зміну значень стаціонарного потенціалу, ніж легування бором (табл. 2). За подвійного легування сплавів Al–Cu–Fe кремнієм та бором їх

хімічна активність додатково знижується. Наявність у складі сплавів Al–Ni–Fe нікелю також приводить до зсуву величин їх стаціонарних потенціалів у бік більш позитивних значень. Результати визначення величин стаціонарних потенціалів сплавів у нейтральному розчині натрій хлориду підтверджуються даними поляризаційних вимірювань (рис. 1,а–в).

Порівняно з нелегованим сплавом Al₆₃Cu₂₅Fe₁₂, усі сплави Al–Cu–Fe–(Si,B) мають більш широку зону електрохімічної пасивності. Особливо сильно процеси гальмуються в анодній ділянці потенціалів. На катодних ділянках вольтамперограм для всіх сплавів спостерігається ділянка граничного струму. Тому можна стверджувати, що їх корозія в розчині NaCl відбувається за електрохімічним механізмом з кисневою деполяризацією. Швидкість корозії в цілому визначає катодний процес. Оскільки розчини не перемішували, то уповільненою стадією катодного процесу можна вважати дифузію кисню до поверхні сплаву. Струми корозії для досліджених сплавів, розраховані зі значень густини граничного дифузійного струму, знаходяться в межах 0,1–0,2 мА/см². Для сплаву Al₆₃Cu₂₅Fe₁₂ ця величина складає 0,6 мА/см², що дозволяє вважати сплави Al–Cu–Fe–(Si,B) та Al–Ni–Fe більш корозійно-трьмакими.

Сплав Al_{71,6}Ni₂₃Fe_{5,4} порівняно зі сплавом Al₇₂Fe₁₅Ni₁₃ є більш електрохімічно інертним. Про це свідчить зміщення значення стаціонарного потенціалу сплаву в позитивний бік з –0,55 В до –0,46 В (табл. 2). Поляризаційні дослідження показують, що значення катодної густини струму для обох сплавів однаково починають зростати за потенціалів, більш від'ємних ніж

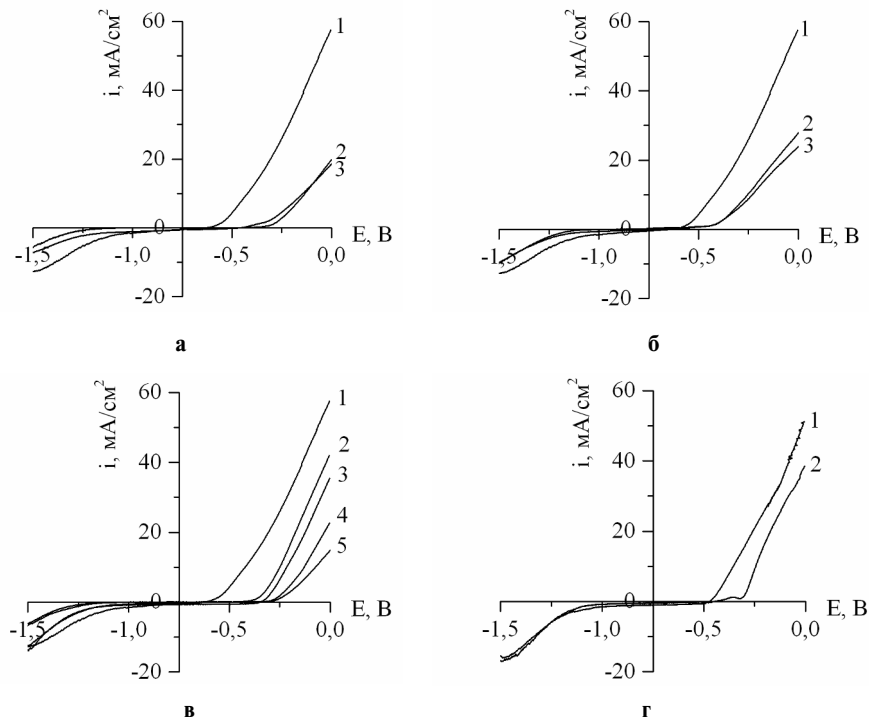


Рис. 1. Поляризаційні залежності, отримані в розчині 3,0 М NaCl (рН 7,0), для сплавів: а – $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ (1), $\text{Al}_{59}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{Si}_4$ (2), $\text{Al}_{56}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{Si}_7$ (3); б – $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ (1), $\text{Al}_{62}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{B}_1$ (2), $\text{Al}_{60}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{B}_3$ (3); в – $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ (1), $\text{Al}_{58}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{Si}_4\text{B}_1$ (2), $\text{Al}_{55}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{Si}_7\text{B}_1$ (3), $\text{Al}_{56}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{Si}_4\text{B}_3$ (4), $\text{Al}_{53}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{Si}_7\text{B}_3$ (5); г – $\text{Al}_{72}\text{Fe}_{15}\text{Ni}_{13}$ (1); $\text{Al}_{71.6}\text{Ni}_{23}\text{Fe}_{5.4}$ (2)

–1,0 В (рис. 1,г). Для сплаву $\text{Al}_{72}\text{Fe}_{15}\text{Ni}_{13}$ зона пасивності простягається від –1,0 В до –0,47 В, а для сплаву $\text{Al}_{71.6}\text{Ni}_{23}\text{Fe}_{5.4}$ від –1,0 В до –0,32 В. Таким чином, збільшення вмісту нікелю у сплаві Al–Ni–Fe приводить до розширення зони його електрохімічної пасивності та більш сильного гальмування анодного процесу.

Результати досліджень поверхні сплавів Al–Cu–Fe–(Si,B) після їх витримання протягом 4 діб у розчині натрій хлориду, здійснені методом растрової електронної мікроскопії, вказують на пітинговий характер корозії. Для сплаву $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ її осередки розташовані по поверхні зразка нерівномірно і мають розміри від 10 до 50 мкм (рис. 2,а–в). У зонах пітингів спостерігаються ділянки пористого шару нерозчиненої міді. Пітингова корозія сплаву $\text{Al}_{55}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{Si}_7\text{B}_1$ у розчині NaCl відбувається менш активно, ніж сплаву $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ (рис. 2,г–е). Про це свідчить зменшення загальної кількості та середніх розмірів ділянок витравлювання (до 5–20 мкм). В обох сплавах сильніше кородує кристалічна λ -фаза порівняно з квазікристалічною ψ -фазою.

Для сплаву $\text{Al}_{72}\text{Fe}_{15}\text{Ni}_{13}$ також характерний пітинговий характер корозії. Осередки корозії розмірами 5–20 мкм розташовані вздовж поверхні нерівномірно (рис. 3,а–в). Їх кількість помітно менша порівняно зі сплавами

$\text{Al}_{63}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ та $\text{Al}_{55}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{Si}_7\text{B}_1$. Більшість пошкоджень поверхні виявляється в місцях розташування фази Al_3FeNi та міжфазних меж поділу з квазікристалічною D-фазою. Аналогічна картина руйнування поверхні спостерігається після перебування в сольових розчинах сплаву $\text{Al}_{71.6}\text{Ni}_{23}\text{Fe}_{5.4}$ (рис. 3,г–е). Ділянки розчинення, розташовані переважно на міжфазних межах, мають дуже малі розміри.

У структурі зламів поблизу поверхні зразків сплавів Al–Cu–Fe–(Si,B) та Al–Ni–Fe після дії розчину NaCl також видні місця проникнення пітингів вглиб поверхні (рис. 4,а–б). Очікувано, пітингова корозія сплавів Al–Cu–Fe, у тому числі легованих Si та B, проходить більш активно, ніж корозія сплавів Al–Ni–Fe. Визначальне значення у цих процесах мають міжфазні межі поділу.

Висновки

Корозія досліджених сплавів Al–Cu–Fe–(Si,B) відбувається за електрохімічним механізмом. Легування сплаву Al–Cu–Fe як кремнієм, так і бором забезпечує гальмування анодної реакції. Вплив кремнію на хімічну активність сплавів значно помітніший, ніж вплив бору. Леговані сплави мають більш електропозитивні значення стаціонарних потенціалів та більш широкі зони електрохімічної пасивності. Найбільшу корозійну тривкість у розчині NaCl має сплав

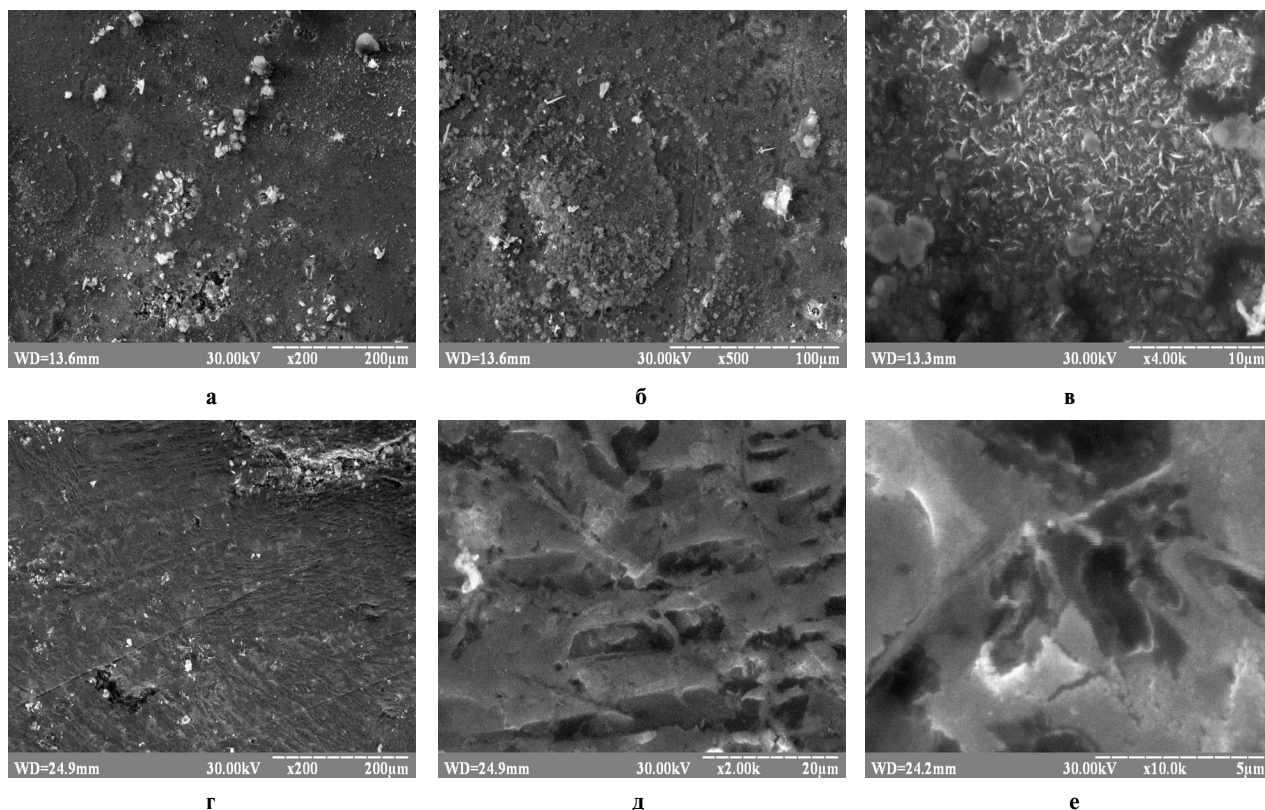


Рис. 2. СЕМ-фотографії поверхні (вигляд зверху) сплавів $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$ (а–в) та $\text{Al}_{55}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{Si}_7\text{B}_1$ (г–е) після 4 діб витримування в розчині NaCl (рН 7,0)

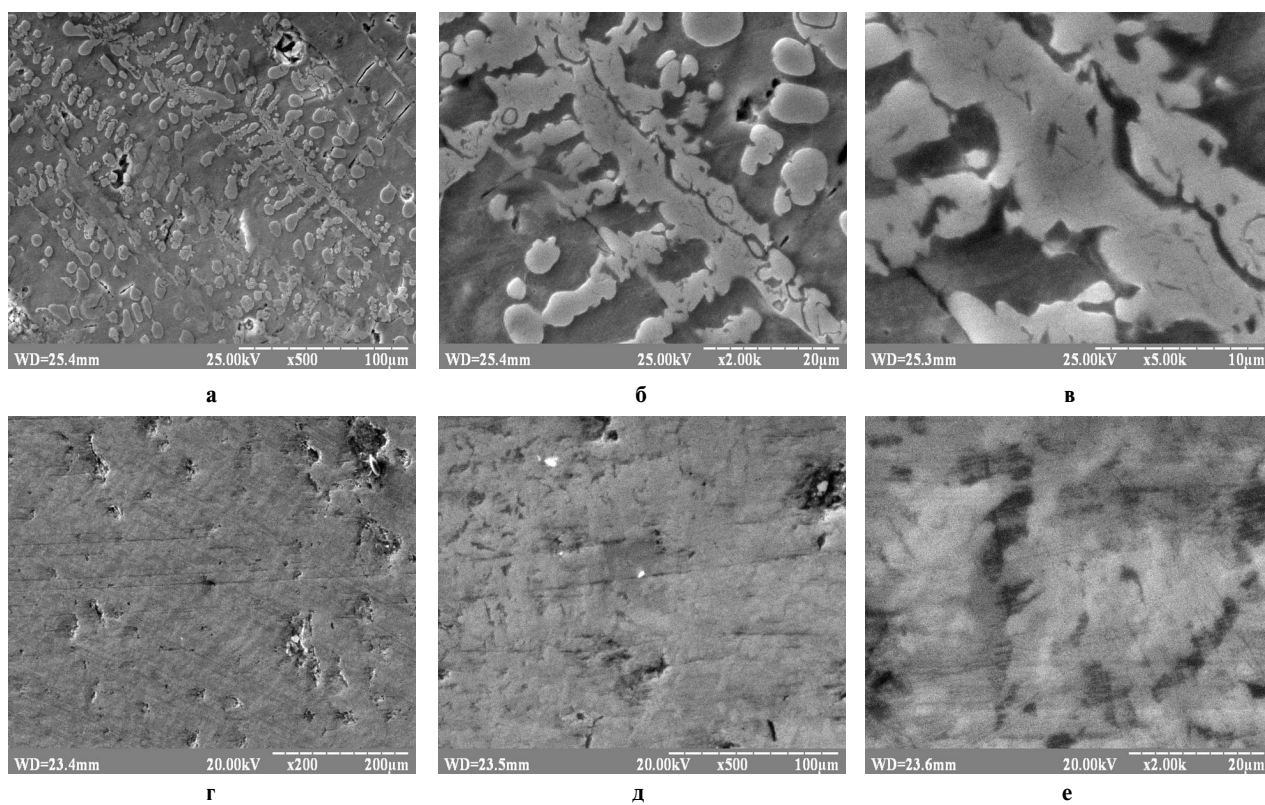


Рис. 3. СЕМ-фотографії поверхні (вигляд зверху) сплавів $\text{Al}_{72}\text{Fe}_{15}\text{Ni}_{13}$ (а–в) та $\text{Al}_{71.6}\text{Ni}_{23}\text{Fe}_{5.4}$ (г–е) після 4 діб витримування в розчині NaCl (рН 7,0)

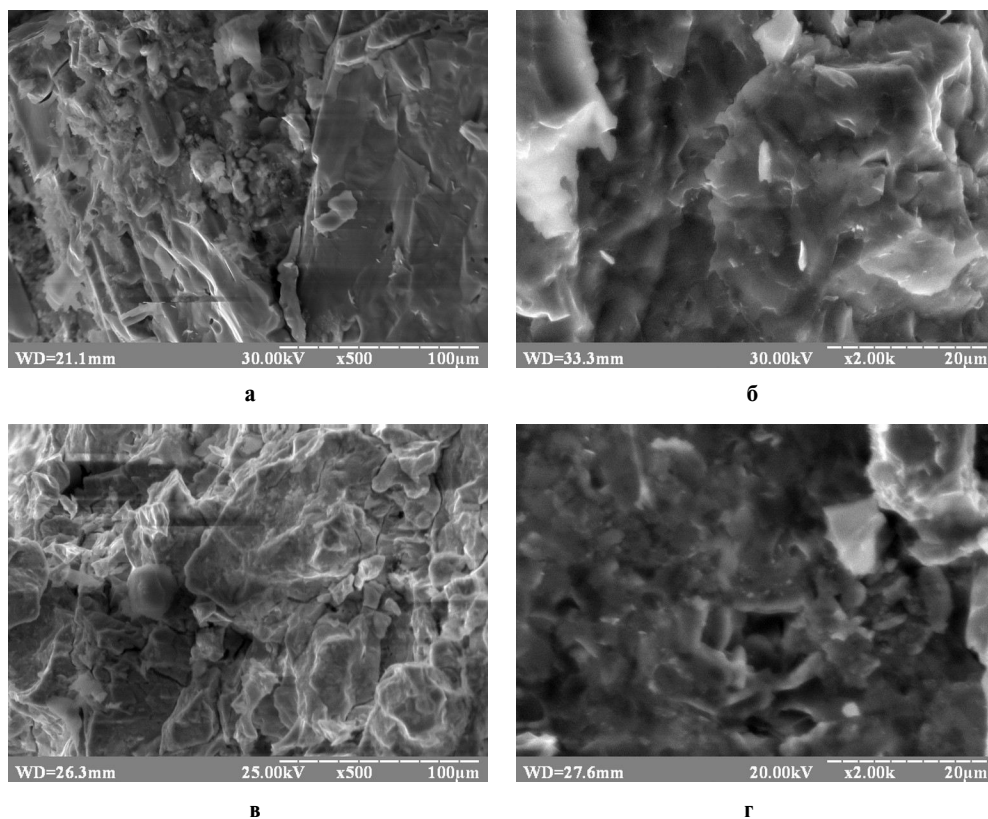


Рис. 4. СЕМ-фотографії зламів зразків після 4 діб витримування в розчині NaCl (pH 7,0):
 а – $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}$; б – $\text{Al}_{55}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{Si}_7\text{B}_1$; в – $\text{Al}_{72}\text{Fe}_{15}\text{Ni}_{13}$; г – $\text{Al}_{71.6}\text{Ni}_{23}\text{Fe}_{5.4}$

Al–Cu–Fe, легований 7 ат.% кремнію та 3 ат.% бору.

Стационарний електродний потенціал сплаву $\text{Al}_{72}\text{Fe}_{15}\text{Ni}_{13}$ порівняно з потенціалом сплаву $\text{Al}_{71.6}\text{Ni}_{23}\text{Fe}_{5.4}$ має менш від'ємні значення. Зона електрохімічної пасивності сплаву $\text{Al}_{72}\text{Fe}_{15}\text{Ni}_{13}$ розширюється за рахунок гальмування анодних процесів, тому цей сплав практично не кородує у середовищі 3 М NaCl. Відповідно, на поверхні сплавів Al–Ni–Fe спостерігається значно менша кількість більш дрібних ділянок пітингового руйнування, ніж на поверхні сплавів Al–Cu–Fe–(Si,B). В сплавах обох систем в першу чергу кородують міжфазні межі поділу. Квазікристалічні ділянки поверхні руйнуються меншою мірою, ніж кристалічні.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. *Stadnik Z.M.* Physical properties of quasicrystals. – Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 1999. – 438 p.
2. *Векілов Ю.Х., Черников М.А.* Квазікристалли // Успехи физических наук. Обзоры актуальных проблем. – 2010. – Т.180. – № 6. – С.561-586.

3. *Huttunen-Saarivirta E.* Microstructure, fabrication and properties of quasicrystalline Al–Cu–Fe alloys: a review // *J. Alloys Compd.* – 2004. – Vol.363. – No. 1-2. – P.154-178.
4. *Study of decagonal quasicrystalline phase formation in the Al–Ni–Fe alloy system / U. Lemmerz, B. Grushko, C. Freiburg, M. Jansen // Philos. Mag. Lett.* – 1994. – Vol.69. – No. 3. – P.141-146.
5. *Formation rule for Al-based ternary quasi-crystals: example of Al–Ni–Fe decagonal phase / Qiang J.-B., Wang D.-H., Bao C.-M., Wang Y.-M., Xu W.-P., Song M.-L., Dong C. // J. Mater. Res.* – 2001. – Vol.16. – No. 9. – P.2653-2660.
6. *Huttunen-Saarivirta E., Tiainen T.* Corrosion behaviour of Al–Cu–Fe alloys containing a quasicrystalline phase // *Mater. Chem. Phys.* – 2004. – Vol.85. – No. 2-3. – P.383-395.
7. *Rudiger A., Koster U.* Corrosion behavior of Al–Cu–Fe quasicrystals // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2000. – Vol.294-296. – P.890-893.
8. *Huang S.Y., Shield J.E.* Effect of boron additions on Al–Cu–Fe icosahedral quasicrystals // *Philos. Mag. B.* – 1997. – Vol.75. – No. 1. – P.157-166.
9. *Influence of boron content on the microstructure of sintered $\text{Al}_{62.5-x}\text{Cu}_{25.3}\text{Fe}_{12.2}\text{B}_x$ alloys (x=0, 3, 5) / Brien V., Khare V., Herbst F., Weisbecker P., Ledeuil J.-B., de Weerd M.C., Machizaud F., Dubois J.-M. // J. Mater. Res.* – 2004. – Vol.19. – No. 10. – P.2974-2980.

10. Effect of Si on as-cast microstructure in quasicrystalline Al–Cu–Fe alloy / Zhang J., Xue Y., Guo Y., Xu C., Liang W. // *Mater. Sci. Forum.* – 2007. – Vol.546-549. – No 1. – P.619-622.

11. Karakose E., Keskin M. Microstructural evolutions and hardness during heat treatment of Al₆₄Cu₂₀Fe₁₂Si₄ quasicrystal alloy // *Philos. Mag. Lett.* – 2012. – Vol.92. – No. 7. – P.314-326.

12. Сухова О.В., Полонський В.А., Устинова К.В. Мікроструктура та корозійні властивості квазікристалічних сплавів Al–Cu–Fe, легованих Si та B, у розчинах кислот // *Вопр. хімії і хім. технології.* – 2018. – № 6. – С.77-83.

13. Сухова О.В., Полонський В.А., Устинова К.В. Вплив Si та B на структуру та корозійні властивості квазікристалічних сплавів Al–Cu–Fe у розчинах солей // *Металлофізика і Новеішіє Текhnології.* – 2018. – Т.40. – № 11. – С.1475-1487.

14. Устинова Е.В., Суховая Е.В. Влияние комплексного легирования Si и B на структуру и свойства квазикристаллических сплавов Al–Cu–Fe // *Механіка гіроскопічних систем.* – 2016. – № 31. – С.126-136.

15. Bashev V.F., Sukhova O.V., Ustinova K.V. Phase constitution of Al–Ni–Fe alloys in a compositional range of decagonal quasicrystals formation // *Строительство. Материаловедение. Машиностроение. Серия: Стародубовские чтения.* – 2014. – № 74. – С.3-7.

Надійшла до редакції 14.11.2018

CORROSION-ELECTROCHEMICAL PROPERTIES OF QUASICRYSTALLINE Al–Cu–Fe–(Si,B) AND Al–Ni–Fe ALLOYS IN NaCl SOLUTION

O.V. Sukhova*, V.A. Polonsky, K.V. Ustinova

Oles Honchar Dnipro National University, Dnipro, Ukraine

* e-mail: sukhovaya@ukr.net

The electrochemical properties of Al–Cu–Fe–(Si,B) and Al–Ni–Fe quasicrystalline alloys were investigated in 3.0 M NaCl solution (pH 7.0). Stationary potential values were measured by means of the registration of E vs. t dependences. The alloys fractures and surface affected by the corrosive environment were studied using electron scanning microscopy. The corrosion of the Al–Cu–Fe–(Si,B) alloys proceeds under electrochemical mechanism accompanied by the accumulation of indissoluble iron compounds on the surface of these alloys. Alloying the Al–Cu–Fe alloys with Si and B ensures the deceleration of the anodic reaction and inhibits the corrosion processes. Therewith, silicon affects the chemical activity of the alloys to the greater extent than boron. Binary alloying of the investigated Al–Cu–Fe alloys with 3 at.% of boron and 7 at.% of silicon ensures the highest corrosion resistance in the NaCl aqueous solution. The Al–Ni–Fe alloys do not practically corrode in the sodium chloride solution. The stationary electrochemical potential of the Al₇₂Fe₁₅Ni₁₃ alloy has lesser negative values, as compared to that of the Al_{71.6}Ni₂₃Fe_{5.4} alloy, with electrochemical passivity zone extending due to the deceleration of the anodic process. Scanning electron microscopy revealed the pitting corrosion on the surface of the investigated alloys. The pits appear mostly where iron-rich phases and phase interfaces are located. Their quantity and size are less on the surface of the Al–Ni–Fe alloys than on the surface of the Al–Cu–Fe–(Si,B) alloys affected by the NaCl solution.

Keywords: quasicrystal alloys; aqueous solution; sodium chloride; stationary potential; corrosion resistance; electron microscopy.

REFERENCES

1. Stadnik Z.M., *Physical properties of quasicrystals.* Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1999. 443 p.

2. Vekilov Yu.Kh., Chernikov M.A. Kvizikristally [Quasicrystals]. *Uspekhi Fizicheskikh Nauk. Obzory Aktual'nykh Problem*, 2010, vol. 180, no. 6, pp. 561-586. (in Russian).

3. Huttunen-Saarivirta E. Microstructure, fabrication and properties of quasicrystalline Al–Cu–Fe alloys: a review. *Journal of Alloys and Compounds*, 2004, vol. 363, pp. 154-178.

4. Lemmerz U., Grushko B., Freiburg C., Jansen M. Study of decagonal quasicrystalline phase formation in the Al–Ni–Fe alloy system. *Philosophical Magazine Letters*, 1994, vol. 69, pp. 141-146.

5. Qiang J.-B., Wang D.-H., Bao C.-M., Wang Y.-M., Xu W.-P., Song M.-L., Dong C. Formation rule for Al-based ternary quasi-crystals: example of Al–Ni–Fe decagonal phase. *Journal of Materials Research*, 2001, vol. 16, pp. 2653-2660.

6. Huttunen-Saarivirta E., Tiainen T. Corrosion behaviour of Al–Cu–Fe alloys containing a quasicrystalline phase. *Materials Chemistry and Physics*, 2004, vol. 85, pp. 383-395.

7. Rudiger A., Koster U. Corrosion behavior of Al–Cu–Fe quasicrystals. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, vol. 294-296, pp. 890-893.

8. Huang S.Y., Shield J.E. Effect of boron additions on Al–Cu–Fe icosahedral quasicrystals. *Philosophical Magazine B*, 1997, vol. 75, pp. 157-166.

9. Brien V., Khare V., Herbst F., Weisbecker P., Ledeuil J.-B., de Weerd M.C., Machizaud F., Dubois J.-M. Influence of boron content on the microstructure of sintered Al_{62.5-x}Cu_{25.3}Fe_{12.2}B_x alloys (x=0, 3, 5). *Journal of Materials Research*, 2004, vol. 19, pp. 2974-2980.

10. Zhang J.S., Xue Y.J., Guo Y.J., Xu C.X., Liang W. Effect of Si on as-cast microstructure in quasicrystalline Al–Cu–Fe alloy. *Materials Science Forum*, 2007, vol. 546-549, pp. 619-622.

11. Karakose E., Keskin M. Microstructural evolutions and hardness during heat treatment of Al₆₄Cu₂₀Fe₁₂Si₄ quasicrystal alloy. *Philosophical Magazine Letters*, 2012, vol. 92, pp. 314-326.

12. Sukhova O.V., Polonsky V.A., Ustinova K.V. Mikrostruktura ta koroziiini vlastyvyosti kvazikristalichnykh splaviv Al–Cu–Fe, legovanykh Si ta B, u rozchynakh kyslot [Microstructure and corrosion properties of quasicrystal Al–Cu–Fe alloys alloyed with Si and B in acidic solutions]. *Voprosy Khimii i Khimicheskoi Tekhnologii*, 2018, no. 6, pp. 77-83. (in Ukrainian).

13. Sukhova O.V., Polonsky V.A., Ustinova K.V. Vplyv Si ta B na strukturu ta koroziiini vlastyvyosti kvazikristalichnykh splaviv Al–Cu–Fe u rozchynakh solei [Influence of Si and B on structure and corrosion properties of quasi-crystalline Al–Cu–Fe alloys in solutions of salts]. *Metallofizika i Noveішіє Tekhnologii*, 2018, vol. 40, no. 11, pp. 1475-1487. (in Ukrainian).

14. Ustinova E.V., Sukhovaya E.V. Vliyanie kompleksnogo legirovaniya Si i B na strukturu i svoіstva kvazikristalicheskikh splavov Al–Cu–Fe [Effect of complex doping with Si and B on the structure and properties of quasicrystal Al–Cu–Fe alloys]. *Mekhanika Giroscopichnykh System*, 2016, no. 31, pp. 126-136. (in Russian).

15. Bashev V.F., Sukhova O.V., Ustinova K.V. Fazovyi sostav splavov Al–Ni–Fe v oblasti obrazovaniya decagonal'nykh kvazikristallov [Phase constitution of Al–Ni–Fe alloys in a compositional range of decagonal quasicrystals formation]. *Stroitel'stvo. Materialovedenie. Mashinostroenie. Seriya: Starodubovskie Chteniya*, 2014, no. 74, pp. 3-7. (in Russian).