

М.О. Красовський¹ асп., В.О. Лавренко¹ д-р.хим.наук

1-Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, м.Київ, Україна;

2-НТУ України «Київський політехнічний інститут», м.Київ, Україна

ЕЛЕКТРОХІМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПЕРВИННОЇ ФАЗИ $Al_3Sc_xZr_{1-x}$ У ДЕФОРМІВНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВАХ СИСТЕМИ Al-Zn-Mg-(Cu), ЛЕГОВАНИХ СКАНДІЄМ

В работе исследовано электрохимическое поведение отдельных составляющих – первичных фаз в двух сплавах системы Al-Zn-Mg-(Cu). Показано, что интерметаллическая фаза $Al_3Sc_xZr_{1-x}$ может проявлять анодное поведение относительно матрицы сплава в 1 М растворе NaCl при введения в сплав совместно хрома и марганца и катодное поведение – в отсутствие этих элементов.

Electrochemical behavior of individual components - the primary phases in the two alloys of Al-Zn-Mg-(Cu) system was studied. The intermetallic phase $Al_3Sc_xZr_{1-x}$ was shown to be anodic with respect to the matrix of an alloy in 1 M NaCl solution when chromium and manganese were jointly added. It manifests cathodic behavior in the absence of these elements.

Деформівні алюмінієві сплави системи Al-Zn-Mg-(Cu) містять вказані компоненти у співвідношеннях, що забезпечують різні значення міцності. Сплави, до складу яких входить мідь, мають найвищі границі міцності та використовуються як конструкційні матеріали, головним чином у авіабудуванні. Проте роль окремих фазових складових в процесі корозійного руйнування цих сплавів докладно не вивчена.

У роботі досліджено корозійну поведінку трьох фазових складових нових високоміцних деформівних алюмінієвих сплавів системи Al-Zn-Mg-(Cu), леггованих скандієм. Цими складовими є фази $Al_3Sc_xZr_{1-x}$ та Al_7Cu_2Fe , а також матриця сплаву, яка являє собою твердий розчин α -Al з непомітними в оптичний мікроскоп включеннями інших фаз. Вивчення корозійної поведінки та електрохімічних властивостей цих фаз здійснювалося на основі поляризаційних кривих, які реєструвалися за допомогою потенціостату-гальваностату AutoLab/PSTAT302 з використанням скляного мікрокапіляру з силіконовим ущільненням на кінці. Мікрокапіляр заповнювали розчином для випробування, концентрація якого становила 0,1 або 1 М NaCl, а його кінець під'єднували до полірованої поверхні сплаву в тому місці, де знаходилася досліджувана фаза. Всі потенціали, якщо інше окремо не зазначено, наведені відносно насиченого хлоросрібного електрода порівняння.

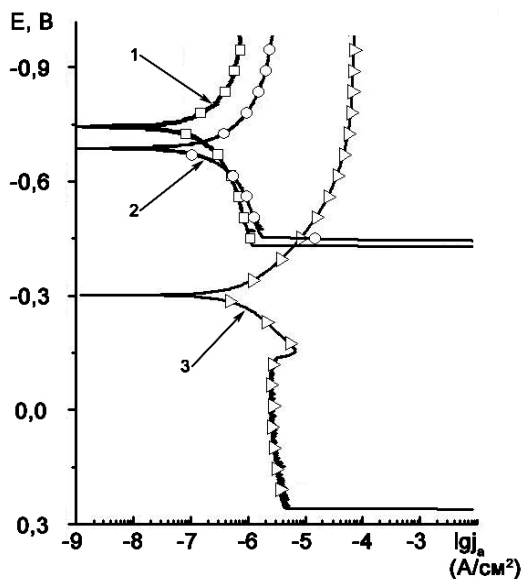


Рис. 1. Поляризаційні криві матриці та фаз $Al_3Sc_xZr_{1-x}$ і Al_7Cu_2Fe сплаву №2 + 0,26 % (мас.) Sc, термообробленого за режимом ТЗ, одержані в 0,1 М розчині NaCl зі швидкістю розгортки потенціалу 1 мВ/с з використанням скляного капіляру діаметром 40 мкм.

1 – матриця сплаву; 2 – фаза $Al_3Sc_xZr_{1-x}$; 3 – фаза Al_7Cu_2Fe

Основною відмінністю у хімічному вмісті нових високоміцних алюмінієвих сплавів є те, що до складу сплаву №1 входить по 0,17 % (мас.) хрому та мангану, на відміну від сплаву №2, який не містить цих легуючих елементів. Вміст силіцію та заліза знаходиться на рівні приблизно 0,1 % (мас.) кожного, тимчасом як концентрація цирконію становить близько 0,12 % (мас.). Сплави №1 та №2 містять 1,7 % (мас.) міді, близько 2,5 % (мас.) магнію, а також 7,65 та 7,79 % (мас.) цинку, відповідно. Окрім того, проводилося також додаткове легування цих сплавів скандієм на рівні 0,25 ... 0,26 % (мас.).

Первинна фаза $Al_3Sc_xZr_{1-x}$ виникає при затвердінні розплаву за евтектичною реакцією $P \rightarrow \alpha$ -Al + $Al_3Sc_xZr_{1-x}$. В ході наступних етапів термомеханічної обробки її розмір виростає до величини приблизно 20 – 30 мкм.

На рис. 1 можна бачити типові поляризаційні криві матриці, фаз $Al_3Sc_xZr_{1-x}$ і Al_7Cu_2Fe у сплаві №2. Вартим уваги є той факт, що катодна густина струму приблизно втричі більша на фазі $Al_3Sc_xZr_{1-x}$ порівняно з матрицею сплаву; але ще більш помітним є те, що катодна густина струму для фази $Al_3Sc_xZr_{1-x}$ лежить нижче, ніж для фази Al_7Cu_2Fe .

Оскільки густина струму пасивації фази $Al_3Sc_xZr_{1-x}$ лише у півтора рази більша, ніж густина

струму пасивації чистої матриці, то відповідно до теорії про змішаний потенціал стаціонарний потенціал незначно зсувається у катодному напрямку. Внаслідок підвищених катодної та анодної парціальних густин струму густина струму корозії при потенціалі корозії лежить вище, але все ж таки знаходиться нижче відповідного значення для фази $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$. Потенціал пробиття фази $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ добре збігається з потенціалом пробиття матриці. Середні значення та стандартні відхилення характеристичних величин наведено у табл. 1.

Таблиця 1

Характеристичні величини, отримані на основі поляризаційних кривих сплаву №2 + 0,26 % (мас.) Sc

	$E_{ст}$, мВ	$E_{пр}$, мВ	$i_{кат}$ при $-0,9$ В, 10^{-6} А/см ²	$i_{пас}$ при $-0,5$ В, 10^{-6} А/см ²
матриця	-738 ± 56	-473 ± 35	$-0,79 \pm 0,26$	$0,94 \pm 0,13$
матриця+ $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$	-690 ± 14	-462 ± 36	$-2,49 \pm 0,38$	$1,49 \pm 0,22$

$E_{ст}$ – стаціонарний потенціал, $E_{пр}$ – потенціал пробиття, $i_{кат}$ – катодна густина струму, $i_{пас}$ – густина струму пасивації.

Отримані величини стаціонарного потенціалу та потенціалу пітінгоутворення дуже добре узгоджуються з найновішими даними, які були отримані на зернах чистої фази Al_3Sc у подвійних сплавах Al-Sc [1].

Корозійне руйнування бере початок на поверхні розділу $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ | матриця сплаву або поблизу фази $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ (рис. 2); це підтверджують також макроскопічні дослідження. Незначну відмінність у динамічно визначеному потенціалі пробиття на чистій матриці та на матриці з включеннями фази $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ можна пояснити відмовою матриці в обох випадках.

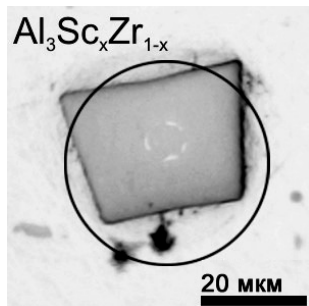


Рис. 2. Морфологія корозійного руйнування фази $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ після поляризації аж до потенціалу пробиття

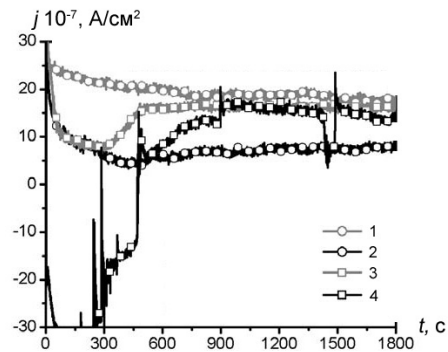


Рис. 3. Хроноамперометричні криві матриці без дисперсійних виділень та оточеної цією матрицею фази $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ сплаву №2-Т3 + 0,26 % (мас.) Sc, зняті в ході потенціостатичних експериментів з застосуванням стрибка потенціалу в 0,1 М розчині NaCl, причому діаметр капіляру становив 40 мкм.

1 – матриця сплаву при $E = -0,65$ В; 2 – матриця сплаву при $E = -0,70$ В; 3 – фаза $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ при $E = -0,65$ В; 4 – фаза $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ при $E = -0,70$ В.

Як показує крива густина струму – потенціал, зображена на рис. 1, фаза $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ має відносно матриці сплаву №2 злегка катодну поведінку. Дія цієї властивості на процес ініціювання корозійного руйнування визначалася у потенціостатичних експериментах з використанням стрибка потенціалу. Деякі хроноамперометричні криві зображено на рис. 3.

Струм активного розчинення при поляризації при сталому потенціалі $-0,6$ В складає у випадку включення первинної фази $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ лише біля 80 % струму чистої матриці. Фаза $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ не руйнується, але руйнується оточуюча матриця.



Рис. 4 Морфологія корозійного ураження після потенціостатичної поляризації фази $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$, що знаходиться у тісному зв'язку з оточуючою матрицею сплаву

Катодна властивість фази $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ особливо дається взнаки під час процесу ініціювання корозійного руйнування. З рис. 3 визначаємо, що протягом перших 10 хв. виміряна густина струму в присутності фази $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ є значно меншою, ніж у випадку чистої матриці. Протягом цього часу матриця перебуває у пасивному стані і випускає анодний струм, тимчасом як у фазу $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ втікає катодний струм. Виміряна сумарна густина струму при потенціалі $-0,65$ В ще є анодною, а при потенціалі $-0,7$ В вже є катодною, що добре узгоджується з поляризаційною кривою, представленою на рис. 1.

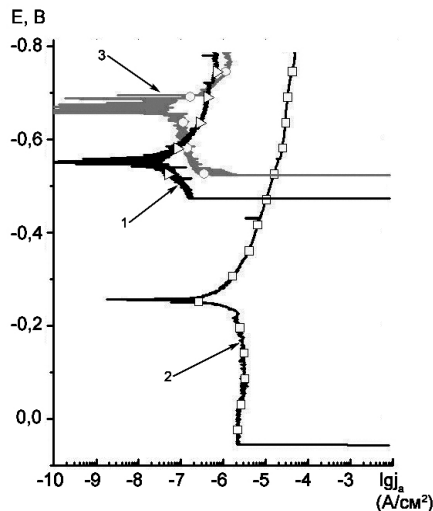


Рис. 5. Поляризаційні криві матриці та фаз $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ і $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ сплаву №2 + 0,26 % (мас.) Sc, термообробленого за режимом T1, одержані в 1 М розчині NaCl зі швидкістю прогортки потенціалу 0,1 мВ/с з використанням скляного капіляру діаметром 40 мкм. 1 – фаза $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$; 2 – фаза $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$; 3 – матриця сплаву

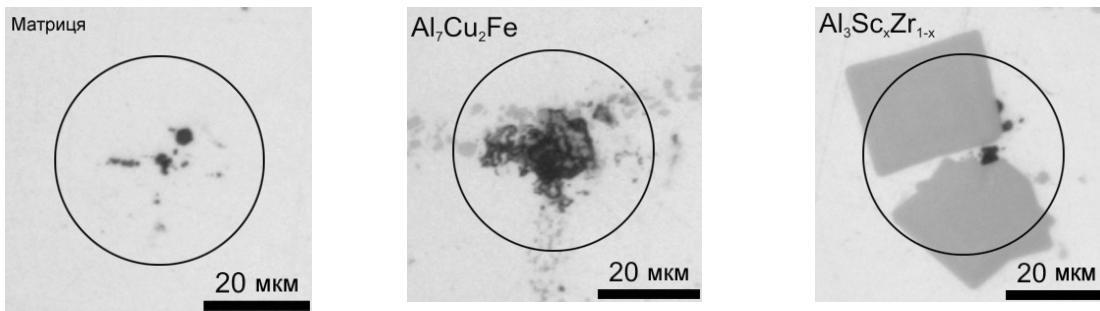


Рис. 6. Морфологія корозійних уражень матриці сплаву та фаз $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ після зняття поляризаційних кривих (див. рис. 5) в 1 М розчині NaCl. Площа поверхні контакту складає 40 мкм

Подібно до рис.1, крива, що знята на частотці сполуки $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ і зображена на рис. 5, також виявляє значно вищу густину струму корозії, ніж крива, що знята на чистій матриці; це проявляється у ступеневі пошкодження поверхні (рис. 6). Окрім того, завдяки високій густині струму обміну додатково підтверджується модель попередньої обробки поверхні.

Чим вища застосовувана концентрація іонів Cl^- , тим вища при тому ж прикладеному потенціалі густина струму розчинення під час потенціостатичної поляризації. З рис. 7 можна зробити висновок про те, що при потенціалі -0,65 В на частотці хімічної сполуки $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ амперметричні вимірювання виявляють катодний струм услід за короткочасною анодною фазою, між тим як на матриці та на сполуці $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ має місце активне анодне розчинення.

Матриці та фазі $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ властива картина пошкодження, яка утворюється вже при 0,1 молярній концентрації іонів Cl^- . Фаза $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ не кородує, незважаючи на високу концентрацію іонів Cl^- . Розчиняється лише оточуюча матриця (рис. 8).

У випадку фази $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ спостерігається корозійне руйнування по тілу зерна, показане на рис. 8. Воно однак не пояснюється розчиненням даної інтерметалевої фази. При рості фази $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ під час наступної термомеханічної обробки деяка кількість матеріалу матриці включається в цю фазу. Саме цей лишок кородував (рис. 8), саме так, як і оточуюча матриця.

Катодний струм на фазі $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ призводить до підлуження розчину, що спричиняє розчиненню оксиду алюмінію на поверхні розділу та ініціює таким чином корозійне руйнування. Цей ефект добре проявляється на рис. 4.

Подібну поведінку проявляють сплави у стані термообробки T1 при підвищеній концентрації іонів Cl^- ; її можна бачити на рис. 5.

Завдяки кращій електропровідності електроліту, але також і вищій агресивності розчину з огляду на більшу кількість іонів Cl^- , відбувається легкий зсув електрохімічної поведінки.

Фаза $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ і матриця проявляють подібну поведінку в катодній області, причому висока концентрація іонів Cl^- призводить у випадку з матрицею до метастабільних корозійних явищ, які дають про себе знати як перехідні процеси за струмом. При безпосередньому порівнянні фаза $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ проявляє спокійнішу поведінку струму, що дозволяє зробити висновок про більш незначну схильність до корозії, спричиненої іонами Cl^- . Це особливо виражено у більш позитивному потенціалі корозії матриці. З іншого боку, при потенціалі пробиття помітних відмінностей не виявлено. З рис. 6 робимо висновок, що корозійне руйнування має місце лише на матриці, а зерна фази $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ не зазнають руйнування. Таким чином, фаза $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ знаходяться у пасивному стані аж до потенціалу пробиття.

Фаза $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ також виявляє сильний катодний струм, що пояснюється високим вмістом міді та заліза і призводить до значно підвищеного потенціалу пробиття на підставі вже обговореного ефекту попередньої катодної обробки поверхні.

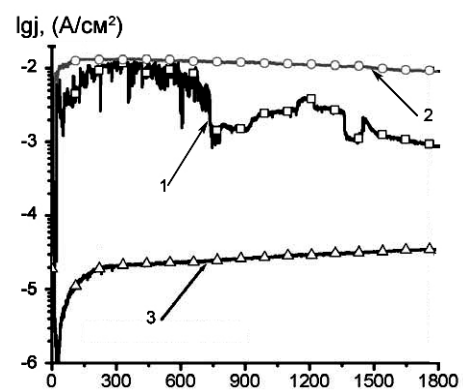


Рис. 7. Хроноамперметричні криві структурних складових сплаву №2-T1 + 0,25 % (мас.) Sc, зняті в ході потенціостатичних експериментів із застосуванням стрибка потенціалу до значення -0,65 В в 1 М розчині діаметр капіляру становив 40 мкм). 1 – фаза $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$; 2 – матриця сплаву; 3 – фаза $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, характеризується катодним струмом

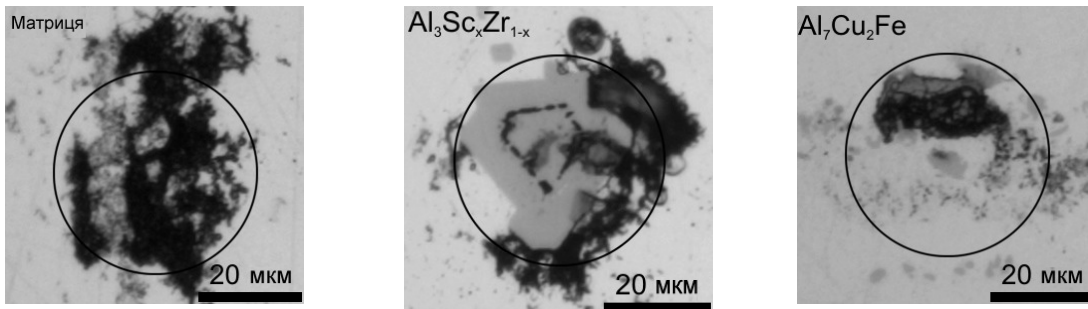


Рис. 8 Морфологія корозійного ураження після потенціостатичної поляризації при $E = -0,65$ В протягом 30 хв. у 1 М розчині NaCl; діаметр капіляру (на рисунку позначений колом) – 40 мкм

Первинна фаза $Al_3Sc_xZr_{1-x}$ може виступати, таким чином, у якості локального катода відносно матриці сплаву №2. Однак, як показує порівняння катодних активностей цієї фази та фази Al_7Cu_2Fe , дія фази $Al_3Sc_xZr_{1-x}$ все ж таки значно менша. Окрім того, викликає ускладнення додаткова поверхня розділу між фазою та оточуючою матрицею, на якій починається процес корозійного руйнування.

Згідно з роботою [2] у фазі Al_3Sc розчиняється до 11 % (мас.) хрому. Оскільки, незважаючи на малий вміст хрому та мангану в сплаві №1, все ж можна показати деякий вплив цих елементів на електрохімічну поведінку даної катодної фази, то залишається дослідити питання, чи можна встановити також вплив цих елементів на фазу $Al_3Sc_xZr_{1-x}$. З цієї метою було знято криві густини струму – потенціал на кристалітах первинної фази $Al_3Sc_xZr_{1-x}$ у сплавах №1 та №2, представлені на рис. 9, із застосуванням 28 мкм капіляру.

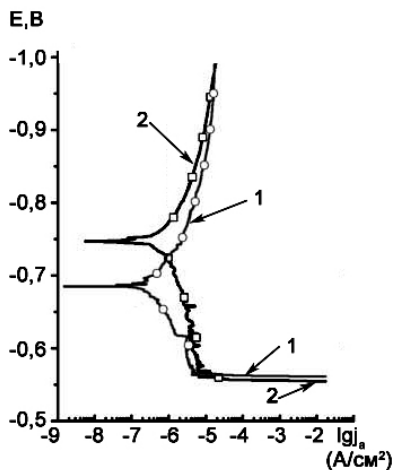


Рис. 9. Поляризаційні криві двофазної системи — кристаліти $Al_3Sc_xZr_{1-x}$ та оточуюча матриця — у сплавах №1 та №2, зняті в 0,1 М розчині NaCl з використанням капіляру діаметром 28 мкм; швидкість розгортки потенціалу складає 1 мВ/с: 1 – сплав №2; 2 – сплав №1

При порівнянні катодних густин струму, зображених на рис. 9, з катодними густинами струму, взятими з рис. 1, впадає у вічі те, що порядок величини катодних струмів, виміряних з використанням 28 мкм капіляру вищий приблизно на одиницю, ніж у випадку використання 40 мкм капіляру. Це пояснюється тим, що у випадку меншого капіляру підвід кисню до місця контакту швидко проходить через тонке силіконове ущільнення і збіднений на кисень дифузійний шар уже не може стати більшим, ніж радіус капіляру. З цієї причини ми маємо право порівнювати катодні густини струму (у випадку, якщо вони знаходяться під дифузійним контролем) лише у тому разі, якщо вони вимірювалися за допомогою одного і того ж капіляру.

На підставі рис. 9 можна зробити висновок, що катодна густина струму на зернах первинної фази $Al_3Sc_xZr_{1-x}$, яка входить до фазового складу сплаву №1, який містить хром та манган, виявляється меншою, ніж у випадку сплаву №2, який не містить хром та манган. Згідно з теорією про змішаний потенціал це має наслідком ту обставину, що потенціал корозії лежить нижче; це обумовлено також вищим рівнем струму пасивації сплаву №1. Проте при потенціалі пробиття навряд чи виявляються які-небудь відмінності. Хоча в зернах фази $Al_3Sc_xZr_{1-x}$ може розчинятися до 11 % хрому [2], не можна за допомогою цього методу показати наявність хрому та мангану у досліджених тут первинних фазах.

В електролітах, які містять іони хромової кислоти, реєструються значно нижчі катодні густини струму [3]. Аналогічно повідомляється, що часу занурення тривалістю 10 с достатньо для того, аби сильно знизити катодну активність сплаву AA6060, що пояснюється швидким утворенням оксиду на зернах катодної фази $\alpha-Al(Fe,Mn)Si$ [4]. З вищенаведених причин слід прийняти, що сповільнення катодної реакції проявляється при додатковому легуванні хромом, особливо при збагаченні ним катодних інтерметалевих фаз. Так можна зрозуміти нижчий рівень катодної густини струму на інтерметалевих фазах у сплаві №1 порівняно зі сплавом №2.

Таблиця 2

Характеристичні величини, отримані на основі поляризаційних кривих для режиму термообробки ТЗ

	$E_{ст}$, мВ	$E_{пу}$, мВ	$i_{кат}$ при $-0,9$ В, 10^{-6} А/см ²	$i_{пас}$ при $-0,5$ В, 10^{-6} А/см ²
№2	-720 ± 49	-408 ± 50	$-1,82 \pm 0,46$	$1,62 \pm 0,40$
№1	-656 ± 44	-315 ± 40	$-8,91 \pm 2,19$	$1,39 \pm 0,94$
№2+0,25 % (мас.)Sc	-738 ± 56	-473 ± 35	$-0,79 \pm 0,26$	$0,94 \pm 0,13$

$E_{ст}$ – стаціонарний потенціал, $E_{пу}$ – потенціал пігінгоутворення, $i_{кат}$ – катодна густина струму, $i_{пас}$ – густина струму пасивації.

Далі розрізняються ефекти гальванічного з'єднання в обох досліджуваних сплавах. Завдяки відносно більш позитивному стаціонарному потенціалу матриці сплаву №1 (табл. 2) фази $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ можна класифікувати як анодну відносно матриці сплаву. Це аргументується потенціалом корозії фази Al_3Zr [5], який складає $-0,776 \text{ В}^*$, та потенціалом корозії фази Al_3Sc [1], що складає $-0,7 \text{ В}^*$, які є більш від'ємними, ніж стаціонарний потенціал матриці сплаву №1 ($-0,69 \text{ В}^*$) (табл. 2). Слід прийняти, що потенціал корозії фази $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ знаходиться між обома цими крайніми значеннями і залежить від вмісту цирконію. Навпаки, стаціонарний потенціал матриці сплаву №2, складаючи $-0,755 \text{ В}^*$, є достатньо низьким для того, аби фаза $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ була більш благородною, ніж матриця.

^{*}) Потенціали наведені відносно насиченого каломельного електроду порівняння.

Таким чином, фаза $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ виявилася вельми хімічно пасивною. Відносно матриці сплаву №2 її слід класифікувати як катодну, а відносно матриці сплаву №1 – як анодну фазу.

Висновки

Встановлено, що інтерметалева фаза $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ в сплавах системи Al-Zn-Mg-(Cu) може проявляти катодну чи анодну поведінку в залежності від додаткового легування сплавів хромом та манганом. При легуванні сплавів хромом та манганом фаза $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ в 1 М розчині NaCl є анодною відносно матриці – α -фази, без додаткового легування – катодною.

Показано, що стаціонарний потенціал фази фаза $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$ залежить від вмісту цирконію та знаходиться між потенціалами корозії фаз Al_3Sc та Al_3Zr .

Металографічними дослідженнями виявлено, що корозійне руйнування матриці сплаву, не легованого хромом та манганом, відбувається на границі розділу з інтерметалевою фазою фаза $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$.

Хроноамперометричними дослідженнями встановлено, що протягом перших 10 хв. з моменту дії поляризації при $E = -0,70 \text{ В}$ густина струму різко змінюється з катодних значень ($-30 \cdot 10^{-7} \text{ А/см}^2$) до анодних ($10 \cdot 10^{-7} \text{ А/см}^2$) на фазі $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$. Катодний струм на цій фазі призводить до підлучення розчину, що спричиняє розчинення оксиду алюмінію на поверхні розділу та ініціює корозійне руйнування через утворення пітінгів на матриці сплаву без легування хромом та манганом. Встановлено, що матриця сплаву знаходиться у пасивному стані до потенціалу пробиття в 1 М розчині NaCl.

Показано, що сповільнення катодної реакції проявляється при додатковому легуванні хромом, особливо при збагаченні ним катодних інтерметалевих фаз. Катодна густина струму на зернах первинної фази $\text{Al}_3\text{Sc}_x\text{Zr}_{1-x}$, яка входить до фазового складу сплаву, додатково легованого хромом та манганом, виявляється меншою, ніж у випадку сплава без хрому та мангану.

Список літератури

1. M. K. Cavanaugh, N. Birbilis, R. G. Buchheit and F. Bovard Investigating localized corrosion susceptibility arising from Sc containing intermetallic Al_3Sc in high strength Al-alloys // Scripta Materialia. — 2007. — Vol. 56. — Issue 11. — P. 995—998.
2. Е. М. Соколовская, Е. Ф. Казакова, Е. И. Поддьякова Взаимодействие алюминия с хромом и скандием / Е. М. Соколовская, Е. Ф. Казакова, Е. И. Поддьякова // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1989. — №11. — С. 29—31.
3. W.-J. Lee and S.-I. Pyun The effect of chromate addition to a chloride solution on crack growth in pre-pitted samples of Al-Zn-Mg alloy // Materials Science and Engineering A279. — 2000. — P.172—178.
4. O. Lunder, J. C. Walmsley, P. Mack und K. Nisancioglu Formation and characterisation of a chromate conversion coating on AA6060 aluminium // Corrosion Science. — 2005. — №47. — P.1604—1624.
5. N. Birbilis und R. G. Buchheit Electrochemical Characteristics of Intermetallic Phases in Aluminum Alloys // Journal of The Electrochemical Society. — 2005. — №152. — P.140—B151.