

# ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ПЛАЗМОВО-ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ РІЗНОПОЛЯРНИМ АСИМЕТРИЧНИМ СТРУМОМ НА ФОРМУВАННЯ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОМІЦНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

В.М. Коржик<sup>1</sup>, А.А. Гринюк<sup>1</sup>, В.Ю. Хаскін<sup>1</sup>, Є.В. Ілляшенко<sup>1</sup>, С.І. Пелешенко<sup>2</sup>, А.О. Альошин<sup>2</sup>,  
І.О. Скачков<sup>3</sup>, О.В. Долянівська<sup>3</sup>

<sup>1</sup>ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: vnkorzhyk@gmail.com

<sup>2</sup>ТОВ «Зовнішньоекономічне представництво Китайсько-українського інституту зварювання ім. Є.О. Патона». 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

<sup>3</sup>НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, просп. Перемоги, 37.  
E-mail: mail@kpi.ua

Розглянуто вплив зміни швидкості переміщення джерела нагрівання при плазмово-дуговому зварюванні алюмінієвих сплавів завтовшки 2,0 мм трьох систем легування Al–Mg–Mn (AMg5M, AMg6), Al–Cu–Mn (1201), Al–Cu–Li (1460) на мікроструктуру і твердість металу шва та навколошовної зони, на утворення внутрішніх пор та на механічні властивості зварних з'єднань. Проаналізовано зміни розподілу температурних полів і показників напружено-деформованого стану зварних зразків розглянутих сплавів. Встановлено, що для кожного типу сплавів є певна «пікова» швидкість зварювання, при перевищенні якої не відбувається суттєвого зменшення залишкових деформацій та напружень, а також зменшення ширини зони нагрівання основного металу. Натомість, механічні властивості зварних з'єднань погіршуються за рахунок збільшення кількості пор в металі шва та утворення недопустимих підрізів у верхній частині шва в зоні переходу від шва до основного металу. На прикладі сплаву Al–Mg–Mn показано, що такі закономірності характерні також не тільки для товщини 2,0 мм, а також спостерігаються і при зварюванні зразків в інтервалі товщин 4...8 мм. Це дозволяє використовувати дані результати для прогнозування показників міцності зварного з'єднання та металу шва для цих товщин при збільшенні швидкості плазмово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом вище «пікового» значення. Бібліогр. 15, табл. 2, рис. 23.

*Ключові слова:* плазмово-дугове зварювання, різнополярні імпульси, алюмінієві сплави, структура швів, пори, формування з'єднання, міцність, розподіл температури, напружено-деформований стан

**Вступ.** Конструкції, які виготовляються з високоміцних алюмінієвих сплавів, застосовують у багатьох галузях сучасної промисловості, а саме в авіакосмічній галузі, при виготовленні наземного та водного транспорту [1]. З метою зменшення загальної ваги таких конструкцій доцільно використовувати високоміцні алюмінієві сплави (наприклад, Al–Mg–Mn, Al–Cu–Mn, Al–Cu–Li). Алюмінієві сплави систем легування Al–Cu–Mn та Al–Cu–Li мають високі показники питомої міцності, але при цьому дані сплави чутливі до надмірного нагріву під час зварювання, тому існує потреба створення технологій зварювання, які зменшать загально внесення тепла в основний метал під час зварювання, в тому числі і за рахунок використання більших швидкостей зварювання. Традиційно з'єднання деталей із сплавів Al–Cu–Mn та Al–Cu–Li виконували за допомогою добре відомого процесу аргонодугового зварювання неплавким електродом різнополярним струмом (АДЗНЕ) [2]. Даний процес

характеризується невисокою концентрацією енергії в плямі нагрівання, при цьому формуються широкі та неглибокі шви. Така невисока проплавлення здатність джерела нагріву при аргонодуговому зварюванні неплавким електродом різнополярним струмом обумовлює необхідність виконання розробки крайок при зварюванні деталей завтовшки більше 4 мм. Тепло, яке виділяється під час зварювання АДЗНЕ з невисокою концентрацією енергії в плямі нагрівання, викликає розміщення високоміцних алюмінієвих сплавів в зоні термічного впливу під впливом тепла дуги [3]. Крім того, алюмінієві сплави з вмістом літію схильні до утворення в процесі аргонодугового зварювання дефектів у вигляді оксидних включень. Для вирішення такої задачі доцільно застосовувати методи зварювання, які забезпечують збільшення концентрації енергії в плямі нагрівання і дозволяють підвищити швидкість зварювання, за рахунок цих факторів зменшити тепловкладання в основний метал, що дозволить

Коржик В.М. – <http://orcid.org/0000-0001-9106-8593>, Гринюк А.А. – <https://orcid.org/0000-0002-6088-7980>,  
Хаскін В.Ю. – <http://orcid.org/0000-0003-3072-6761>, Ілляшенко Є.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9876-0320>,  
Пелешенко С.І. – <http://orcid.org/0000-0001-6828-2110>, Альошин А.О. – <https://orcid.org/0000-0001-9696-6800>,  
Скачков І.О. – <https://orcid.org/0000-0001-6933-1148>, Долянівська О.В. <https://orcid.org/0000-0001-8396-2894>  
© В.М. Коржик, А.А. Гринюк, В.Ю. Хаскін, Є.В. Ілляшенко, С.І. Пелешенко, А.О. Альошин, І.О. Скачков,  
О.В. Долянівська, 2023

зменшити рівень розміщення основного металу в зоні термічного впливу джерела нагріву та збільшити механічні властивості зварних з'єднань.

Попри досить великий вік існування процесу плазмово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом на ринку (перші публікації відносяться до середини 1980-х років), даний спосіб зварювання є актуальним і має попит і в наш час за рахунок використання джерел живлення зварювального струму на базі інверторної технології перетворення струму та широкого використання зварювальних роботів [4–7].

**Аналіз літературних даних і постановка проблеми.** Для формування зварних з'єднань із високоміцних алюмінієвих сплавів доцільно використовувати плазмово-дугове зварювання різнополярним асиметричним струмом, яке забезпечує щільність потужності не менш  $300 \text{ Вт/мм}^2$ , що в 5 разів перевищує цей показник порівняно з АДЗНЕ, а також збільшити до 3 разів швидкість зварювання для деталей певних товщин [8]. Швидкість зварювання є одним з досить важливих факторів для підвищення продуктивності отримання зварного з'єднання. При цьому зі збільшенням швидкості зварювання спостерігається зростання показників міцності зварних з'єднань, а також зменшення деформації конструкції під час зварювання. Попри переваги зварювання на високих швидкостях потребує використання більш потужних джерел живлення зварювального струму, більш складних у конструкції плазмотронів та складних та більш точних механізмів переміщення плазмотронів. Постає логічне запитання, до якої межі слід підвищувати швидкість зварювання, і чи існує така межа швидкості зварювання, при досягненні якої вже не спостерігається суттєвого зменшення рівня деформації конструкції та суттєвого зростання показників міцності. За критерії оцінки досягнення такої межі швидкості зварювання слід розглядати суттєве зменшення приросту показників міцності, негативні зміни в формуванні геометрії зварного з'єднання, появу можливих дефектів в металі шва. Дане питання доцільно розглянути як з позицій впливу швидкості на формування макрогеометрії та мікроструктур шва, так і з позицій її впливу на залишковий напружено-деформований стан конструкції.

Дослідження впливу швидкості плазмово-дугового зварювання на одержувані з'єднання із різних матеріалів тою чи іншою мірою проводилися різними дослідниками. Наприклад, такі дані одержували при оптимізації процесу плазмово-дугового зварювання (PAW) дуплексної нержавіючої сталі 2205 завтовшки 2 мм [9]. Параметри, які розглядалися для експериментування та оптимізації, це зварювальний струм, швидкість зварю-

вання та довжина пілотної дуги відповідно. Експеримент включав зміну параметрів і подальшу реєстрацію глибини проплавлення та ширини шва. Зварювальний струм  $60 \dots 70 \text{ А}$ , швидкість зварювання  $25,0 \dots 30,0 \text{ см/хв}$  і довжина пілотної дуги  $1 \dots 2 \text{ мм}$  – це діапазон, у якому змінювалися параметри режиму. При здійсненні експериментів використовували нейронну мережу зі зворотним зв'язком. Для прогнозування ширини і глибини проплавлення використовували генетичний алгоритм і методи Тагучі. Встановлено, що розрахункові прогнози добре підтверджуються експериментально досягнутими результатами, а зварювання на оптимізованих параметричних значеннях забезпечує підвищення міцності зварного шва зі скороченням витрат і часу.

В роботі [10] досліджувалося питання впливу швидкості плазмово-дугового зварювання в режимі утворення кейхолу (K-PAW) на якість проплавлення і утворення гарячих тріщин при зварюванні сплаву hastelloy X. Зварювання K-PAW проводили за один прохід при швидкостях  $21,0, 19,0, 17,0$  і  $15,0 \text{ см/хв}$ . Зварювання зі швидкістю  $170 \text{ мм/хв}$  забезпечило найкраще співвідношення глибини до ширини шва порівняно з усіма іншими швидкостями, а гарячі тріщини були виявлені при  $15,0 \text{ см/хв}$  через високе тепловкладання при малій швидкості. При швидкостях зварювання  $21,0 \text{ см/хв}$  і  $19,0 \text{ см/хв}$  була виявлена недостатня глибина проплавлення через зменшення підведення тепла і відсутність проникнення кейхолу зі зворотного боку. Максимальна мікротвердість за Віккерсом спостерігалася при швидкості зварювання  $21,0 \text{ см/хв}$ , найменша – при  $15,0 \text{ см/хв}$ , тобто величина мікротвердості обернено пропорційна швидкості зварювання. Швидкість  $170 \text{ мм/хв}$  забезпечила найкращу якість зварювання з огляду на співвідношення глибина/ширина і майже найвище значення мікротвердості.

Порівняння плазмового зварювання зі звичайним TIG-зварюванням показало [11], що у разі використання плазмового процесу є можливість підвищити швидкість зварювання, що викликає зростання міцності з'єднань при випробуваннях на розрив, зростання показників пластичності, зменшення розміру дендритів, величини ЗТВ і залишкових деформацій. Тим не менш дослідниками в роботах [12] було встановлено, що при значному збільшенні швидкості зварювання (до  $150 \dots 200 \text{ см/хв}$ ) стиснена дуга починає горіти нестабільно, а при ще більшому зростанні швидкості зварювання навіть припиняється формуватися зварний шов.

Однак дослідження по визначенню межі швидкості плазмово-дугового зварювання, після досягнення якої вже не відбувається значне прирощення показників міцності, а також зменшення

ширини ЗТВ та деформація конструкції, комплексно не проводилися.

**Мета і завдання дослідження.** Мета роботи – встановити обґрунтовані межі збільшення швидкості плазмово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом на підставі визначення впливу цього параметру на формування швів, структури, зміни механічних властивостей з'єднань, розподілу температурних полів та напружено-деформованого стану зварних з'єднань.

Для досягнення цієї мети вирішували наступні задачі:

– встановлення залежностей формування структури та зміни механічних властивостей стикових з'єднань сплавів систем легування Al-5Mg-Mn, Al-3Cu-1,8Li та Al-6Cu-Mn від швидкості

плазмово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом;

– визначення розподілу температурних полів у зварюваних пластинах з алюмінієвих сплавів в залежності від швидкості плазмово-дугового зварювання;

– дослідження показників залишкової деформації зварних з'єднань, одержаних плазмово-дуговим зварюванням (стисненою дугою) з різними швидкостями зварювання.

**Матеріали, обладнання та методи дослідження.** В якості зварюваних зразків розглядали алюмінієві сплави систем легування Al-Mg-Mn, Al-Cu-Mn, Al-Cu-Li із товщиною листів 2,0 мм (табл. 1).

Дослідження проводили за допомогою роботизованого комплексу плазмово-дугового зварю-

Таблиця 1. Хімічний склад зварюваних алюмінієвих сплавів, мас. %

Марка	Al	Cu	Mg	Mn	Zr	Ti	Zn	Fe	Si	Li
AMg5	Основа	0,1	5,0	0,8	–	0,02-		0,5	0,5	–
1201	->-	6,0	–	0,4	–	0,06	0,2	0,4	0,4	–
1460	->-	1,8	0,7	0,06	0,03	0,02	–	0,08	0,10	1,8



Рис. 1. Загальний вигляд роботизованого комплексу обладнання PLAZER PAW-R для плазмово-дугового зварювання довгомірних зварних з'єднань на різнополярному асиметричному струмі із вильотом руки робота до 2000 мм і системою переміщення робота до 3000 мм (а, б) і стійки із джерелами живлення робота, плазмотрона, шафою адаптації команд для робота і інтелектуальною автоматичною системою моніторингу зварювального обладнання (в): 1 – антропоморфний зварювальний робот; 2 – зварювальний плазмотрон; 3 – інтелектуальна система керування процесом роботизованого зварювання; 4 – плазмовий модуль; 5 – джерело живлення плазмового зварювання; 6 – зварювальний стіл зі складально-зварювальним пристроєм; 7 – система лінійного переміщення робота по рейках; 8 – двохосовий обертач-маніпулятор; 9 – механізм подавання присадного дроту

вання на різнополярному асиметричному струмі PLAZER PAW-R із інтелектуальною автоматичною системою управління і моніторингу зварювального обладнання (ТОВ «Науково-виробничий Центр «ПЛАЗЕР», Україна) (рис. 1). Окрім плазово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом роботизований комплекс дозволяє виконувати комбіноване та гібридне зварювання із поєднанням плазово-дугового зварювання різнополярним із зварюванням плавким електродом в середовищі інертного газу як без утворення спільної ванни між двома процесами (комбіноване зварювання), так із утворенням однієї спільної ванни (гібридне зварювання).

Для проведення досліджень зварюваності вибраних алюмінієвих сплавів в широких діапазонах різнополярного асиметричного струму використовували плазмотрон ПД-174М2 (рис. 2, а, б), розроблений в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України [13]. Даний плазмотрон включає комплект змінних плазмоутворюючих сопел з діаметрами отворів від 2,0 до 4,5 мм з кроком 0,5 мм. Для зварювання сплавів з підвищеною плинністю рідкого металу в комплект плазмотрона входять плазмоутворюючі сопла з 2-ма або 4-ма додатковими отворами діаметром 1,0 мм. Завдання додаткових отворів зменшити надмірний тиск газу по осі плазмоутворювального сопла та забезпечити додаткове витягування плазової дуги. Та-

кож для ефективної роботи даного плазмотрону в заявленому діапазоні струмів передбачено можливість використання вольфрамових електродів діаметром від 3,2 до 6,0 мм, шляхом заміни цанги та шайби-токопідведення електродного вузла, а також керамічного ізолятора-центратора, який виготовлено із спеціальної термостійкої кераміки. Для зварювання на високих швидкостях (вище 120 см/хв) за допомогою даного плазмотрону використовували сопло подовженого газового захисту довжиною 200 мм та шириною 50 мм (рис. 2, в).

За критерій «швидкісне зварювання» обирали перевищення в 2 або більше разів швидкості базового процесу дугового зварювання високоміцних алюмінієвих сплавів (з міцністю вище 300 МПа) – аргонодугового зварювання різнополярним струмом (АДЗНЕ). Обмежуючим фактором при плазово-дуговому зварюванні різнополярним асиметричним струмом у нашому випадку виступали технологічні можливості зварювальних плазмотронів, а саме максимальне струмове навантаження до 325 А.

Максимальні швидкості плазово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом у нижньому положенні на підкладці з формуючою канавкою та використанням присадного дроту наведено в табл. 2. На рис. 3 приведено зовнішній вигляд зварного з'єднання сплаву АМг5М

Таблиця 2. Максимальні швидкості зварювання в залежності від теплофізичних властивостей алюмінієвих сплавів

Сплав	Товщина, мм	Максимальна швидкість зварювання, см/хв
АМг5М (Al-5%Mg-0,8%Mn)	2,0	300
1201 (Al-6%Cu-0,4%Mn)	1,8	200
1460 (Al-3,0%Cu-1,8%Li)	2,0	300

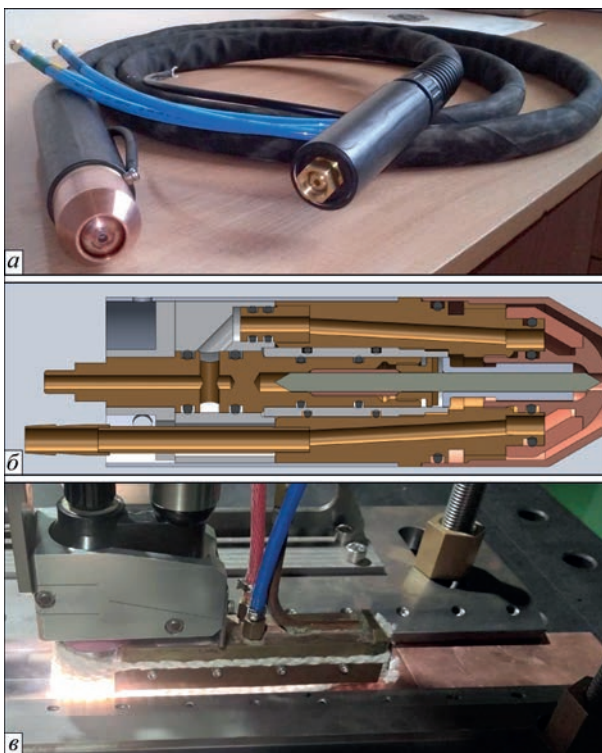


Рис. 2. Зовнішній вигляд (а), перетин 3D-моделі (б) зварювального плазмотрона ПД-174М2 для зварювання алюмінієвих сплавів на різнополярному асиметричному струмі в діапазоні від 80 до 350 А при ПВ 100 % і процес роботизованого зварювання із використанням сопла подовженого газового захисту (в).



Рис. 3. Зовнішній вигляд зварного з'єднання сплаву АМг5М в збирально-зварювальному пристрої одразу після закінчення плазово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом зі швидкістю 200 см/хв

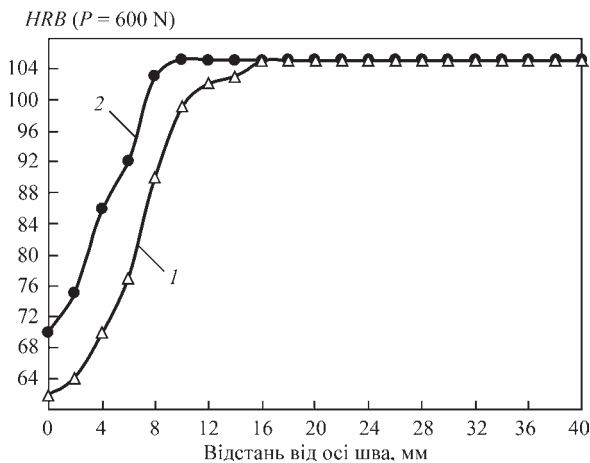


Рис. 4. Розподіл твердості у поперечних шліфах з'єднань листів сплаву 1201 (Al-Cu-Mn) завтовшки 1,8 мм, отриманих плазмово-дуговим зварюванням різнополярним струмом у нижньому положенні зі швидкістю 30 та 300 см/хв (1 – 18, 2 – 180 м/год)

в збирально-зварювальному пристрої одразу після закінчення плазмово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом зі швидкістю 200 см/хв. При зварюванні враховували зміну показників міцності зварного з'єднання та металу шва. Розглядали сплави: АМг5М (Al-5%Mg-0,8%Mn), який термічно незміцнений і має бути мало чутливим до втрати міцності в зоні термічного впливу, термічно зміцнені сплави 1201 (Al-6%Cu-0,4%Mn) та алюміній-літєвий сплав 1460 (Al-3,0%Cu-1,8%Li). Основний метал спла-

вів 1201 і 1460 схильний втрачати міцність в зоні термічного впливу дуги.

**Результати дослідження впливу швидкості плазмово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом.**

*Дослідження впливу швидкості плазмового зварювання на формування швів, їх структуру та механічні властивості.*

Збільшення швидкості плазмово-дугового зварювання листів завтовшки 1,8 мм зі сплаву 1201 (Al-6Cu-Mn) з 30 до 300 см/хв обумовлює зменшення на 40 % величини погонної енергії (з 124 до 74 кДж/м), а також звуження на 33% зони розміцнення основного металу під впливом дії тепла від зварювальної дуги (рис. 4).

При зварюванні із високою швидкістю дендрити орієнтовані чітко перпендикулярно до осі шва, на відміну від варіанту з малою швидкістю, де спостерігається закрутка дендритів і їх стиківка по осі шва під гострим кутом. Мікроструктура зварних з'єднань листів завтовшки 1,8 мм із сплаву 1201, отриманих плазмово-дуговим зварюванням зі швидкістю 30 см/хв, наведено на рис. 5.

У металі шва сплаву 1201 системи легування Al-Cu-Mn, отриманого стисненою дугою різнополярного асиметричного струму на швидкості зварювання 30 см/хв, спостерігаються пори розміром до 60 мкм. Локалізація цих пор, переважно, по границях зони сплавлення з основним металом. В металі шва спостерігаються дендрити, осі першого порядку яких розташовані переважно вздовж

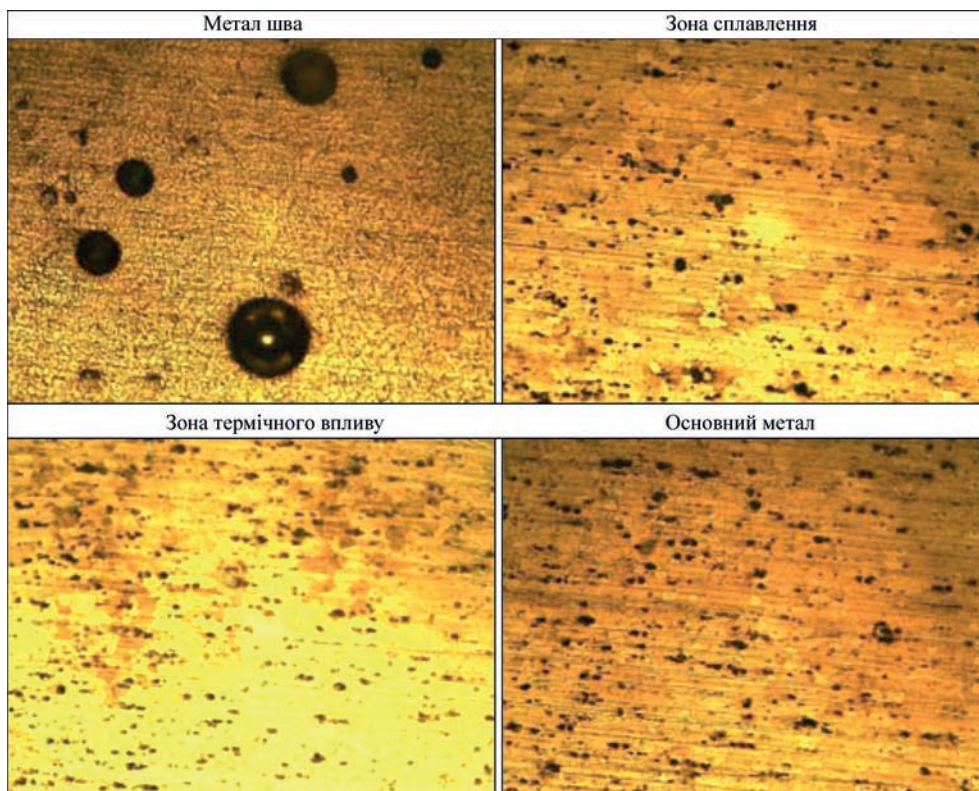


Рис. 5. Мікроструктура ( $\times 150$ ) зварного з'єднання листів завтовшки 1,8 мм зі сплаву 1201 (Al-6Cu-Mn), отриманого плазмово-дуговим зварюванням у нижньому положенні без присадки зі швидкістю 30 см/хв

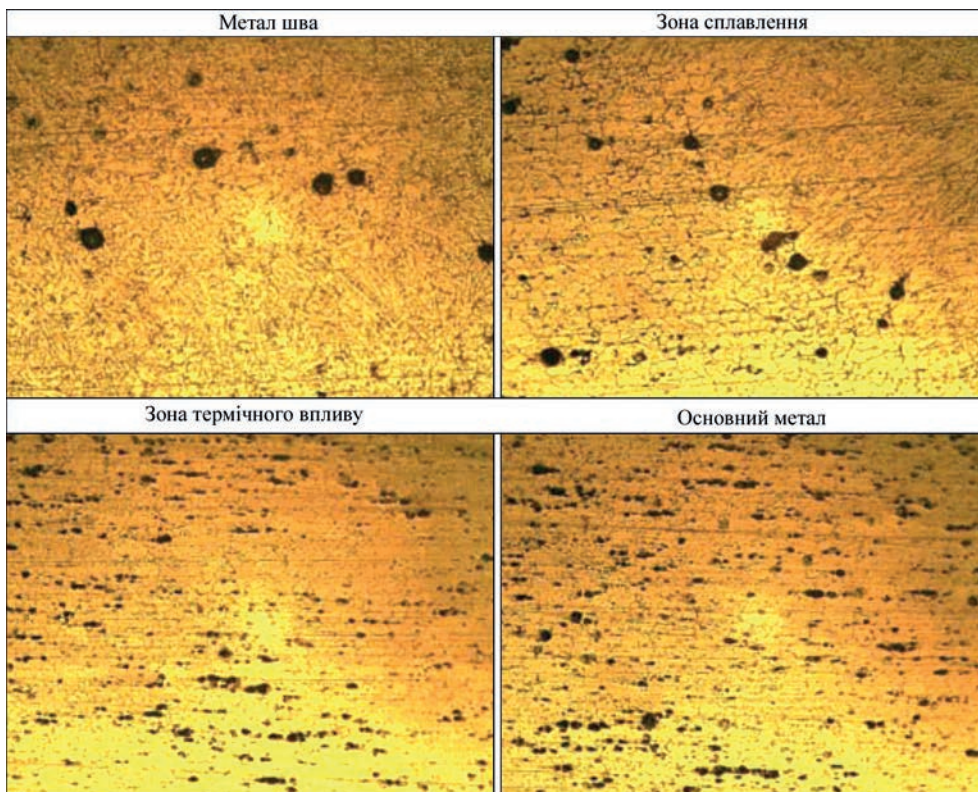


Рис. 6. Мікроструктура ( $\times 150$ ) зварного з'єднання листів завтовшки 1,8 мм зі сплаву 1201 (Al-Cu-Mn), отриманого плазмово-дуговим зварюванням у нижньому положенні без присадки зі швидкістю 300 см/хв

осі шва. По границях зерен спостерігаються грубі скупчення евтектики. Зустрічаються зони рихлот.

Мікроструктура з'єднань листів сплаву 1201 завтовшки 1,8 мм, отриманих плазмово-дуговим зварюванням різнополярним струмом зі швидкістю 300 см/хв у нижньому положенні на підкладці без використання присадки, наведено на рис. 6. Порівняння швів, зварених при 30 см/хв до 300 см/хв показало, що зі збільшенням швидкості плазмово-дугового зварювання кількість пор у металі шва зростає, але їх розміри зменшуються у 1,5...2,0 рази.

При плазмово-дуговому зварюванні листів завтовшки 1,8 мм зі сплаву 1201 (Al-Cu-Mn) на швидкості 300 см/хв з присаджувальним дротом розплавлений метал, що утворюється під час плавлення дроту, не встигає перемішатися з розплавленим металом зварювальної ванни. Надлишок металу, який має формувати верхній валик зварного шва, нормально не розтікається і відбувається нерівномірне формування верхнього валика шва та утворюються глибокі подрізи по границі зони сплавлення шва з основним металом. Використання присадки у вигляді вставки зі стрічки, вирізаної з основного металу, також не забезпечує якісного формування поверхні шва. Стрічка плавиться нерівномірно. Спостерігається випліскування розплавленого металу під впливом плазмового струменя. На поверхні по центру шва залишається ланцюжок пор, які виходять на поверхню.

Наявність глибоких подрізів (до 0,5 мм і більше) та наявність пор по всьому металі шва, звареного на швидкості 300 см/хв, обумовлюють не надто високу міцність зварного з'єднання (249...251 МПа). При зменшенні швидкості зварювання до 200 см/хв зникає з поверхні ярко виражений ланцюжок поверхневих пор, а також покращуються умови формування переходу від шва до основного металу. При цьому міцність зварного з'єднання становить 279...280 МПа, що перевищує міцність зварного з'єднання сплаву 1201 завтовшки 2,0 мм (246 МПа), отриманого АДЗНЕ зі швидкістю зварювання 20 см/хв (рис. 7).

Шви, отримані на швидкості 40 см/хв (24 м/год), мають типову комірчасто-дендритну структуру, характерну для литого стану, з утворенням централь-

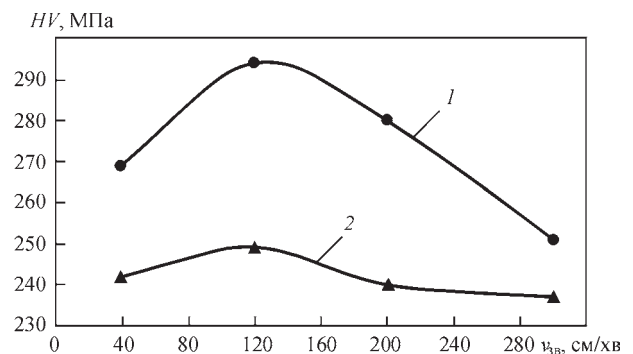


Рис. 7. Графік зміни міцності зварних з'єднань в залежності від швидкості зварювання листів завтовшки 1,8 мм зі сплаву 1201 (Al-Cu-Mn), отриманих плазмово-дуговим зварюванням різнополярним струмом: 1 – зварне з'єднання; 2 – метал шва

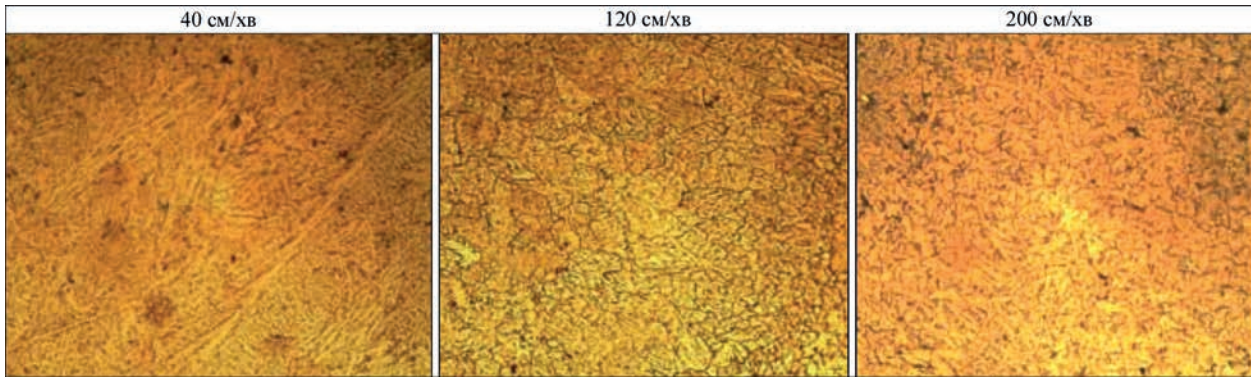


Рис. 8. Мікроструктура ( $\times 150$ ) металу шва, отриманого плазмово-дуговим зварюванням різнополярним струмом листів завтовшки 1,8 мм зі сплаву 1201 (Al–Cu–Mn) при різних швидкостях зварювання

ного кристаліту. Структура швів, отриманих на швидкостях 120 і 200 см/хв, характеризується відсутністю центрального кристаліту та більш вузькою зоною стовпчастих витягнутих дрібних кристалів зі значною кількістю комірок і дрібними рівновісними дендритами у центральній частині шва. Збільшення швидкості кристалізації при швидкості зварювання 120 см/хв забезпечує утворення розгалужених дендритів твердого розчину та рівномірно розташованих між ними фаз, що не увійшли до їх складу, форма і розміри яких визначаються значенням швидкості кристалізації (рис. 8).

В структурі швів, одержаних при 120 см/хв, спостерігаються дендрити у 3...4 рази менші ніж при зварюванні зі швидкістю 40 см/хв. Змінюється направленість осей дендритів першого порядку. На відміну від зварювання з малою швидкістю ці осі направлені перпендикулярно поздовжній осі шва, що, можливо, є наслідком не лише високої швидкості зварювання, але й концентрації енергії в плазмовому струмені та додатковому силовому впливі плазмоутворюючого газу.

Зміна показників міцності при різних швидкостях зварювання спостерігається також при плазмово-дуговому зварюванні термічно зміцнюваного сплаву 1460, який містить Cu та Li. Введення в хімічний склад сплаву 1460 1,9...2,3 % Li дозволило зменшити питому вагу сплаву 1460 у порівнянні зі сплавом 1201 і збільшити його міцність до 574 МПа (порівняно із 439 МПа для сплаву 1201).

Збільшення інтервалу наростання показників міцності та плавне зменшення їх при швидкості 300 см/хв можна пояснити більшою плинністю рідкого металу сплаву 1460 у порівнянні зі сплавом 1201 за рахунок введення Li. Зниження міцності при швидкості зварювання 300 см/хв обумовлюється початком утворення підрізів та погіршенням умов дегазації шва (рис. 9).

У сплаві 1460 процес зменшення міцності починається після зростання швидкості зварювання вище 200 см/хв. Як і у сплаві 1201 процес зниження міцності також обумовлений утворенням підрізів по зоні сплавлення та зростанням пористості в металі шва.

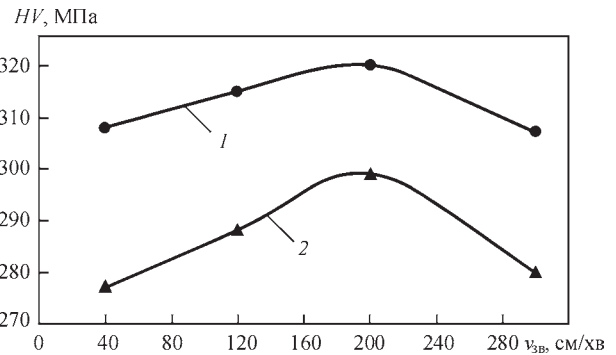


Рис. 9. Графік зміни міцності зварних з'єднань в залежності від швидкості зварювання листів завтовшки 2,0 мм зі сплаву 1460 (Al–Cu–Li), отриманих плазмово-дуговим зварюванням різнополярним струмом: 1 – зварне з'єднання; 2 – метал шва

При плазмово-дуговому зварюванні термічно незміцнюваного сплаву АМг5М (Al–Mg–Mn) завтовшки 2,0 мм також спостерігається збільшення показників міцності зварного з'єднання з ростом швидкості плазмово-дугового зварювання (рис. 10). Але на відміну від сплавів 1201 та 1460, які термічно зміцнюються та більш чутливі до внесення тепла, у даного сплаву зростання показників міцності відбувається більш повільно. При цьому при збільшенні швидкості зварювання вище 200 см/хв спостерігається зменшення показників міцності зварного з'єднання також за рахунок утворення підрізів по зоні сплавлення. При цьому величина підрізів менша у порівнянні зі сплавами, що містять Cu.

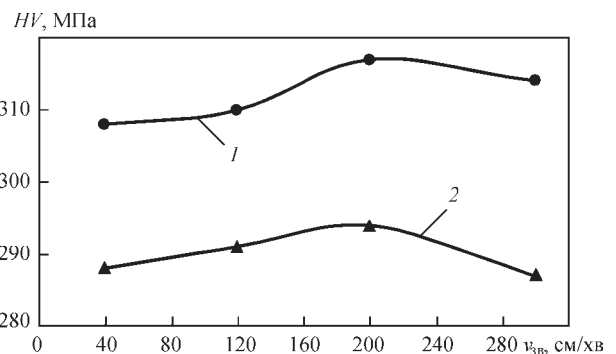


Рис. 10. Графік зміни міцності зварних з'єднань в залежності від швидкості зварювання листів завтовшки 2,0 мм зі сплаву АМг5М (Al–Mg–Mn), отриманих плазмово-дуговим зварюванням різнополярним струмом: 1 – зварне з'єднання; 2 – метал шва

Вплив швидкості плазмового зварювання на розподіл температурних полів у зварюваних зразках. Для розрахунків закономірностей зміни температури в залежності від швидкості плазмово-дугового зварювання використали методику для розрахунку температурного поля в пластині при швидкостях зварювання до 20 см/хв (12 м/год) та від 30 до 300 см/хв (від 18 до 180 м/год) [14]. Розрахунок здійснювали методом кінцевих елементів. Для швидкостей зварювання до 20 см/хв обрали схему розрахунку з використанням точкового рухливого джерела нагрівання, а для швидкостей зварювання вище 30 см/хв – потужного лінійного джерела нагрівання.

Максимальні температури визначалися із графіків розподілу температур для зварювання зі швидкістю до 20 см/хв (рис. 11) та графіків термічних циклів для процесів зі швидкістю вище 30 см/хв, наприклад, 200 см/хв (рис. 12).

На рис. 13 та 14 наведено одержані завдяки виконаним розрахункам графіки максимальних температур у поперечному перерізі зварного з'єднання.

При аналізі графіків розподілу максимальних температур (рис. 13, 14) при плазмово-дуговому зварюванні різнополярним асиметричним струмом листів завтовшки 1,8 мм зі сплаву 1201 та швидкостями зварювання від 40 до 300 см/хв

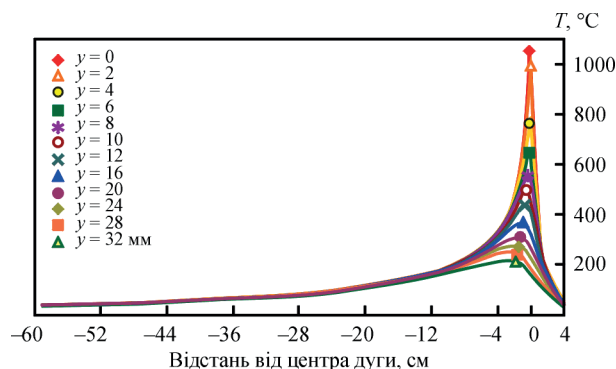


Рис. 11. Графік розподілу температур при плазмово-дуговому зварюванні різнополярним струмом алюмінієвого сплаву 1201 (Al-Cu-Mn) завтовшки 6,0 мм у нижньому положенні зі швидкістю 20 см/хв (12 м/год)

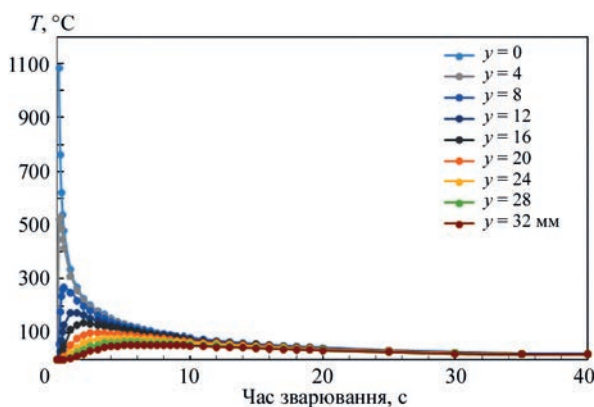


Рис. 12. Термічний цикл при плазмово-дуговому зварюванні різнополярним струмом листів завтовшки 1,8 мм зі сплаву 1201 (Al-Cu-Mn) та швидкістю 200 см/хв (120 м/год)

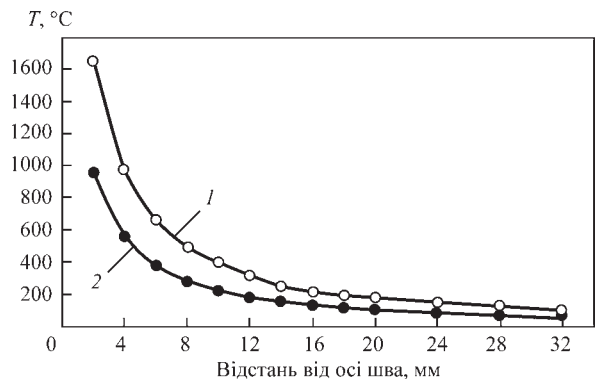


Рис. 13. Розподіл максимальних температур, які виникають у листах сплаву 1201 завтовшки 1,8 мм, з'єднаних плазмово-дуговим зварюванням різнополярним струмом при швидкостях зварювання 40 (крива 1) та 120 см/хв (крива 2)

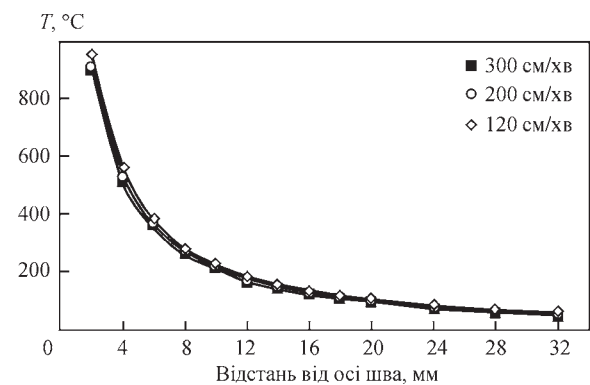


Рис. 14. Розподіл максимальних температур, які виникають у листах сплаву 1201 завтовшки 1,8 мм, з'єднаних плазмово-дуговим зварюванням різнополярним струмом при швидкостях зварювання від 120 до 300 см/хв

було встановлено, що при однаковому кроці між швидкостями 80 см/хв різниця у температурі між кривими графіку розподілу максимальних температур залежить від діапазону зміни швидкостей (у діапазоні від 40 до 120 см/хв різниці в температурі між точками на відстані 5 мм від осі шва у 3...4 рази вище, ніж у діапазоні швидкостей від 120 до 200 см/хв).

На відстані від осі більше 4 мм при плазмово-дуговому зварюванні різнополярним асиметричним струмом алюмінієвого сплаву 1201 завтовшки 1,8 мм при зміні швидкості зварювання від 120 до 180 см/хв температура змінюється в середньому на  $50 ^\circ\text{C}$ , що суттєво не впливає як на зміну твердості, так і на зміну механічних властивостей зварних з'єднань.

Напружено-деформований стан у зварних з'єднаннях, отриманих зварюванням стисненою дугою з різними швидкостями зварювання. Для покращення оцінки впливу швидкості плазмово-дугового зварювання на одержувані результати провели дослідження напружено-деформованого стану за методикою, описаною в роботі [15], із виконанням необхідних розрахунків у програмі MatCAD. Розрахунок проводився по декількох показниках напружено-деформованого стану плоских зразків після зварювання. В розрахунках



враховували товщину зварюваних пластин та їх теплофізичні та механічні властивості.

На рис. 15 наведено особливості зміни ширини зони пластичних деформацій залежно від швидкості плазмово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом алюмінієвих сплавів зразків завтовшки 2,0 мм зі сплаву АМг5М (Al–Mg–Mn) та зразків завтовшки 1,8 мм зі сплаву 1201 (Al–Cu–Mn). Аналогічна закономірність спостерігається і для інших показників, таких як повздовжнє скорочення зразка (рис. 16) та сила усадки шва при зварюванні (рис. 17).

Більш явно виражена тенденція експоненційного зменшення інтенсивності показників напружено-деформованого стану зі збільшенням

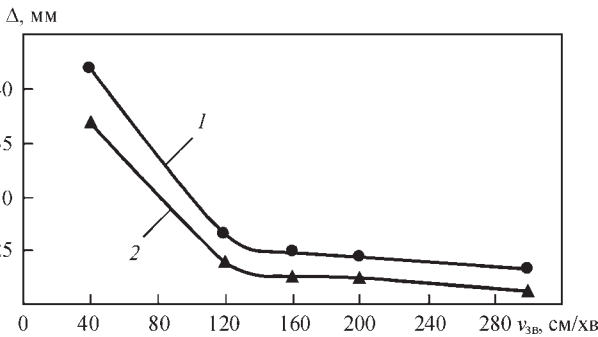


Рис. 15. Зміна ширини зони пластичних деформацій у зварних зразках завтовшки 1,8...2,0 мм сплавів АМг5М (Al–Mg–Mn) та 1201 (Al–Cu–Mn) в залежності від швидкості плазмово-дугового зварювання: 1 – Al–6Cu–Mn, 2 – Al–5Mg–Mn

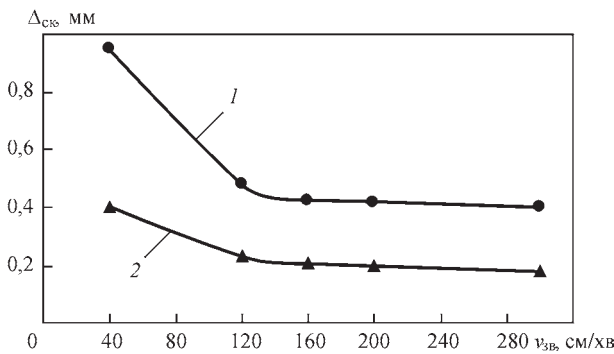


Рис. 16. Зміна повздовжнього скорочення зразка завтовшки 1,8...2,0 мм сплавів АМг5М (Al–Mg–Mn) та 1201 (Al–Cu–Mn) в залежності від швидкості плазмово-дугового зварювання: 1 – Al–6Cu–Mn, 2 – Al–5Mg–Mn

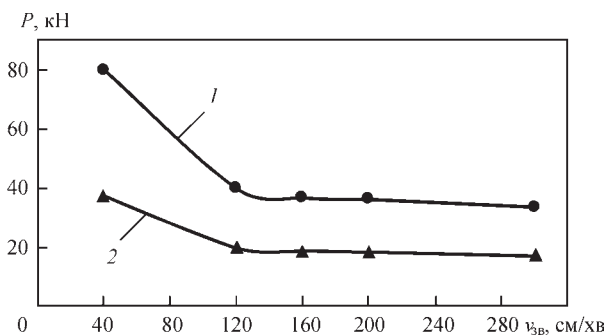


Рис. 17. Зміна сили усадки шва зразка завтовшки 1,8...2,0 мм сплавів АМг5М (Al–Mg–Mn) та 1201 (Al–Cu–Mn) в залежності від швидкості плазмово-дугового зварювання: 1 – Al–6Cu–Mn, 2 – Al–5Mg–Mn

швидкості зварювання спостерігається при плазмово-дуговому зварюванні зразків завтовшки 4,0 мм (рис. 18–20). Як видно з наведених графіків, існує певна швидкість, після якої подальше підвищення швидкості зварювання майже не призводить до зменшення залишкових деформацій та напружень у досліджених сплавах.

Закономірність стрімкого зменшення показників напружено-деформованого стану в зразках після зварювання спостерігається і при плазмово-дуговому зварюванні листів сплаву системи легування Al–Mg–Mn у двох станах поставки даного сплаву АМг6М та АМг6Н. Сплави мають подібний хімічний склад, але відрізняються показниками міцності основного металу та межею плинності (рис. 21, 22). У сплаві АМг6Н за рахунок пластичної деформації (нагартування) збільшено показники міцності та межі плинності у порівнянні зі

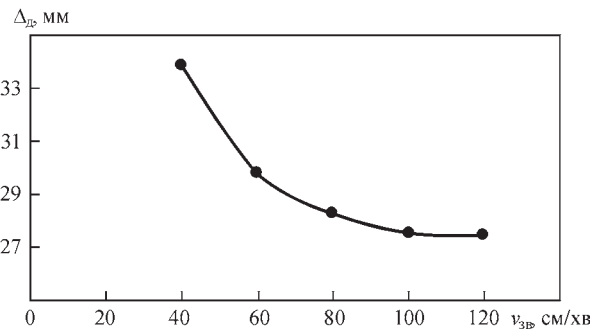


Рис. 18. Зміна ширини зони пластичних деформацій в зварних зразках завтовшки 4,0 мм сплаву АМг5М (Al–Mg–Mn) в залежності від швидкості плазмово-дугового зварювання

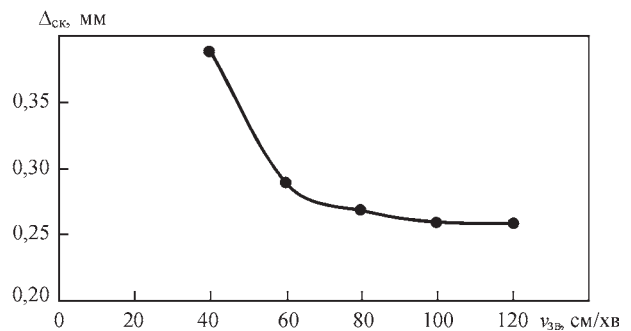


Рис. 19. Зміна повздовжнього скорочення зразка завтовшки 4,0 мм зі сплаву АМг5М (Al–Mg–Mn) в залежності від швидкості плазмово-дугового зварювання

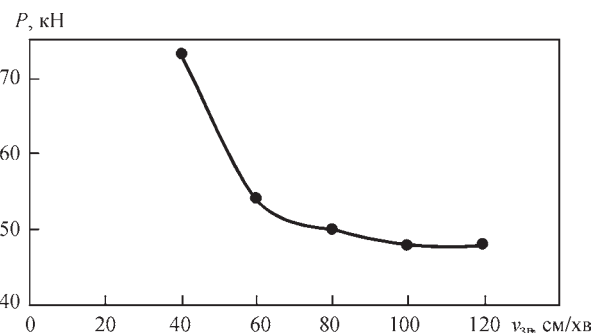


Рис. 20. Зміна сили усадки шва зразка завтовшки 4,0 мм зі сплаву АМг5М (Al–Mg–Mn) в залежності від швидкості плазмово-дугового зварювання

сплавом АМг6М. Враховуючи подібний хімічний склад сплавів, плазмово-дугове зварювання виконували на однакових режимах струму, балансу різнополярного струму, частоти різнополярного струму та витрат плазмоутворюючого газу.

Аналізуючи закономірності зміни показників напружено-деформованого стану при плазмово-дуговому зварюванні можна зробити висновок, що швидкість зварювання, при якій стрімке зменшення показників напружено-деформованого стану закінчуються та починаються зміни на 1...2 %, в першу чергу залежить від товщини зварюваного металу. На рис. 23 наведено графік залежності такої швидкості від товщини алюмінієвих сплавів.

**Обговорення результатів досліджень впливу технологічних прийомів на особливості структури утворення.** Згідно металографічного аналізу структура шва сплаву 1201 являє собою твердий розчин із дрібнодисперсними включеннями фази  $\text{CuAl}_2$  та евтектики типу  $(\alpha + \text{CuAl}_2)$ . Включення оксидних плівок і мікротріщин не спостерігаються, але в місцях знаходження виділень надлишкових фаз мають місце окремі мікропори розміром менше 0,1 мкм і мікрорихлоти, кількість і характер розташування яких залежить від швидкості зварювання та кристалізації.

Структура шва сплаву 1201, отриманого плазмово-дуговим зварюванням на швидкості 40 см/хв, містить кристаліти, які відрізняються поміж собою за формою та направленням. Побли-

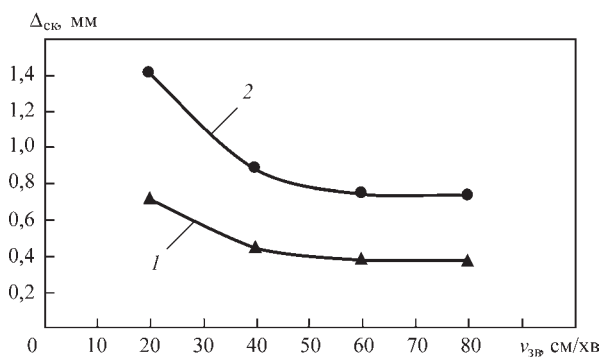


Рис. 21. Зміна поздовжнього скорочення зразка завтовшки 6,0 мм сплавів АМг6М (1) та АМг6Н (2) в залежності від швидкості плазмово-дугового зварювання

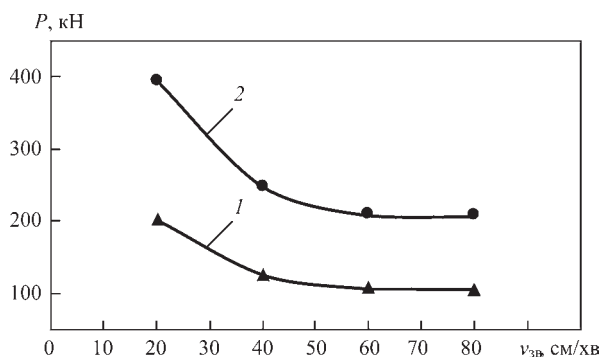


Рис. 22. Зміна сили усадки шва зразка завтовшки 6,0 мм сплавів АМг6М (1) та АМг6Н (2) в залежності від швидкості плазмово-дугового зварювання

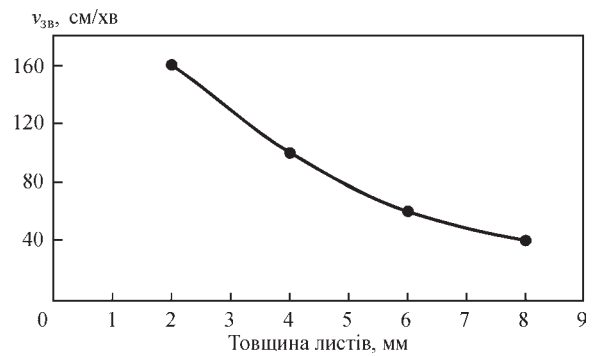


Рис. 23. Залежність швидкості зварювання від товщини зварюваного металу, при якій закінчується зменшення показників напружено-деформованого стану в зварних зразках алюмінієвих сплавів

зу границі сплавлення, де відбувається перший етап кристалізації, структура переважно дрібнокристалічна. Процеси тепловідводу та кристалізаційного переохолодження, що протікають у зварювальній ванні під час охолодження металу та його кристалізації, сприяють формуванню зони стовпчастих кристалітів, які зорієнтовані переважно до вектору ізотерм плавлення. В центрі шва спостерігається центральний кристаліт, границя якого примикає до бокових кристалітів. При збільшенні швидкості зварювання до 120 і 200 см/хв утворення центрального кристаліту не спостерігається.

Особливістю мікроструктури швів сплаву 1201 при збільшенні швидкості зварювання з 40 до 120 см/хв є зменшення розмірів дендритів з 10...40 до 3...14 мкм та кількості проміжних фаз  $\theta'$  ( $\text{CuAl}_2$ ) і  $S'$  ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ) при незмінній кількості стійкої до термічного впливу фази  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ). Ще більша тенденція щодо зменшення розмірів і кількості зазначених фаз спостерігається у структурі швів, отриманих на швидкості 200 см/хв.

Аналогічні тенденції структуроутворення спостерігаються при зварюванні інших досліджених сплавів. Скорочення етапу кристалізації, на якому відбувається поява та розвиток зародків фаз та періоду переплетіння дендритів, сприяє збільшенню об'єму твердого розчину, що може бути основою для підвищення міцності металу шва. Проміжки між гілками дендритів заповнюються рідким металом, міжфазні границі стабілізуються. В результаті цього тверда фаза становиться комірчастою, а розміри кристалітів у шві зменшуються приблизно у 3 рази.

При зростанні швидкості зварювання в 5 разів (з 40 до 200 см/хв) процеси перетворення відбуваються більш інтенсивно, що викликає перехід мікробудови швів до дендритної структури з високою щільністю і дисперсністю виділень часток і зміцнюючих фаз. Це зумовлено зміною величини градієнта температури на поверхні розділення твердого розчину рідкого металу та фаз, швидкості зростання і розподілу розчину на міжфазній границі їх зростання (вдовж фронту кристалізації).

Металографічні і мікродюрOMETричні дослідження показали, що при високій швидкості зварювання (300 см/хв) формуються дендрити у 3...4 рази менші ніж при зварюванні зі швидкістю 30 см/хв. Змінюється направленість осей дендритів першого порядку. На відміну від зварювання зі швидкістю 30 см/хв, ці осі дендритів направлені перпендикулярно поздовжній осі шва. Подрібнення дендритів може пояснювати збільшення мікротвердості шва (наприклад, для сплаву 1201 на 5...25 %), одержаного зі швидкістю 300 см/хв, порівняно зі швом, одержаним зі швидкістю 30 см/хв (рис. 4).

Встановлено, що зі зростанням швидкості зварювання з 30 см/хв (рис. 5) до 300 см/хв (рис. 6) відбувається збільшення кількості пор при зменшенні їх розміру (приблизно у 1,5...2,0 рази). Поясненням цього явища може служити те, що внаслідок більшої швидкості зварювання пори не встигали вирости до великих розмірів, а малий час існування ванни у рідкому стані погіршує умови дегазації шва. Пори локалізуються переважно по зоні сплавлення шва з основним металом.

Механічні випробування показали зменшення міцності зварних з'єднань алюмінієвих сплавів при збільшенні швидкості зварювання з 200 до 300 см/хв (рис. 7, 9, 10). Це пояснюється погіршенням формування переходу від шва до основного металу і утворенням підрізів, а також утворенням ланцюжка поверхневих пор на осі з'єднання через погіршення умов дегазації металу шва. У разі плазово-дугового зварювання різнополярним струмом сплаву АМг5М (Al-Mg-Mn) (рис. 7) ефект зменшення міцності при збільшенні швидкості з 200 до 300 см/хв виражений не так явно, як для сплавів 1201 (Al-Cu-Mn) (рис. 4) і 1460 (Al-Cu-Li) (рис. 6). Це викликано тим, що на відміну від сплавів 1201 і 1460 сплав АМг5М термічно не зміцнюється, а також меншою величиною підрізів у з'єднаннях сплаву АМг5М порівняно зі сплавами, що містять Cu. Відмітимо, що в цілому міцність плазово-дугового зварювання алюмінієвих сплавів більша за міцність АДЗНЕ цих сплавів. Це пов'язано із підвищенням тепловкладання при АДЗНЕ, що призводить до збільшення розмірів дендритів і ЗТВ.

Встановлено, що при зменшенні кількості міді в складі алюмінієвого сплаву 1460 (Al-3%Cu-1,8%Li) швидкість плазово-дугового зварювання у меншій мірі впливає на зміну міцності зварного з'єднання (4...5 %), у дещо більшому ступені спостерігається вплив міді на міцність металу шва (зростає на 7 %) при збільшенні швидкості зварювання від 40 до 200 см/хв. Подальше збільшення швидкості призводить до спаду показників міцності, що обумовлено початком утворення підрізів та погіршенням дегазації металу шва.

Аналіз зміни розподілу температурних полів при плазово-дуговому зварюванні сплаву 1201 завтов-

шки 1,8 мм показав поступове зменшення розміру ЗТВ при зміні швидкості зварювання від 40 до 120 см/хв і стабілізацію цього параметру при збільшенні швидкості зварювання від 120 до 300 см/хв.

Дослідження показників напружено-деформованого стану при плазово-дуговому зварюванні зразків розглянутих сплавів показало, що із збільшенням швидкості спостерігається тенденція майже експоненційного зменшення величини даних показників (рис. 12–19). Як видно з наведених графіків, існує певна швидкість (наприклад, 100 см/хв для випадку сплаву АМг5М (рис. 15–17), після якої подальше підвищення швидкості зварювання майже не призводить до зменшення залишкових деформацій та напружень у досліджених сплавах. Така швидкість залежить не лише від марки сплаву, але й від його товщини (рис. 20).

### Висновки

1. Виявлена тенденція зменшення, щонайменше, у 2...3 рази розмірів дендритів та зміни направленості осей дендритів першого порядку на орієнтацію перпендикулярно поздовжній осі зварного шва при збільшенні швидкості зварювання високоміцних алюмінієвих сплавів систем легування Al-5Mg-Mn, Al-3Cu-1,8Li та Al-6Cu-Mn з 40 до 120 см/хв. Встановлено ефект зростання показників міцності зварних з'єднань до досягнення екстремуму швидкості зварювання у діапазоні 120...200 см/хв, з їх подальшим спадом, обумовленим погіршенням умов формування зварного з'єднання за рахунок утворення підрізів та збільшення пор в металі шва. Показано, що для алюмінієвих сплавів Al-6Cu-Mn та Al-3Cu-1,8Li, які термічно зміцнюються, спостерігається стрімке зростання показників міцності при досягненні екстремуму швидкості зварювання, при цьому зменшення кількості міді в основному металі з 6,0 до 3,0 % дозволяє збільшити показник екстремуму швидкості зварювання зі 120 до 200 см/хв.

2. Встановлено, що при зростанні швидкості плазово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом листів завтовшки 1,8 мм зі сплаву Al-Cu-Mn з 40 до 120 см/хв максимальна температури у точці на відстані 5 мм від осі шва зменшується з 850 до 450 °С. Подальше збільшення швидкості зварювання до 200 і 300 см/хв призводить до зменшення максимальної температури в цій точці до 425 і 400 °С, відповідно. Тобто спостерігається зменшення інтенсивності падіння температури в точці 5 мм від осі шва з ростом швидкості зварювання вище 120 см/хв.

3. Показано, що величина залишкових деформацій різко зменшується у 2 рази при досягненні певного екстремуму швидкості зварювання у діапазоні 120...200 см/хв, а подальше збільшення швидкості зварювання не викликає суттєвого зменшення залишкових деформацій, тобто зміна величини деформації становить не більше 5 %. На прикладі

сплаву Al–Mg–Mn показано, що такі закономірності характерні також не тільки для товщини 2,0 мм, а також спостерігаються і при зварюванні зразків в інтервалі товщин 4...8 мм. Це дозволяє використовувати дані результати для прогнозування показників міцності і напружено-деформованого стану зварного з'єднання, а також металу шва для цих товщин при збільшенні швидкості плазмово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом вище «пікового» значення.

### Список літератури/References

- Guan, R., Lou, H., Huang, H. et al. (2020) Development of Aluminum Alloy Materials: Current Status, Trend, and Prospects. *Strategic Study of Chinese Academy of Engineering*, 22, 5, 68–75. DOI: <https://doi.org/10.15302/J-SS-CAE-2020.05.013>
- Samiuddin, M., Li, J.-L., Taimoor, M. et al. (2021) Investigation on the process parameters of TIG-welded aluminum alloy through mechanical and microstructural characterization. *Defence Technology*, 17, 4, 1234–1248. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.dt.2020.06.012>
- Lis, A., Mogami, H., Matsuda, T. et al. (2018) Hardening and softening effects in aluminium alloys during high-frequency linear friction welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 255, 547–558. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.01.002>
- Xu, B., Chen, S., Jiang, F. et al. (2019) The influence mechanism of variable polarity plasma arc pressure on flat keyhole welding stability. *Journal of Manufacturing Processes*, 37, 519–528. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.12.026>
- Xu, B., Tashiro, S., Jiang, F. et al. (2019) Effect of Arc Pressure on the Digging Process in Variable Polarity Plasma Arc Welding of A5052P Aluminum Alloy. *Materials*, 12, 1071, 1–17. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma12071071>
- Lang, R., Han, Y., Bai, X., Hong, H. (2020) Prediction of the Weld Pool Stability by Material Flow Behavior of the Perforated Weld Pool. *Materials*, 13, 303, 1–20. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma13020303>
- Klett, J., Bongartz, B., Wolf, T. et al. (2023) Plasma welding of aluminum in an oxygen-free argon atmosphere. *Advances in Materials Science*, 23, 1(75), 5–18. DOI: <https://doi.org/10.2478/adms-2023-0001>
- Labur, T.M., Grinyuk, A.A., Poklyatsky, A.G. (2006) Mechanical properties of plasma welded joints on aluminum-lithium alloys. *The Paton Welding J.*, 6, 32–34.
- Selva Bharathi, R., Siva Shanmugam, N., Murali Kannan, R., Arungalai Vendan, S. (2018) Studies on the Parametric Effects of Plasma Arc Welding of 2205 Duplex Stainless Steel. *High Temperature Materials and Processes*, 37, 3, 219–232. DOI: <https://doi.org/10.1515/htmp-2016-0087>
- Sathishkumar, M., Manikandan, M., Subramani, P. et al. (2020) Effect of Welding Speed on Aspect Ratio of Hastelloy X Weldment by Keyhole Plasma Arc Welding (K-PAW). *Materials Today*, 22, 4, 3297–3304. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.03.291>
- Batool, S., Khan, M., Jaffery, S. et al. (2015) Analysis of weld characteristics of micro-plasma arc welding and tungsten inert gas welding of thin stainless steel (304L) sheet. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, 230, 6. DOI: <https://doi.org/10.1177/1464420715592>
- Korzhyk, V., Khaskin, V., Grynyuk, A. et al. (2022) Comparison of the features of the formation of joints of aluminum alloy 7075 (Al–Zn–Mg–Cu) by laser, microplasma, and laser-microplasma welding. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 1/12(115), 38–47. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2022.253378>
- Гринюк А.А., Коржик В.Н., Бабич А.А. и др. (2016) Унифицированный плазматрон для сварки сжатой дугой неплавящимся электродом. *Технологические системы*, 4, 86–89. Grinyuk, A.A., Korzhyk, V.N., Babich, A.A. et al. (2016) Unified plasmatron for consumable electrode constricted arc welding. *Tekhnologicheskie Sistemy*, 4, 86–89 [in Russian].
- Lobanov, L.M., Pashchyn, M.O., Mikhodui, O.L. et al. (2021) Modeling of stress-strain states of AMg6 alloy due to impact action of electrode-indenter in electrodynamic treatment. *The Paton Welding J.*, 6, 2–11. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.06.01>
- (2018) *Физические процессы при сварке и обработке материалов. Теоретическое исследование, математическое моделирование, вычислительный эксперимент*: Сб. статей и докладов под ред. акад. НАН Украины И.В. Кривцуна. Киев, Международная Ассоциация «Сварка». (2018) *Physical processes in welding and treatment of materials. Theoretical studies, mathematical modeling, computing experiment*: Collect. of articles and reports. Ed. by I.V. Krivtsun. Kyiv, IAW [in Russian].

## INFLUENCE OF THE SPEED OF PLASMA-ARC WELDING AT A VARIABLE POLARITY ASYMMETRICAL CURRENT ON THE FORMATION OF JOINTS OF HIGH-STRENGTH ALUMINIUM ALLOYS

V.M. Korzhyk<sup>1</sup>, A.A. Grynyuk<sup>1</sup>, V.Yu. Khaskin<sup>1</sup>, E.V. Ilyashenko<sup>1</sup>, S.I. Peleshenko<sup>2</sup>, A.O. Alohyn<sup>2</sup>, I.O. Skachkov<sup>3</sup>, O.V. Dolyanivska<sup>3</sup>

<sup>1</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: [vnkorzhyk@gmail.com](mailto:vnkorzhyk@gmail.com)

<sup>2</sup>LLC “Foreign Economic Representation of the E.O. Paton Chinese-Ukrainian Institute of Welding, 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine

<sup>3</sup>National Technical University of Ukraine “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”, 37 Peremohy Prosp., 03056, Kyiv, Ukraine

The effect of change in the speed of movement of the heating source in plasma-arc welding of aluminium alloys of 2.0 mm thick of three Al–Mg–Mn (AMg5M, AMg6), Al–Cu–Mn (1201) and Al–Cu–Li (1460) alloying systems on the microstructure and hardness of the weld metal and near-weld zone, on the formation of inner pores and mechanical properties of welded joints was considered. Changes in the distribution of temperature fields and indices of the stress-strain state of welded specimens were analyzed. It was found that for each type of alloys there is a certain “peak” welding speed, with exceeding of which there is no significant reduction in residual deformations and stresses, as well as a decrease in the width of the base metal heating zone. Instead, mechanical properties of welded joints are deteriorated because of an increase in the number of pores in the weld metal and the formation of inadmissible undercuts in the upper part of the weld in the area of transition from the weld to the base metal. On the example of Al–Mg–Mn alloy it is shown that such regularities are also typical not only for the thickness of 2.0 mm, but also observed during welding of specimens with the range of thicknesses of 4–8 mm. This allows using these results to predict indices of strength of the welded joint and weld metal for these thicknesses when the speed of plasma-arc welding at a variable polarity asymmetrical current is increased higher than the “peak” value. 15 Ref., 2 Tabl., 23 Fig.

*Keywords: plasma-arc welding, variable polarity pulses, aluminium alloys, weld structure, pores, joint formation, strength, temperature distribution, stress-strain state*

Надійшла до редакції 19.06.2023