

УДК 539.43: 621.791: 669.71

ВПЛИВ ЛЕГУВАННЯ І ТЕРМООБРОБКИ НА МІЦНІСТЬ І ЦИКЛІЧНУ ТРИЩИНОСТІЙКІСТЬ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СПЛАВУ СИСТЕМИ Al–Cu–Mg. Ч. 1

Т. М. ЛАБУР¹, О. П. ОСТАШ², Ю. В. ГОЛОВАТЮК²,
В. А. КОВАЛЬ¹, В. С. ШИНКАРЕНКО¹

¹ Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ;

² Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів

Досліджено зварні з'єднання відпалених листів товщиною 6 mm з алюмінієвого сплаву Д16М (Al–Cu–Mg), аналога закордонного сплаву 2024, який сьогодні відносять до важкозварюваних. З'єднання отримано плавким електродом імпульсно-дуговим методом з використанням одного (Al–6,3Cu–0,3Mn) або двох (Al–6,3Cu–0,3Mn і Al–5,5Si) та (Al–6,3Cu–0,3Mn і Al–12Si) присадкових дротів. Вивчено закономірності зміни мікроструктури, твердості, міцності і циклічної тріщиностійкості з'єднань після зварювання, а також за подальшого старіння або гартування і старіння після зварювання. Встановлено, що міцність термооброблених зварних з'єднань складає не більше 70% міцності основного металу і сумірна з нею в стані після зварювання.

Ключові слова: алюмінієвий сплав, зварні з'єднання, термічна обробка, структура, міцність, циклічна тріщиностійкість.

Високі механічні характеристики термічно зміцнювальних алюмінієвих сплавів системи Al–Cu–Mg типу Д16Т(Т1), аналогів закордонних типу 2024-Т3 (Т4, Т6), забезпечують дисперсійним зміцненням виділеннями інтерметалідів CuAl₂, Al₂CuMg тощо після гартування та природного або штучного старіння [1]. Метал шва (МШ) зварних з'єднань (ЗЗ) цього сплаву, отриманих методом сплавлення, демонструє незадовільні механічні властивості через розпад твердого розчину і коагуляцію дисперсної зміцнювальної фази за термічного циклу зварювання, наявність гарячих тріщин (під час кристалізації), пороутворення тощо [2–4]. Тому цей клас матеріалів відносять до важкозварюваних (не рекомендованих до зварювання). Для вирішення цієї проблеми розробляють нові технології зварювання [5].

Основною особливістю дюралюмінів є утворення легкоплавких евтектик під час кристалізації, які визначають їх поведінку після зварювання [6, 7]. Головним їх недоліком є схильність до утворення гарячих тріщин. Мідь і магній – легувальні елементи, які визначають цю схильність, оскільки впливають на температуру лінії солідусу, розширюючи температурний інтервал кристалізації [8–11]. Для зменшення схильності до гарячих тріщин використовують пульсівну дугу, яка створює умови для формування дрібнозернистої структури МШ [7, 9, 12], а також присадкові дроти з хімічним складом, близьким до основного металу (ОМ) [13, 14]. Ефективним є одночасне застосування двох присадкових дротів різного хімічного складу для звуження інтервалу твердо-рідкого стану металу в шві і зоні сплавлення (ЗС).

На сьогодні для багатьох елементів конструкцій різного призначення, зокрема авіаційних, на етапах проектування та експлуатації застосовують принцип без-

печної пошкоджуваності (damage tolerant design) [15]. Тому, окрім експлуатаційних дефектів типу втомних тріщин, важливого значення набувають технологічні дефекти ЗЗ (гарячі і холодні тріщини, пори тощо) і, відповідно, характеристики циклічної тріщиностійкості (ЦТ) з'єднань.

Мета цього дослідження – вивчити структуру, характеристики міцності і ЦТ металу швів з'єднань алюмінієвого сплаву типу Д16 (системи Al–Cu–Mg), отриманих зварюванням одним або одночасно двома присадковими дротами різного хімічного складу, після різної термообробки.

Матеріал і методики. Досліджували ЗЗ заготовок розміром 250×100 mm, вирізаних з листів товщиною 6 mm зі сплаву Д16М (mass%: 4,5 Cu; 1,7 Mg; 0,53 Mn; 0,19 Si; 0,21 Fe; 0,11 Zn; 0,06 Ti; решта Al) у стані після відпалу. Зварювали вздовж напрямку вальцювання листів автоматичним імпульсно-дуговим методом з періодом тривалості циклів $2,2 \pm 0,2$ s плавким електродом в аргоні, використовуючи установку TPS-450 виробництва фірми Fronius, за таких параметрів зварювання: струм 240...250 A; напруга 20...21 V; швидкість подачі дроту 3...12 m/min; швидкість зварювання 31...33 m/h.

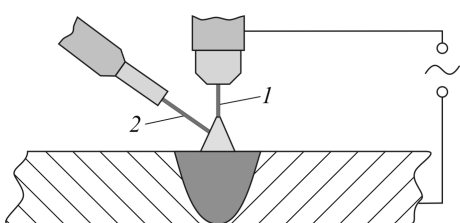


Рис. 1. Схема зварювання двома присадковими дротами;
1 – основний; 2 – допоміжний.

Fig. 1. Welding scheme using two filler wires: 1 – basic; 2 – auxiliary.

Застосовували один (Зв1201) або два (Зв1201 і ЗвАК5 та Зв1201 і ЗвАК12) присадкові дроти діаметром 1,6 mm (рис. 1). Дріт Зв1201 (Al–6,3Cu–0,3Mn) вибрали за подібністю до системи легування ОМ. Допоміжні дроти ЗвАК5 (Al–5,5Si) і ЗвАК12 (Al–12Si) внаслідок впливу тугоплавкого кремнію зменшують схильність до утворення гарячих тріщин через підвищення температури солідусу і скорочення температурного інтервалу твердо-рідкого стану металу зварного шва. Допоміжний присадковий дріт подавали на периферію зварювальної ванни, зокрема, в її передню частину (рис. 1). Корінь шва формували, використовуючи підкладку з нержавної сталі з рівчаком шириною 6 mm і глибиною 2 mm. Зварювали односторонньо без розробки кромок. Ширина швів з лицевого боку 9...11 mm.

Властивості металу ЗЗ досліджували в стані після зварювання (без термообробки), після старіння за режимом Т1 (при $190 \pm 5^\circ\text{C}$, витримка 12 h), а також після гартування (витримка 30 min при $500 \pm 5^\circ\text{C}$, охолодження у воді) з подальшим старінням за режимом Т1.

Мікроструктуру вивчали на шліфах після електролітичного полірування в розчині оцтової і хлорної кислот. Твердість HRB визначали приладом Роквелла сталевую кулькою діаметром 1,6 mm. Для встановлення механічних властивостей ЗЗ зразки вирізали і навантажували перпендикулярно до осі зварного шва. Характеристики міцності і пластичності визначали на стандартних зразках-смугах завширшки 20 mm [16]. Розраховували характеристики міцності σ_U^{WJ} і σ_U^{WM} , відповідно, ЗЗ з технологічним посиленням шва і МШ без посилення, а також оцінювали пластичність МШ за значенням кута α загину зразка до руйнування [16].

Характеристики ЦТ визначали на зразках-смугах шириною 30 mm з гострим (радіус 0,1 mm) боковим вирізом уздовж осі зварного шва за стандартною методикою [17]. 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. Діаграми описували аналітичними залежностями

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

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

які зображено відповідними кривими (див. нижче рис. 4). 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 за швидкості росту тріщини $da/dN = 10^{-10}$ і 10^{-5} m/cycle, відповідно. Для оцінювання ефективності технології зварювання порівнювали тріщиностійкість МШ і ОМ, при цьому зразки ОМ вирізали поперек і вздовж напрямку вальцювання листів (Т–L і L–Т зразки, відповідно). Мікрофрактографічні особливості втомного руйнування ОМ і ЗЗ досліджували на сканівному електронному мікроскопі Zeis EVO-40XVP.

Результати досліджень та їх обговорення. Металографічний аналіз виявив (рис. 2), що зварні шви щільні, без грубої поруватості і явно виражених гарячих макротріщин у МШ і в ЗС. Зафіксували виділення евтектичної фази вздовж меж дендритів і зерен. За використання присадкового дроту Зв1201 формується доволі дисперсна структура МШ з розміром окремих дендритів до 30 μm і зерен до 15 μm за наявності невеликої кількості тонких витягнутих (до 75 μm) виділень, які можна трактувати як мікротріщини, а також гарячих мікротріщин (рис. 2a). За вживання присадкових дротів Зв1201 і ЗвАК5 структура МШ укрупнюється, коли довжина і ширина окремих дендритів сягає відповідно 50 і 10 μm , при цьому також формуються окремі тріщиноподібні фрагменти мікроструктури (рис. 2d). За зварювання присадковими дротами Зв1201 і ЗвАК12 структура ще більше укрупнюється, стає переважно зеренна з розміром структурних елементів до 25 μm , а тріщиноподібні фрагменти практично відсутні (рис. 2g).

Структура ЗС анізотропна і укрупнена порівняно з МШ. У перших двох випадках вона подібна (рис. 2b, e), коли довжина і ширина зерен зростають відповідно до 75 і 25 μm ; у третьому (рис. 2h) рівновісніша, але за розміром структурних елементів різнірідніша (він змінюється в межах 5...50 μm). Структура зони термічного впливу (ЗТВ) у всіх випадках традиційно крупнозерниста (з розміром зерен до 130 μm), хоча після зварювання дротами Зв1201 і ЗвАК12 межі зерен тут проявляються слабше (рис. 2c, f, i).

Зміну міцності у різних зонах з'єднань оцінювали за твердістю металу, використовуючи відому кореляційну залежність між ними [18, 19]. У стані після зварювання (без термообробки) додаткові присадки ЗвАК5 і ЗвАК12 практично не впливають на твердість з'єднань (рис. 3a). У всіх випадках вона помітно (на 33...35%) вища в МШ і дещо нижча (на 6%) у ЗТВ проти ОМ.

Після штучного старіння твердість ОМ і ЗТВ практично не змінюється, а МШ ще зростає на 8...10%: тим більше, що вищий вміст кремнію у присадковому дроті (рис. 3b). Кремній сприяє утворенню фаз Mg_2Si і $\text{Mg}_5\text{Cu}_6\text{Si}_4$, тому зменшується кількість зміцнювальних S- і Θ -фаз, що загалом повинно зумовлювати падіння міцності [1], тобто спостерігається невідповідність тенденції зміни твердості і міцності МШ згідно з відомими кореляційними залежностями [18, 19].

Після гартування і штучного старіння твердість усіх зон ЗЗ порівняно з не термообробленими зростає, особливо ОМ, ЗС і ЗТВ (рис. 3c), при цьому твердість МШ тепер стає меншою на 7%, ніж ОМ. Хімічний склад присадкових дротів не вплинув на отриману закономірність (рис. 3c), і зберігається вищевказана невідповідність впливу кремнію на твердість і міцність МШ.

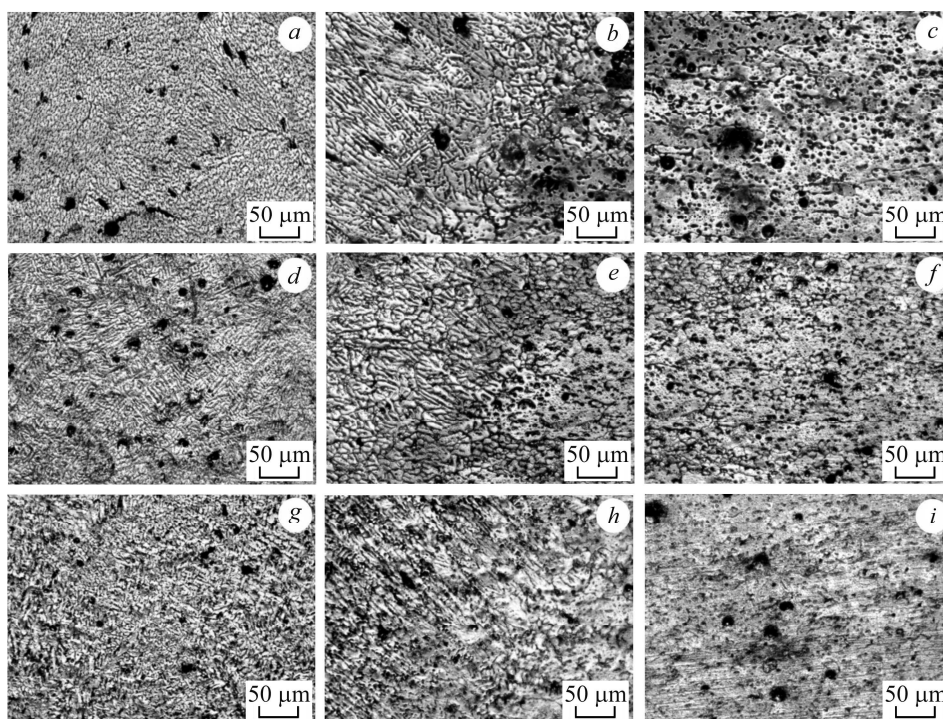


Рис. 2. Мікроструктура МШ (a, d, g), ЗС (b, e, h) і ЗТВ (c, f, i) після зварювання плавким електродом: a, b, c – 3В1201; d, e, f – 3В1201+3ВAK5; g, h, i – 3В1201+3ВAK12.

Fig. 2. Microstructures of weld metal (WM) (a, d, g), fusion zone (FZ) (b, e, h) and heat affected zone HAZ (c, f, i) after welding by consumable electrode: a, b, c – 3В1201; d, e, f – 3В1201+3ВAK5; g, h, i – 3В1201+3ВAK12.

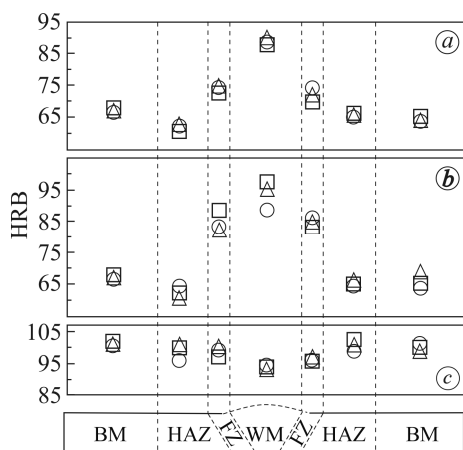


Рис. 3. Порівняння усереднених значень твердості основного металу (BM), зони термічного впливу (HAZ), зони сплавлення (FZ) і металу шва (WM) зварних з'єднань дротом 3В1201 (○), дротами 3В1201 і 3ВAK5 (△) та 3В1201 і 3ВAK12 (□) у стані після зварювання (a), штучного старіння (b) та гартування і штучного старіння (c) після зварювання.

Fig. 3. Comparison of the average values of the hardness of base metal (BM), HAZ, FZ and WM of welds using wire 3В1201 (○); wires 3В1201 and 3ВAK5 (△), and wires 3В1201 and 3ВAK12 (□) in the state after welding (a); artificial aging (b), and quenching and artificial aging (c) after welding.

Цю невідповідність зафіксували також, аналізуючи прямо встановлені значення міцності зразків з технологічним посиленням і без нього (див. табл. 1). У першому випадку руйнування відбувалось по ЗТВ або ЗС, у другому – по МШ, тому тенденції зміни даних, наведених у табл. 1, можна порівнювати з поданими на рис. 3 для ЗТВ або ЗС та МШ. За зварювання різними присадковими дротами міцність МШ (σ_U^{WM}) проти міцності ЗТВ (σ_U^{WJ}) змінюється мало: знижується на

3...4% у стані після зварювання і зростає на 1...4% за старіння після зварювання (табл. 1), тоді як твердість МШ порівняно зі ЗТВ в обох випадках підвищується на 37...54% (рис. 3а, б).

За гартування і штучного старіння після зварювання, навпаки, незначна (до 3%) різниця у твердості МШ і ЗС з'єднань, отриманих різними присадковими дротами (рис. 3с), супроводжується помітним (18...19%) зниженням міцності МШ (Зв1201+ЗвАК5 і Зв1201+ЗвАК12) і деяким (2%) ростом міцності МШ (Зв1201) порівняно зі ЗС (табл. 1). За цієї термообробки зіставлено властивості МШ (σ_U^{WM}) і ЗС (σ_U^{WJ}), оскільки руйнування зразків з технологічним посиленням відбувалось по ЗС. Очевидним є факт, що кореляційні залежності між твердістю і опором течінню (зсуву) матеріалу за стиску були б обґрунтованішими і однозначнішими порівняно з вищевикладеними. Однак такі випробування для листових матеріалів і ЗЗ, які мають локальні зони з різними властивостями, проблематичні.

Неоднозначно змінюється також характеристика пластичності α залежно від типу присадкового дроту і режиму термообробки (табл. 1). Загалом, беручи до уваги міцність ОМ у різному структурному стані, можна зробити висновок, що для отриманих з'єднань у стані після зварювання вона відповідає середньому значенню 145...235 МПа для ОМ у стані М; за штучного старіння після зварювання складає 46%, а за гартування і штучного старіння після зварювання – 69% порівняно зі середнім значенням 420...445 МПа для ОМ у станах Т і Т1 [20].

Таблиця 1. Статичні механічні характеристики зварних з'єднань у різних станах

Присадковий дріт	Після зварювання			Штучне старіння після зварювання			Гартування і штучне старіння після зварювання		
	σ_U^{WJ} *, МПа	σ_U^{WM} , МПа	α , degree	σ_U^{WJ} *, МПа	σ_U^{WM} , МПа	α , degree	σ_U^{WJ} **, МПа	σ_U^{WM} , МПа	α , degree
Зв1201	193	186	40	198	198	36	286	291	31
Зв1201+ЗвАК5	188	187	44	192	195	32	298	242	21
Зв1201+ЗвАК12	186	180	27	190	198	18	283	244	28

Примітка: наведено усереднені значення характеристик; * – руйнування відбувалося по ЗТВ; ** – по ЗС.

Краща і однозначніша картина спостерігається за характеристиками ЦТ. Вони структурно чутливіші і їх можна визначати окремо для кожної зони ЗЗ [21]. На цьому етапі, щоб вибрати оптимальні легування і режим термообробки, порівнювали ці характеристики для ОМ і МШ. Це пов'язано з тим, що в досліджуваних ЗЗ втомна тріщина, яку зароджували від початкового гострого надрізу по лінії сплавлення вздовж осі зварного шва, надалі змінювала траєкторію і поширювалася в МШ до моменту руйнування зразка, тобто тріщиностійкість МШ менша, ніж металу ЗС і ЗТВ.

У стані після зварювання опір втомному руйнуванню МШ (Зв1201) вищий, ніж ОМ (рис. 4а, криві 2 і 1), коли тріщина поширюється вздовж волокон вальцьованої структури в ПД-зразках (Т–Л) і очікувано нижчий (криві 2 і 1'), коли росте поперек волокон у ДП-зразках (Л–Т). Причому така ситуація і за порогом втоми ΔK_{th} , і за циклічною в'язкістю руйнування ΔK_{fc} (табл. 2). За використання додаткового присадкового дроту ЗвАК5 характеристики ЦТ поступаються МШ (Зв1201) (криві 3 і 2), що пов'язано, очевидно, з укрупненням дендритної структури (рис. 2d проти 2a), але сумірні порівняно з ОМ (криві 3 і 1; табл. 2). З підви-

щенням вмісту кремнію в МШ (Зв1201+ЗвАК12), коли формується переважно зеренна структурна неоднорідність (рис. 2g), помітно знижується опір втомному руйнуванню (крива 4 проти 3) і характеристики ЦТ стають нижчі, ніж ОМ (табл. 2). Таким чином, найкращий результат отримано за зварювання одним присадковим дротом Зв1201, а окремі “гарячі” мікротріщини (рис. 2a) суттєво не впливають на ЦТ.

Таблиця 2. Характеристики циклічної тріщиностійкості зварних з’єднань у різних станах

Стан	Характеристики, МПа·√м	Зона з’єднання			
		ОМ	МШ		
			Зв1201	Зв1201+ЗвАК5	Зв1201+ЗвАК12
Після зварювання	ΔK_{th}	3,5/5,1	4,0	3,7	2,8
	ΔK_{fc}	32/58	40	32	27
Штучне старіння після зварювання	ΔK_{th}	3,0	3,1	2,6	2,3
	ΔK_{fc}	26	35	25	20
Гартування і штучне старіння після зварювання	ΔK_{th}	2,2	3,1	2,6	2,3
	ΔK_{fc}	18	31	25	22

Примітка: в чисельнику – дані для Т–L зразків основного металу, у знаменнику – для L–Т зразків.

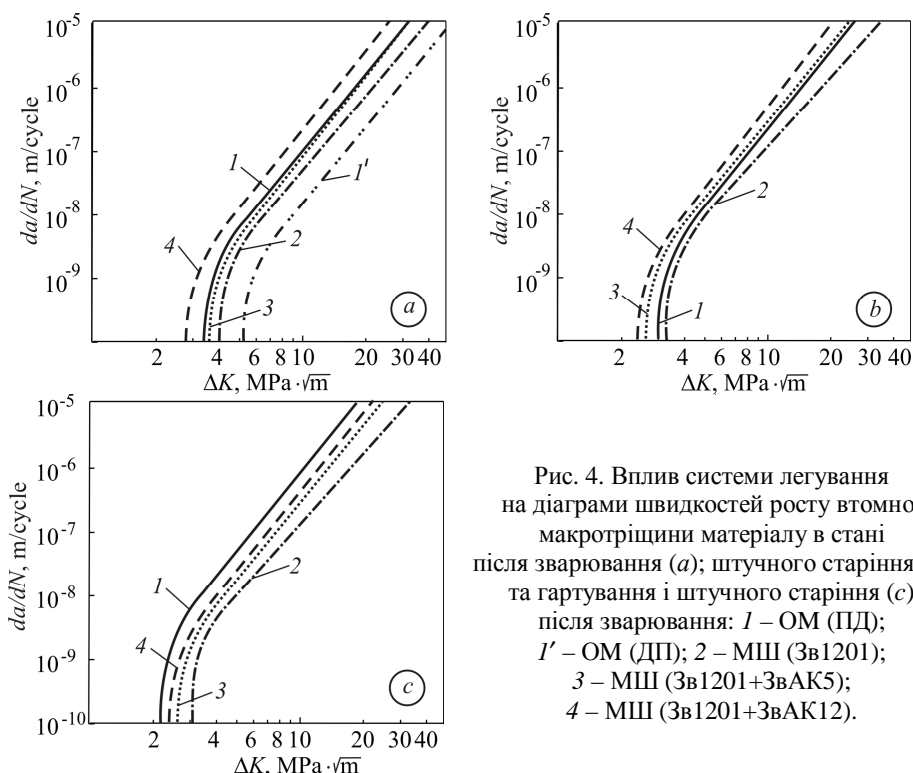


Рис. 4. Вплив системи легування на діаграми швидкостей росту втомної макротріщини матеріалу в стані після зварювання (a); штучного старіння (b) та гартування і штучного старіння (c) після зварювання: 1 – ОМ (ПД); 1' – ОМ (ДП); 2 – МШ (Зв1201); 3 – МШ (Зв1201+ЗвАК5); 4 – МШ (Зв1201+ЗвАК12).

Fig. 4. The influence of alloying on the fatigue crack growth rates in the state after welding (a), artificial aging after welding (b), quenching and artificial aging after welding (c): 1 – WM (T–L); 1' – WM (L–T); 2 – WM (1201); 3 – WM (1201+AK5); 4 – WM (1201+AK12).

Старіння після зварювання принципово не змінює цю ситуацію (рис. 4b проти 4a): найкращий МШ (Зв1201) (крива 2), а МШ (Зв1201+ЗвАК5) і МШ

(Зв1201+ЗвАК12) гірші порівняно з ОМ (криві 3 і 4 проти 1). Однак у цьому випадку тріщиностійкість ОМ і всіх МШ падає за низько- (ΔK_m) і високоамплітудного (ΔK_c) циклічного навантаження (табл. 2).

Неприйнятніша ситуація за гартування і старіння після зварювання (рис. 4с), особливо для ОМ, характеристики ЦТ якого стають найнижчі (табл. 2). Але її не слід трактувати як позитивну щодо співвідношення властивостей ОМ і МШ, оскільки тут опір втомному руйнуванню всіх МШ помітно нижчий порівняно зі станом після зварювання.

Таким чином, характеристики ЦТ засвідчують (рис. 5), що термообробка різних варіантів з'єднань досліджуваного сплаву не дає позитивного результату, оскільки найкращим є стан після зварювання (суцільні лінії проти штрихових).

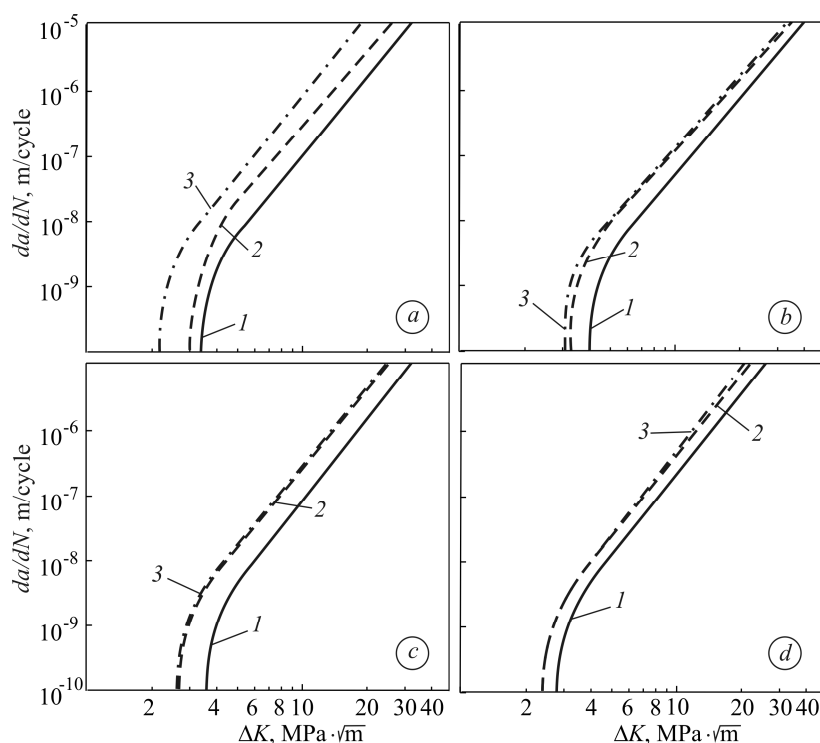


Рис. 5. Вплив термообробки (1 – стан після зварювання; 2 – штучне старіння після зварювання; 3 – гартування і штучне старіння після зварювання) на діаграми швидкостей росту втомної макротріщини: а – ОМ; б – МШ (Зв1201); в – МШ (Зв1201+ЗвАК5); д – МШ (Зв1201+ЗвАК12).

Fig. 5. Effect of heat treatment (1 – state after welding; 2 – artificial aging after welding; 3 – quenching and artificial aging after welding) on the fatigue crack growth rates: a – BM; b – WM (1201); c – WM (1201+AK5); d – WM (1201 +AK12).

Мікрофрактографічні дослідження підтверджують спостережувані закономірності зміни тріщиностійкості. За високих розмахів навантаження у всіх випадках переважно реалізується традиційний для алюмінієвих сплавів в'язкий мікро-механізм руйнування. Найвищому опору руйнуванню МШ (Зв1201) притаманний такий мікро-механізм за великої кількості деформаційних гребенів (рис. 4b, крива 2 і рис. 6a). Найнижчій тріщиностійкості МШ (Зв1201+ЗвАК12) відповідає мішаний механізм руйнування, де ямковий мікрорельєф у зламі чергується зі значною кількістю відкольних фасеток (рис. 4b, крива 3 і рис. 6b). Суттєвіше відрізняються мікрофрактографічні особливості зламів різних варіантів з'єднань за низьких розмахів навантаження. Наприклад, за гартування і старіння після зварюван-

ня, коли тріщиностійкість ОМ найнижча (рис. 4с, крива 1), мікромеханізм руйнування досить крихкий, виявлено великі орієнтовані вздовж напрямку вальцювання відкільні фасетки (рис. 6с). Для МШ (Зв1201) характерний достатньо енергоємний мікромеханізм руйнування, в зламі превалюють ділянки циклічного квазівідколу (розшарування площинами ковзання) і деформаційні гребені (рис. 6d), що узгоджується з найвищою ЦТ цього металу (рис. 4с, крива 2).

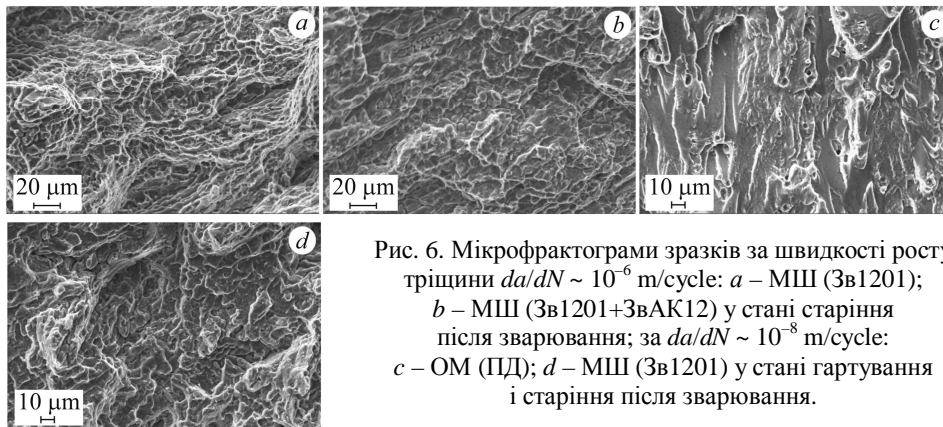


Рис. 6. Мікрофрактограми зразків за швидкості росту тріщини $da/dN \sim 10^{-6}$ m/cycle: *a* – МШ (Зв1201); *b* – МШ (Зв1201+ЗвАК12) у стані старіння після зварювання; за $da/dN \sim 10^{-8}$ m/cycle: *c* – ОМ (ПД); *d* – МШ (Зв1201) у стані гартування і старіння після зварювання.

Fig. 6. Microfractographies for $da/dN \sim 10^{-6}$ m/cycle: *a* – WM (1201); *b* – WM (1201+AK12) in the state after welding; for $da/dN \sim 10^{-8}$ m/cycle: *c* – BM (T-L); *d* – WM (1201) in the state of quenching and artificial aging after welding.

ВИСНОВКИ

Зварюванням плавким електродом імпульсно-дуговим методом за використання різних присадкових дротів отримано з'єднання листів товщиною 6 mm зі сплаву Д16М, який сьогодні не рекомендований до зварювання. Одержано щільні зварні шви, без грубої поруватості і явно виражених гарячих тріщин. У стані після зварювання найкраще поєднуються характеристики міцності і циклічної тріщиностійкості за використання присадкового дроту Зв1201, коли метал шва, не поступаючись основному металу за міцністю, переважає його за тріщиностійкістю. Штучне старіння за режимом Т1 та гартування і штучне старіння з'єднань, виконані після зварювання, не впливаючи на міцність у першому випадку і підвищуючи її у другому, в обох випадках знижують їх циклічну тріщиностійкість. Встановлено, що для досліджених зварних з'єднань існує невідповідність у зміні міцності металу в різних зонах, визначеної безпосередньо і оціненої за результатами вимірів твердості HRB. Міцність зварних з'єднань у стані після зварювання сумірна з міцністю відпаленого основного металу, а термооброблених після зварювання складає 46...69% його міцності в станах Т і Т1.

РЕЗЮМЕ. Исследованы сварные соединения отоженных листов толщиной 6 mm из алюминиевого сплава Д16М (Al-Cu-Mg) – аналога зарубежного сплава 2024, который в настоящее время относят к сложносвариваемым. Соединения получены плавящимся электродом импульсно-дуговым методом с применением одной (Al-6,3Cu-0,3Mn) или двух (Al-6,3Cu-0,3Mn и Al-5,5Si) и (Al-6,3Cu-0,3Mn и Al-12Si) присадочных проволок. Изучены закономерности изменения микроструктуры, твердости, прочности и циклической трещиностойкости соединений после сварки, а также последующего старения или закалки и старения после сварки. Установлено, что их прочность после термообработки составляет не более 70% прочности основного металла и соизмерима с ней в состоянии после сварки.

SUMMARY. Welded joints of 6 mm thick annealed sheets of aluminium Д16М alloy (Al-Cu-Mg), analogue of 2024 alloy, which is currently known as the alloy with low weldability, are investigated. The joints are obtained by pulsed-arc method using one (Al-6.3Cu-0.3Mn) or two

(Al–6.3Cu–0.3Mn and Al–5.5Si), and (Al–6.3Cu–0.3Mn and Al–12Si) filler wires. Changes in microstructure, hardness, strength and fatigue crack growth resistance of the joints after welding, artificial aging or quenching and artificial aging after welding are investigated. It is established that the strength of the welded joints after heat treatment is not more than 70% of the base metal strength and is equal to it in the as-welded state.

1. *Белецкий В. М., Кривов Г. А.* Аллюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение): Справ. / Под ред. акад. И. Н. Фридляндера. – К.: Коминтех, 2005. – 366 с.
2. *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 Fenzo, G. Giorleo, F. Bolluci // J. Mater. Process Tech.* – 2004. – **152**. – P. 97–105.
3. *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.
4. *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.
5. *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.
6. *Алюминий. Свойства и физическое металловедение: Справ. / Под ред. Дж. Е. Хэтча.* – М.: Металлургия, 1989. – 422 с.
7. *Dickerson P. B. and Irving B.* Welding aluminum: it's not as difficult as it sounds // *Welding J.* – 1992. – **71** (4). – P. 45–50.
8. *Ищенко А. Я., Лозовская А. В., Касьян В. В.* Зависимость склонности аллюминиевых сплавов к образованию сварочных трещин от характера кристаллизации вблизи солидуса // *Технология легких сплавов.* – 1981. – № 10. – С. 7–13.
9. *Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом крупногабаритных конструкций из аллюминиевых сплавов / О. Е. Островский, А. В. Гудков, О. Н. Кудряшов, Г. Л. Зубриенко, Н. С. Барабохин // Свароч. производство.* – 1992. – № 10. – С. 7–9.
10. *Colchen D.* Application des calculs aux elements finis pour definir et valider des modeles analytiques de calcul de contrainte sur un assemblage bout a bout en alliage d'aluminium // *Soudage et techniques connexes.* – 2000. – **54** (3/4). – P. 3–16.
11. *Кононенко В. Я.* Сварка аллюминиевых сплавов: Справ. – К.: Экотехнология, 2010. – 216 с.
12. *Современные способы дуговой сварки аллюминиевых сплавов (Обзор) / А. Я. Ищенко, И. В. Довбищенко, В. П. Будник, В. С. Машин, А. Г. Покляцкий // Автомат. сварка.* – 1994. – № 5/6. – С. 35–37.
13. *Irving B.* Welding the four most popular aluminium alloys // *Welding J.* – 1994. – **73** (2). – P. 51–55.
14. *Teh N. J.* Small joints make a big difference // *TWI Connect.* – 2006. – **143** (4). – P. 1–7.
15. *Joint Aviation Requirements, JAR 25.571; 1998.*
16. *ГОСТ 6996-66.* Сварные соединения. Методы механических испытаний. – М.: Изд-во стандартов, 1967. – 26 с.
17. *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. ASTM Standards, E647-93.* – 28p.
18. *Справочник по аллюминиевым сплавам / Под ред. В. И. Елагина.* – М.: ВИЛС, 1978. – 132 с.
19. *Рабкин Д. М., Лозовская А. В., Склабинская И. Е.* Металловедение сварки аллюминия и его сплавов. – К.: Наук. думка, 1992. – 156 с.
20. *Механiка руйнування i мiцнiсть матерiалiв: Довiдн. пос. / Пiд заг. ред. В. В. Панасюка. Т. 9: Мiцнiсть i довговiчнiсть авiацiйних матерiалiв та елементiв конструкцiй / О. П. Осташ, В. М. Федiрко, В. М. Учанiн, С. А. Бичков, О. Г. Моляр, О. I. Семенець, В. С. Кравець, В. Я. Дереча.* – Львiв: СПОЛОМ, 2007. – 1068 с.
21. *Механiка руйнування i мiцнiсть матерiалiв: Довiдн. пос. / Пiд заг. ред. В. В. Панасюка. Т. 15: О. П. Осташ. Структура матерiалiв i втомна довговiчнiсть елементiв конструкцiй.* – Львiв: СПОЛОМ, 2015. – 312 с.

Одержано 26.09.2016