

УДК 539.43: 621.791: 669.71

ВПЛИВ ЛЕГУВАННЯ І ТЕРМООБРОБКИ НА МІЦНІСТЬ І ЦИКЛІЧНУ ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СПЛАВУ СИСТЕМИ Al–Cu–Mg. Ч. 2

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 завтовшки 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 присадкового дроту Зв1201 (Al–6,3Cu–0,3Mn) і технологічних вставок зі сплавів 7056 (Al–9,5Zn–1,8Mg–1,6Cu), В96 (Al–8,5Zn–2,6Mg–2,3Cu) і В92 (Al–3,5Zn–4,2Mg–0,5Cu). Вивчено закономірності зміни мікроструктури, твердості, міцності і циклічної тріщиностійкості з'єднань після зварювання, а також за подальшого штучного старіння або гартування і старіння після зварювання. Встановлено, що міцність термооброблених зварних з'єднань складає не більше 68% міцності основного металу і сумірна з нею в стані після зварювання.

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

Алюмінієві сплави системи Al–Cu–Mg на сьогодні не рекомендують для зварних з'єднань (ЗЗ), отриманих методом сплавлення, оскільки метал шва (МШ) має незадовільні механічні властивості через розпад твердого розчину і коагуляцію дисперсної зміцнювальної фази вихідного основного металу (ОМ) та технологічні дефекти (гарячі тріщини, пори). Для вирішення цієї проблеми розробляють нові технології зварювання [1]. Зокрема, використовують пульсівну дугу [2], присадкові дроти з хімічним складом, близьким до ОМ [3, 4], два присадкові дроти різного хімічного складу, щоб зменшити схильність до гарячих тріщин МШ і зони сплавлення (ЗС) [5] тощо. Результати досліджень свідчать [5], що застосовуючи одночасно два присадкові дроти Зв1201 і ЗвАК5 та Зв1201 і ЗвАК12 для легування кремнієм, отримують щільні зварні шви, без грубої поруватості і явно виражених гарячих тріщин. Після гартування і штучного старіння МШ за циклічною тріщиностійкістю конкурентний порівняно з ОМ, проте його міцність становить 46...69% від міцності ОМ у станах Т і Т1. Більшою міцністю володіють алюмінієві сплави системи Al–Zn–Mg–Cu, тому мета цього дослідження – вивчити закономірності впливу цинку на структуру, характеристики міцності і циклічної тріщиностійкості МШ з'єднань алюмінієвого сплаву Д16М (системи Al–Cu–Mg), отриманих зварюванням методом сплавлення, після різної термообробки.

Матеріал і методики. Матеріал та параметри зварювання і термообробки ЗЗ описано раніше [5]. Застосовували присадковий дріт Зв1201 [5] діаметром 1,6 mm, який за хімічним складом подібний до ОМ, та закладні елементи – технологічні вставки з поперечним перерізом 2,5×3 mm (рис. 1) зі сплавів 7056 (Al–9,5Zn–1,8Mg–1,6Cu), В96 (Al–8,5Zn–2,6Mg–2,3Cu) і В92 (Al–3,5Zn–4,2Mg–0,5Cu), щоб підвищити міцність МШ легуванням цинком.

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

Методики вивчення мікроструктури і мікрофрактографічних особливостей зламів та визначення характеристик міцності (σ_U^{WJ} і σ_U^{WM} , відповідно, ЗЗ з технологічним посиленням шва і МШ без посилення), пластичності (кут α загину зразка до руйнування) і циклічної тріщиностійкості (поріг втоми ΔK_{th} і циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc}) також описано раніше [5].

Результати досліджень та їх обговорення. Металографічний аналіз виявив, що структура МШ за використання технологічних вставок зі сплавів 7056 і В96 (з високим вмістом цинку) різномірна, де окремі ділянки з доволі рівновісними зернами розділені паралельно орієнтованими смугами, вздовж яких формуються виділення вторинної фази, які можна трактувати як тріщиноподібні фрагменти мікроструктури. Крім цього, зафіксовано довільно орієнтовані гарячі мікротріщини, а також пори, кількість яких зростає з підвищенням вмісту цинку у вставці (рис. 2*a, b*). За використання вставки зі сплаву В92 (порівняно з низьким вмістом цинку) структура МШ стає одноріднішою, розмір зерен помітно зростає, а кількість пор і гарячих мікротріщин знижується (рис. 2*c*).

Мікроструктура ЗС всіх з'єднань в основному подібна (рис. 2*d, e, f*). Порівняно з МШ тут зростає кількість гарячих мікротріщин, а пороутворення зменшується зі зниженням вмісту цинку в технологічній вставці.

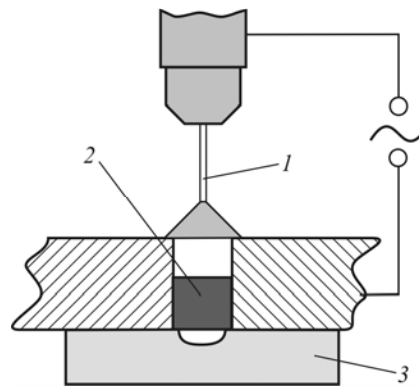


Рис. 1. Схема зварювання присадковим дротом (1) з використанням технологічної вставки (2) і формувальної підкладки (3).

Fig. 1. Welding scheme using filler wire (1), technological insert (2) and support (3).

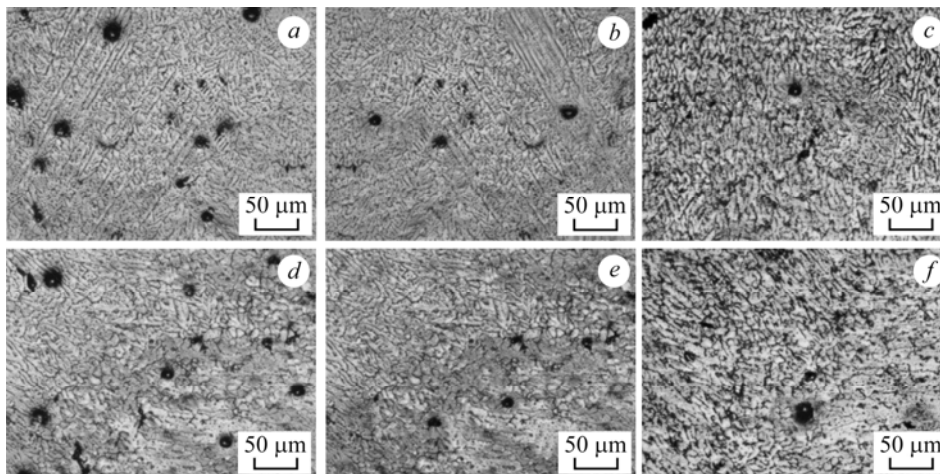


Рис. 2 Мікроструктура МШ (а-с) і ЗС (d-f) після зварювання плавким електродом: а, d – присадковий дріт 3в1201 і вставка 7056; b, e – 3в1201+B96; c, f – 3в1201+B92.

Fig. 2. Microstructures of weld metal (WM) (a-c) and fusion zone (FZ) (d-f) after welding by consumable electrode: a, d – filler wire 3в1201 and technological insert 7056; b, e – 3в1201+B96; c, f – 3в1201+B92.

Проте відмінності у мікроструктурі не вплинули на твердість металу зон ЗЗ: за використання різних вставок вона практично однакова в ЗЗ без і після термообробок (рис. 3). При цьому в стані після зварювання і штучного старіння після

зварювання маємо характерний для ЗЗ розподіл твердості (рис. 3а, б), який вироджується після гартування і штучного старіння (рис. 3с), що пов'язано з наявністю чи відсутністю зварних залишкових напружень.

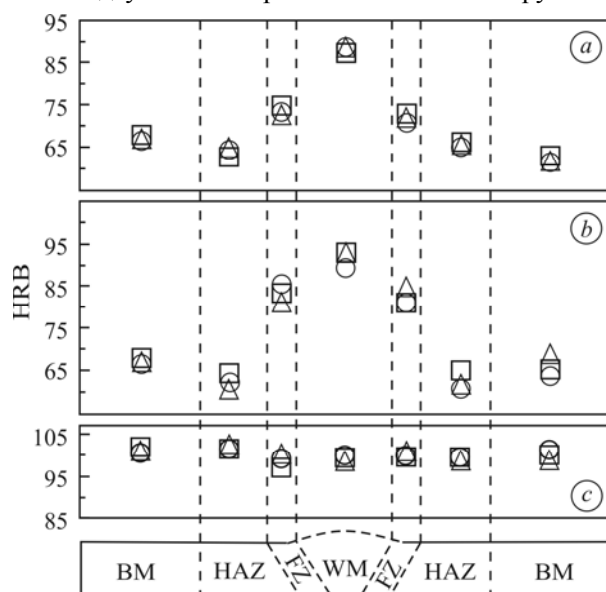


Рис. 3. Порівняння усереднених значень твердості основного металу (BM), зони термічного впливу (HAZ), зони сплавлення (FZ) і металу шва (WM) зварних з'єднань за використання присадкового дроту Зв1201 і вставки 7056 (O), Зв1201 і B96 (Δ), Зв1201 і B92 (□) у стані після зварювання (а), штучного старіння (б) та гартування і штучного старіння (с) після зварювання.

Fig. 3. Comparison of the average values of hardness of the base metal (BM), heat affected zone (HAZ), FZ and WM of welds using wire Зв1201 and technological insert 7056 (O); Зв1201 and B96 (Δ), Зв1201 and B92 (□), in state after welding (a); artificial aging (b), and quenching and artificial aging (c) after welding.

Подібно до раніше встановлених результатів [5], характеристики статичної міцності слабо реагують на зміну легування і мікроструктури металу ЗЗ. Відсутня кореляція між значеннями σ_U^{WJ} і σ_U^{WM} і вмістом цинку в технологічній вставці як в стані після зварювання, так і після різних термообробок ЗЗ (табл. 1). Неоднозначно змінюється також характеристика пластичності α залежно від присадкового матеріалу і міцності ЗЗ.

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

Присадковий матеріал	Після зварювання			Штучне старіння після зварювання			Гартування і штучне старіння після зварювання		
	σ_U^{WJ} *)	σ_U^{WM}	α	σ_U^{WJ} *)	σ_U^{WM}	α	σ_U^{WJ} **)	σ_U^{WM}	α
	MPa		degree	MPa		degree	MPa		degree
Зв1201+вставка 7056	190	194	31	198	201	23	296	230	18
Зв1201+вставка B96	200	194	36	195	197	27	301	270	23
Зв1201+вставка B92	190	191	27	196	198	22	274	189	12
Зв1201 [5]	193	186	40	198	198	36	286	291	31

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

Загалом можна зробити висновок, що технологія зварювання з використанням, крім основного присадкового дроту Зв1201, технологічних вставок з підвищеним вмістом цинку не дала позитивного результату, оскільки характеристики міцності і пластичності металу різних зон ЗЗ знаходяться на рівні, а часто поступають встановленим, коли зварювали тільки одним присадковим дротом Зв1201 (табл. 1).

Циклічна тріщиностійкість МШ після штучного старіння за різного вмісту

цинку у технологічній вставці (криві 3–5 на рис. 4а) практично в усьому діапазоні зміни розмаху (ΔK) коефіцієнта інтенсивності напружень вища проти ОМ (ПД), коли тріщина росла вздовж волокон вальцьованої структури (крива 1). Порівнювали з тріщиностійкістю ПД-зразків ОМ, оскільки зварювали вздовж напрямку вальцювання листів [5]. Але у високоамплітудній області навантаження підвищений вміст цинку у МШ (1201+7056) і МШ (1201+В96) обумовлює схильність до крихкого руйнування (криві 3 і 4, стрілки на рис. 4а) і низькі значення циклічної в'язкості руйнування ΔK_{fc} (табл. 2). За зниження його вмісту в МШ (1201+В92) цього не відбувається (крива 5). Найкращу тріщиностійкість (крива 2) має МШ (1201), отриманий одним присадковим дротом [5].

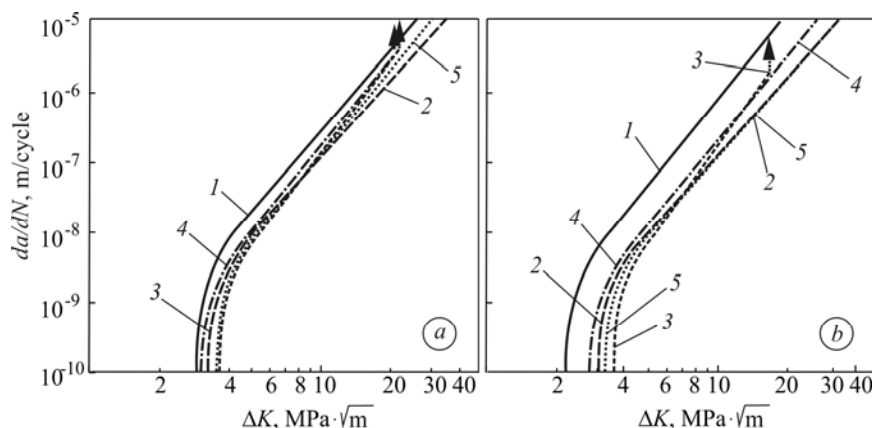


Рис. 4. Вплив системи легування на діаграми швидкостей росту втомної макротріщини матеріалу в стані після штучного старіння (а) та гартування і штучного старіння (б) після зварювання: 1 – ОМ (ПД) [5]; 2 – МШ (1201) [5]; 3 – МШ (1201+7056); 4 – МШ (1201+В96); 5 – МШ (1201+В92). Стрілки вказують на початок нестабільного росту тріщини.

Fig. 4 The influence of alloying on the fatigue crack growth rates in the state after artificial aging (a), and quenching and artificial aging (b) after welding: 1 – BM (T-L) [5]; 2 – WM (1201) [5]; 3 – WM (1201+7056); 4 – WM (1201+ B96); 5 – WM (1201+ B92). Arrows indicate the onset of unstable crack propagation.

Після гартування і штучного старіння, коли міцність 33 найвища і сягає до 300 МПа (табл. 1), у всіх випадках тріщиностійкість МШ ще більша порівняно з ОМ (рис. 4б). Схильність до окрихчення проявляє тільки МШ (1201+7056), а циклічна в'язкість руйнування МШ (1201+В92) і МШ (1201) стає однаковою (криві 2 і 5 на рис. 4б; табл. 1).

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

Стан	Характеристики, МПа · √м	Зона з'єднання				
		ОМ	МШ (1201)	МШ (1201+7056)	МШ (1201+В96)	МШ (1201+В92)
Штучне старіння після зварювання	ΔK_{th}	3,0	3,1	3,5	2,8	3,4
	ΔK_{fc}	26	35	22	21	30
Гартування і штучне старіння після зварювання	ΔK_{th}	2,2	3,1	3,6	2,8	3,2
	ΔK_{fc}	18	31	16	28	31

Отримані дані свідчать про відсутність кореляції між порогом втоми ΔK_{th} і вмістом цинку в технологічній вставці (табл. 2), а також про практичну відсутність впливу режиму термообробки 33 на циклічну тріщиностійкість досліджених варіантів МШ (рис. 5). Нижчі значення ΔK_{fc} для МШ з підвищеним вмістом

цинку, очевидно, зумовлює крихка фаза $Mg_3Al_2Zn_3$ [6]. Таким чином, за циклічною тріщиностійкістю перевагу має МШ (1201).

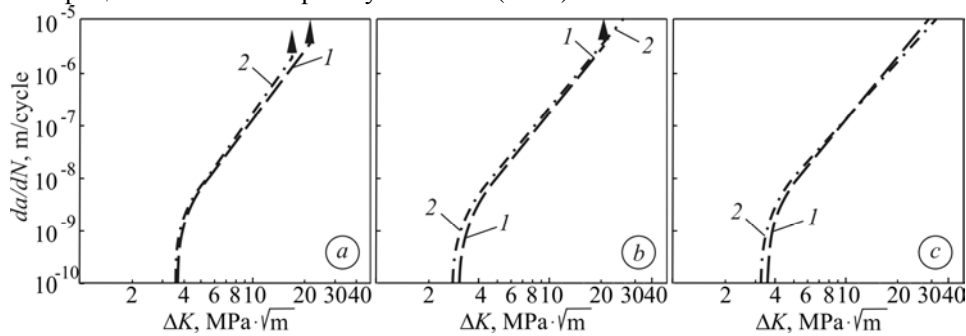


Рис. 5. Вплив термообробки (1 – штучне старіння після зварювання; 2 – гартування і штучне старіння після зварювання) на діаграми швидкостей росту втомної макротріщини: а – МШ(1201+7056); б – МШ(1201+B96); с – МШ(1201+B92).

Fig. 5. Effect of heat treatment (1 – artificial aging after welding; 2 – quenching and artificial aging after welding) on the fatigue crack growth rates curves: a – WM(1201+7056); b – WM(1201+B96); c – WM(1201+B92).

Мікрофрактографічний аналіз виявив, що МШ (1201+7056) і МШ (1201+B92) після гартування і штучного старіння, коли ЗЗ володіє найвищою міцністю, при низьких амплітудах навантаження руйнується квазікрихко (рис. 6а, d) за присутності локальних ділянок з деформаційними гребенями (рис. 6е), які забезпечують традиційний для алюмінієвих сплавів поріг втоми $\Delta K_{th} = 3,2 \dots 3,6 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ (табл. 2).

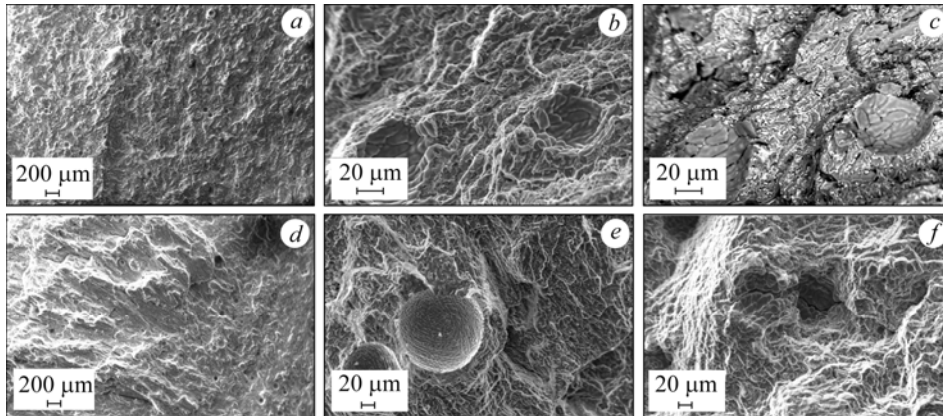


Рис. 6. Мікрофрактограми зразків ЗЗ після гартування і штучного старіння: а, б, с – МШ (1201+7056); d, e, f – МШ (1201+B92) за швидкості росту тріщини $da/dN \sim 10^{-8}$ (a, d, e) і $\sim 10^{-6} \text{ m/cycle}$ (b, c, f).

Fig. 6. Microfractographies of WJ specimens after quenching and artificial aging: a, b, c – WM (1201+7056); d, e, f – WM (1201+B92) for $da/dN \sim 10^{-8}$ (a, d, e) and $\sim 10^{-6} \text{ m/cycle}$ (b, c, f).

Особливістю цих зламів є помітна кількість зруйнованих пор розміром 25... 130 μm (рис. 6а, d), стінки яких мають специфічну будову і які служать імовірним джерелом зародження мікротріщин, незважаючи на кулясту форму пор (рис. 6е). Це проявляється за великих амплітуд навантаження (рис. 6б, f), де мікротріщини зафіксовано на дні пор та в їх околі. Надалі вони формуються також у матриці, що чітко видно на мікрофрактограмі, отриманій в BSD-режимі мікроскопа (рис. 6с). Очевидно, високий вміст цинку в МШ (1201+7075) сприяє цьому, тому отримано досить низьку циклічну в'язкість руйнування $\Delta K_{fc} = 16 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ (табл. 2).

Такі особливості мікрорельєфу втомних зламів відсутні в МШ (1201), де за високих амплітуд навантаження реалізується типовий в'язкий ямковий мікромеханізм руйнування [5] і зафіксовано порівняно високі значення ΔK_{th} і ΔK_{fc} (табл. 2).

ВИСНОВКИ

Зварюванням плавким електродом імпульсно-дуговим методом з використанням присадкового дроту Зв1201 (система Al–Cu) і технологічних вставок зі сплавів 7056, В96 і В92 (система Al–Zn–Mg–Cu) отримано з'єднання відпалених листів зі сплаву Д16М (система Al–Cu–Mg). За легування цинком метал шва має підвищену поруватість і схильний до крихкого руйнування: тим сильніше, що вищий його вміст в технологічній вставці. Характеристики міцності і циклічної тріщиностійкості досліджених металів швів після гартування і штучного старіння за режимом Т1 не перевищують встановлені раніше [5] для металу шва, отриманого одним присадковим дротом Зв1201, міцність якого сумірна з міцністю відпаленого основного металу (сплаву Д16М, $\sigma_U = 145 \dots 235$ МПа), і складає лише 62...65% від міцності термічно зміцненого основного металу (сплавів Д16Т і Д16Т1, $\sigma_U = 445 \dots 465$ МПа). При цьому його циклічна тріщиностійкість вища, ніж основного металу, коли тріщина росте вздовж напрямку вальцювання (ПД-зразки). Тому потрібно вдосконалювати технологію для отримання зварних з'єднань зі сплаву типу Д16 з характеристиками міцності і циклічної тріщиностійкості на рівні загартованого і природно зістареного сплаву Д16Т, коли вони задовольнятимуть сучасні вимоги до матеріалів для аерокосмічної техніки.

РЕЗЮМЕ. Исследованы сварные соединения отоженных листов толщиной 6 мм из алюминиевого сплава Д16М (Al–Cu–Mg) – аналога зарубежного сплава 2024, который в настоящее время относят к трудносвариваемым. Соединения получены плавящимся электродом импульсно-дуговым методом с применением присадочной проволоки Св1201 (Al–6,3Cu–0,3Mn) и технологических вставок из сплавов 7056 (Al–9,5Zn–1,8Mg–1,6Cu), В96 (Al–8,5Zn–2,6Mg–2,3Cu) и В92 (Al–3,5Zn–4,2Mg–0,5Cu). Изучены закономерности изменения микроструктуры, твердости, прочности и циклической трещиностойкости соединений после сварки, а также последующего искусственного старения или закалки и старения после сварки. Установлено, что их прочность после термообработки составляет не более 68% прочности основного металла и соизмерима с ней в состоянии после сварки.

SUMMARY. Welded joints of 6 mm thick annealed sheets of Д16М aluminium 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 filler wire Зв1201 (Al–6.3Cu–0.3Mn) and technological inserts from 7056 (Al–9.5Zn–1.8Mg–1.6Cu), В96 (Al–8.5Zn–2.6Mg–2.3Cu) and В92 (Al–3.5Zn–4.2Mg–0.5Cu) alloys. 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 68% of the base metal strength and is equal to it in the as-welded state.

1. 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. Techn. Weld. Joining. – 2000. – **5** (1). – P. 21–25.
2. *Современные способы дуговой сварки алюминиевых 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.
3. Irving B. Welding the four most popular aluminium alloys // Weld. Joining. – 1994. – **73** (2). – P. 51–55.
4. Teh N. J. Small joints make a big difference // TWI Connect. – 2006. – **143** (4). – P. 1–7.
5. Вплив легування і термообробки на міцність і циклічну тріщиностійкість зварних з'єднань сплаву системи Al–Cu–Mg. Ч. 1 / Т. М. Лабур, О. П. Остап, Ю. В. Головатюк, В. А. Коваль, В. С. Шинкаренко // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2017. – **53**, № 2. – С. 7–15.
6. Белецкий В. М., Кривов Г. А. Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение): Справ. / Под ред. акад. И. Н. Фриляндера. – К.: Коминтех, 2005. – 366 с.

Одержано 13.06.2017