

# ВПЛИВ ТЕРМІЧНИХ ЦИКЛІВ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО ЗВАРЮВАННЯ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ 1570 НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ

В.М. Нестеренков, В.В. Скрябінський, М.О. Русиник

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

Досліджували вплив швидкості зварювання на міцність з'єднань і розміри зони термічного впливу при електронно-променевому зварюванні сплаву 1570. Експериментально визначали термічні цикли в хвостовій частині зварювальної ванни і точок на поверхні металу в навколошовній зоні. За термічними циклами зварювальної ванни розраховували швидкість гарту металу шва і досліджували її вплив на механічні властивості з'єднань до і після штучного старіння. Зменшення швидкості зварювання і, як наслідок, збільшення часу існування рідкої фази призводить до підвищення твердості металу шва після старіння, що ймовірно пов'язано з більш повним розчиненням первинних інтерметалідів скандію і переходом його в пересичений твердий розчин при охолодженні. Вимірюючи твердість металу в поперечному перерізі з'єднань, по термічним циклам відповідних точок визначили, що температура початку втрати міцності металу при електронно-променевому зварюванні сплаву 1570 знаходиться в інтервалі 450...560 °С. Встановлено, що штучне старіння робить зварні з'єднання рівномірними зі штампованими напівфабрикатами, а обробка вибухом малоефективна. Збільшити міцність з'єднань до рівня міцності нагартованих плит можливо шляхом пластичної деформації на 20 % і подальшим штучним старінням. Бібліогр. 7, табл. 3, рис. 8.

*Ключові слова:* електронно-променеве зварювання, алюмінієвий сплав, зварні з'єднання, термічні цикли, механічні властивості, штучне старіння

Сплав 1570 системи Al–Mg–Sc прийнято вважати термічно незміцнюючим, оскільки при його виробництві не застосовується зміцнююча термічна обробка у вигляді гарту і штучного старіння. Однак при литті напівфабрикатів сплаву відбувається фіксація скандію в пересиченому твердому розчині (тобто гарт) і зміцнення сплаву при наступних нагріваннях (тобто старіння) [1]. Високі механічні властивості сплаву обумовлені утворенням зміцнюючих частинок фази Al<sub>3</sub>Sc, що виділяються при нагріванні і деформації з пересиченого твердого розчину. Одна з причин позитивного впливу скандію на характеристики міцності сплавів системи Al–Mg – стабільність утвореної в результаті обробки тиском нерекристалізованої структури, яка обумовлена утворенням вторинних частинок фази Al<sub>3</sub>Sc, що виділяються при нагріванні і деформації з пересиченого твердого розчину. Друга причина зміцнення – безпосередня зміцнююча дія частинок фази Al<sub>3</sub>Sc [2].

Скандій відноситься до тугоплавких елементів і його введення в легкоплавкі сплави алюмінію представляє відомі складності. Для полегшення засвоєння алюмінієвим розплавом тугоплавкий елемент – скандій вводять у вигляді лігатури Al – 2 % Sc. Причому концентрація твердого розчину скандію в алюмінії в лігатурі не перевищує 0,7...0,8 %. А більша частина скандію знаходиться у вигляді первинних інтерметалідів Al<sub>3</sub>Sc, які мають високу термічну стабільність і вкрай по-

вільно розчиняються в алюмінієвому розплаві. Для прискорення цього процесу розплав перегрівають [3]. Отже, на розчинення інтерметалідів Al<sub>3</sub>Sc істотний вплив мають температура і час існування розплаву. При виробництві напівфабрикатів сплаву 1570 деяка частина скандію не переходить в твердий розчин, а виділяється з розплаву у вигляді первинних інтерметалідів, які містять Sc та Zr [1]. Таким чином, при існуючих технологіях виробництва деяка частина основного зміцнюючого і найбільш дорогого компонента сплаву 1570 – скандію в його зміцненні не бере участь.

На дослідних сплавах Al–Mg–Sc, при вмісті скандію 0,4...1,0 % встановлено, що при швидкості гарту 10<sup>2</sup> °С/с скандій частково переходить в пересичений твердий розчин, а частково кристалізується у вигляді інтерметалідів. При швидкості гарту 10<sup>5</sup> °С/с в пересичений твердий розчин переходить значно більше скандію, що сприяє зростанню щільності виділень зміцнюючої фази Al<sub>3</sub>Sc, утвореної в процесі старіння, в 10<sup>2</sup> разів [4, 5]. Використовуючи для зварювання таке висококонцентроване джерело нагріву як електронний промінь, можна в широких межах змінювати швидкість зварювання, змінюючи при цьому температурний режим зварювальної ванни, час існування рідкої фази, а також швидкість охолодження металу шва відразу після затвердіння (тобто швидкість гарту). Таким чином, ми, ймовірно, зможемо змінювати кількість в твердому розчині скандію, що фіксу-

Нестеренков В.М. – <https://orcid.org/0000-0002-7973-1986>

© В.М. Нестеренков, В.В. Скрябінський, М.О. Русиник, 2021

ється, що дозволить впливати на міцність зварних з'єднань після подальшого штучного старіння.

Мета роботи – експериментально визначити термічні цикли в хвостовій частині зварювальної ванни і точок на поверхні металу в зоні термічного впливу (ЗТВ) при електронно-променевому зварюванні (ЕПЗ) сплаву 1570. За термічними циклами зварювальної ванни розраховували швидкість гарту металу шва і досліджували її вплив на механічні властивості з'єднань до і після штучного старіння. Вимірюючи твердість металу в поперечному перерізі з'єднань, по термічним циклам відповідних точок знаходили температуру початку знеміцнення сплаву. Також визначали вплив термомеханічної обробки на зміцнення зварних з'єднань.

**Методика експерименту.** Термічні цикли зварювальної ванни і ЗТВ визначали при ЕПЗ плит алюмінієвого сплаву АМг6 (найбільш близького за хімічним складом до сплаву 1570), товщиною 15 мм. Режими зварювання були підібрані таким чином, щоб забезпечити гарантоване проплавлення з формуванням рівномірного посилення шва. При визначенні термічних циклів зварювальної ванни в її хвостову частину занурювали спай хромель-алюмелевої термопар і записували її показання самописним приладом [6]. Записували безпосередньо температуру зварювальної ванни, а миттєву швидкість охолодження визначали як тангенс кута нахилу дотичної до графіка функції температури в цікавій для нас точці. Термічні цикли ЗТВ визначали за показаннями термопар, які були зачеканені на відстані 1, 3, 5 та 7 мм від лінії сплавлення. З метою зменшення інерційності вимірювань діаметр дроту для виготовлення термопар вибирали мінімально можливий (0,1 мм). Показання термопар записували самописним приладом типу Н338. Швидкість протягання стрічки становила 100 мм/с.

**Експериментальна частина.** Криві охолодження металу зварювальної ванни і зварного шва для різних швидкостей ЕПЗ показані на рис. 1. З рис. 1 видно, що після досягнення свого максимуму температура знижується за експоненціальним законом. За отриманими кривими розраховували швидкості охолодження металу зварювальної ванни відразу після кристалізації (швидкість гарту). При підвищенні швидкості зварювання від 2,8 до 16,8 мм/с швидкість охолодження збільшується з  $5 \cdot 10^2$  до  $1 \cdot 10^4$  °C/с. Дослідження впливу швидкості гарту металу шва на міцність зварних з'єднань проводили на штампованих плитах сплаву 1570

товщиною 30 мм. Хімічний склад основного металу і металу шва наведено в табл. 1.

Експерименти проводили на електронно-променевої зварювальній установці УЛ 209М з джерелом живлення ЕЛА 60/60 з напругою 60 кВ. При ЕПЗ струм променя і струм фокусування вибирали з умови гарантованого проплавлення і формування зворотного валика шва. Використовували кругову розгортку променя діаметром 1,5 мм і частотою 600 Гц. Зварні шви мали ширину близько 3 мм при практично паралельних межах зони проплавлення в центральній і нижній частині.

Вимірами твердості оцінювали ступінь втрати міцності і зміни властивостей металу шва і зони термічного впливу. Використовували прилад Роквел з навантаженням на сталеву кульку 600 Н за шкалою В при діаметрі кульки 1,0 мм. Термічні цикли точок на поверхні зварювальних плит показані на рис. 2, а результати вимірювань твердості на рис. 3. З рисунків видно, що для швидкостей зварювання 2,8 та 16,8 мм/с ширина ЗТВ не перевищує 3 мм. Короткочасний нагрів сплаву 1570 до 450 °C не супроводжується зменшенням твердості. Короткочасні підйоми температури до 560 °C і вище призводять до зменшення твердості на 2 ... 3 од. HRB.

Частина зварних зразків була термооброблена протягом 1 год при температурі 350 °C. Проведено вимірювання твердості в поперечному перерізі з'єднань і механічні випробування зразків на розтягання (табл. 2). До проведення термообробки твердість металу шва становила HRB 81...82 од. Після штучного старіння твердість металу шва

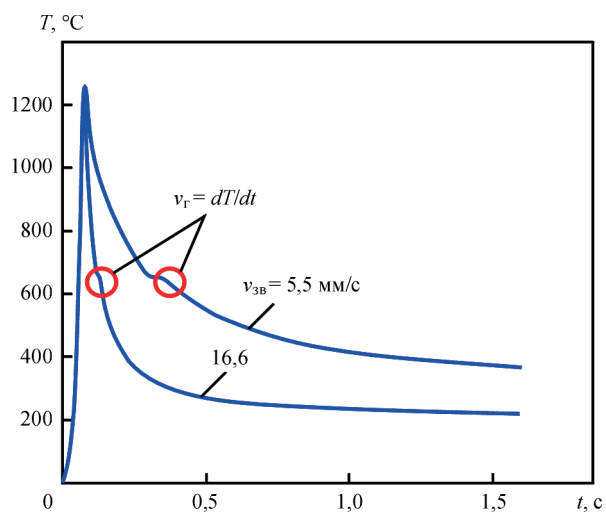


Рис. 1. Виміряні експериментальні криві охолодження металу зварювальної ванни при ЕПЗ сплаву АМг6 з різними швидкостями

Таблиця 1. Хімічний склад (мас. %) основного металу та металу шва штампованого напівфабрикату сплаву 1570

Місце визначення	Al	Mg	Mn	Sc	Zr	Si	Fe	Cu	Zn
Основний метал	Основа	6,45	0,32	0,16	0,025	0,041	0,07	0,014	0,02
Зварний шов	->-	6,35	0,31	0,16	0,025	0,040	0,06	0,015	0,02

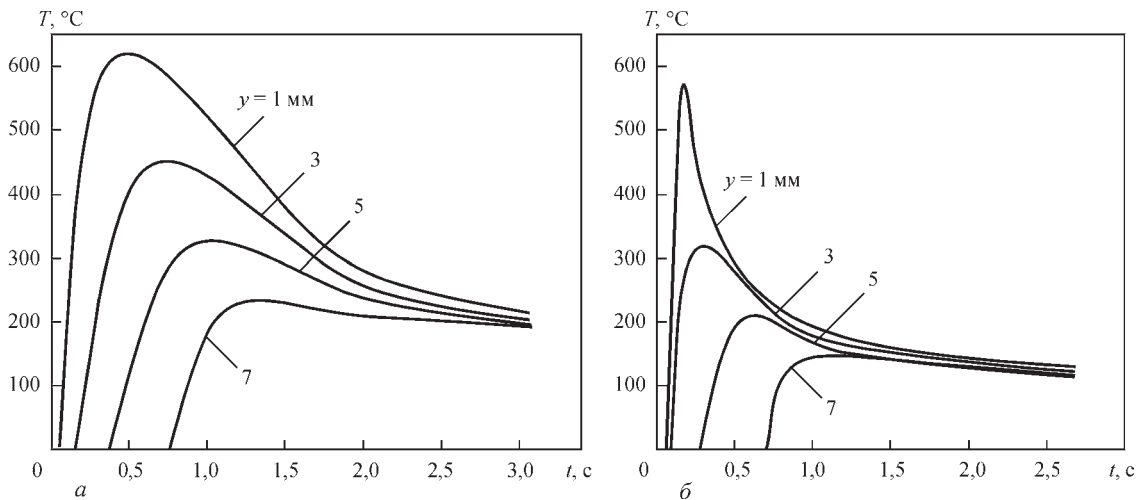


Рис. 2. Термічні цикли точок на поверхні плит сплаву АМг6 при ЕПЗ зі швидкістю: а – 2,8 мм/с; б – 16,8 (y – відстань від лінії сплавлення)

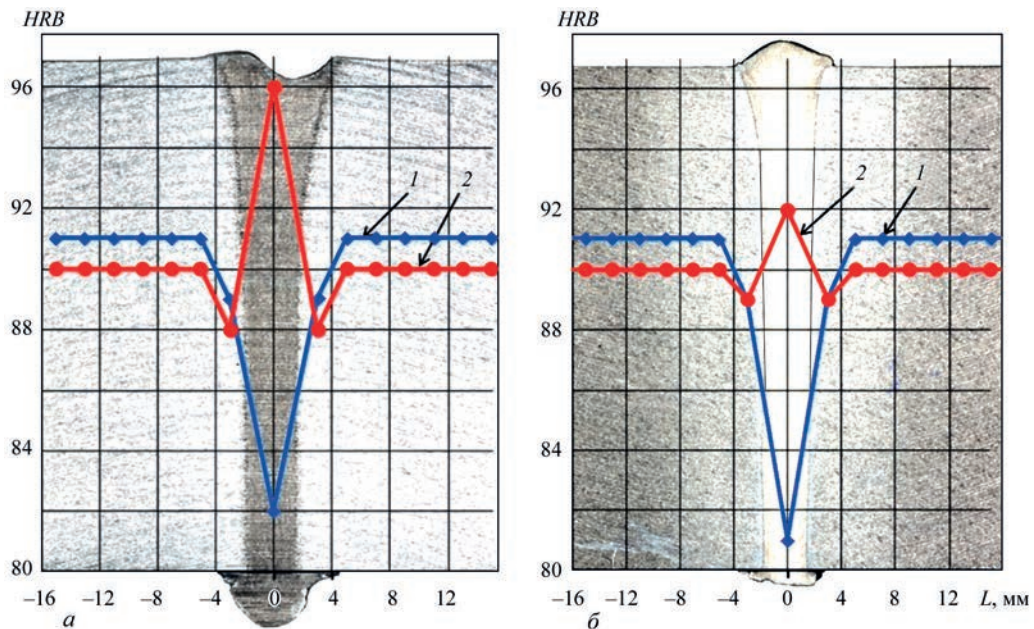


Рис. 3. Розподіл твердості у поперечному перерізі з'єднань, зварених зі швидкістю 2,8 (а) та 16,8 мм/с (б). Криві 1 – зварні з'єднання без термообробки; 2 – після штучного старіння

підвищилася до рівня, що перевищує твердість основного металу на *HRB* 1...2 од. при швидкості зварювання 16,8 мм/с і на *HRB* 5...6 од. при швидкості зварювання 2,8 мм/с. Тобто при зменшенні швидкості зварювання твердість металу шва зростає. Тобто, зміцнюючих вторинних частинок  $Al_3Sc$  при малій швидкості зварювання після термообробки виділилося більше. Після зварювання весь скандій, що міститься в металі шва, повинен перебувати або в пересиченому твердому розчині, розпад якого обумовлює зміцнення сплаву при старінні, або у вигляді первинних інтерметалідів, які в зміцненні сплаву не беруть участь. Чим менше швидкість зварювання, тим менше швидкість його охолодження, але більше час, коли метал шва знаходиться в рідкому стані в зоні впливу електронного променя. Ймовірно, збільшення часу існування рідкої фази призвело до розчинення більшої

Таблиця 2. Тимчасовий опір  $\sigma_b$  (МПа) зварних з'єднань штампованого напівфабрикату сплаву 1570 товщиною 30 мм без термообробки і після штучного старіння для різних швидкостей зварювання

Швидкість зварювання, мм/с	Швидкість гарту металу шва, °C/с	$\sigma_b$ зварного з'єднання, МПа	$\sigma_b$ зварного з'єднання після штучного старіння, МПа
2,8	$>5 \cdot 10^2$	326 ... 332 328	383 ... 386 (*) 384
16,8	$>1 \cdot 10^4$	329 ... 332 331	385 ... 387 (*) 386

Примітка. У чисельнику наведено мінімальне і максимальне значення, в знаменнику – середнє значення трьох вимірів. (\*) – руйнування 100 % зразків сталось по основному металу за межами ЗТВ.

кількості первинних інтерметалідів і, відповідно, до фіксації більшої кількості скандію в твердому розчині при охолодженні. Отже, на перехід скандію в твердий розчин металу шва швидкість зва-

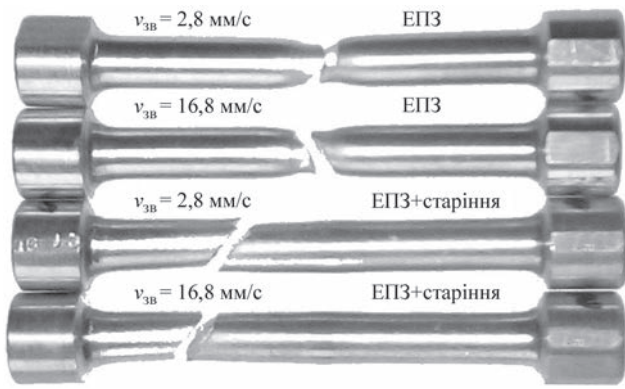


Рис. 4. Характер руйнування зразків після випробування на розрив з'єднань сплаву 1570 без термообробки і після штучного старіння (зварні шви розташовані по центру зразків)

рювання впливає більше, ніж швидкість подальшого охолодження і загартування металу. Таким чином, після електронно-променевого переплаву і подальшого старіння твердість металу шва виявляється вищою за твердість вихідних штампованих напівфабрикатів сплаву 1570. Це, ймовірно, відбувається за рахунок більш повного засвоєння скандію, що знаходиться в сплаві.

З табл. 2 видно, що міцність зварних з'єднань як до, так і після термічної обробки мало залежить від швидкості гарту металу шва. Руйнування розривних зразків (рис. 4.) відбувається по ділянці з найменшою міцністю. До проведення штучного старіння такою ділянкою є зварний шов. Після старіння всі зразки зруйнувалися по основному металу за межами ЗТВ, тобто старіння при 350 °С зміцнює метал шва до рівня вище міцності основного металу. В тих випадках, коли після зварювання передбачена термічна обробка з'єднань, швидкість ЕПЗ сплаву 1570 можна регулювати в широких межах, не побоюючись зниження їх міцності.

Підвищити властивості міцності зварного шва і зони термічного впливу алюмінієвих сплавів в деяких випадках вдається за допомогою обробки зварних з'єднань вибухом [7]. Дослідження ефективності такої обробки стосовно до з'єднань сплаву 1570 проводили на штампованих плитах товщиною 60 мм, зварених електронним променем. Зарядами вибухових речовин (ВР) послідовно обробляли лицьовий, а потім зворотний бік з'єднань. Обробці піддавали зварний шов і прилеглі ділянки шириною близько 50 мм. Застосували два режими обробки, які відрізнялися потужністю заряду вибухової речовини. При використанні слабкого заряду (режим 1) помітної деформації поверхні оброблюваних плит не відбулося. Більш потужний заряд (режим 2) деформував оброблювані плити до 0,5 мм в місцях розташування ВР. На рис. 5 показані результати вимірів твердості в поперечному перерізі зварних з'єднань.

Вибухова обробка підвищує твердість металу шва на відстані 10 мм від поверхні плит з  $HRB$  82...83 до  $HRB$  88...90. У центральній по тов-

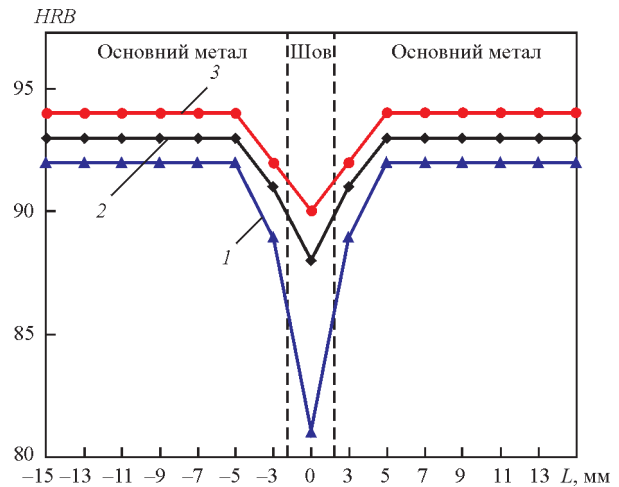


Рис. 5. Розподіл твердості в поперечному перерізі зварних з'єднань сплаву 1570 на відстані 10 мм від поверхні плит (1 – після зварювання; 2 – зварювання + вибухова обробка на режимі 1; 3 – зварювання + вибухова обробка на режимі 2)

щині з'єднання частині шва твердість підвищилася до  $HRB$  86 ... 88. Твердість основного металу і ЗТВ після обробки збільшилася незначно (на  $HRB$  1...3 од.). Частина зразків після вибухової обробки були штучно зістарені при 320 °С протягом 1 год. Термообробка збільшила твердість металу шва до рівня основного металу (рис. 6). Деяке зниження твердості (на  $HRB$  1...2 од.) спостерігається тільки в ЗТВ, ширина якої не перевищує 3 мм.

Подальшими дослідженнями було встановлено, що вибухова обробка на режимі 1 не вплинула на механічні властивості зварних з'єднань. При збільшенні потужності ВВ (обробка на режимі 2) тимчасовий опір з'єднань незначно збільшується (на 10...20 МПа). Подальша термічна обробка дає підвищення тимчасового опору до того ж рівня, який досягається і без вибухової обробки. Таким чином, обробка вибухом зварних з'єднань сплаву 1570 не тільки технологічно складна, але мало ефективна і, отже, не є доцільною.

Дослідження впливу пластичної деформації на механічні властивості з'єднань сплаву 1570 проводили на нагартованих плитах товщиною 26 мм.

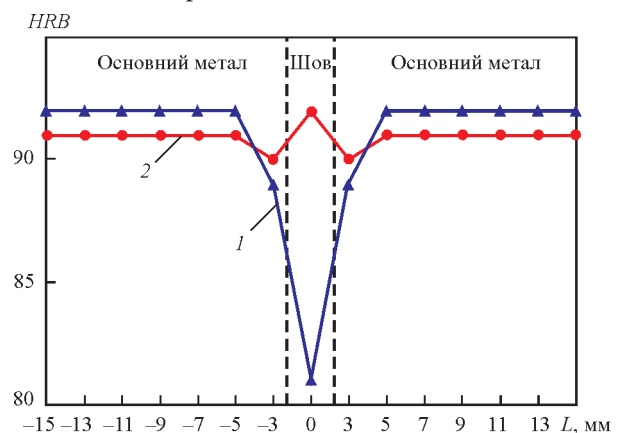


Рис. 6. Розподіл твердості в поперечному перерізі зварних з'єднань сплаву 1570 (1 – після зварювання; 2 – зварювання + вибухова обробка на режимі 2 + штучне старіння)

Холодну пластичну деформацію здійснювали за допомогою прокатки. Перед прокаткою посилення і корінь шва видаляли механічною обробкою до рівня поверхні основного металу. Напрямок прокатки співпадав з напрямком зварювання. Результати вимірювання твердості в поперечному перерізі зварних з'єднань показані на рис. 7. Пластична деформація збільшує твердість металу шва з *HRB* 81...82 до 91...93, а основного металу з *HRB* 94...95 до 101...103. Основне підвищення твердості відбувається при ступені пластичної деформації від 0 до 30 %. Подальша пластична деформація не має помітного впливу на збільшення твердості.

Механічні властивості з'єднань після прокатки наведені на рис. 8. Зі збільшенням ступеня деформації до 40 % тимчасовий опір зростає з 320 до 420 МПа, а умовна межа плинності з 210 до 350 МПа. Важливо, що при цьому пластичність

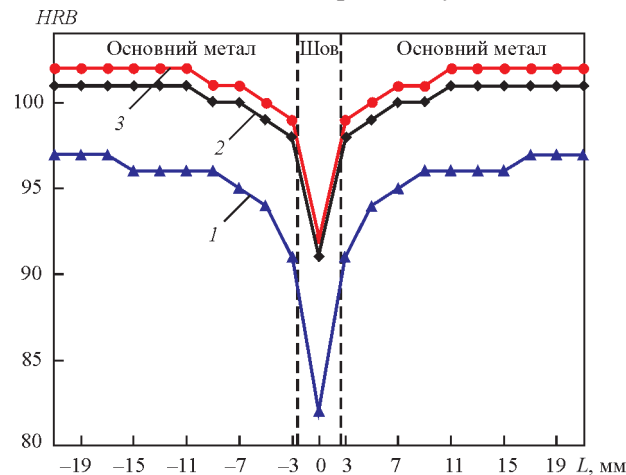


Рис. 7. Розподіл твердості в поперечному перерізі зварних з'єднань нагартованих плит сплаву 1570 товщиною 26 мм (1 – після зварювання; 2 – зварювання + нагартівка 20 %; 3 – зварювання + нагартівка 40 %)

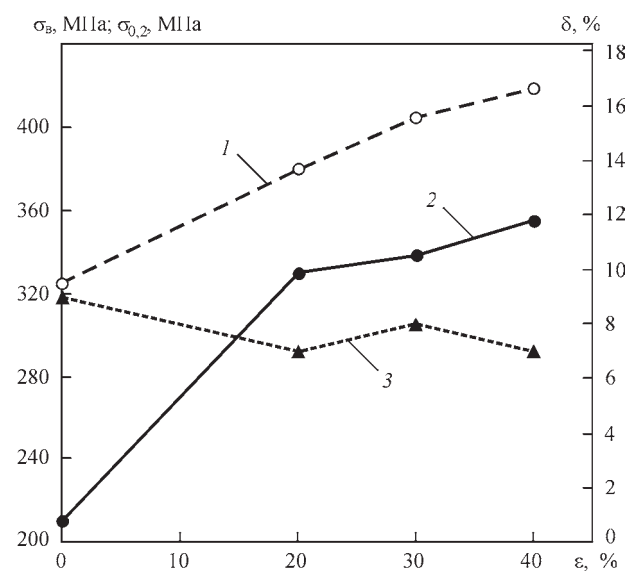


Рис. 8. Механічні властивості зварних з'єднань нагартованих плит сплаву 1570 товщиною 26 мм в залежності від ступеня нагартівки (1 – тимчасовий опір  $\sigma_b$ , МПа; 2 – умовна межа плинності  $\sigma_{0,2}$ , МПа; 3 – відносьне подовження  $\delta$ , %)

Таблиця 3. Тимчасовий опір основного металу і зварних з'єднань  $\sigma_b$  (МПа) нагартованих плит сплаву 1570 після нагартівки і штучного старіння

Об'єкт випробувань	Ступінь пластичної деформації, %			
	0	20	30	40
Основний метал	402...415 410	–	–	–
Зварне з'єднання	320...332 325	362...384 376	402...411 408	412...424 419
Зварне з'єднання після штучного старіння	392...402 396	401...405 404	415...419 417	424...426 425

з'єднань практично не змінюється. При деформації 30 % міцність зварних з'єднань виходить на рівень міцності нагартованих напівфабрикатів.

Частина зразків після пластичної деформації зістарили при температурі 350 °С протягом 1 год. Результати випробувань цих зразків наведені в табл. 3. З табл. 3 видно, що тимчасовий опір термооброблених зразків зростає зі збільшенням ступеня пластичної деформації. У всіх випадках штучне старіння додатково збільшує міцність з'єднань на 10...80 МПа.

### Висновки

Встановлено, що штучне старіння зварних з'єднань, отриманих способом ЕПЗ, підвищує твердість металу шва вище рівня твердості основного металу штампованих напівфабрикатів. Найбільше підвищення твердості (на 5...6 од. *HRB*) відбувається при малій швидкості зварювання (2,8 мм/с) і, відповідно, при малій швидкості гарту ( $5 \cdot 10^2$  °С/с). Отже, швидкість гарту не грає вирішальної ролі для зміцнення металу шва при старінні. З іншого боку зменшення швидкості зварювання збільшує час перебування металу в рідкому стані в зоні впливу електронного променя. При цьому, ймовірно, відбувається не тільки розчинення дрібнодисперсних вторинних частинок  $Al_3Sc$ , але і більш повне розчинення великих первинних інтерметалідів скандію. При охолодженні скандій переходить в пересичений твердий розчин з наступним виділенням більшої кількості зміцнюючих вторинних частинок  $Al_3Sc$  при штучному старінні.

Після штучного старіння всі зразки руйнуються по основному металу за межами ЗТВ, тобто в тих випадках, коли після зварювання передбачена термічна обробка з'єднань, швидкість ЕПЗ сплаву 1570 можна регулювати в широких межах, не побоюючись зниження їх міцності.

Температура початку знеміцнення металу в зоні термічного впливу при ЕПЗ знаходиться в інтервалі 450...560 °С. Ширина ЗТВ в широкому діапазоні зміни швидкості зварювання не перевищує 3 мм.

Досліджено вплив термічної і вибухової обробки, а також пластичної деформації на механічні властивості з'єднань сплаву 1570. Встановлено, що штучне старіння робить зварні з'єднання однаково міцними зі штампованими напівфабрикатами, а обробка вибухом мало ефективна. Збільшити міцність з'єднань до рівня міцності нагартованих плит можливо шляхом пластичної деформації на 20 % і подальшим штучним старінням.

### Список літератури

1. Филатов Ю.А. (2014) Сплавы системы Al–Mg–Sc как особая группа деформируемых алюминиевых сплавов. *Технология легких сплавов*, **2**, 34–41.
2. Дриц М.Е., Павленко С.Г., Торопова Л.С. и др. (1981) О механизме влияния скандия на повышение прочности и термической стабильности сплавов системы Al–Mg. *ДАН СССР*, **257**, **2**, 353–356.
3. Захаров В.В., Фисенко И.А. (2013) Об экономии скандия при легировании им алюминиевых сплавов. *Технология легких сплавов*, **4**, 52–60.
4. Березина А.Л., Сегида Е.А., Монастырская Т.А., Котко А.В. (2008) Влияние скорости кристаллизации на аномальное пересыщение Al–Mg–Sc сплавов. *Металлофизика и новейшие технологии*, **30**, **6**, 849–857.
5. Федорчук В.Е., Кушнарева О.С., Алексеенко Т.А., Фальченко Ю.В. (2014) Особенности легирования скандием металла швов сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов. *Автоматическая сварка*, **5**, 30–34.
6. Скрябинський В.В., Нестеренков В.М., Русиник М.О., Страшко В.Р. (2020) Вплив режиму електронно-промене-

вого зварювання, термічної обробки і пластичної деформації на міцність з'єднань алюмінієвого сплаву 1570. *Там само*, **5**, 10–15.

7. Третьак Н.Г., Саенко М.И., Петушков В.Г. (1980) Упрочнение взрывом сварных соединений из сплава 1201. *Там же*, **9**, 67–68.

### References

1. Filatov, Yu.A. (2014) Alloys of Al–Mg–Sc system as a special group of wrought aluminium alloys. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, **2**, 34–41 [in Russian].
2. Drits, M.E., Pavlenko, S.G., Toropova, L.S. et al. (1981) About mechanism of scandium effect on improvement of strength and thermal stability of Al–Mg system alloys. *DAN SSSR*, **257**(2), 353–356 [in Russian].
3. Zakharov, V.V., Fisenko, I.A. (2013) On saving scandium when alloying aluminium alloys with it. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, **4**, 52–60 [in Russian].
4. Berezina, A.L., Segida, E.A., Monastyrskaya, T.A., Kotko, A.V. (2008) Influence of solidification rate on anomalous supersaturation of Al–Mg–Sc alloys. *Metallofizika i Novejshie Tekhnologii*, **30**(6), 849–857 [in Russian].
5. Fedorchuk, V.E., Kushnaryova, O.S., Alekseenko, T.A., Falchenko, Yu.V. (2014) Peculiarities of alloying of weld metal of high-strength aluminium alloy welded joints with scandium. *The Paton Welding J.*, **5**, 28–32.
6. Skryabinskyi, V.V., Nesterenkov, V.M., Rusynuk, M.O., Strashko, V.R. (2020) Effect of mode of electron beam welding, heat treatment and plastic deformation on strength of joints of aluminium 1570 alloy. *Ibid.*, **5**, 9–14.
7. Tretyak, N.G., Saenko, M.I., Petushkov, V.G. (1980) Explosion strengthening of welded joints of 1201 alloy. *Avtomatich. Svarka*, **9**, 67–68 [in Russian].

## EFFECT OF THERMAL CYCLES IN ELECTRON BEAM WELDING OF ALUMINUM 1570 ALLOY ON MECHANICAL PROPERTIES OF WELDED JOINTS

V.M. Nesterenkov, V.V. Skryabinsky, M.O. Rusynuk

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

The effect of welding speed on the strength of joints and the size of the heat-affected-zone in electron beam welding of 1570 alloy was investigated. Thermal cycles in the tail part of the welding pool and spots in the metal surface in the near-weld zone were determined. According to the thermal cycles of the welding pool, the rate of hardening of the weld metal was calculated and its effect on the mechanical properties of the joints before and after artificial aging was investigated. Decrease in the welding speed and, consequently, increase in the lifetime of the liquid phase leads to the growth of hardness of the weld metal after aging, which is probably associated with a more complete dissolution of primary scandium intermetallics and its transition to a supersaturated solid solution during cooling. Measuring the hardness of metal in the cross-section of the joints, according to the thermal cycles of the corresponding spots, it was determined that the temperature of the beginning of the loss of strength of the metal in electron beam welding of 1570 alloy is in the range of 450...560 °C. It was found that artificial aging makes welded joints full strength with stamped semi-finished products, and explosion treatment is ineffective. It is possible to increase the strength of joints to the level of strength of hardened plates by plastic deformation by 20% and a subsequent artificial aging. 7 Ref., 3 Tabl., 8 Fig.

*Keywords:* electron beam welding, aluminum alloy, welded joints, thermal cycles, mechanical properties, artificial aging

Надійшла до редакції 14.04.2021

### Нова книга



**Електронно-лучевая сварка. Технологии. Оборудование. Материалы:** Сб. статей под ред. чл.-корр. НАН Украины В.М. Нестеренкова. — Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, 2021. — 390 с.

Сборник включает 38 статей сотрудников отдела «Физические процессы, техника и оборудование для электронно-лучевой и лазерной сварки» Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, опубликованных за период 2011–2020 гг. В нем обобщен опыт научно-исследовательской и инженерной деятельности отдела в области электронно-лучевой сварки. Может быть интересен и полезен ученым, инженерам и технологам, занимающимся проблемами соединения металлов с помощью высококонцентрированных источников нагрева, а также аспирантам и студентам, изучающим теоретические основы электронно-лучевой сварки и родственных процессов.