

УДК: 621.791.722:539.431

ПІДВИЩЕННЯ ОПОРУ ВТОМІ З'ЄДНАНЬ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ 7056-T351, ОТРИМАНИХ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВИМ ЗВАРЮВАННЯМ

*В. М. НЕСТЕРЕНКОВ, С. І. МОТРУНІЧ, О. М. БЕРДНІКОВА,
І. М. КЛОЧКОВ, Є. В. ПОЛОВЕЦЬКИЙ*

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

Досліджено зварні з'єднання (ЗЗ) термічно зміцненого алюмінієвого сплаву 7056-T351 з підвищеним вмістом цинку, отримані електронно-променевим зварюванням (ЕПЗ), у вихідному стані та після високочастотного механічного проковування (ВМП). Виявлено, що під час ЕПЗ формується якісне ЗЗ з високими показниками міцності та опору втомі. Встановлено ефективні параметри ВМП та проаналізовано їх вплив на структуру, характер руйнування та мікротвердість металу по глибині від обробленої поверхні. Під час зміцнення з'єднання ВМП подрібнюється зеренна структура, підвищується мікротвердість та змінюється характер руйнування за диспергування елементів мікрорельєфу поверхні зламів.

Ключові слова: *високоміцний алюмінієвий сплав, електронно-променеве зварювання, високочастотне механічне проковування, мікроструктура, опір втомі.*

Welded joints of heat-strengthened 7056-T351 aluminum alloy with high zinc content obtained by electron beam welding (EBW) in as-welded state and after high-frequency mechanical impact (HFMI) treatment are studied. It is shown that EBW forms a sound welded joint with high characteristics of strength and fatigue resistance. The effective parameters of HFMI are determined and their influence on the microstructure, fracture behavior and microhardness of metal is analyzed. The HFMI treatment of EBW joints, gives fine grain structure, increase of microhardness, and changes the fracture behavior due to dispersion of microrelief elements at the fracture surface.

Keywords: *high-strength aluminum alloys, electron beam welding, high-frequency mechanical sliding, microstructure, fatigue resistance.*

Вступ. Термічно зміцнювані алюмінієві сплави мають високі питому міцність, корозійну тривкість, показники опору втомі та росту втомних тріщин, тому придатні для виготовлення вузлів ракет-носіїв і космічних апаратів, стартових комплексів, суден, повітряного і наземного транспорту, сільськогосподарських машин, хімічного обладнання та інших зварних конструкцій, які, як правило, експлуатують у складних умовах [1–3].

Під час виготовлення авіаційної техніки успішно використовують термо-зміцнювані високоміцні алюмінієві сплави системи легування Al–Zn–Mg–Cu [4]. Розроблений алюмінієвий сплав 7056 володіє поліпшеними проти сплавів 7150 та 7449 характеристиками міцності, корозійної тривкості та довговічності [5]. З нього виготовляють середньо- та великогабаритні деталі, зокрема верхні панелі крила в авіабудуванні, які працюють в умовах циклічного навантаження. Сучасні технологічні процеси зварювання дають можливість зменшити масу конструкції, а отже, знизити експлуатаційні витрати, тобто забезпечити необхідні показники міцності та довговічності [6–9]. Результати про характеристики опору втомі звар-

Контактна особа: С. І. МОТРУНІЧ, e-mail: paton.testlab@gmail.com

них з'єднань (ЗЗ) сплаву 7056 відсутні, тому дослідження в цьому напрямку актуальні.

Електронно-променевим зварюванням (ЕПЗ) у вакуумі внаслідок високої концентрації енергії в електронному пучку вдається отримати ЗЗ з мінімальними розмірами зони термічного впливу (ЗТВ) і великим співвідношенням глибини швів до їх ширини [10]. Тут можна використовувати низькі погонні енергії з малими об'ємом розплавленого металу ванни і короточасним тепловим впливом на зварюваний метал. У результаті введення малої кількості теплоти у виріб різко знижується його деформація. Зварювання у вакуумі запобігає насиченню розплавленого і нагрітого металу газами, внаслідок чого досягають високої якості ЗЗ хімічно активних металів і сплавів [11].

Методами поверхневого пластичного деформування (дробоструминне оброблення, пневмопроковування, вальцювання роликками, ультразвукове ударне оброблення або високочастотне механічне проковування) після зварювання, які покликані зняти залишкові зварювальні напруження, навести залишкові напруження стиску та сформувати дрібнозернисту структуру в приповерхневих шарах металу, можна суттєво підвищити експлуатаційні характеристики ЗЗ [12–16]. Відомо, що порівняно з іншими післязварювальними обробками, максимально збільшити характеристики опору втомі ЗЗ конструкційних сталей можна високочастотним механічним проковуванням (ВМП) [17–19].

Нижче вивчено структурні особливості та механічні властивості за статичного і циклічного навантажень з'єднань високоміцного алюмінієвого сплаву 7056-Т351, отриманих ЕПЗ, у вихідному стані та після ВМП.

Матеріал та методика. Випробовували зразки стикових ЗЗ (завтовшки 30 mm) високоміцного алюмінієвого сплаву 7056 (8,5...9,7% Zn; 1,5...2,3 Mg; 1,2...1,9 Cu) в термічно зміцненому стані Т351. ЕПЗ виконували у вакуумі на установці з комп'ютерним управлінням УЛ-209М, розробленою та виготовленою в ІЕЗ ім. Є. О. Патона та укомплектованою енергетичним комплексом з високочастотним джерелом живлення ЕЛА-60/60 і електронно-променевою гарматою, що рухається у вакуумній камері з внутрішніми розмірами 3850×2500×2500 mm. Робочий вакуум $2,66 \cdot 10^{-4}$ mm Hg у камері та $5 \cdot 10^{-5}$ mm Hg у гарматі і створювали за 30 min. Електронно-променева гармата з металевим вольфрамовим катодом разом з джерелом живлення ЕЛА-60/60 забезпечує діапазон струму електронного пучка $I_b = 0 \dots 500$ mA за пришвиджувальної напруги $U_{acc} = 60$ kV. Під час відпрацювання технології ЕПЗ сплаву 7056-Т351 електронний пучок локально розгортали з частотою до 1000 Hz і амплітудою до 4 mm.

ВМП зварних з'єднань сплаву 7056-Т351 виконували, використовуючи прилад "USTREAT-500" з багаторядною семибойковою змінною насадкою з діаметром бойків 5 mm. Механічні випробовування здійснювали на універсальному сервогідравлічному комплексі MTS 318.25, дотримуючись прийнятих державних стандартів. З листів основного металу сплаву завтовшки 30 mm виготовляли п'ятикратні циліндричні зразки діаметром 10 mm, щоб визначити вихідні механічні характеристики. Зі зварених пластин розмірами 500×250×30 з центральним швом довжиною 500 mm виготовляли зразки з поперечним перерізом 6×28 mm і завдовжки 250 mm для встановлення границі міцності з'єднання під час одновісного розтягу.

Для оцінювання опору втомі з'єднань у вихідному стані та зміцнених ВМП вирізали зразки розмірами 250×6×30 mm. Для випробувань основного металу (ОМ) на втому застосовували зразки корсетного типу розмірами 250×30 mm (у робочій зоні 20 mm). Досліджували за циклічного одновісного розтягу з частотою 8 Hz за коефіцієнта асиметрії циклу 0,1.

Мікроструктуру та особливості руйнування зразків вивчали за допомогою оптичних мікроскопів "Versamet-2" і "Neophot-32" та сканівного електронного

SEM-515 фірми PHILIPS. Мікротвердість металу HV (1N) вимірювали приладом М-400 фірми “Лесо” за навантаження 100 g, а HV (0,5N) – приладом ПМТ-3М за навантаження 50 g.

Результати та їх обговорення. Мікроструктура та механічні властивості. Виявили, що для металу шва (МШ) характерна рівновісна структура з розміром зерен 4...20 μm без пор та тріщин (рис. 1a). Біля лінії сплавлення (ЛС) з боку шва зеренна структура практично не змінюється, а з боку ЗТВ формується смугаста структура з шириною смуг 10...30 μm (рис. 1b). ОМ сплаву 7056-T351 властива структура з розміром зерна 6...10 μm з рівномірною спрямованістю вздовж смугастої структури (шириною до 15 μm), що формується за спрямованого деформування (вальцювання). Показники мікротвердості МШ на 13% нижчі, ніж ОМ, водночас у зоні сплавлення вона вища на 9...13% (табл. 1).

Таблиця 1. Мікротвердість зон ЗТВ сплаву 7056-T351

Зона	МШ	ЛС		ЗТВ	ОМ
		МШ	ЗТВ		
HV (1N), МПа	1360	1600...1870	1690...1760	1700	1560

Границя міцності σ_{UTS} для серії зразків (5 шт.) ЗТВ становить 412...426 МПа, що складає ~70% від відповідних показників для ОМ (табл. 2).

Таблиця 2. Механічні властивості ОМ та ЗТВ сплаву 7056-T351

Зразок	σ_{UTS} , МПа	σ_{YS} , МПа	δ_5 , %
ОМ	610...625	540...560	14...16
ЗТВ	412...426	–	–

Таблиця 3. Зміна мікротвердості HV (0,5N) по глибині δ від поверхні ОМ з'єднань сплаву 7056-T351 після ВМП

δ , mm	Швидкість ВМП, mm^2/s				
	без оброблення	30	60	90	120
0	332...356	390...440	309...345	268...309	260...278
0,05	286...298	309...345	268...309	260...268	260
0,1	268...278	268...286	260...268	260	260
$\geq 0,2$	260	260...268	260	260	260

Перед ВМП ЗТВ досліджували зміну показників мікротвердості на зразках ОМ, що дало можливість оцінити твердість пластичнодеформованого поверхнього шару металу по глибині (δ) залежно від швидкості (продуктивності) виконання процесу. Виявили, що мікротвердість металу зони проковування зростає зі зниженням цієї швидкості (табл. 3). За швидкості оброблення 60...120 mm^2/s приповерхневий шар металу за мікротвердістю поступається металу у вихідному стані. З подальшим її зниженням до 30 mm^2/s мікротвердість поверхнього пластично деформованого шару металу в зоні оброблення збільшується на 20%.

Тому центральну частину зразка ЗТВ обробляли за швидкості 30 mm^2/s . Зміцнювали поверхню площею 1800 mm^2 , яка містила МШ, ЗТВ та ОМ. Мікротвердість вимірювали безпосередньо на поверхні. Встановили, що у вихідному стані мікротвердість МШ значно нижча, ніж ЗТВ. Після ВМП мікротвердість МШ та ЗТВ значно підвищилася (табл. 4). ВМП супроводжується подрібненням зеренної

структури (рис.1с, d), що призводить до зміцнення. Збільшення мікротвердості зі зменшенням розміру зерен узгоджується зі співвідношенням Холла–Петча [20].

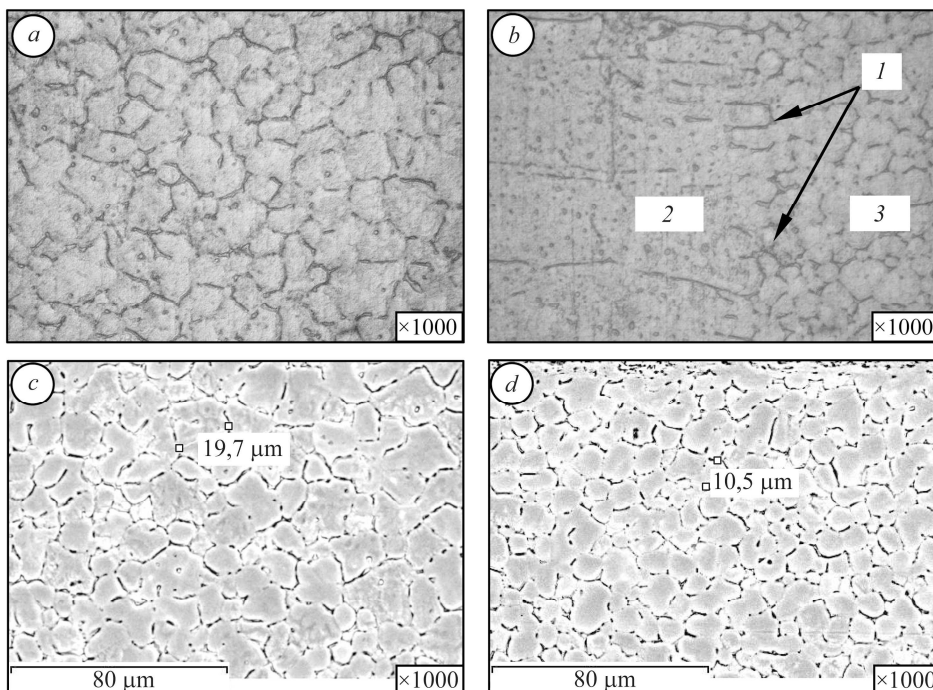


Рис. 1. Мікроструктура ОМ (а), ЛС (b), приповерхневого шару ОМ (с, d) 33, отриманих ЕПЗ у вихідному стані (а–с) та після ВМП (d): 1 – ЛС; 2 – ЗТВ; 3 – ОМ.

Fig. 1. Microstructure of base metal (BM) (a), fusion line (FL) (b), surface layer of BM (c, d) of as-welded electron beam welding (EBW) joints (a–c) and after high-frequency mechanical impact (HFMI) (d): 1 – FL; 2 – EBW; 3 – BM.

Таблиця 4. Мікротвердість на поверхні 33 алюмінієвого сплаву 7056-T351 до та після ВМП

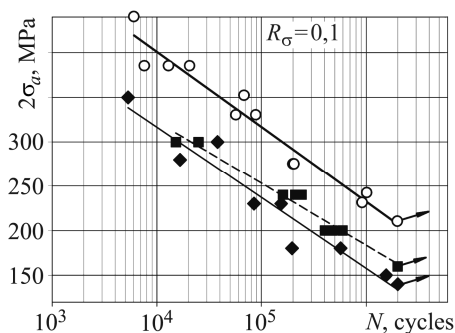
Зразок		Зона	
		МШ	ЗТВ
Вихідний	HV (0,5N), MPa	221...251	260...298
Зміцнений ВМП		321...390	345...405

Рис. 2. Криві втоми ОМ і 33 алюмінієвого сплаву 7056-T351:

○ – ОМ; ◆ – 33 у вихідному стані;
■ – зміцнені ВМП.

Fig. 2. S-N curves of BM and WJ of 7056-T351 aluminum alloy:

○ – BM; ◆ – as-welded EBW joints;
■ – EBW joints after HFMI.



Обмежена границя витривалості зразків з'єднань на базі $2 \cdot 10^6$ cycles змін напружень, виконаних ЕПЗ, становить 141 МПа, що складає близько 70% від від-

повідних показників ОМ (рис. 2). При цьому довговічність зразків на стадії розповсюдження тріщини до повного руйнування значно менша, ніж на стадії її зародження, що пояснюють низькою пластичністю МШ та ЗТВ. Границя обмеженої витривалості ЗЗ після ВМП становить 161 МПа, що складає 78% від відповідного показника для ОМ (рис. 2). При цьому у діапазоні $10^4 \dots 2 \cdot 10^6$ cycles довговічність підвищується в 1,4–2 рази порівняно зі з'єднаннями у вихідному стані.

Фрактографічні дослідження. Руйнування зони зародження втомної тріщини мішане череззеренне: квазікрихке (рис. 3а) та крихке (рис. 3б). Магістральне руйнування переважно міжзеренне за наявності вторинних мікротріщин межами структурних складників (рис. 3с). Розмір фасеток квазікрихкого і крихкого відколу 8...20 μm , що відповідає розмірам зерна МШ (див. рис. 1а). Після ВМП по всьому периметру від зовнішньої поверхні зразка зафіксували зону повільного росту тріщини на глибину 30 μm (рис. 3д), мікрорельєф поверхні руйнування якої в'язкий. Магістральне руйнування однорідне квазіямкове з розміром фасеток 3...10 μm , вторинних тріщин не виявили (рис. 3е, ф).

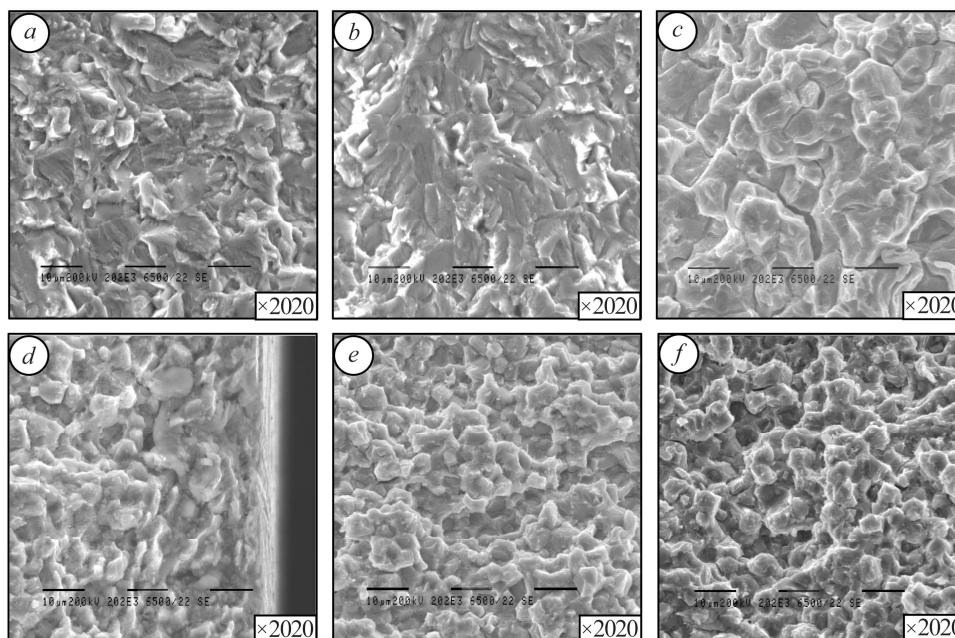


Рис. 3. Мікрофрактограми МШ зварних з'єднань, отриманих ЕПЗ, у вихідному стані (а–с) та після ВМП (д–ф) у зонах зламів.

Fig. 3. Microfractographies of WM of as-welded EBW joints (a–c) and after HFMI (d–f).

Таким чином, після ВМП зварного з'єднання характер руйнування змінюється від крихкого до квазікрихкого з диспергуванням в 2 рази елементів мікрорельєфу поверхні руйнування. Така структура забезпечує підвищення опору втомі ЗЗ.

ВИСНОВКИ

Встановлено, що границі міцності і витривалості зварних з'єднань високоміцного алюмінієвого сплаву 7056-T351, отриманих ЕПЗ, складають $\sim 70\%$ від відповідних показників основного металу. Виявлено, що в металі шва, лінії сплавлення та зоні термічного впливу формується бездефектна рівномірна структура. За ефективної швидкості (30 mm^2/s) ВМП відбувається зміцнення металу шва з подібненням структури та підвищенням мікротвердості. Така післязварювальна технологія оброблення ЗЗ забезпечує збільшення опору втомі в 1,2–2 рази,

порівняно із з'єднаннями у вихідному стані, у діапазоні навантаження $10^4 \dots 2 \cdot 10^6$ cycles змін напружень. Одержані результати свідчать про перспективність ЕПЗ для отримання якісних з'єднань сплаву 7056-T351, а технологію ВМП можна рекомендувати для підвищення їх довговічності за циклічного навантаження.

1. *Ищенко А.* Аллюминиевые высокопрочные сплавы для сварных конструкций // Прогрессивні матеріали і технології. – 2003. – **1**. – С. 50–82.
2. *Гуреева М. А., Грушко О. Е., Овчинников В. В.* Свариваемые алюминийевые сплавы в конструкциях транспортных средств // ВИАМ/2008-205182. – 2008. – С. 51–82.
3. *Вплив технологічних особливостей лазерного зварювання титан-алюмінієвих конструкцій на структуроутворення зварних з'єднань* / В. Д. Шелягін, А. В. Бернацький, О. М. Берднікова, В. М. Сидорець, О. В. Сіора, С. Г. Григоренко // Металофіз. новітні технології. – 2020. – **42**, № 3. – Р. 345–361.
4. *Merati A. and Eastaugh G.* Determination of fatigue related discontinuity state of 7000 series of aerospace aluminum alloys // Eng. Failure Analysis. – 2007. – **14**, № 4. – Р. 673–685.
5. *Comparison of hardenability and over-aging precipitation behaviour of three 7xxx aluminium alloys* / Liang Zhou, Kanghua Chen, Songyi Chen, Xinglin Zhang, Shumin Fan, Lanping Huang // Mat. Sci. and Techn. – 2019. – **35**, № 6. – Р. 637–644.
6. *Effects of welding on the fatigue behaviour of commercial aluminum AA-1100 joints* / M. Uthayakumar, V. Balasubramanian, A. M. A. Rani, and B. Hadzima // IOP Conf. Ser.: Mat. Sci. and Eng. – 2017. – **346**. – Р. 1–12.
7. *Klochkov I., Poklaytsky A., and Motrunich S.* Fatigue behavior of high strength Al–Cu–Mg and Al–Cu–Li alloys joints obtained by fusion and solid state welding technologies // J. of Theoret. and Appl. Mech. – 2019. – **49**. – Р. 179–189.
8. *Ищенко А. Я.* Особенности применения алюминийевых высокопрочных сплавов для сварных конструкций // Автомат. сварка. – 2009. – **9**. – С. 16–26.
9. *Features of the phase formation in conditions, of pressure welding of dissimilar materials at high-rate deforming* / L. I. Markashova, V. V. Arsenyuk, O. M. Berdnikova, I. L. Bogajchuk // Metallophysics and Adv. Techn. – 2001. – **23**, № 10. – Р. 1403–1417.
10. *Nazarenko O. K., Nesterenkov V. M., and Ilyushenko R. V.* Weldability of aircraft aluminium alloys of great thickness in EBW // The Paton Welding J. – 2005. – **8**. – Р. 25–31.
11. *Study on microstructure and performance of molybdenum joint welded by electron beam* / G. Chen, J. Liu, Shu Xi, B. Zhang, and J. Feng // Vacuum. – 2018. – **154**. – Р. 1–5.
12. *Kulekci M. K. and Esmе U.* Critical analysis of processes and apparatus for industrial surface peening technologies // The Int. J. of Adv. Manufact. Techn. – 2014. – **74**. – Р. 1551–1565.
13. *Pacquentin W., Caron N., and Oltra R.* Effect of microstructure and chemical composition on localized corrosion resistance of a AISI 304L stainless steel after nanopulsed-laser surface melting // Appl. Surf. Sci. – 2015. – **356**. – Р. 561–573.
14. *Influence of surface mechanical attrition treatment (SMAT) on the corrosion behaviour of AISI 304 stainless steel* / T. Balusamy, T. S. N. Sankara Narayanan, K. Ravichandran, II Song Park, and Min Ho Lee // Corr. Sci. – 2013. – **74**. – Р. 332–344.
15. *Salim effect of cold working and sandblasting on the microhardness, tensile strength and corrosion resistance of AISI 316L stainless steel* / B. Suyitno, T. D. Arifvianto, M. Widodo, P. Mahardika, and U. A. Dewo // Int. J. of Minerals, Metallurgy and Materials. – 2015. – **19**. – Р. 1093–1099.
16. *Influence of impulsive electric current on the fine structure of Amg6 aluminum alloy subjected to electrodynamic treatment* / L. I. Markashova, N. A. Pashchin, O. M. Berdnikova, O. Mikhodui, and Yu. M. Sidorenko // Mater. Sci. – 2018. – **54**, № 1. – Р. 82–87.
17. *Improvement of fatigue resistance of welded joints in metal structures by high-frequency mechanical peening (Review)* / L. M. Lobanov, V. I. Kirian, V. V. Knysh, and G. I. Prokopenko // The Paton Welding J. – 2006. – **9**. – Р. 2–8.
18. *Yildirim H. C. and Marquis G. B.* Overview of fatigue data for high frequency mechanical impact -treated welded joints // Welding in the World. – 2012. – **56**. – Р. 82–96.
19. *Influence of the atmosphere corrosion on the fatigue life of welded T-joints treated by high frequency mechanical impact* / V. Knysh, S. Solovei, L. Nyrkova, I. Klochkov, and S. Motrunich // Proc. Struct. Integrity. – 2019. – **16**. – Р. 73–80.
20. *Carlton C. E. and Ferreira P. J.* What is behind the inverse Hall-Petch effect in nanocrystalline materials? // Acta Mat. – 2007. – **55**. – Р. 3749–3756.

Одержано 23.04.2020