

УДК 621.791:669.71

ОЦІНЮВАННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЛАВУ В96цс ЗА УМОВ, ЯКІ МОДЕЛЮЮТЬ ТЕРМІЧНИЙ ЦИКЛ ЗВАРЮВАННЯ ПЛАВЛЕННЯМ

В. А. КОСТИН, Т. М. ЛАБУР, Т. Г. ТАРАНОВА

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

Встановлено залежність частки та розмірів включень інтерметалідних фаз на основі Zr і Sc, які змінюються за нагрівання під час зварювання, змодельованого на зразках високоміцного алюмінієвого сплаву марки В96цс системи легування Al–Zn–Mg–Cu. Спрогнозовано їх вплив на параметри в'язкості руйнування у металі на лінії сплавлення та зони термічного впливу з'єднань. Визначено, що швидкість охолодження зразків визначає розміри і форму інтерметалідних включень, розташованих вздовж меж зерен. Утворення грубих включень різної протяжності, еліпсоподібних або близьких до сфери зумовлює відповідний механізм руйнування.

Ключові слова: *алюмінієвий сплав, моделювання циклу зварювання, зона термічного впливу, мікроструктура, механічні властивості.*

Dependence of the fraction and the size of inclusions of intermetallic phases based on Zr and Sc, which change during heating under welding, with the Al–Zn–Mg–Cu alloying system simulated on samples of the high-strength В96cs aluminum alloy was established. Their influence on the fracture toughness parameters during crack initiation and propagation in the metal at the fusion line and the heat-affected zone of the joints was shown. It was determined that the cooling rate of the samples specified the size and shape of intermetallic inclusions located along the grain boundaries. The formation of coarse phase inclusions of various lengths, elliptical or ellipse or sphere-like, causes the appropriate mechanism of alloy fracture.

Keywords: *aluminum alloy, modeling of a welding cycle, heat-affected zone, microstructure, mechanical properties.*

Вступ. Сплав В96цс системи легування Al–Zn–Mg–Cu є новою модифікацією сплаву В96 і характеризується високими механічними властивостями [1]. Завдяки великій питомій міцності сплавів цієї системи їх використовують для обшивок і деталей силового набору планера (поясів лонжеронів). Здебільшого це клепані з'єднання елементів конструкції, оскільки ці сплави важко зварюються, а тому актуальним завданням є розроблення технології їх зварювання.

Перехідні елементи (Zr і Sc) у складі сплавів підвищують температуру рекристалізації алюмінію, прискорюють розпад твердого розчину за подальших термічних операцій з утворенням дрібнодисперсних включень інтерметалідних фаз [2–5]. Вони не тільки зміцнюють сплав, але й гальмують рекристалізацію під час зварювального нагріву; локалізовані вздовж межі та по об'єму зерен, а під час зварювання коагулюють, що впливає на властивості зварних з'єднань [5–7]. Грубі фази, які розташовані вздовж меж зерен, знижують пластичність, в'язкість руйнування, опір росту втомних тріщин в умовах експлуатації [3].

Мета роботи – оцінити вплив режимів зварювального нагріву і швидкості охолодження на морфологію і розміри інтерметалідних фаз та механічні власти-

вості сплаву В96цс моделюванням на плоских зразках відповідних термічних умов у зонах сплавлення (ЗС) та термічного впливу (ЗТВ).

Матеріали і методи. Досліджували сплав В96цс (Al – основа, 8,3 mass% Zn; 2,2 mass% Mg; 2,0 mass% Cu; 0,4 mass% Zr; 0,3 mass% Sc). Цирконій і скандій у сплаві сприяє утворенню дисперсних включень, які дають змогу зберегти нерекристалізовану структуру [3]. Магній і цинк мають значну розчинність за температури 400°C і незначну за температури нижче 200°C. Характерними фазами цього сплаву є T (Al₂Mg₃Zn₃), η (MnZn₂) і S (Al₂CuMg) [4].

Щоб вивчити структурні перетворення, які відбуваються в металі під час зварювання, моделювали термічні умови зварювання неплавким електродом (ЗНЕ) і електронним променем (ЗЕП) та порівнювали з вихідним станом сплаву В96цс. Для моделювання швидкості охолодження дослідних зразків за зварювання неплавким електродом (10...20°C/s) та електронним променем (30...50°C/s) застосовували повітряне та водяне середовище (табл. 1).

Таблиця 1. Режими термічної обробки модельних зразків

№ режиму	Температура нагріву, °C	Тривалість нагріву	Охолодження
1	550	3 s	повітря
2	460	1 h	повітря
3	460	1 h	вода
4 / 4*	360	20 / 25 min	повітря
5	360	20 min	вода
6	360	3 min	повітря
7	Вихідний стан	–	–

Для визначення в'язкості руйнування в умовах позацентрового розтягу використовували зразки розміром 36×57 mm і завтовшки 3 mm з гострим боковим надрізом завглибшки 11 mm і радіусом в його вершині менше ніж 0,1 mm (теоретичний коефіцієнт концентрації напружень $K_T = 10$). Діаграму навантаження–переміщення фіксували на осцилографі і визначали стадії зародження та росту тріщини до повного руйнування. Швидкість навантаження 2 mm/min. Умови випробування відповідали вимогам стандарту ASTM E 561-98 [8]. Встановлювали характеристики в'язкості руйнування K_C та J_C . Експериментальні результати отримано за випробувань п'ятьох зразків з використанням універсальної машини РУ-5.

Щоб встановити ступінь однорідності мікроструктури, оцінили стан металу у критичній зоні в околі надрізу та вздовж його осі індуентуванням. Мікротвердість визначали індентором у формі чотиригранної алмазної піраміди на мікротвердомірі М-400 фірми “Лесо” за навантаження 100 g. Кількісну оцінку частки включень у структурі сплаву В96цс здійснювали, використовуючи комп'ютерну програму ImagePro Plus 4.5. Завдяки їй виділяли характерні елементи структури кольоровим контрастом. Подальшу математичну обробку здійснювали за допомогою програми Statistica 5.0. Для структурного аналізу та визначення складу фаз залучали растровий електронний мікроскоп JSM-840 (JEOL, Японія) зі системою мікроаналізу INCA PentaFET x3 (Oxford Instruments, Англія).

Результати та їх обговорення. Вимірювали мікротвердість на різній відстані від вершини надрізу (табл. 2). Порівнюючи отримані результати (табл. 3), бачимо, що розподіл включень за перегрівання, яке імітує стан металу в зоні сплавлення, нерівномірний. Частка інтерметалідних включень у стані перегріву сплаву (режим № 1) становить 1,9...1,4%, а розкид значень – 20%.

Таблиця 2. Мікротвердість модельних зразків

Відстань від вершини надрізу, mm	Режими термообробки (див. табл. 1)						
	1	2	3	4	5	6	7
0	168	115	153	117	135	105	162
5...8	229	153	168	110	147	110	159
10...15	196	138	156	105	138	108	165

Таблиця 3. Зміна частки інтерметалідних фаз

Відстань від вершини надрізу, mm	Частка інтерметалідних фаз, %						
	Режими термообробки (див. табл. 1)						
	1	2	3	4	5	6	7
0	2,2	1,1	4,0	3,8	6,8	1,7	1,4
3	2,4	1,7	5,5	4,8	3,6	2,4	2,6
6	2,1	1,2	3,6	3,9	3,6	2,7	2,8
9	1,9	2,4	2,9	4,6	5,0	3,1	2,3
12	2,4	1,6	2,9	4,5	5,7	2,1	1,8
Середнє значення	2,2	1,6	3,8	4,4	4,9	2,4	2,1

Нагрівання сплаву за режимом № 2 збільшує розкид до 30%. Частка інтерметалідних включень при цьому дещо знижується (1,1...1,7%). Охолодження зразків за режимом № 3 призводить до її зростання в 2 рази, розкид значень > 80%. Аналогічна тенденція є у сплаві за нагрівання за режимом № 4. Водночас частка інтерметалідів вища у 2–2,5 рази за режиму № 5 порівняно зі станом металу після нагріву за режимом № 4, далі вона знижується у 1,5–3 рази, досягаючи значень 1,7...3,1% (режим 6) і 1,4...2,8% (режим 7), відповідно. Таким чином, встановлені закономірності зміни часток включень у сплаві В96цс залежно від температури нагрівання і швидкості охолодження показують, що порівняно з вихідним станом у сплаві В96цс найбільша кількість фаз виділяється за нагрівання за режимом № 5.

Аналіз характеру зміни частки інтерметалідних фаз залежно від відстані під надрізом (рис. 1) для двох досліджуваних способів зварювання показав, що виділення фаз більш неоднорідні під час процесу за режимом № 5 (в зоні термічного впливу при ЗНЕ). Розкид значень тут становить майже 100%.

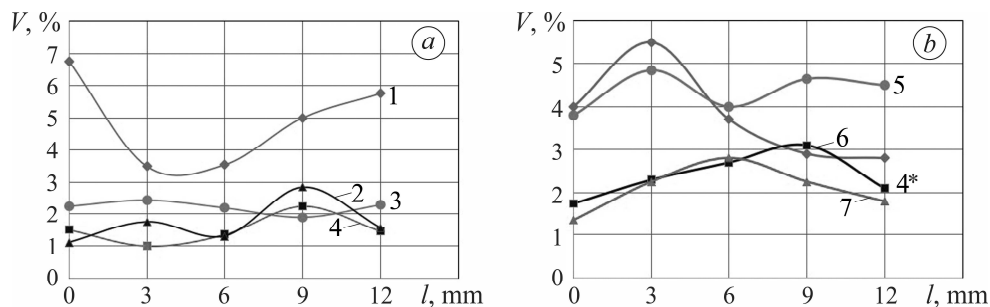


Рис. 1. Характер зміни частки інтерметалідних фаз у сплаві В96цс залежно від режимів термічної обробки (див. табл. 1): а – № 1–4; б – № 4*–7.

Fig. 1. Character of change of the volume fraction of intermetallic phases in the В96цс alloy depending on the heat treatment modes (see Table 1): а – № 1–4; б – № 4*–7.

Максимальна кількість фаз (6,8%) є в структурі сплаву. Аналогічну тенденцію стосовно розташування фазових включень спостерігаємо й після режимів № 2 і 3. В умовах, які моделюють зварювання електронним променем, розподіл фаз рівномірніший, а розкид не більше 15%. При цьому в структурі сплаву відмічаємо менший на 30% об'єм фаз (4,1%). За інших станів металу (режим № 6) показник коливається в межах 3...5%. Ділянки з максимальною часткою фаз можуть бути потенційними зонами зниження опору зародженню та поширенню тріщин за статичного і, особливо, циклічного навантаження. Оскільки, зазвичай, шов розташовується паралельно напрямку вальцювання напівфабрикату, то на цьому етапі застосована вищезазначена методика досліджень.

Моделюючи термічні умови зварювання плавленням сплаву В96цс (неплавким електродом та електронним променем), використовували як середовища для охолодження повітря та воду кімнатної температури (рис. 2). Порівнюючи частки фаз, які виділялися в сплаві за нагрівання та охолодження, встановили їх залежність від швидкості охолодження, яка корелює зі швидкістю зварювання. Більша швидкість охолодження за ЗЕП зумовлює утворення меншої об'ємної частки фаз. За охолодження у воді частка фаз вздовж осі в дослідних зразках змінюється нерівномірно в межах від 1,1% до 2,2%. (рис. 2). В умовах повітряного охолодження їх кількість зростає в 4 рази. При цьому підвищується як мінімальне значення частки (2,8%), так і максимальне (5,4%). Нагрівання зразків за режимами № 4 та 5 змінює цю залежність. Нижня межа значень збігається (4%), а максимальна – визначається швидкістю охолодження металу. Тобто зі збільшенням тривалості розпаду твердого розчину частка фаз у сплаві знижується в 1,5 раза.

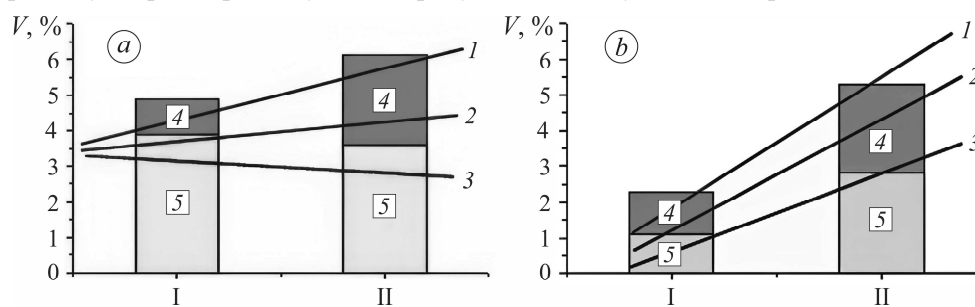


Рис. 2. Вплив умов нагрівання та охолодження на об'ємну частку інтерметалідів у сплаві В96цс, які моделюють зварювання неплавким електродом (а) та електронним променем (б). 1 – максимальне значення; 2 – середнє; 3 – мінімальне; 4 – максимальний діапазон; 5 – мінімальний. I – вода; II – повітря.

Fig. 2. Influence of heating and cooling conditions on the volume fraction of intermetallics in the B96цс alloy, which simulates welding with a non-fusible electrode (a) and electron beam (b). 1 – maximum; 2 – average; 3 – minimum value; 4 – maximum range; 5 – minimum range. I – water; II – air.

На рис. 3 подана залежність частки інтерметалідів від режимів термообробки, які моделюють умови в зоні термічного впливу для двох способів зварювання (ЗЕП і ЗНЕ). Як бачимо, характер розподілу фаз відрізняється. Водночас слід відмітити схожість двох кривих розподілу фаз у структурі – в обох випадках ділянка зварного з'єднання, яка нагріта за режимом № 6, може бути потенційним місцем зниження механічних властивостей порівняно з іншими ділянками ЗТВ. Найбільшу частку включень спостерігаємо для режиму № 4 за ЗНЕ. Кількість включень при цьому становить 6,8%. В умовах, які моделюють ЗЕП [9], тобто для режиму № 5, вона вдвічі менша (4%). Порівняно з вихідним станом сплаву (1,5%) кількість фаз після нагрівання зростає в 4,5 і 2,5 раза, відповідно.

Для детальнішого розуміння процесу виділення інтерметалідних фаз в металі ЗТВ під впливом термічного циклу зварювання алюмінієвого сплаву В96цс вивчили зразки, вирізані поперек напрямку вальцювання. На рис. 3 подано розкид значень об'ємної частки фази і середнє значення для кожного режиму нагріву. Як показали отримані результати, характер розподілу фаз та їх частка тут відрізняється (рис. 3с, d проти a, b). Найбільшу частку фаз має метал, який моделює зону сплавлення шва з основним металом (режим 4) за зварювання неплавким електродом (рис. 3b). Під час моделювання умов зварювання електронним променем відмічаємо пік не тільки для зони сплавлення, але й на ділянці ЗТВ (рис. 3d).

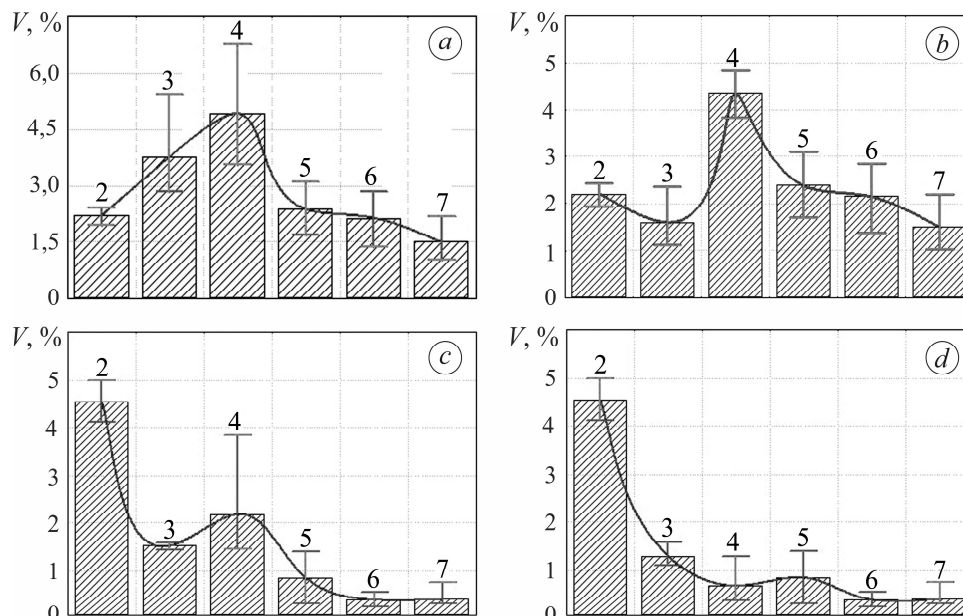


Рис. 3. Вплив термічних умов зварювання алюмінієвого сплаву В96цс на середнє значення об'ємної частки фаз: а, с – температура нагріву 460°C; б, d – температура нагріву 360°C; а, б – неплавким електродом; с, d – електронним променем.
2–7 – № режиму термічної обробки (див. табл. 1).

Fig. 3. Influence of the heat welding conditions of B96цs aluminum alloy on the average value of the volume fraction of phases: а, с – heating temperature 460°C; б, d – heating temperature 360°C; а, б – non-fusible electrode; с, d – electron beam.
2–7 – No of heat treatment mode (see Table 1).

Аналіз морфології включень інтерметалідів виявив, що великі (10...20 μm) включення у сплаві В96цс мають шарувату будову (рис. 4а). У структурі вони розташовані нерівномірно. Хімічний аналіз окремих шарів включень показав, що вони містять Zr і Sc у кількості 24...27 та 15...17 mass%, відповідно. Мікротвердість таких включень суттєво вища за матрицю, яка містить лише 0,3 mass% Sc та 0,2 mass% Zr. У відомому сплаві В96 включення дрібніші (2...5 μm) і переважно глобулярні (рис. 4b). Їх хімічний склад такий (mass%): 38...40 Zn, 26...28 Cu, 11...14 Mg, Al – решта.

Завдяки аналізу мікротвердості матриці і часток досліджуваних включень виявили відмінність стану інтерметалідних фаз у сплаві В96цс за різних режимів нагріву. Встановлено, що мікротвердість включень фаз першого виду, які містять Zr і Sc, в 1,5 раза вища, ніж матриці, що свідчить про їх більшу крихкість. За випробувань на позацентровий розтяг саме ці фази стають головними осередками зародження мікротріщин. За результатами встановлено залежність мікротвердос-

ті від режимів нагріву на ділянках ЗТВ. Найменше значення спостерігаємо у сплаві у стані перегріву, який може бути на лінії сплавлення шва з основним металом у зварних з'єднаннях.

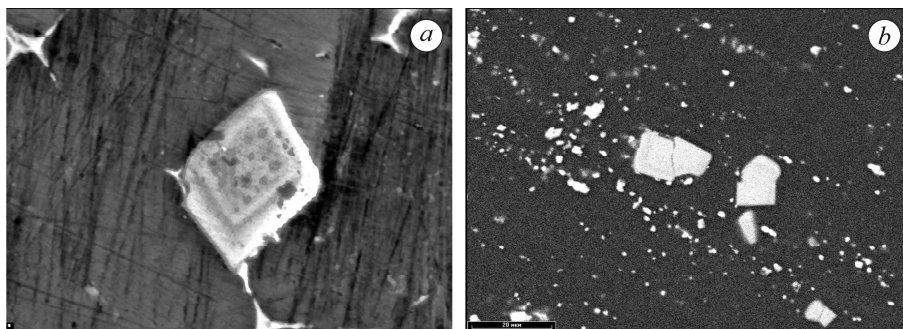


Рис. 4. Морфологія та характер розподілу включень інтерметалідних фаз у сплавах В96цс (а) і В96 (b): а – $\times 3000$; b – $\times 500$.

Fig. 4. Morphology and character of the distribution of intermetallic phases inclusions in В96цс (a) and В96 (b) alloys: a – $\times 3000$; b – $\times 500$.

Іншою зоною зниження мікротвердості є структура, отримана за режимами № 4 і 5. Можливо, це спричинено малою тривалістю перегріву. Виявлені зони різкого зменшення міцності σ_B сплаву після нагрівання є потенційними ділянками зниження опору металу за дії зовнішнього навантаження, яке пришвидшує зародження тріщин, оскільки всі показники в'язкості руйнування знижуються (табл. 4). Збільшення частки фаз за нагрівання та несприятлива форма їх включень вздовж меж зерен обмежує здатність сплаву В96цс до пластичного деформування, спричиняє активне зародження та поширення тріщини. Найбільше впливає на J_C швидкість охолодження металу. В разі охолодження зразків у воді його значення зменшується на 15%, а в умовах охолодження на повітрі (моделювання ЗНЕ) – в 2–3 рази. При цьому також знижується питома робота розповсюдження тріщини (табл. 4).

Таблиця 4. Механічні характеристики модельних зразків сплаву В96цс

Режими термічної обробки (див. табл. 1)	Механічні властивості	
	K_C , МПа $\cdot$ м ^{1/2}	J_C , Дж/см ²
1	46,8	4,8
2	24,2	1,9
3	32,0	3,5
4	18,1	1,1
5	46,8	3,8
6	32,0	3,2
Вихідний стан	17,2	1,1

Швидкість охолодження металу також суттєво впливає на показник K_C , особливо після нагрівання за режимами № 4, 5. Його значення при цьому збільшується. Структурні зміни, які відбуваються за режимів нагріву та охолодження сплаву В96цс (див. табл. 1), забезпечують зростання номінальної міцності на 20%. Інші показники (K_C , J_C) також збільшуються порівняно з вихідним станом (табл. 4). Отже, теплофізичні умови нагріву та охолодження за зварювання сплаву В96цс

визначають діапазон зміни характеристик руйнування з'єднань. Зростання частки інтерметалідних фазових включень, яке відбувається під час відповідних структурних перетворень під час зварювання, може спричинити їх неоднорідне розташування у структурі ЗТВ металу та збільшення напруженого стану, що відповідно може викликати крихке руйнування. Отримані результати підтверджують суттєвий вплив швидкості охолодження під час зварювання сплаву В96с на характер руйнування. Згідно з ними, у металі ЗТВ руйнування не відбудеться, оскільки структурні перетворення не викликають критичного стану. Осередком ймовірного руйнування може бути метал шва, а це потребує подальших досліджень.

ВИСНОВКИ

Встановлено закономірності зміни морфології і частки інтерметалідних включень у сплаві В96с залежно від температури нагрівання і швидкості охолодження, які моделюють вплив режимів зварювання неплавким електродом або електронним променем на метал у зонах сплавлення та термічного впливу. Показано, що в ЗТВ з'єднань цього сплаву, отриманих зварюванням неплавким електродом, можуть утворюватися включення інтерметалідів більшого розміру, ніж за зварювання електронним променем, що зумовить, відповідно, нижчу в'язкість руйнування металу ЗТВ. При цьому опір руйнуванню металу в цій зоні суттєво вищий порівняно з основним металом.

1. Dursun T. and Soutis C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys (1980–2015) // *Materials & Design*. – 2014. – **56**. – P. 862–871. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.12.002>
2. Фридляндер Й. Н., Белецкий В. М., Кривов Г. А. Алюминиевые сплавы в авиационных конструкциях // *Технологические системы*. – 2000. – № 1. – С. 5–17.
3. Novel insights on different treatment of magnesium alloys: A critical review / B. Elambhatharathi, S. Dharani Kumar, V. U. Dhanoop, S. Dinakar, S. Rajumar, Shubham Sharma, Vineet Kumar, Changhe Li, Elsayed Mohamed Tag Eldin, and Szymon Wojciechowski // *Heliyon*. – 2022. – **8**(11). – Article number: e11712. <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2022.e11712>
4. Development and applications of aluminum alloys for aerospace industry / Shuang-Shuang Li, Xin Yue, Qing-Yuan Li, He-Li Peng, Bai-Xin Dong, Tian-Shu Liu, Hong-Yu Yang, Jun Fan, Shi-Li Shu, Feng Qiu, and Qi-Chuan Jiang // *J. of Mater. Res. and Techn.* – 2023. – **27**. – P. 944–983. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.09.274>
5. Ищенко А. Я. Свариваемые алюминиевые сплавы со скандием. – К.: Изд-во МИИВЦ, 1999. – 114 с.
6. Production and properties of electron beam welded joints on Ti–TiB titanium alloys / P. Loboda, C. Zvorykin, V. Zvorykin, E. Vrzhyzhevskiy, T. Taranova, and V. Kostin // *Metals*. – 2020. – **10**(4). – Article number: 522. <https://doi.org/10.3390/met10040522>
7. Difficulties and redressal in joining of aluminium alloys by GMA and GTA welding: a review / P. Rajesh Verma, K. N. Pandey, Kovács András, Rohit Khargotra, and Tej Singh // *J. of Mater. Res. and Techn.* – 2023. – **23**. – P. 2576–2586. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.01.183>
8. ASTM E 561–98. Standard practice for R-curve determination.
9. Ищенко А. Я., Слабинская И. Е. Особенности превращения в зоне термического влияния при сварке некоторых высокопрочных алюминиевых сплавов // *Автомат. сварка*. – 1979. – № 5. – С. 26–29.

Одержано 03.01.2024