

УДК 539.43:621.791:669.71

ПІДВИЩЕННЯ КОНСТРУКЦІЙНОЇ МІЦНОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЛИСТІВ ЗІ СПЛАВУ СИСТЕМИ Al–Cu–Mg

Ю. В. ГОЛОВАТЮК¹, А. Г. ПОКЛЯЦЬКИЙ², О. П. ОСТАШ¹, Т. М. ЛАБУР²

¹ Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів;

² Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ

Досліджено зварні з'єднання листів товщиною 2 mm з алюмінієвого сплаву Д16Т (аналога закордонного сплаву 2024-T3), який на сьогодні відносять до nereкомендованих для зварювання. З'єднання отримано зварюванням тертям з перемішуванням. Встановлено, що за комплексним параметром конструкційної міцності, який визначають характеристики міцності і циклічної тріщиностійкості, метал шва цих з'єднань у 2,4 рази переважає основний і у 3,7–12 разів – метал шва з'єднань сплаву типу Д16, отриманих за різних технологій зварювання плавленням і термічної обробки.

Ключові слова: алюмінієвий сплав, зварювання тертям з перемішуванням, міцність, циклічна тріщиностійкість, діаграма конструкційної міцності.

Висока конструкційна міцність матеріалів та їх зварних з'єднань (ЗЗ) передбачає оптимальне поєднання характеристик міцності (яка визначає матеріалоемність елементів конструкції) і тріщиностійкості (від якої залежить їх опір крихкому руйнуванню, а також надійність і довговічність) [1]. На основі діаграм конструкційної міцності [2] її оцінюють за циклічного навантаження комплексним параметром $[\sigma_U \cdot \Delta K_{th} \cdot \Delta K_{fc}]$, де σ_U – границя міцності матеріалу, ΔK_{th} і ΔK_{fc} – характеристики циклічної тріщиностійкості (ЦТ) матеріалу, відповідно, поріг втоми і циклічна в'язкість руйнування [3], особливо, коли під час експлуатації конструкцій використовують принцип безпечної пошкодженості (damage tolerance) [4].

В аерокосмічній галузі найуживанішими є ЗЗ алюмінієвих сплавів системи Al–Mg (типу АМг) і Al–Cu (типу 1201), оскільки їх міцність і тріщиностійкість, зокрема металу шва (МШ), близька до основного металу (ОМ). Проте ці сплави низькоміцні [5, 6], тому активно шукають технології зварювання високоміцних алюмінієвих сплавів систем Al–Cu–Mg, Al–Zn–Mg–Cu та інших, які відносять до важкозварюваних (nereкомендованих до зварювання), що пов'язано з їх схильністю до “гарячих тріщин”, пороутворення тощо [7–9]. Для вирішення цієї проблеми розробляють нові технології зварювання таких сплавів [10–12].

Під час застосування різних технологій імпульсно-дугового зварювання плавленням сплаву типу Д16 (система Al–Cu–Mg) виявили [11, 12], що в стані після зварювання та різних термічних обробок МШ його з'єднань за міцністю поступається ОМ, що обумовлено, крім дефектності МШ, розпадом і коагуляцією під час плавлення зміцнювальної інтерметалідної фази вихідного сплаву.

Уникнути негативного впливу кристалізації розплавленого металу можна, використовуючи розроблений у 1991 р. у Британському інституті зварювання новий технологічний спосіб отримання нероз'ємних з'єднань алюмінієвих сплавів [13]: friction stir welding (FSW) – зварювання тертям з перемішуванням (ЗТП). Формують шов у твердому стані, коли через підвищену плинність металу внаслідок нагріву під час тертя його можна перемішувати по всій товщині зварюваних

Контактна особа: О. П. ОСТАШ, e-mail: ostash@ipm.lviv.ua

кромки у невеликому об'ємі, оточеному пружним матеріалом. Тому ЗТП має низку суттєвих переваг проти зварювання плавленням: відсутність кристалізаційних дефектів (оксидних плівок, пор, гарячих тріщин), а також зберігається вихідний структурно-фазовий стан термічно зміцнених алюмінієвих сплавів, що поліпшує механічні властивості з'єднань [14–18]. При цьому у шві утворюється специфічна мікроструктура металу внаслідок великих зсувних деформацій, фізико-механічні характеристики якого вивчено ще недостатньо, у першу чергу це стосується ЦТ металу різних зон таких з'єднань, які, з одного боку, дають можливість оцінювати властивості локальних об'ємів матеріалу і структурно-чутливіші порівняно зі стандартними характеристиками міцності і пластичності ЗЗ [19], а з іншого – визначають їх втомну довговічність [1].

Мета цього дослідження – вивчити структурно-механічні властивості ЗЗ сплаву системи Al–Cu–Mg, отриманих ЗТП, та порівняти їх зі з'єднаннями сплавів систем Al–Mg і Al–Cu–Mg, одержаними раніше [11, 12] імпульсно-дуговим зварюванням плавленням.

Матеріал і методика. Досліджували стикові з'єднання листів товщиною 2 mm зі сплаву Д16Т (mass%: 4,5 Cu; 1,7 Mg; 0,53 Mg; 0,19 Si; 0,21 Fe; 0,11 Zr; 0,06 Ti; решта – Al) у стані після гартування і природного старіння (границя міцності $\sigma_U = 425$ МПа; відносне видовження $\delta = 11\%$). З'єднання, які зварювали вздовж напрямку вальцювання листів (рис. 1a), сформовані методом ЗТП на обладнанні, розробленому в ІЕЗ НАН України: швидкість обертання спеціального інструменту [20] з конічним наконечником і буртом діаметром 12 mm становила 1420 cycles/min, а швидкість переміщення (зварювання) 10 m/h (рис. 1a).

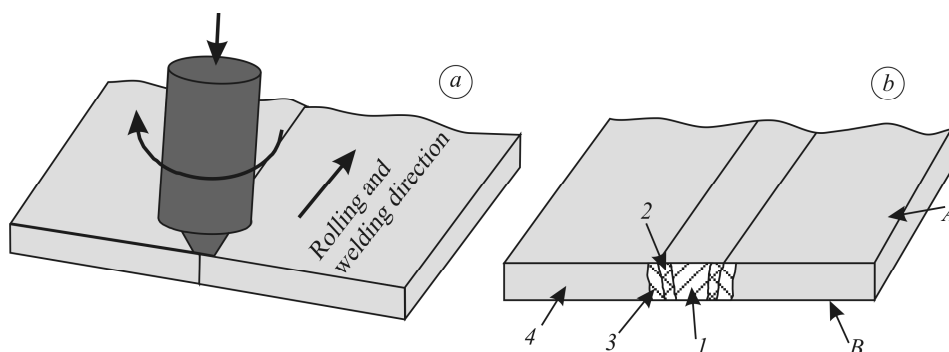


Рис. 1. Схеми ЗТП (a) і різних зон з'єднання (b): 1 – МШ; 2 – ЗТМБ; 3 – ЗТВ; 4 – ОМ; А – лицева поверхня; В – тильна.

Fig. 1. Schemes of friction stir welding (FSW) (a) and different zones of joints (b):

1 – weld metal (WM); 2 – thermo-mechanical affected zone (TMAZ);

3 – heat affected zone (HAZ); 4 – base metal (BM); A – facial surface; B – back surface.

Вивчали метал у різних зонах ЗЗ (рис. 1b): по осі шва (МШ); вздовж межі зон термомеханічного (ЗТМБ) і термічного (ЗТВ) впливу; в ЗТМБ і ЗТВ на віддалі 1 mm від цієї межі, відповідно, а також в ОМ. Ці зони вибрали, враховуючи характерні точки зміни локальних значень питомої електропровідності (ПЕП) металу (рис. 2, точки a–e), яка є фізичною характеристикою алюмінієвих сплавів, чутливою до зміни їх структури і локального напружено-деформованого стану [1]. Значення ПЕП вимірювали вихрострумовим методом з кроком 1 mm за частоти змінного струму 85...100 kHz, що забезпечило глибину контролю до 2 mm [21].

Мікроструктуру вивчали на шліфах після електролітичного полірування в розчині оцтової і хлорної кислот. Щоб визначити механічні властивості з'єднань, зразки вирізали і навантажували перпендикулярно до осі зварного шва. Встанов-

лювали характеристики міцності σ_U^{WJ} і σ_U^{WM} , відповідно ЗЗ (WJ) і МШ (WM), на стандартних зразках-смугах завширшки 20 mm [22]. Оцінюючи характеристику σ_U^{WM} , зразок, посередині якого знаходився зварний шов, локально плавно стоншували в цій зоні (коефіцієнт концентрації напружень $K_T \approx 1$), щоб забезпечити руйнування МШ.

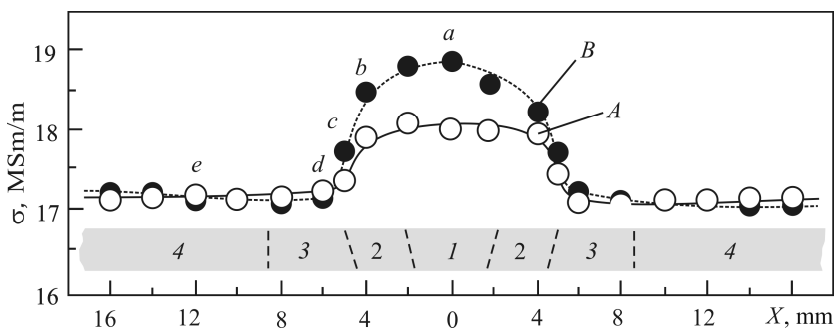


Рис. 2. Зміна ПЕП у різних зонах з'єднання, отриманого ЗТП, на лицевій (A) і тильній (B) поверхнях зразка (див. рис. 1b).

Fig. 2. Change of specific electrical conductivity in different zones of FSW joint on the face (A) and back (B) surfaces of a sample (see Fig. 1b).

Характеристики ЦТ визначали на зразках-смугах шириною 30 mm з гострим (радіус 0,1 mm) боковим U-подібним вирізом довжиною 2 mm уздовж осі досліджуваної зони за стандартною методикою [23]. Будували діаграми швидкостей росту втомної макротріщини – залежності $da/dN - \Delta K$ за частоти 10...12 Hz і коефіцієнта асиметрії $R = 0,1$ циклу навантаження у повітрі при 20°C. Довжину тріщини виміряли катетометром КМ-6 за 25-кратного збільшення з похибкою 0,02 mm. Отримані дані описували аналітичними залежностями

$$da/dN = C_1(\Delta K - \Delta K_{th})^{n_1}, \text{ якщо } 10^{-10} \leq da/dN \leq 10^{-8} \text{ m/cycle}; \quad (1)$$

$$da/dN = C_2(\Delta K)^{n_2}, \text{ якщо } 10^{-8} \leq da/dN \leq 10^{-5} \text{ m/cycle}, \quad (2)$$

тому (див. рис. 4) експериментальні результати зображали лініями, що відповідають цим залежностям. Характеристиками ЦТ матеріалів вибрали поріг втоми $\Delta K_{th} = \Delta K_{10}^{-10}$ та циклічну в'язкість руйнування $\Delta K_{fc} = \Delta K_{10}^{-5}$ – розмахи коефіцієнта інтенсивності напружень ΔK за швидкості росту тріщини $da/dN = 10^{-10}$ і 10^{-5} m/cycle, відповідно. Щоб оцінити ефективність технології зварювання, порівнювали тріщиностійкість МШ і ОМ, при цьому зразки ОМ вирізали поперек і вздовж напрямку вальцювання листів (Т-Л і Л-Т зразки, відповідно). Мікрофрактографічні особливості втомного руйнування зразків досліджували на сканувальному електронному мікроскопі Zeis EVO-40XVP.

Результати та їх обговорення. Після динамічної рекристалізації металу в зоні інтенсивної пластичної деформації отримали практично бездефектну дисперсну рівноважну структуру МШ з розміром елементів 1...10 μm (за наявності окремих інтерметалідів розміром 20...25 μm), які групувалися в конгломерат зерен розміром $D_{gr} = 70...150 \mu\text{m}$ (рис. 3). За статичного розтягу зразки ЗЗ руйнувалися в околі межі між ЗТМВ і ЗТВ, що відповідає зоні зниження ПЕП (див. рис. 2). При цьому одержали високе середнє значення міцності ЗЗ ($\sigma_U^{WJ} = 425 \text{ MPa}$), а також МШ ($\sigma_U^{WM} = 452 \text{ MPa}$) порівняно з міцністю ОМ ($\sigma_U^{BM} = 415 \text{ MPa}$ для Т-Л зразків).

Досліджуючи ЦТ з'єднань, виявили новий тип діаграми швидкостей росту втомної макротріщини в МШ (крива 1 на рис. 4), для якого після інтенсивної об'ємної пластичної деформації зсувом середньоамплітудна традиційно прямолінійна ділянка Періса трансформується у криволінійну з точкою перегину при $\Delta K = \Delta K_0 = 20 \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$. Це, очевидно, властиве МШ, отриманому методом ЗТП [14]. Розрахунок розміру циклічної пластичної зони r_p^c за залежністю

$$r_p^c = \frac{1}{8\pi} \left(\frac{\Delta K}{\sigma_{YS}} \right)^2, \quad (3)$$

де $\Delta K = 20 \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$ і границя плинності $\sigma_{YS} = 340 \text{ МПа}$, дає значення $r_p^c = 138 \text{ мкм}$, що узгоджується з розміром ($D_{gr} = 70 \dots 150 \text{ мкм}$) зерен деформованого МШ. Таким чином, перегин на діаграмі свідчить про зміну характеру руйнування, коли в околі вершини втомної макротріщини пластична деформація відбувається як мультиплосинне ковзання дислокацій в об'ємі не одного, а кількох зерен зі залученням до цього процесів на межах зерен. Можна припустити також, що в такій деформованій структурі формуються стискальні залишкові напруження [14], які обумовлюють значний ефект закриття вершини тріщини. В результаті такої метал порівняно з ОМ демонструє підвищені поріг втоми ΔK_{th} і циклічну в'язкість руйнування ΔK_{fc} та, особливо, ЦТ у середньоамплітудній ділянці діаграми (рис. 4).

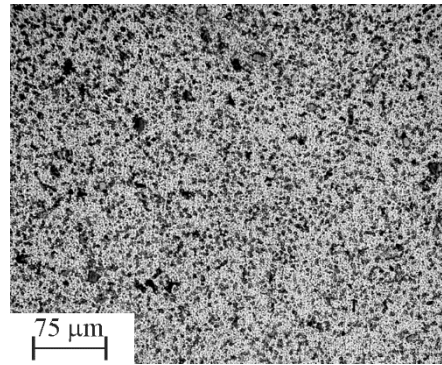
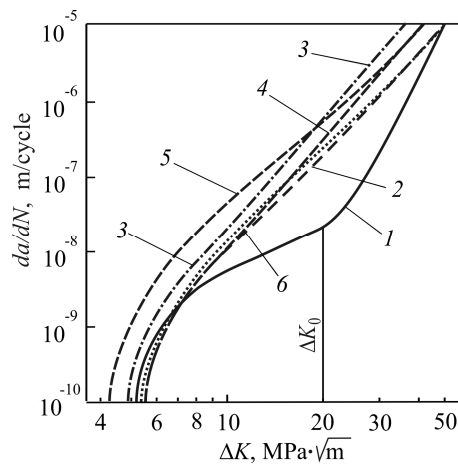


Рис. 3. Мікроструктура МШ з'єднання, отриманого ЗТП; $\times 250$.

Fig. 3. Microstructure of WM in FSW joint; $\times 250$.

Рис. 4. Діаграми швидкостей росту втомної макротріщини в різних зонах з'єднання, отриманого ЗТП: 1 – МШ; 2 – ЗТМВ; 3 – ЗТВ; 4 – в околі межі ЗТМВ і ЗТВ; 5 – ОМ (Т–Л); 6 – ОМ (Л–Т).

Fig. 4. Fatigue macrocrack growth rates diagrams for different zones of FSW joint: 1 – WM; 2 – TMAZ; 3 – HAZ; 4 – boundary between TMAZ and HAZ; 5 – BM (T–L); 6 – BM (L–T).



Циклічна тріщиностійкість ЗТМВ і ЗТВ нижча порівняно з МШ (рис. 4, криві 2–4): незначно – у припороговій ділянці діаграми і більше – у середньо- і високоамплітудній. Зокрема, швидкість росту втомної макротріщини за середніх розмірів ΔK може на порядок перевищувати отриману для МШ. Найнижчу ЦТ серед них демонструє ЗТВ (крива 3), хоча вона вища, ніж ОМ (Т–Л), особливо у припороговій і середньоамплітудній ділянках діаграми (крива 3 проти 5). При цьому тріщиностійкість ЗТМВ практично не поступається ОМ (Л–Т) (крива 2 проти 6). У високоамплітудній ділянці діаграми тріщиностійкість (циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc}) ЗТВ нижча, ніж ОМ (Т–Л), тому надалі необхідно вивчити можли-

вість підвищити ЦТ для ЗТВ, змінюючи її структуру і напружено-деформований стан після різних режимів термообробки таких ЗЗ [24].

Аналіз будови зламів зразків засвідчив (рис. 5), що мікромеханізм росту втомної тріщини в усіх зонах з'єднань, отриманих ЗТП, переважно високоенергоємний ямковий. Морфологія ямок і деформаційних гребенів у зламі МШ найдисперсніша (рис. 5a), що узгоджується з його мікроструктурою (див. рис. 3): окремі дрібні квазівідкольні ділянки сумірні зі структурними елементами МШ (10...20 μm). У ЗТМВ зростає кількість ділянок циклічного квазівідколу, але вони розділені великими ділянками з деформаційними гребенями (рис. 5b), які найбільше проявляються в околі межі ЗТМВ і ЗТВ (рис. 5c). Це відповідає високій ЦТ цих зон. Морфологія зламу ЗТВ дещо відрізняється: кількість протяжних деформаційних гребенів зменшується і порівняно з МШ зростає розмір квазівідкольних фасеток (рис. 5d), тому дещо зменшується ΔK_{fc} (див. рис. 4).

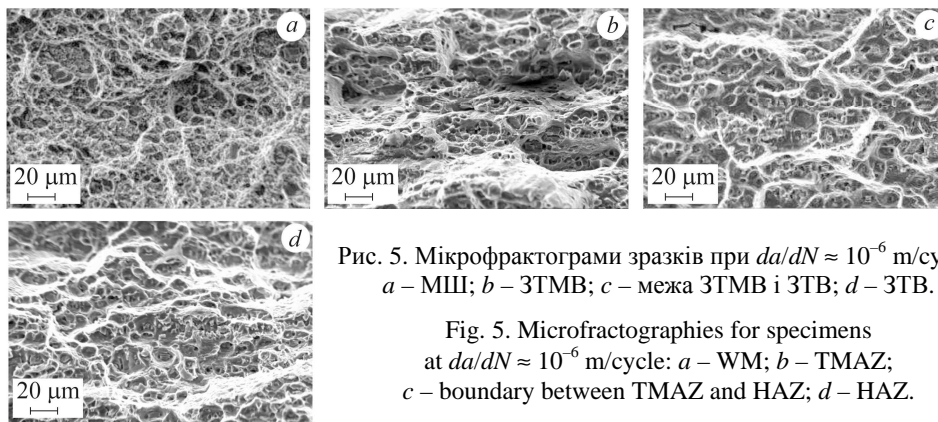


Рис. 5. Мікрофрактограми зразків при $da/dN \approx 10^{-6}$ m/cycle: a – МШ; b – ЗТМВ; c – межа ЗТМВ і ЗТВ; d – ЗТВ.

Fig. 5. Microfractographies for specimens at $da/dN \approx 10^{-6}$ m/cycle: a – WM; b – TMAZ; c – boundary between TMAZ and HAZ; d – HAZ.

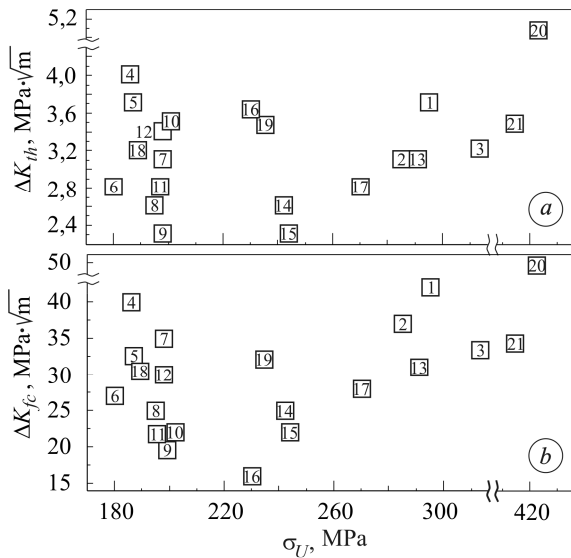


Рис. 6. Діаграми конструкційної міцності для ОМ і МШ зварних з'єднань алюмінієвих сплавів: цифри в символах відповідають порядковим номерам у таблиці.

Fig. 6. Structural strength diagrams for BM and WM of the aluminium alloys welded joints: symbols number corresponds to ordinal numbers in the Table.

Водночас діаграми конструкційної міцності МШ зварних з'єднань з алюмінієвих сплавів системи Al–Mg і Al–Cu–Mg підтверджують, що за оптимальним поєднанням характеристик міцності і ЦТ

(див. таблицю і рис. 6a, b) ЗЗ високоміцного сплаву Д16Т, отримані методом ЗТП, значно переважають одержані методом плавлення (позиції 20 і 21 проти 4–19). Вони не поступаються вихідному ОМ (позиція 20 проти 21) і знаходяться в зоні оптимуму діаграми конструкційної міцності (її верхньому правому куті). При цьому також переважають традиційно використовувані в аерокосмічній галузі ЗЗ сплаву типу АМг (позиції 20 і 21 проти 1–3).

Таблиця. Механічні характеристики і параметр конструкційної міцності МШ і ОМ зварних з'єднань алюмінієвих сплавів

| № за/п | Сплав | Зона з'єднання | Присадкові дроти | Стан | $\sigma_U^{WM}; \sigma_U^{BM}$, МПа | $\Delta K_{th}^{WM}; \Delta K_{th}^{BM}$, МПа·√m | $\Delta K_{fc}^{WM}; \Delta K_{fc}^{BM}$, МПа·√m | $[\sigma_U \cdot \Delta K_{th}; \Delta K_{fc}] \cdot 10^{-3}$ |
|--------|---------------------------------------|--------------------------------|------------------|------------------|--------------------------------------|---|---|---|
| | | | | | | | | |
| 1 | АМг5М (відпал) | МШ (плавленням [19]) ОМ | АМг6 | Після зварювання | 295 | 3,7 | 42 | 45,84 |
| 2 | | | | | 285 | 3,1 | 37 | 32,69 |
| 3 | | | | | 315 | 3,2 | 33 | 33,26 |
| 4 | Д16М (відпал) | МШ (плавленням [11, 12]) ОМ | 1201 | Після зварювання | 186 | 4,0 | 40 | 29,76 |
| 5 | | | | | 187 | 3,7 | 32 | 22,14 |
| 6 | | | | | 180 | 2,8 | 27 | 13,61 |
| 7 | | | | | 198 | 3,1 | 35 | 21,48 |
| 8 | | | | | 195 | 2,6 | 25 | 12,68 |
| 9 | | | | | 198 | 2,3 | 20 | 9,11 |
| 10 | | | | | 201 | 3,5 | 22 | 15,48 |
| 11 | | | | | 197 | 2,8 | 21 | 11,58 |
| 12 | | | | | 198 | 3,4 | 30 | 20,20 |
| 13 | | | | | 291 | 3,1 | 31 | 27,97 |
| 14 | 242 | 2,6 | 25 | 15,73 | | | | |
| 15 | 244 | 2,3 | 22 | 12,35 | | | | |
| 16 | 230 | 3,6 | 16 | 13,25 | | | | |
| 17 | 270 | 2,8 | 28 | 21,17 | | | | |
| 18 | 189 | 3,2 | 31 | 18,75 | | | | |
| 19 | 235 | 3,5 | 32 | 26,32 | | | | |
| 20 | Д16Т (гартування і природне старіння) | МШ (ЗТП) ОМ | - | Після зварювання | 432 | 5,1 | 50 | 110,16 |
| 21 | | | | | 415 | 3,2 | 34 | 45,15 |

Перевага 33 сплаву Д16Т, отриманих ЗТП, ще більше проявляється за параметром конструкційної міцності [$\sigma_U \cdot \Delta K_{th} \cdot \Delta K_{fc}$]: для МШ він відповідно у 2,4–3,4 рази та 3,7–12,1 разів вищий, ніж для з'єднань сплавів АМг5М і Д16М, отриманих методом плавлення (див. таблицю).

ВИСНОВКИ

На відміну від зварювання плавленням, технологія ЗТП забезпечує високі міцність і ЦТ зварних з'єднань листів із алюмінієвого сплаву Д16Т, що супроводжується реалізацією переважно в'язкого енергоємного мікромеханізму руйнування всіх зон цих з'єднань. У результаті характеристики ЦТ для МШ суттєво перевищують, а для ЗТМВ і ЗТВ знаходяться на рівні встановлених для ОМ. Це обумовлено відсутністю “гарячих” тріщин та розпаду і коагуляції зміцнювальної інтерметалідної фази вихідного сплаву, притаманних зварюванню плавленням. За параметром конструкційної міцності досліджені зварні з'єднання високоміцного сплаву системи Al–Cu–Mg (який сьогодні не рекомендують для зварювання) переважають традиційно використовувані в аерокосмічній галузі із низькоміцного сплаву системи Al–Mg, отримані імпульсно-дуговим зварюванням плавленням.

РЕЗЮМЕ. Исследованы сварные соединения листов толщиной 2 mm из алюминиевого сплава Д16Т (аналога зарубежного сплава 2024-T3), который сегодня не рекомендуют для сварки. Соединения получены сваркой трением с перемешиванием. Установлено, что по комплексному параметру конструкционной прочности, определяемому характеристиками прочности и циклической трещиностойкости, металл шва этих соединений в 2,4 раза превышает основной и в 3,7–12 раз – металл шва соединений сплава типа Д16, полученных с помощью различных технологий сварки и термической обработки.

SUMMARY. Welded joints of 2 mm thick sheets of aluminum Д16Т alloy (analogue of 2024-T3 alloy) which today are considered to be not recommended for welding are investigated. The joints are obtained by friction stir welding. It is established that basing on the complex structural strength parameter determined by the strength and the fatigue crack growth resistance characteristics, the weld metal of these joints is 2.4 times better than the base metal and also in 3.7–12 times than the weld metal of the Д16Т aluminium alloy joints obtained using various welding and heat treatment technologies.

1. *Механіка* руйнування і міцність матеріалів: Довідн. пос. / Під заг. ред. В. В. Панасюка. Т. 15: О. П. Остап. Структура матеріалів і втомна довговічність елементів конструкцій. – Львів: СПОЛОМ, 2015. – 312 с.
2. *Романив О. Н.* Вязкость разрушения конструкционных сталей. – М.: Металлургия, 1979. – 176 с.
3. *Патент* України № 105440. Спосіб термічної обробки високоміцних низьколегованих вуглецевих сталей / О. П. Остап, О. А. Гайворонський, В. Д. Позняков, В. В. Кулик. – Опубл. 25.03.2016; Бюл. № 6.
4. *Joint Aviation Requirements, JAR 25.571*; 1998.
5. *Белецкий В. М., Кривов Г. А.* Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение): Справ. / Под ред. акад. И. Н. Фридляндера. – К.: Коминтех, 2005. – 366 с.
6. *Механіка* руйнування і міцність матеріалів: Довідн. пос. / Під заг. ред. В. В. Панасюка. Т. 9: Міцність і довговічність авіаційних матеріалів та елементів конструкцій / О. П. Остап, В. М. Федірко, В. М. Учанин, С. А. Бичков, О. Г. Моляр, О. І. Семенець, В. С. Кравець, В. Я. Дереча. – Львів: СПОЛОМ, 2007. – 1068 с.
7. *A comparison between FSW and TIG welding techniques: modifications of microstructure and pitting corrosion resistance in AA 2024-T3 butt joints* / A. Squillare, A. De Fanzo, G. Giorleo, F. Bolluci // *J. Mater. Process Tech.* – 2004. – **152**. – P. 97–105.
8. *Quantitative investigation of precipitations and mechanical behavior for AA 2024 friction stir welds* / C. Genevois, A. Deschamps, A. Denquin, B. Doisneau-Cootignies // *Acta Mater.* – 2005. – **53**. – P. 4447–4458.
9. *Scialpi A., De Filippis L., and Cavaliere P.* Influence of shoulder geometry on microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6082 aluminium alloy // *Mater. Des.* – 2007. – **28** (4). – P. 1124–1129.

10. Woodward N. J., Richardson I. M., and Thomas A. Variable polarity plasma arc welding of 6.35 mm aluminium alloys: parameter development and preliminary analysis // *Sci. Technol. Welding Joining*. – 2000. – **5** (1). – P. 21–25.
11. Вплив легування і термообробки на міцність і циклічну тріщиностійкість зварних з'єднань сплаву системи Al–Cu–Mg. Ч. 1 / Т. М. Лабур, О. П. Остащ, Ю. В. Головатюк, В. А. Коваль, В. С. Шинкаренко // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2017. – **53**, № 2. – С. 7–15.
(*Influence of alloying and thermal treatment on the strength and cyclic crack resistance of welded joints of alloys of the Al–Cu–Mg system. Part 1 / T. M. Labur, O. P. Ostash, Yu. V. Holovatyuk, V. A. Koval', V. S. Shynkarenko // Materials Science*. – 2017. – **53**, № 2. – P. 131–140.)
12. Вплив легування і термообробки на міцність і циклічну тріщиностійкість зварних з'єднань сплаву системи Al–Cu–Mg. Ч. 2 / Т. М. Лабур, О. П. Остащ, Ю. В. Головатюк, В. А. Коваль, В. С. Шинкаренко // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2017. – **53**, № 4. – С. 28–33.
(*Influence of alloying and thermal treatment on the strength and cyclic crack resistance of welded joints of alloys of the Al–Cu–Mg system. Part 2 / T. M. Labur, O. P. Ostash, Yu. V. Holovatyuk, V. A. Koval', V. S. Shynkarenko // Materials Science*. – 2017. – **53**, № 4. – P. 453–459.)
13. *Int. Patent Application № PCT/GB 92/02203; GB Patent Application № 9125978.8. Friction Stir Butt Welding / W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham, M. G. Church, P. Templesmith, C. J. Dawes*. – Publ. 1991.
14. Bussu G. and Irving P. E. The role of residual stress and heat affected zone properties on fatigue crack propagation in friction stir welded 2024-T351 aluminium joints // *Int. J. Fatigue*. – 2003. – **25**. – P. 77–88.
15. Defalco J. Friction stir welding vs. fusion welding // *Welding J*. – 2006. – № 3. – P. 42–44.
16. Enomoto M. Friction stir welding: research and industrial applications // *Welding Int*. – 2003. – № 5. – P. 341–345.
17. Sato Y. Relationship between mechanical properties and microstructure in friction stir welded Al alloys // *J. of the Japan Welding Soc*. – 2002. – № 8. – P. 33–36.
18. Shibayanagi T. Microstructural aspects in friction stir welding // *J. of Japan Institute of Light Met*. – 2007. – № 9. – P. 416–423.
19. Вплив просторового розташування стиків під час зварювання на міцність і циклічну тріщиностійкість з'єднань / Т. М. Лабур, О. П. Остащ, Ю. В. Головатюк, В. М. Учанін, М. Р. Яворська, М. П. Пашуля, В. А. Коваль, В. С. Шинкаренко // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2016. – **52**, № 2. – С. 29–34.
(*Influence of the space orientation of joints in the process of welding on the strength and cyclic crack resistance of welded joints / T. M. Labur, O. P. Ostash, Yu. V. Holovatyuk, V. M. Uchanin, M. R. Yavors'ka, M. P. Pashulya, V. A. Koval', V. S. Shynkarenko // Materials Science*. – 2016. – **52**, № 2. – P. 180–187.)
20. Патент України № 54096. Інструмент для зварювання тертям з перемішуванням алюмінієвих сплавів / А. Я. Іщенко, А. Г. Покляцький. – Опубл. 25.10.2010; Бюл. № 20.
21. Evaluation of aluminium alloys degradation in aging aircraft / О. Ostash, V. Uchanin, J. Semmens, Yu. Holovatyuk, L. Kovalchuk, V. Derecha // *Research in Nondestructive Evaluation*. – 2018. – **29**, № 3. – P. 156–166.
22. ГОСТ 6996-66. Сварные соединения. Методы механических испытаний. – М.: Изд-во стандартов, 1967. – 26 с.
23. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. ASTM Standards, E647-93. – 28 p.
24. Aydin H., Bayram A., and Durgun I. The effect of post-weld heat treatment on the mechanical properties of 2024-T4 friction stir-welded joints // *Mater. Des*. – 2010. – **31**. – P. 2568–2577.

Одержано 27.03.2018