

УДК 680.18:669.71:669.18

**СТРУКТУРА ТА КОРОЗІЯ КВАЗІКРИСТАЛІЧНИХ ЛИТИХ СПЛАВІВ
І ПЛІВКОВИХ ПОКРИТТІВ Al–Cu–Fe***С. І. РЯБЦЕВ, В. А. ПОЛОНСЬКИЙ, О. В. СУХОВА**Дніпровський національний університет ім. Олеся Гончара*

Досліджено квазікристалічний литий сплав та плівкове покриття, отримане модернізованим методом триелектродного йонно-плазмового розпилення набірних мішеней, номінального складу $Al_{60}Cu_{28}Fe_{12}$. Структуру зразків вивчали методами кількісної металографії, рентгеноструктурного аналізу, рентгеноспектрального мікроаналізу, трансмісійної та растрової електронної мікроскопії. Термічну стабільність напиленої плівки оцінювали, враховуючи результати вимірювання електричного опору в інтервалі температур 293...1000 К. Корозійні властивості в 5%-му водному розчині NaCl (рН 6,9...7,1) досліджували потенціодинамічним методом. Встановлено, що в структурі литого сплаву квазікристалічна ікосаедрична *i*-фаза співіснує з кристалічними фазами λ - $Al_{13}Fe_4$, β -AlFe(Cu), τ -AlCu(Fe), η -AlCu та θ - Al_2Cu і займає ~56% об'єму. Плівкове покриття містить дисперсну квазікристалічну *i*-фазу розміром ~3 нм, стабільну до температури 723 К. Поляризаційні вимірювання свідчать про більшу корозійну тривкість плівкового покриття Al–Cu–Fe в сольовому розчині натрій хлориду порівняно з литим сплавом. Корозія відбувається за електрохімічним механізмом із кисневою деполаризацією і має пітинговий характер.

Ключові слова: *квазікристалічна ікосаедрична фаза, литий сплав, плівкове покриття, сольовий розчин, корозійна тривкість.*

Вступ. В умовах морського клімату тривалий термін експлуатації деталей забезпечують покриття, які мають високий опір до дії сольових розчинів натрій хлориду [1–3]. Такі властивості можуть мати квазікристалічні сплави Al–Cu–Fe, в яких утворюється квазікристалічна ікосаедрична *i*-фаза [4]. Ці сплави добре зарекомендували себе, наприклад як матеріал для отримання антифрикційних або зносотривких покриттів [5, 6]. Однак практичне застосування литих сплавів Al–Cu–Fe обмежене через їх підвищену крихкість. Дослідження корозійних властивостей цих сплавів у водних сольових розчинах не виявляють зв'язку між вмістом квазікристалічної фази та опором до руйнування. Так, у 3%-му розчині NaCl швидкість розчинення сплавів Al–Cu–Fe пов'язують із вмістом фаз, багатих на мідь [7, 8]. Поляризаційні дослідження свідчать про пітинговий характер корозії цих сплавів [9, 10]. Ці висновки також підтверджують випробування квазікристалічних сплавів Al–Cu–Fe у кліматичній камері в атмосфері розпиленого 5%-го розчину NaCl [11].

Водночас квазікристалічні сплави Al–Cu–Fe мають потенціал, щоб застосувати їх як плівкові покриття, отримані методами осадження з газової фази [12]. Особливу увагу привертає метод магнетронного напилення, який є різновидом йонно-плазмового осадження. Він забезпечує унікальні властивості покриттів, структура яких формується в умовах надвисоких швидкостей охолодження. Напилені покриття мають однорідну товщину та містять менше сторонніх домішок.

Із застосуванням методу магнетронного напилення квазікристалічні покриття Al–Cu–Fe завтовшки 1...400 μ m отримують на підкладках з Al_2O_3 , NaCl, MgO

та інших [12, 13]. Структура плівок товщиною до 25 μm зазвичай є аморфною, а починаючи з 130 μm , стає кристалічною [14]. Під час трибологічних випробувань у водному та паровому середовищах зношування квазікристалічних плівок Al–Cu–Fe нагадує знос кераміки [15]. При цьому його швидкість у водному середовищі на два порядки менша, ніж у паровому.

Ефективність методів йонно-плазмового осадження можна підвищити, застосувавши модернізований метод триелектродного йонно-плазмового розпилення набірних мішеней [16]. Він забезпечує збільшення кінетичної енергії розпилення із мішені атомів перед зіткненням з підкладкою до 100...200 eV [17]. Ця енергія в 5–7 разів перевищує енергію, отриману в разі застосування традиційних методів йонно-плазмового розпилення. А отже, структура плівок формується в наднерівноважних умовах загартування з пари.

Враховуючи вищесказане, нижче досліджували структуру та корозійні властивості в 5%-му водному розчині натрій хлориду литого сплаву та плівкового покриття номінального складу $\text{Al}_{60}\text{Cu}_{28}\text{Fe}_{12}$ для розроблення рекомендацій щодо захисту поверхні деталей ракетно-космічного комплексу, які працюють в умовах морського клімату.

Методи досліджень. Досліджували литий сплав та плівкове покриття номінального складу $\text{Al}_{60}\text{Cu}_{28}\text{Fe}_{12}$, що знаходиться в концентраційному діапазоні існування квазікристалічної ікосаедричної *i*-фази [4]. Литий сплав отримували сплавленням хімічно чистих елементів (99,99%) у графітових тиглях у печі Таммана. Швидкість охолодження сплаву $v_{\text{cool}} = 5 \text{ K/s}$. Плівкове покриття товщиною 260 μm напилували на свіжий відкол монокристала NaCl або сіталову підкладку модернізованим методом триелектродного йонно-плазмового розпилення набірних мішеней [18]. Мішенями слугували окремі паралелепіпеди розмірами 20×20×5 mm, виготовлені з чистих елементів (не менше 99,99%), розділені між собою бар'єрними комірками з функцією електростатичних лінз. За теоретичним розрахунком швидкість охолодження покриттів становила $v_{\text{cool}} = 10^{12} \dots 10^{14} \text{ K/s}$ [17].

Вміст елементів (at.%) визначали методами рентгенофлюоресцентного аналізу на установці СЕФ-01-М "Спрут" та рентгеноспектрального мікроаналізу на растровому електронному мікроскопі РЕММА102-02, обладнаному енергодисперсійним спектрометром фірми Joel. Структуру досліджували методами металографічного аналізу на мікроскопах "Неофот" та "Епіквант", трансмісійної електронної мікроскопії на приладі ЕММА-2У та рентгеноструктурного аналізу на апараті УРС-2.0 у відфільтрованому CoK_{α} -випромінюванні.

Термічну стабільність плівкового покриття оцінювали за результатами визначення зміни його електроопору під час неперервного нагріву у вакуумі (~1,3 mPa) зі швидкістю 18 K/min. Послугуючись отриманою залежністю, досліджували структуру та властивості плівки після відпалу за температури 873 K упродовж 3 h.

Електрохімічні дослідження у 5%-му водному розчині NaCl (рН 6,9...7,1), який зазвичай застосовують у камері сольового туману для імітації морської атмосфери, виконували за допомогою потенціостата ПП-50-1 та програматора ПР-8 з використанням триелектродної комірки. рН сольового розчину контролювали за допомогою йонміра ЕВ-74. Температура розчину під час експериментів $293 \pm 2 \text{ K}$. Площа поверхні робочих електродів, відокремлена за допомогою тefлонової стрічки, становила 0,3 cm^2 , допоміжного платиного електрода – 2 cm^2 . Електродом порівняння слугував хлоридсрібний напівелемент, з'єднаний з коміркою через капіляр Лугіна, заповнений робочим розчином. Під час поляризаційних вимірювань розчин не перемішували. Швидкість розгортки потенціалу 1 mV/s.

Корозійну поведінку напиленої плівки також досліджували шляхом модельних випробувань. Для цього зразки розмірами 3,0×0,5 cm повністю занурювали в розчин NaCl за температури $293 \pm 2 \text{ K}$ та контролювали стан їх поверхні через 1; 2;

3; 4 та 8 days від початку експерименту. Зміни на поверхні зразків контролювали за допомогою металографічного мікроскопа “Неофот”.

Результати та їх обговорення. У структурі литого сплаву Al–Cu–Fe утворюється квазікристалічна ікосаедрична *i*-фаза у вигляді перитектичних обідків навколо первинних дендритів фази λ -Al₁₃Fe₄ (рис. 1а). На межах цих фаз розташовані фази β -AlFe(Cu), τ -AlCu(Fe), η -AlCu та θ -Al₂Cu [19, 20]. Вміст *i*-фази становить майже 56 vol.%. Описаний фазовий склад сплаву підтверджують результати рентгеноструктурного аналізу (рис. 1b).

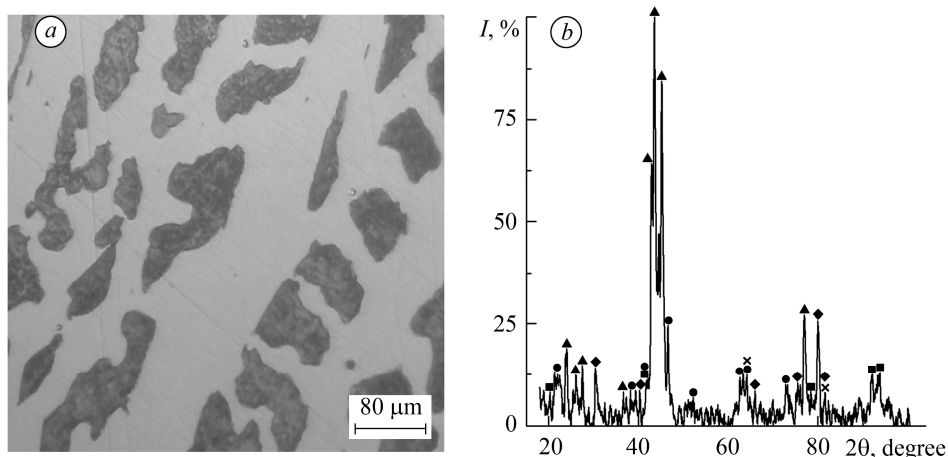
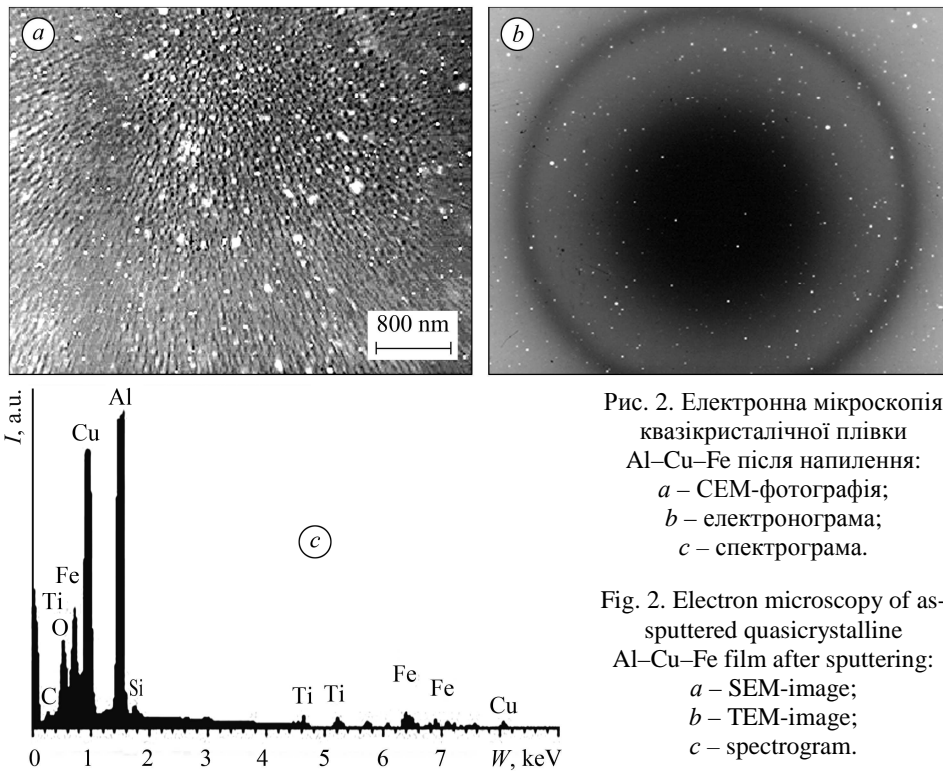


Рис. 1. Литий квазікристалічний сплав Al–Cu–Fe: *a* – мікροструктура; *b* – рентгенограма.
● – λ ; ▲ – *i*; × – β ; ◆ – τ , η ; ■ – θ .

Fig. 1. As-cast quasicrystalline Al–Cu–Fe alloy: *a* – microstructure; *b* – X-ray pattern.
● – λ ; ▲ – *i*; × – β ; ◆ – τ , η ; ■ – θ .

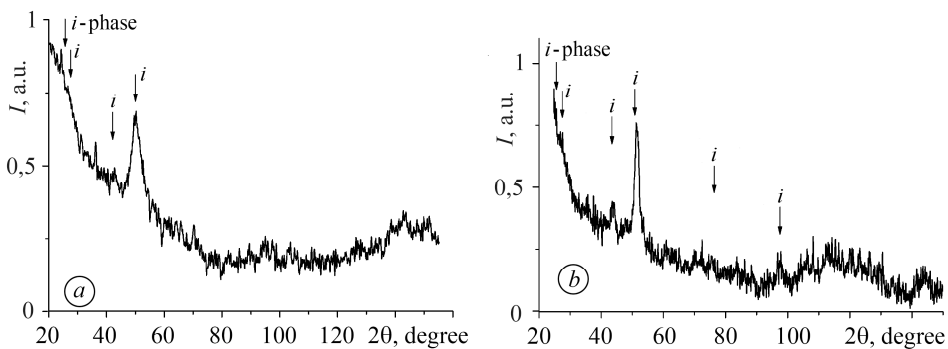
Напилене плівкове покриття Al–Cu–Fe характеризується наявністю в структурі дисперсної квазікристалічної ікосаедричної *i*-фази (рис. 2а). Вона розподілена в об’ємі плівки нерівномірно: спостерігаємо ділянки розмірами до 200 nm, в яких густина виділень квазікристалічної фази підвищена. На електронограмі плівкового покриття Al–Cu–Fe присутні лінії дифракції порівняно невеликої ширини, що також вказує на дисперсну, а не аморфну структуру матеріалу (рис. 2b). Надмалий розмір квазікристалів підтверджується відсутністю окремих рефлексів на електронограмі в режимі мікродифракції. Дослідження складу плівкового покриття методом рентгеноспектрального мікроаналізу виявили (at.%) 29,91 Cu; 12,05 Fe; 42,12 Al; домішки Si, Ti – решта (рис. 2c). Це свідчить про наближення концентрації міді та заліза в плівках до розрахункової. Зменшення вмісту алюмінію пов’язане з його селективним окисненням [13]. Завдяки сегрегації алюмінію з приповерхневих ділянок на поверхні утворюється шар оксидів Al₂O₃. При цьому окиснення заліза та міді не спостерігаємо.

Результати рентгеноструктурного аналізу плівкового покриття Al–Cu–Fe підтверджують висновки, зроблені за результатами металографічних та електронно-мікроскопічних досліджень. Розташування максимумів інтерференційних ліній квазікристалічної *i*-фази збігаються з табличними даними картотеки ASTM (таблиця; рис. 3а), а ширина рентгенівських ліній свідчить про її дисперсність. Розміри ділянок когерентного розсіювання для напиленої плівки Al–Cu–Fe ~3 nm, що вказує на наноструктурний стан покриття.



Результати рентгеноструктурного аналізу плівки Al-Cu-Fe до та після відпалу

До відпалу			Після відпалу			Картотека ASTM
<i>I</i> , %	2θ, degree	<i>d</i> _{hkl} , nm	<i>I</i> , %	2θ, degree	<i>d</i> _{hkl} , nm	
25	25,2	0,4103	25	25,6	0,40401	–
25	27,2	0,3807	25	28,0	0,3699	0,3735
10	32	0,3245	10	32,4	0,3208	0,325
50	40,2	0,2605	50	41,2	0,2544	0,2446
25	48,6	0,2175	25	49,2	0,215	0,2108
100	50,4	0,2102	100	51,2	0,2071	0,206
10	74,0	0,1487	10	76,00	0,1455	0,1454



На графіку температурної залежності електричного опору плівкового покриття Al–Cu–Fe можна виділити три ділянки (рис. 4). Ділянка в інтервалі температур 293...723 К характеризується незначною оборотною зміною опору, що вказує на відсутність фазових перетворень і стабільність структури плівки. В інтервалі температур 723...773 К відбувається різке необоротне збільшення опору на декілька порядків (до $6 \times 10^7 \Omega/\text{sq}$), що свідчить про зміну структури плівки. Температурний коефіцієнт опору має негативне значення (-2×10^{-4}) K^{-1} . За подальшого нагріву спостерігаємо зниження загального електричного опору зразка.

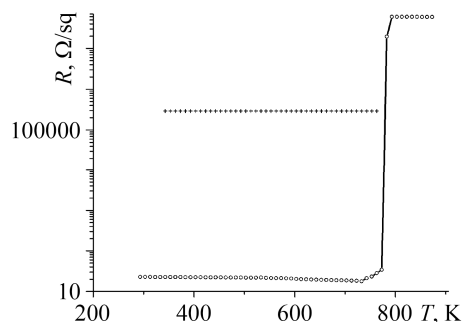


Рис. 4. Температурна залежність електричного опору плівки Al–Cu–Fe за швидкості нагріву 18 K/min.

Fig. 4. Temperature dependence of electrical resistance of Al–Cu–Fe film at heating rate of 18 K/min.

Після відпалу при 873 К упродовж 3 h ширина рентгенівських ліній на рентгенограмі плівкового покриття Al–Cu–Fe зменшується, а їх інтенсивність збільшується (рис. 3b). Крім того, спостерігаємо зсув ліній (див. таблицю), що може бути пов'язане зі зняттям напружень після відпалу, а також з дифузійним перерозподілом компонентів в об'ємі плівки. Квазікристалічна *i*-фаза стає менш дисперсною. Розміри ділянок когерентного розсіювання збільшуються в два рази і досягають ~ 6 nm. Цей результат відповідає характеру зміни поверхневого електроопору плівки Al–Cu–Fe (рис. 4).

Електрохімічні дослідження здійснювали в 5%-му водному розчині NaCl (рН 6,9...7,1) для визначення і порівняння стаціонарних потенціалів зразків та зон їх електрохімічної інертності. Тривалою реєстрацією часових (E , τ)-залежностей визначено, що потенціали для зразків литого сплаву та плівкового покриття Al–Cu–Fe набувають незмінного значення E_{st} через ~ 7000 s від початку вимірювань. Для литого сплаву стаціонарний потенціал E_{st} дорівнює $(-0,66)$ V, а для покриття $(-0,20)$ V, що вказує на більшу корозійну тривкість напиленої плівки.

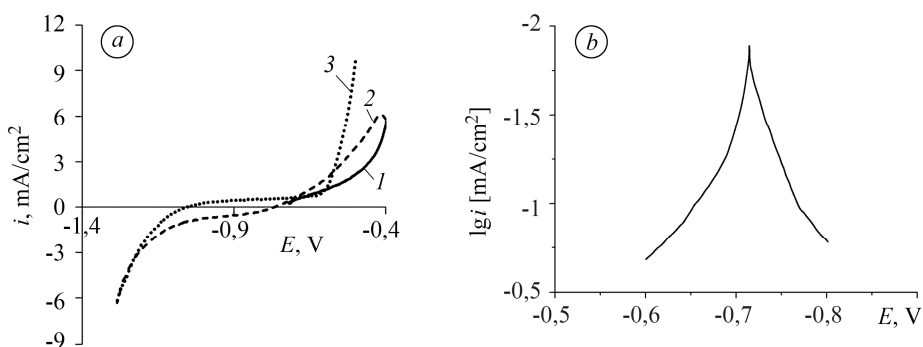


Рис. 5. Поляризаційні $i(E)$ (a) та $\lg i(E)$ (b) залежності, отримані в 5%-му водному розчині NaCl для литого сплаву Al–Cu–Fe: 1, 3 – анодна розгортка; 2 – катодна.

Fig. 5. Polarization $i(E)$ (a) and $\lg i(E)$ (b) curves obtained in 5% NaCl aqueous solution for as-cast Al–Cu–Fe alloy: 1, 3 – anode sweep; 2 – cathode.

На рис. 5 наведено поляризаційні залежності, отримані для литого сплаву Al–Cu–Fe методом вольтамперометрії з періодичним переключенням напрямку розгортки потенціалу. Кривими позначені напрями кроків розгортки потенціалу від його стаціонарного значення $(-0,66)$ V. Як видно з кроку 1, за переходу від E_{st} до менш від'ємних значень анодний струм поступово збільшується. За потенціа-

лу $\sim (-0,4)$ V спостерігаємо різке зростання анодного струму, пов'язане з початком активного розчинення компонентів сплаву.

Змінюючи напрям розгортки потенціалу для литого сплаву Al-Cu-Fe, досягаємо нульового значення густини струму за потенціалу $(-0,74)$ V (рис. 5a, крива 2). За потенціалу $E < (-1,0)$ V спостерігаємо суттєве зростання анодного струму та активне виділення водню. На наступному кроці розгортки потенціалу (рис. 5a, крива 3) можна визначити зону відносної електрохімічної інертності сплаву, яка простягається від $-1,0$ до $-0,6$ V. У межах цієї зони анодний струм плавно зростає до $0,7$ mA/cm². З поляризаційних залежностей, отриманих поблизу E_{st} і побудованих у напівлогарифмічних тафелівських координатах, впливає, що струм корозії i_{corr} для литого сплаву Al-Cu-Fe становить $\sim 0,2$ mA/cm² (рис. 5).

На відміну від литого сплаву розчинення компонентів плівкового покриття Al-Cu-Fe після досягнення потенціалу ~ 0 V супроводжується руйнуванням поверхні через малу товщину плівки (260 nm). Це позначається на вигляді (i, E) -залежності, отриманої в широкій області потенціалів $-2,1 \dots 1,5$ V (рис. 6).

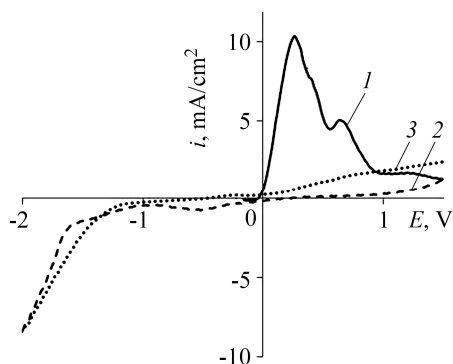


Рис. 6. Поляризаційні залежності, отримані в 5%-му розчині NaCl для покриття Al-Cu-Fe ($V = 10$ mV/s):
1, 3 – анодна розгортка;
2 – катодна розгортка.

Fig. 6. Polarization curves obtained in 5% NaCl solution for Al-Cu-Fe film ($V = 10$ mV/s):
1, 3 – anode sweep; 2 – cathode.

На першому кроці розгортки потенціалу від E_{st} в анодний бік на ділянці від $-0,1$ до $0,2$ V анодна густина струму починає різко зростати, а потім зменшується, що може бути викликане селективним розчиненням компонентів сплаву з частковим руйнуванням покриття. Після переключення напрямку розгортки потенціалу при $1,5$ V густина струму продовжує поступово зменшуватися, і при $0,15$ V з'являється катодний струм, пов'язаний з відновленням деполяризатора (кисню). За потенціалів, від'ємніших, ніж $-1,0$ V, на поверхні плівкового покриття спостерігаємо активне виділення водню. Змінюючи напрям розгортки потенціалу при $-2,1$ V, катодний струм монотонно переходить в анодний (рис. 6, крива 3). Відповідно до отриманих залежностей, зона електрохімічної інертності плівки Al-Cu-Fe знаходиться в межах $-1 \dots -0,1$ V. Порівняно з литим сплавом ця зона ширша.

Струм корозії плівки Al-Cu-Fe, визначений з $(\lg i, E)$ -залежності, становить $0,02$ mA/cm², що на порядок менше, ніж для литого сплаву. На поверхні плівки за потенціалу вільної корозії E_{st} відсутні сліди руйнування (рис. 7a), а після досягнення потенціалу 0 V з'являються численні ділянки корозійних пошкоджень різної форми та розмірів (рис. 7b).

Отже, як литий сплав, так і плівкове покриття Al-Cu-Fe кородують у водному розчині натрій хлориду за електрохімічним механізмом. Швидкість катодного процесу, який відбувається з кисневою деполяризацією, визначає концентрація розчиненого кисню біля поверхні робочого електрода. Лімітувальною стадією процесу є швидкість постачання кисню до поверхні зразків. При цьому плівкове покриття характеризується суттєво більшою корозійною тривкістю, ніж литий сплав.

Моделльні корозійні випробування, здійснені для порівняння поведінки квазі-кристалічного литого сплаву та плівкового покриття Al-Cu-Fe в 5%-му водному розчині NaCl, також підтверджують більший опір плівок до дії сольового середо-

вища. Результати досліджень поверхні литого сплаву вказують на появу пітингів уже після 4 days витримки у розчині натрій хлориду [19, 20]. Осередки корозії розташовані на поверхні литого зразка нерівномірно і мають розміри 10...50 μm . У зонах пітингів спостерігаємо ділянки пористого шару нерозчиненої міді. Інші компоненти сплаву селективно розчиняються. За результатами якісного хімічного аналізу продукти корозії переважно складаються зі сполук Fe^{3+} . Також вони в незначній кількості містять сполуки Fe^{2+} та Al^{3+} .

Рис. 7. Поверхня плівки Al–Cu–Fe після 30 min витримки в 5%-му водному розчині NaCl за потенціалу $-0,20\text{ V}$ (a) та 0 V (b).

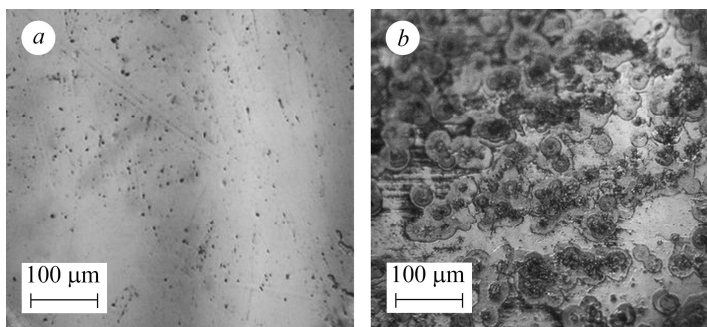


Fig. 7. Surface of Al–Cu–Fe film after 30-min holding in 5% aqueous NaCl solution at potential -0.20 V (a) and 0 V (b).

На відміну від литого сплаву, на поверхні плівкового покриття не виявлено пошкоджень, пов'язаних з корозійним руйнуванням, навіть після 8 days перебування в сольовому розчині (рис. 8). Це означає, що під час модельних випробувань на анодних ділянках поверхні плівки потенціал активації корозії не досягається.

Рис. 8. Поверхня плівки Al–Cu–Fe до випробувань (a) та після перебування в 5%-му розчині NaCl впродовж 8 days (b).

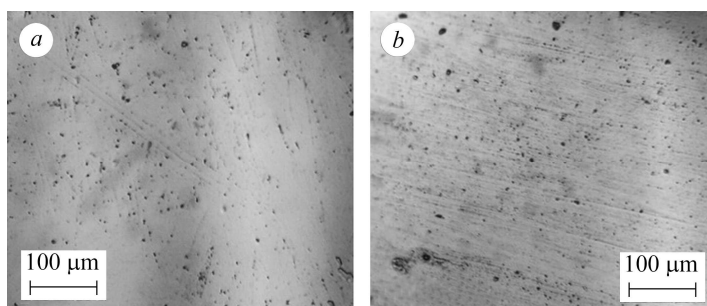


Fig. 8. Surface of Al–Cu–Fe film before testing (a) and after holding in 5% NaCl solution for 8 days (b).

ВИСНОВКИ

Досліджено структуру литого сплаву ($v_{\text{cool}} = 5\text{ K/s}$) та плівкового покриття ($v_{\text{cool}} = 10^{12}\dots 10^{14}\text{ K/s}$), отриманого модернізованим методом триелектродного йонно-плазмового розпилення набірних мішеней з номінальним складом $\text{Al}_{60}\text{Cu}_{28}\text{Fe}_{12}$. Встановлено, що в обох випадках структуроутворювальною фазою є квазікристалічна ікосаедрична *i*-фаза. В литому сплаві її вміст досягає $\sim 56\text{ vol.}\%$, а в плівковому покритті вона займає майже весь об'єм. З результатів визначення розмірів зон когерентного розсіювання випливає, що в плівці *i*-фаза знаходиться в наноструктурному стані. Вимірювання електричного опору плівки Al–Cu–Fe в інтервалі температур $293\dots 1000\text{ K}$ свідчить про термічну стабільність квазікристалічної *i*-фази до температури 723 K . За подальшого нагріву або відпалу при 873 K упродовж 3 h розміри квазікристалів збільшуються в два рази, що супроводжується дифузійним перерозподілом компонентів.

Порівняно з литим сплавом Al–Cu–Fe плівкове покриття має підвищений опір корозії в 5%-му водному розчині натрію хлориду (pH $6,9\dots 7,1$). Для плівки

стаціонарний потенціал дорівнює $-0,20$ V, а струму корозії $0,02$ mA/cm², тоді як для литого сплаву – $(-0,66)$ V і $0,20$ mA/cm², відповідно. Корозія відбувається за електрохімічним механізмом із кисневою деполяризацією. Отримані результати дають змогу рекомендувати склад та технологію отримання дослідженого плівкового покриття Al–Cu–Fe для захисту поверхні деталей ракетно-космічного комплексу, які працюють в умовах морського клімату. Високі значення електричного опору плівки Al–Cu–Fe також обумовлюють перспективність її застосування як високорезистивного прецизійного матеріалу.

РЕЗЮМЕ. Исследованы квазикристаллический литой сплав и пленочное покрытие, полученное модернизированным методом трехэлектродного ионно-плазменного распыления наборных мишеней, номинального состава Al₆₀Cu₂₈Fe₁₂. Структуру образцов изучали методами количественной металлографии, рентгеноструктурного анализа, рентгеноспектрального микроанализа, трансмиссионной и растровой электронной микроскопии. Термическую стабильность напыленной пленки оценивали с учетом результатов измерения электрического сопротивления в интервале температур 293...1000 К. Коррозионные свойства в 5%-м водном растворе NaCl (pH 6,9...7,1) исследовали потенциодинамическим методом. Установлено, что в структуре литого сплава Al–Cu–Fe квазикристаллическая икосаэдрическая *i*-фаза сосуществует с кристаллическими фазами λ -Al₁₃Fe₄, β -AlFe(Cu), τ -AlCu(Fe), η -AlCu, θ -Al₂Cu и занимает ~56% объема. Пленочное покрытие Al–Cu–Fe содержит дисперсную квазикристаллическую фазу размером ~3 нм, стабильную до температуры 723 К. Поляризационные измерения свидетельствуют о большей коррозионной стойкости пленочного покрытия Al–Cu–Fe в солевом растворе натрия хлорида по сравнению с литым сплавом. Коррозия протекает по электрохимическому механизму с кислородной деполяризацией.

Ключевые слова: квазикристаллическая икосаэдрическая фаза, литой сплав, пленочное покрытие, солевой раствор, коррозионная стойкость.

SUMMARY. The Al₆₀Cu₂₈Fe₁₂ quasicrystalline as-cast alloy and film coating obtained by three-electrode ion-plasma sputtering of assembled targets were investigated. The specimen structure was studied by the methods of quantitative metallography, X-ray analysis, energy-dispersive X-ray spectrometry, transmission and scanning electron microscopy. Thermal stability of the as-sputtered film was estimated with account of the results of electrical resistance measurements within the temperature range of 293...1000 K. Corrosion properties in 5% aqueous NaCl solution (pH 6.9...7.1) were determined by the potentiodynamic method. In the structure of the as-cast Al–Cu–Fe alloy, the quasicrystalline icosahedral *i*-phase was established to co-exist with λ -Al₁₃Fe₄, β -AlFe(Cu), τ -AlCu(Fe), η -AlCu, θ -Al₂Cu crystalline phases and occupy ~56% of the volume. The Al–Cu–Fe film contains dispersive quasicrystalline phase ~3 nm in size stable up to 723 K. Polarization experiments showed a considerable increase of corrosion resistance of the Al–Cu–Fe film in the saline solution of sodium chloride as compared with that of the as-cast alloy. Pitting corrosion proceeds by the electrochemical mechanism with oxygen depolarization.

Keywords: quasicrystalline icosahedral phase, as-cast alloy, film coating, NaCl solution, corrosion resistance.

1. *Использование композиционных покрытий при ремонте деталей металлургического оборудования / И. М. Спиридонова, Е. В. Суховая, С. Б. Пиляева, О. Г. Безрукавая // Metall. Min. Ind. – 2002. – № 3. – С. 58–61.*
(*The use of composite coatings during metallurgical equipment parts repair / I. M. Spiridonova, E. V. Sukhovaya, S. B. Pilyaeva, and O. G. Bezrukavaya // Metall. Min. Ind. – 2002. – № 3. – P. 58–61.*)
2. *Сухова О. В. Вплив механізмів структуроутворення меж поділу в композиційних матеріалах на їх властивості // Metallofiz. Noveishie Technol. – 2009. – 31, № 7. – С. 1001–1012.*
(*Sukhova O. V. Influence of mechanisms of structure formation of interfaces in composites on their properties // Metallofiz. Noveishie Technol. – 2009. – 31, № 7. – P. 1001–1012.*)
3. *Spiridonova I. M., Sukhovaya E. V., and Balakin V. P. Structure and deformation peculiarities of Fe(B,C) crystals // Metallurgia. – 1996. – 35, № 2. – P. 65–68.*

4. *Huttunen-Saarivirta E.* Microstructure, fabrication and properties of quasicrystalline Al–Cu–Fe alloys: a review // *J. Alloys and Comp.* – 2004. – **363**, № 1–2. – P. 150–174.
5. *Sukhova O. V., Syrovatko Yu. V.* Features of structurization of composite materials of the solution-and-diffusion type // *Metallofiz. Noveishie Technol.* – 2011. – **33**, Spec. Iss. – P. 371–378.
6. *Спиридонова И. М., Суховая Е. В., Зинковский Г. В.* Пленочные и композиционные материалы на основе квазикристаллического сплава Al–Cu–Fe // *Metall. Min. Ind.* – 2012. – **4**, № 4. – С. 2–5.
(*Spyrydonova I. M., Sukhova O. V., and Zinkovskij G. V.* Thin films and composites based on quasicrystal Al–Cu–Fe alloy // *Metall. Min. Ind.* – 2012. – **4**, № 4. – P. 2–5.)
7. *Electrochemical* pitting and repassivation on icosahedral Al–Cu–Fe, and comparison with crystalline phases / N. A. Spurr, P. J. Pinhero, D. J. Sordelet, K. Hebert, P. A. Thiel // *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* – 1999. – **553**. – P. 275–280.
8. *Huttunen-Saarivirta E. and Tiainen T.* Corrosion behaviour of Al–Cu–Fe alloys containing a quasicrystalline phase // *Mat. Chem. and Phys.* – 2004. – **85**, № 2–3. – P. 383–395.
9. *Сухова О. В., Полонський В. А., Устінова К. В.* Вплив Si та B на структуру та корозійні властивості квазікристалічних сплавів Al–Cu–Fe у розчинах солей // *Metallofiz. Noveishie Technol.* – 2018. – **40**, № 11. – С. 1475–1487.
(*Sukhova O. V., Polonsky V. A., and Ustinova K. V.* The influence of Si and B on the structure and corrosion properties of quasicrystal Al–Cu–Fe alloys in saline solutions // *Metallofiz. Noveishie Technol.* – 2018. – **40**, № 11. – P. 1475–1487.)
10. *Сухова О. В., Полонський В. А., Устінова К. В.* Мікροструктура та корозійні властивості квазікристалічних сплавів Al–Cu–Fe, легованих Si та B, у розчинах кислот // *Voprosy khimii i khimicheskoi tekhnologii.* – 2018. – **124**, № 6. – С. 77–83.
(*Sukhova O. V., Polonsky V. A., and Ustinova K. V.* Microstructure and corrosion properties of quasicrystal Al–Cu–Fe alloys alloyed with Si and B in acidic solutions // *Voprosy Khimii i Khimicheskoi Tekhnologii.* – 2018. – **121**, № 6. – P. 77–83.)
11. *Rudiger A. and Koster U.* Corrosion behavior of Al–Cu–Fe quasicrystals // *Mat. Sci. and Eng.: A.* – 2000. – **294–296**. – P. 890–893.
12. *Shaitura D. S. and Enaleeva A. A.* Fabrication of quasicrystalline coatings: a review // *Crystallography Reports.* – 2007. – **52**, № 6. – P. 945–952.
13. *Oxidative* and tribological properties of amorphous and quasicrystalline approximant Al–Cu–Fe thin films / D. M. Rampulla, C. M. Mancinelli, I. F. Brunell, and A. J. Gellman // *Langmuir.* – 2005. – № 6. – P. 4547–4553.
14. *Widjaja E. J. and Marks L. D.* In situ studies of magnetron sputtered Al–Cu–Fe–Cr quasicrystalline thin films // *Thin Solid Films.* – 2002. – № 420–421. – P. 295–299.
15. *Phillips B. S. and Zabinski J. S.* Steam and water lubrication of quasicrystalline films // *Tribology Lett.* – 2004. – **17**, № 3. – P. 429–434.
16. *A structure* and physical properties of Ni films in metastable states / S. I. Ryabtsev, P. A. Gusevik, V. F. Bashev, and F. F. Dotsenko // *J. Mater. Sci. Eng.: A.* – 2012. – **2**, № 9. – P. 648–653.
17. *Доценко Ф. Ф., Баишев В. Ф.* Фізичні передумови формування наднерівноважних станів та оцінка складу напилених сплавів // *Вісник Дніпропетр. ун-ту. Фізика. Радіоелектроніка.* – 2001. – № 7. – С. 8–17.
18. *Ryabtsev S. I.* Structure and properties of ion-plasma-deposited films of Fe–(Ag,Bi) alloys // *Phys. Met. Metallogr.* – 2009. – **108**, № 3. – P. 226–231.
19. *Сухова О. В., Полонський В. А., Устінова К. В.* Корозійна тривкість сплавів системи Al–Cu–Fe–(Si, B) у мінералізованих розчинах солей та кислот // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2019. – **55**, № 2. – С. 138–145.
(*Sukhova O. V., Polonsky V. A., and Ustinova K. V.* Corrosion resistance of alloys Al–Cu–Fe–(Si, B) system in mineralized saline and acid solutions // *Materials Science.* – 2019. – **55**, № 2. – P. 291–298.)
20. *Сухова О. В., Полонський В. А., Устінова К. В.* Корозійно-електрохімічні властивості квазікристалічних сплавів Al–Cu–Fe–(Si,B) та Al–Ni–Fe в розчині NaCl // *Voprosy Khimii i Khimicheskoi Tekhnologii.* – 2019. – **124**, № 3. – С. 46–52.
(*Sukhova O. V., Polonsky V. A., and Ustinova K. V.* Corrosion-electrochemical properties of quasicrystalline Al–Cu–Fe–(Si,B) and Al–Ni–Fe alloys in NaCl solution // *Voprosy Khimii i Khimicheskoi Tekhnologii.* – 2019. – **124**, № 3. – P. 46–52.)

Одержано 14.05.2019