

## ВПЛИВ ТЕРМООБРОБЛЕННЯ НА КОРОЗІЙНУ ТРИВКІСТЬ ЗВАРНОГО З'ЄДНАННЯ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Al-Mg-Si-Cu

Л. І. НИРКОВА, С. О. ОСАДЧУК, С. Ю. КОВАЛЕНКО,  
А. В. КЛИМЕНКО, Т. М. ЛАБУР

*Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ*

Наведено результати комплексних досліджень впливу повного циклу термічного оброблення (ТО) (гартування та штучне старіння) на корозію та корозійно-механічну тривкість зварного з'єднання алюмінієвого сплаву системи легування Al-Mg-Si-Cu товщиною 1,2 mm. Зварні з'єднання отримані неплавким електродом вільною дугою в середовищі захисного газу аргону. За результатами електрохімічних досліджень встановлено, що ТО сприяє зниженню електрохімічної гетерогенності між основним металом та зварним швом, що призводить до зменшення різниці потенціалів від 18 до 9 mV та анодного струму розчинення. Крім того, ТО не погіршує стійкість до розшаровуючої корозії цього зварного з'єднання, яку оцінюють за балами (2–3) у вихідному стані та 1 після ТО. Ознака розшаровуючої корозії – потемніння поверхні та утворення локальних відшарувань діаметром  $\leq 1,5$  mm, площа яких на кожній поверхні не перевищує 1%. Для основного металу спостерігали незначне погіршення стійкості до міжкристалітної корозії (збільшення глибини руйнування меж зерен від 0,84 до 0,209 mm), але середня глибина міжзеренного руйнування зварного з'єднання знизилася несуттєво з 0,3 до 0,25 mm. Загалом глибина міжкристалітної корозії після ТО не перевищувала допустимого значення (0,35 mm). Вплив ТО на тривкість до корозійно-механічного розтріскування за сталого навантаження за повного занурення в 3%-ий розчин NaCl неоднозначний: для основного металу спостерігали незначне зменшення часу руйнування в середньому від 73 до 66 h, для зварних з'єднань – збільшення приблизно до 35% (від 20 до 33 h). Це підтверджує зменшення гетерогенності зварного з'єднання в цілому. Показано, що зварні вироби після повного циклу термічного оброблення характеризуються стійкістю до міжкристалітної корозії та корозійного розтріскування.

**Ключові слова:** алюмінієвий сплав B-1341T системи Al-Mg-Si-Cu, зварне з'єднання, корозійна тривкість, міжкристалітна корозія, розшаровуюча корозія, корозійно-механічні випробування.

The results of complex studies of complete cycle heat treatment (HT) effect, (quenching and artificial aging), on the corrosion and corrosion-mechanical resistance of welded joints of the Al-Mg-Si-Cu aluminum alloy of a thickness of 1.2 mm is presented. Welded joints were prepared by a non-fusion electrode using a free arc method in the environment of the protective gas argon. By the results of electrochemical studies it has been found that HT promotes decreasing of electrochemical heterogeneity between the base metal and the weld, resulting in the reduction of open circuit potential difference from 18 to 9 mV, and anodic dissolution currents. In addition, HT does not deteriorate the resistance to exfoliation corrosion of this welded joint, which is estimated by the grade (2–3) in the initial state and grade 1 after HT. The evidence of exfoliation corrosion was surface darkening and local delaminations formation with a diameter not more than 1.5 mm, the area of which on each surface does not exceed 1%. Insignificant deterioration of the resistance against intergranular corrosion was observed for the base metal (increasing the breaking depth along

the grain boundaries from 0.84 mm to 0.209 mm), but the average depth of the grain boundaries of the welded joint decreased slightly from 0.3 mm to 0.25 mm. In general, the depth of intergranular corrosion after HT did not exceed the permissible value (0.35 mm). The effect of HT on the resistance of the corrosion-mechanical cracking under constant load in fully immersion into 3% NaCl solution was ambiguous: for the base metal slight reduction of failure time in average from 73 to 66 h was noticed, and for welded joints – an increase in failure time up to about 35% (from 20 to 33 h). This confirms the reduction of heterogeneity of the welded joint in general. Comparative studies revealed that the corrosion-mechanical resistance of welded products after full cycle of HT as a whole would be determined by the resistance against intercrystalline corrosion and corrosion cracking.

**Keywords:** *aluminum alloy of the Al–Mg–Si–Cu system, welded joint, corrosion resistance, intercrystalline corrosion, exfoliating corrosion, corrosion-mechanical tests.*

**Вступ.** Здатність алюмінієвих конструкцій до тривалої експлуатації зумовлена механічними характеристиками конструкційних матеріалів та стійкістю до корозії. Вплив корозії враховують ще на стадії проєктування авіаційних конструкцій [1].

Алюмінієвим термічно зміцненим деформованим сплавам притаманна висока технологічність у поєднанні з відносно високими характеристиками міцності, зварюваності та корозійної стійкості. Властивості таких сплавів суттєво залежать від виду термічного оброблення (ТО), швидкості охолодження виробу під час гартування, що визначає структуру та рівень залишкових напружень. Наприклад, аномальне збільшення розмірів зерен, локальна кристалізація на їх межах, утворення гарячих тріщин у зварному шві та термічний цикл зварювання сприяють погіршенню як ресурсних характеристик, так і корозійної стійкості [2]. З іншого боку, поліпшити механічні і корозійні властивості зварних з'єднань (ЗЗ) алюмінієвих сплавів можна термічним обробленням. Зазначено [3, 4], що ТО до станів Т6 (старіння), Т73 (гартування та штучне старіння) сприятливо змінює форму та розподіл вторинних зміцнювальних фаз. Наприклад, для сплаву В-1469Т1 після повного циклу ТО дрібнозерниста структура в областях безперервної рекристалізації забезпечує суттєве збільшення опору руйнуванню завдяки зростанню в'язких властивостей матеріалу та підвищенню міцнісних характеристик [5]. Поліпшенню стійкості сплавів системи Al–Mg–Si–Cu до міжкристалітної корозії (МКК) сприяють низькотемпературне термомеханічне оброблення та багатоступеневе старіння до стану Т78 [6].

Для більшості сплавів системи Al–Mg–Si–Cu механічні та корозійні властивості обумовлені підвищеною чутливістю до гартування, а щільність дисперсоїдів залежить від параметрів процесу (температури та тривалості нагріву гомогенізації) [7]. Утворені під час уповільненого охолодження на дисперсоїді кристали  $\beta'$ -фази є анодними осередками при корозії і розчиняються з формуванням структурного пітингу. Крім того, виділення інших фаз, наприклад  $[\beta(\text{Mg}_2\text{Si})]$  і  $Q(\text{Al}_{14}\text{Si}_7\text{Mg}_8\text{Cu}_2)$ , може сприяти перебігу МКК [8].

Термообробленням досягають поліпшення механічних характеристик, але корозійно-механічні властивості сплаву системи Al–Mg–Si–Cu вивчені недостатньо.

У сучасних умовах серед особливих експлуатаційних вимог до зварних з'єднань алюмінієвих сплавів конструкцій (літаків, кораблів, мостів, двигунів) є здатність протидіяти впливу корозивних середовищ та зберігати міцність в умовах напружено-деформованого стану [9]. Тому на сьогодні безпосередній інтерес викликає комплексне дослідження зародження та розвитку корозійних уражень ЗЗ в умовах впливу корозивного середовища, оцінювання та прогнозування їх працездатності з урахуванням дії максимальної кількості чинників.

Мета роботи – дослідити вплив повного циклу термооброблення на комплекс корозійних та корозійно-механічних властивостей зварного з’єднання алюмінієвого сплаву системи Al–Mg–Si–Cu, отриманого неплавким електродом вільною дугою, призначеного для застосування в авіаційному будівництві.

**Матеріали та методи випроб.** Об’єкт дослідження – зварні з’єднання сплаву системи легування Al–Mg–Si–Cu товщиною 1,2 mm, зварені неплавким електродом вільною дугою вздовж вальцювання. Режими зварювання детально описані раніше [10]. Хімічний склад сплаву (mass%): 0,45...0,9 Mg, 0,5...1,2 Si, 0,15...0,35 Mn, 0,1...0,5 Cu, 0,05...0,1 Ca, 0,25 Cr, 0,2 Zn, 0,15 Ti, 0,5 Fe, інші елементи < 0,1; основа – Al.

Досліджували зразки у вихідному стані та після повного циклу термічного оброблення з такими стадіями: гартування за температури  $525 \pm 5^\circ\text{C}$ , штучне старіння за температури  $170^\circ\text{C}$  упродовж 14 h. Механічні властивості 33 після зварювання та повного циклу ТО подано у таблиці.

Електрохімічні дослідження зварного з’єднання здійснювали за допомогою потенціостата ПИ-50-1.1 та програматора Пр-8 методами потенціометрії та поляризаційних кривих. Використовували притискну комірку. Як робочий електрод застосовували зразки 33, електрод порівняння – насичений хлоридсрібний типу ЕВЛ-1М1, допоміжний – платиновий. Поляризаційні криві знімали у потенціодинамічному режимі зі швидкістю сканування потенціалу 0,5 mV/s. Робочий розчин – 3% NaCl. Поверхню зразків перед вимірюваннями обробляли шліфувальним папером та знежирювали етиловим спиртом.

Досліджували стійкість до міжкристалітної та розшаровуючої корозії згідно з ГОСТ 9.021 та ГОСТ 9.904, відповідно. Металографічні шліфи готували за стандартними методиками. Стійкість до корозійного розтріскування досліджували згідно з ГОСТ 9.019. Випробовували за сталого навантаження 160 МПа на установці “Сигнал” за повного занурення у 3% розчин NaCl. Зварний шов розташовували посередині зразка перпендикулярно розтяговим напруженням. Тривалість випробувань 45 days.

**Механічні властивості зварних з’єднань після зварювання та повного циклу термооброблення**

Стан зварного з’єднання	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$ , %	$\alpha$ , grad	$K_B = \sigma_B / \sigma_{Bwj}$	$A$ , %
	МПа					
Після зварювання	208,7	147,5	5,1	45	0,83...0,86	38,5
Після повного циклу термооброблення	299,6	241,5	6,9	32	0,87...0,9	–

**Примітка:**  $\sigma_B$  – границя міцності;  $\sigma_{0,2}$  – границя плинності;  $\delta$  – відносне видовження;  $\alpha$  – кут загину; A – відносна довжина гарячих тріщин.

**Експериментальні результати та їх обговорення.** Металографічний аналіз макроструктури зварних з’єднань сплаву системи Al–Mg–Si–Cu після зварювання показав, що структура в об’ємі швів однорідна, дрібнодендритна, грубі дефекти та несущільності відсутні (рис. 1a). Повний цикл ТО з’єднань призводить до зміни параметрів структурних складових (розмірів зерен, прошарків між ними, фазових включень тощо) на ділянках, що зазнали технологічного нагрівання під час зварювання. Про це свідчить контрастніше забарвлення металу зони термічного впливу (рис. 1b).

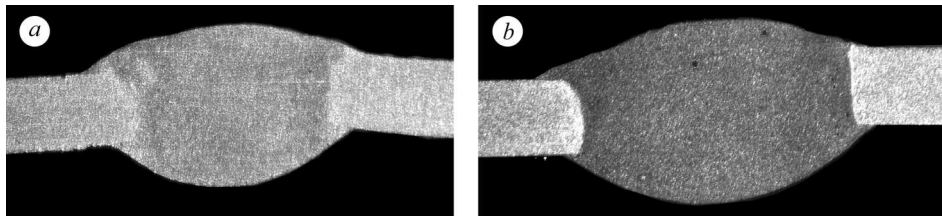


Рис. 1. Макроструктура зварних з'єднань сплаву системи легування Al-Mg-Cu-Si у вихідному стані (a) та після повного циклу термооброблення (b).

Fig. 1. Macrostructure of welded joints of the Al-Mg-Cu-Si aluminum alloy in the initial state (a) and after complete cycle of heat treatment (b).

Дослідженнями мікрошліфів (у нетравленому стані) грубих дефектів не виявлено (рис. 2). На лицьовій поверхні швів спостерігали розсіяні дрібні пори розміром  $\leq 0,08$  mm, їх сумарна протяжність для ділянки шва довжиною 100 mm дорівнювала 7...8 mm з відстанню між ними 11...15 mm, що вдвічі менше допустимих значень. Така пористість властива для ЗЗ, отриманих вільною дугою, та не є небезпечною, оскільки не перевищує нормовані значення. На біляшовній зоні ЗЗ виявили ділянки з різним ступенем травлення, які відображали вплив термічного циклу зварювання на структуру металу (рис. 2b). Потенціал корозії основного металу після ТО мав від'ємніші значення ( $-0,724$  V), ніж для зразків у вихідному стані ( $-0,692$  V). Різниця значень потенціалів між основним металом та металом шва у вихідному стані та після ТО становила 18 і 9 mV, відповідно, що є допустимим, згідно з ГОСТ 9.005, та практично не сприятиме руйнуванню металу шва.

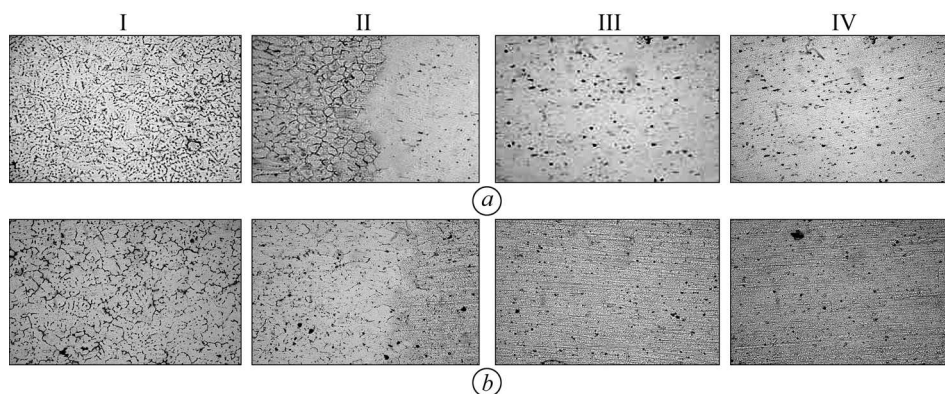


Рис. 2. Мікроструктура різних зон зварного з'єднання сплаву системи легування Al-Mg-Si-Cu у вихідному стані (a) та після повного циклу термічного оброблення (b),  $\times 320$ . I – зварний шов; II – зона легування; III – зона термічного впливу; IV – основний метал.

Fig. 2. Microstructure of different zones of welded joint of the Al-Mg-Si-Cu aluminum alloy in the initial state (a) and after complete cycle of heat treatment (b),  $\times 320$ . I – weld; II – alloying zone; III – heat affected zone; IV – base metal.

Для зразків зварного з'єднання довжина області активного анодного розчинення металу становила  $\sim 160$  mV, струм анодного розчинення металу шва  $\sim 214$  A/m<sup>2</sup>, що на 2 порядки вище, ніж для зразків основного металу у вихідному стані (0,93 A/m<sup>2</sup>) та у 6 разів вище, ніж для основного металу після ТО (32,36 A/m<sup>2</sup>). Струм анодного розчинення зварного шва практично однаковий для зразків в обох станах і становив  $\sim 14$  A/m<sup>2</sup> (рис. 3). Отже, повний цикл термооброблення

сприяє зниженню електрохімічної гетерогенності між основним металом і металом шва 33, що проявляється у зменшенні різниці потенціалів корозії між цими зонами, значень струмів в області активного анодного розчинення та в області пасивації. Можна припустити, що таке термооброблення, поряд із підвищенням міцності з'єднання, не сильно знизить стійкість до локальної корозії.

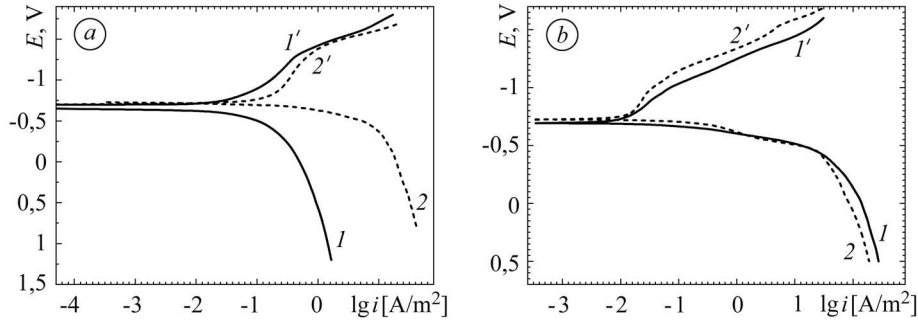


Рис. 3. Поляризаційні криві основного металу (а) та зварного шва (b) зразків зварного з'єднання сплаву системи Al-Mg-Cu-Si у вихідному стані (1, 1') та після термооброблення (2, 2').

Fig. 3. Polarization curves of base metal (a) and weld (b) of the welded joint of Al-Mg-Cu-Si aluminum alloy in the initial state (1, 1') and after heat treatment (2, 2').

Дослідження стійкості до МКК основного металу та зварного з'єднання у вихідному стані та після ТО показало, що глибина руйнування меж зерен основного металу становила від 0,082 до 0,086 mm, після ТО – від 0,111 до 0,209 mm. Оскільки найімовірнішим місцем перебігу локального руйнування є зона термічного впливу (внаслідок її знеміцнення під дією термічного циклу зварювання), то глибину міжкристалітного руйнування для 33 визначали саме там. Отже, глибина МКК зварних з'єднань у вихідному стані становила від 0,245 до 0,350 mm, після ТО – від 0,214 до 0,287 mm (рис. 4). Тобто повний цикл ТО погіршував стійкість до МКК несуттєво, оскільки глибина міжкристалітного руйнування меж зерен не перевищувала допустиме значення.

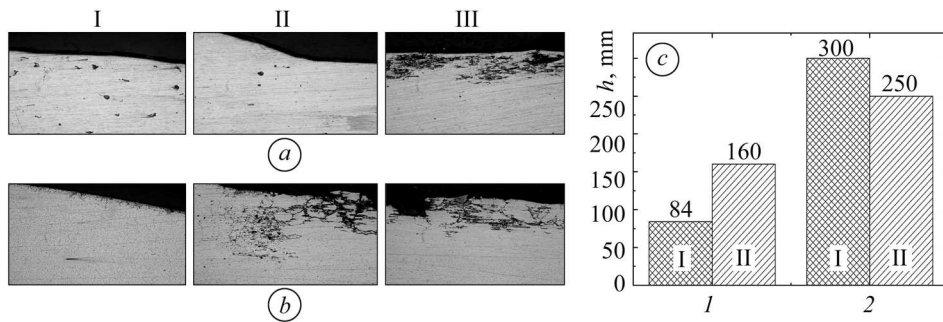


Рис. 4. Зовнішній вигляд різних зон зварного з'єднання сплаву системи Al-Mg-Si-Cu після випробувань стійкості до МКК у вихідному стані (a) та після термооброблення (b):

I – зварний шов, II – зона легування, III – зона термічного впливу;  
глибина проникнення міжкристалітної корозії (с: 1 – основний метал, 2 – зварне з'єднання; I – в стані після зварювання, II – після термічної обробки),  $\times 320$ .

Fig. 4. A view of different zones of welded joint of the Al-Mg-Si-Cu aluminum alloy after intercrystalline corrosion test in the initial state (a) and after heat treatment (b):  
I – weld, II – alloying zone, III – heat affected zone; the depth of intercrystalline corrosion (c: 1 – base metal, 2 – welded joint; I – as-welded condition, II – after heat treatment),  $\times 320$ .

Також термооброблення не погіршило стійкість до розшаровуючої корозії 33 сплаву системи Al–Mg–Si–Cu, яку оцінили балами 2–3 для основного металу в обох станах і для зварного з’єднання у вихідному стані та 1 – після ТО. Як ознаки розшаровуючої корозії відмічені потемніння поверхні та відшарування діаметром  $\leq 1,5$  mm, площа яких на кожній поверхні не перевищувала 1% (рис. 5).

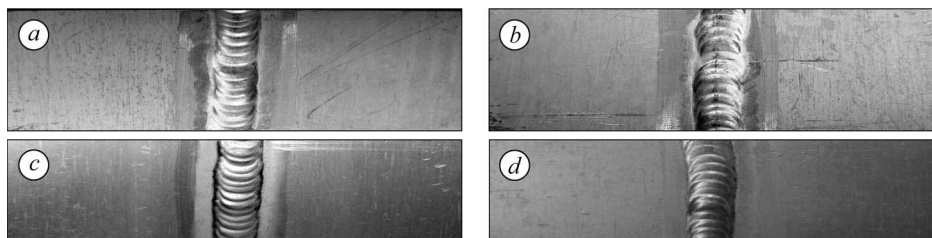


Рис. 5. Зовнішній вигляд поверхонь зразків зварного з’єднання сплаву системи Al–Mg–Si–Cu у станах після зварювання (а, с) та повного циклу термооброблення (b, d) до (а, b) та після (с, d) випробувань стійкості до розшаровуючої корозії.

Fig. 5. A view of the surfaces of the Al–Mg–Si–Cu aluminum alloy welded joint in the state after welding (a, c) and after complete cycle of heat treatment (b, d) before (a, b) and after (c, d) tests for exfoliation corrosion resistance.

Вплив термооброблення на корозійно-механічну тривкість основного металу та зварного з’єднання в умовах сумісної дії сталого навантаження за повного занурення у корозивне середовище неоднозначний. Зовнішній вигляд зразків після випробувань показано на рис. 6а–d. Відмічено досить великий розкид результатів під час випробувань. Час до руйнування зразків після зварювання 33 становив від 10 до 49 h (у середньому – 20 h), що майже втричі менше, ніж основного металу – від 67 до 88 h (~ 73 h). Після ТО для основного металу спостерігали незначне зменшення часу до руйнування у середньому до 66 h, але 33 показало дещо більший опір корозійно-механічному руйнуванню після ТО порівняно зі станом після зварювання, про що свідчило збільшення часу до руйнування на  $\approx 35\%$  (до 33 h). На поверхні зразків утворилися пітинги, їх кількість більша для термооброблених зразків, що вказувало на деякі відмінності в гетерогенності. На зразках зварного з’єднання пітинги зосереджені у зоні термічного впливу.

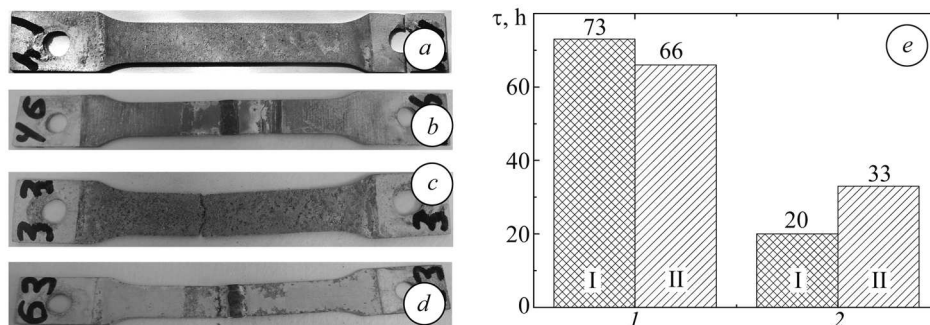


Рис. 6. Зовнішній вигляд зразків основного металу (а, с) та зварних з’єднань (b, d) сплаву системи Al–Mg–Cu–Si у вихідному стані (а, b) та після термооброблення (с, d) в результаті випробувань на корозійне розтріскування, та усереднене значення часу до руйнування (е: 1 – основний метал, 2 – 33; I – в стані після зварювання, II – після термічної обробки).

Fig. 6. A view of the specimens of the base metal (a, c) and welded joints (b, d) of the Al–Mg–Cu–Si alloy in the initial state (a, b) and after heat treatment (c, d) after tests on the resistance against stress corrosion cracking, and average time to fracture (e: 1 – base metal, 2 – welded joint; I – as-welded condition, II – after heat treatment).

## ВИСНОВКИ

За результатами дослідження визначено вплив повного циклу термооброблення на корозійно-механічні властивості зварного з'єднання сплаву системи легування Al–Mg–Si–Cu. Встановлено, що повний цикл ТО сприяє зниженню електрохімічної гетерогенності між основним металом і металом шва зварного з'єднання, що проявляється у зменшенні різниці потенціалів корозії між цими зонами та значеннями струмів в області активного анодного розчинення та в області пасивації. Повний цикл ТО погіршує стійкість до міжкристалітної корозії несуттєво. Середня глибина руйнування меж зерен основного металу збільшується від 0,084 до 0,209 mm, зварного з'єднання дещо знижується – від 0,3 до 0,25 mm, і не перевищує допустиме значення 0,35 mm. Термооброблення не погіршує стійкість до розшаровуючої корозії 33 сплаву системи Al–Mg–Si–Cu, яку оцінили балами 2–3 для основного металу в обох станах та для зварного з'єднання у вихідному стані та 1 – після ТО. Вплив ТО на корозійно-механічну тривкість основного металу та зварного з'єднання в умовах сумісної дії сталого навантаження і корозивного середовища (за повного занурення) неоднозначний: для основного металу спостерігали незначне зменшення часу до руйнування у середньому від 73 до 66 h, для зварного з'єднання – збільшення часу до руйнування на  $\approx 35\%$  (від 20 до 33 h). За результатами порівняльних досліджень зроблено висновок, що корозійно-механічну тривкість зварного виробу після повного циклу термооброблення визначає стійкість до міжкристалітної корозії та корозійного розтріскування.

1. Фейгенбаум Ю. М., Дубинский С. В. Влияние случайных эксплуатационных повреждений на прочность и ресурс конструкций воздушных судов // Науч. вест. Московск. гос. техн. ун-та гражданской авиации. – 2013. – № 187. – С. 83–91.
2. Клочков Г. Г., Клочкова Ю. Ю., Романенко В. А. Влияние температуры деформации на структуру и свойства прессованных профилей сплава В-1341 системы Al–Mg–Si // Труды ВИАМ. – 2016. – 45, № 9. – С. 3–11.
3. Vijaya Kumar P., Madhusudhan Reddy G., and Srinivasa Rao K. Microstructure, mechanical and corrosion behavior of high strength AA7075 aluminium alloy friction stir welds – effect of post weld heat treatment // J. Defence Technology. – 2015. – 11. – P. 362–369.
4. Corrosion behavior of Al6061 alloy weldment produced by friction stir welding process / F. Gharavi, K.A. Matoria, R. Yunusa, N. K. Othman, and F. Z. Fadaeifarda // J. Mater. Res. Technol. – 2015. – 4, Is. 3. – P. 314–322.
5. Высокопрочный конструкционный Al–Cu–Li–Mg-сплав пониженной плотности, легированный серебром / И. Н. Фридляндер, О. Е. Грушко, В. Ф. Шамрай, Г. Г. Клочков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2007. – № 6 (624). – С. 3–7.
6. Following the kinetics of localised corrosion on AA6111 using SVET / A. E. Holder, H. N. McMurray., G. Williams, and G. Scamans // Proc. of the 12<sup>th</sup> Int. Conf. on Aluminium Alloys. – 2010. – P. 1475–1480.
7. Variation of aging behavior for Al–Mg–Si alloys with different TMs addition / S. Wang, K. Matsuda, T. Kawabata, and S. Ikeno // Proc. of the 12<sup>th</sup> Int. Conf. on Aluminium Alloys. – 2010. – P. 2008–2011.
8. Каблов Е. Н. Авиационное материаловедение в XXI веке. Перспективы и задачи. Авиационные материалы. Избранные труды. Юбилейный научно-технический сборник. – М.: МИСИС, ВИАМ, 2002. – 25 с.
9. Influence of tool pin profile on microstructure and corrosion behavior of AA2219 Al–Cu alloy friction stir weld nuggets / Rao Ch. Venkata, Reddy G. Madhusudhan, Rao K. Srinivasa, Kumar P. Vijaya, Reddy G. Madhusudhan, and Rao K. Srinivasa // J. Defence Technology. – 2015. – 11. – P. 197–208.
10. Коваль В. А., Лабур Т. М., Яворська Т. Р. Властивості з'єднань алюмінієвого сплаву марки В1341Т в умовах TIG зварювання // Автоматичне зварювання. – 2020. – № 2. – С. 38–43.

Одержано 10.07.2020