

МЕТАЛУРГІЙНІ ПРОЦЕСИ У МЕТАЛІ ШВА ПРИ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОМУ ЗВАРЮВАННІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ 01570

В.В. Скрябінський¹, В.М. Нестеренков¹, М.О. Русиник¹, А.В. Микитчик²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua
²ДП «Міжнародний центр електронно-променевих технологій ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України»,
03150, м. Київ, вул. Антоновича, 68

Вивчено вміст скандію та цирконію на різних ділянках зварних з'єднань штампованих напівфабрикатів алюмінієвого сплаву 01570, виконаних способом електронно-променевого зварювання. Встановлено, що у зварювальній ванні відбувається розчинення не тільки вторинних, а й частини первинних інтерметалідів $Al_3(Sc, Zr)$, що містилися в основному металі. Кількість розчиненого у рідкому металі скандію визначається часом існування ванни. Надалі, залежно від швидкості загартування при охолодженні металу шва, скандій повністю або частково фіксується у твердому пересиченому розчині. При концентрації розчиненого у зварювальній ванні скандію 0,10...0,12 % його повний перехід у пересичений твердий розчин забезпечує загартування зі швидкістю не менше $5 \cdot 10^2$ °C/с. Показано, що в зміцненні штампованих напівфабрикатів бере участь близько 50 % скандію, що міститься в сплаві 01570. Скандій, що залишився, входить до складу первинних інтерметалідів. Бібліогр. 11, табл. 4, рис. 4.

Ключові слова: електронно-променеве зварювання; алюмінієвий сплав; загартування; штучне старіння; інтерметаліди

Вступ. Сплав 01570 є найбільш міцним серед інших термічно не зміцнюваних алюмінієвих сплавів системи Al–Mg, що деформуються [1]. За рівнем властивостей міцності деформовані напівфабрикати сплаву 01570 у відпаленому стані наближаються до рівня властивостей деформованих напівфабрикатів термічно зміцнюваних алюмінієвих сплавів у стані після загартування та штучного старіння. Слід зазначити, що термічна обробка у вигляді відпалу для сплаву 01570 є зміцнюючою. Хімічний склад сплаву наведено у табл. 1. При литті зливків сплаву відбувається фіксація скандію в пересиченому твердому розчині, тобто загартування. При наступному відпалі відбувається розпад пересиченого твердого розчину скандію в алюмінії з виділенням вторинних зміцнюючих дрібнодисперсних частинок фази Al_3Sc , тобто старіння. У зв'язку з цим стосовно сплаву 01570 відпал далі називатимемо штучним старінням. Як для сплавів систем Al–Sc та Al–Mg–Sc взагалі, так і для сплаву 01570 зокрема, штучне старіння при температурі 350 °C тривалістю 1 год дає найбільше підвищення властивостей міцності [1, 2]. Цей режим термообробки виявився кращим для під-

вищення міцності зварних з'єднань напівфабрикатів сплаву 01570 [3]. Штучне старіння зварних з'єднань, отриманих способом електронно-променевого зварювання (ЕПЗ), підвищує твердість металу шва вище за рівень твердості основного металу штампованих напівфабрикатів, а розривні зразки, вирізані зі зстарених зварних з'єднань, руйнуються по основному металу за межами зони термічного впливу. Цей факт дав підставу припустити, що при штучному старінні в металі зварного шва дрібнодисперсних вторинних інтерметалідів Al_3Sc виділилося більше, ніж спочатку було в основному металі.

Для утворення цієї надлишкової кількості частинок необхідно виконати три умови.

По-перше, потрібен додатковий скандій, який раніше не брав участі у зміцненні металу. Цей скандій утворюється у металі ще на стадії виробництва зливків у вигляді первинних виділень Al_3Sc .

По-друге, разом з повним розчиненням вторинних інтерметалідів у металі зварювальної ванни необхідно хоча б частково розчинити первинні інтерметаліди. У зв'язку з тим, що після штучного старіння твердість металу зварного шва

Таблиця 1. Хімічний склад сплаву 01570 (ГОСТ 4784–2019), мас. %

Al	Mg	Mn	Sc	Zr	Ti	Si	Fe	Cu	Zn
Основа	5,3...6,3	0,2...0,6	0,17...0,27	0,05...0,15	0,01...0,05	<0,2	<0,3	<0,1	<0,1

© В.В. Скрябінський — <https://orcid.org/0000-0003-4470-3421>, В.М. Нестеренков — <https://orcid.org/0000-0002-7973-1986>, М.О. Русиник — <https://orcid.org/0000-0002-7591-7169>, А.В. Микитчик — <https://orcid.org/0000-0002-9761-9429>

© В.В. Скрябінський, В.М. Нестеренков, М.О. Русиник, А.В. Микитчик, 2022

стає вищою за твердість основного металу, таке розчинення відбувається. Важливо відзначити, що найбільше підвищення твердості (тобто повніше розчинення первинних інтерметалідів) відбувається при малій швидкості зварювання, коли збільшується час знаходження металу в рідкому стані в зоні впливу електронного променя. [4].

По-третє, при охолодженні металу шва розчинений у рідкому металі скандій повинен зафіксуватися в твердому пересиченому розчині. Повнота переходу скандію з розплаву у пересичений твердий розчин зростає зі збільшенням швидкості загартування [5]. А при ЕПЗ сплаву 01570 було встановлено, що зниження швидкості зварювання з 16,8 до 2,8 мм/с і, відповідно, зменшення швидкості загартування з $1 \cdot 10^4$ до $5 \cdot 10^2$ °C/с не зменшує, а навпаки збільшує твердість металу шва. Отже, можна припустити, що при цьому весь або майже весь скандій, розчинений у рідкому металі зварювальної ванни, переходить у твердий розчин і надалі, при старінні, виділяється у вигляді вторинних інтерметалідів Al_3Sc .

Основним фактором, що стримує широке застосування алюмінієво-магнієвих сплавів зі скандієм, є висока вартість скандію. Для зниження витрат скандію при збереженні високих експлуатаційних характеристик у алюмінієво-магнієві сплави вводять цирконій. Цирконій вводиться в метал 01570 разом зі скандієм. Він розчиняється в інтерметаліді Al_3Sc , замінюючи атоми скандію, зберігаючи та стабілізуючи його властивості [6]. У сплавах системи Al–Mg оптимальним вмістом скандію та цирконію вважається 0,22...0,24 і 0,10...0,12 % відповідно. При перевищенні зазначеного вмісту надлишки скандію та цирконію знаходяться у сплаві у вигляді первинних інтерметалідів $Al_3(Sc, Zr)$, погіршуючи службові характеристики сплаву [7]. Наприклад, у сплаві Al–Mg–Sc–Zr при 77 К первинні фази $Al_3(Sc, Zr)$ відповідальні за виникнення порожнин і тріщин на їх границі з матрицею при криогенній температурі [8]. При зменшенні зазначеного вмісту можливості скандію та цирконію використовуються не повністю.

Про кількість цих первинних інтерметалідів у літературі наводяться суперечливі дані. Розробники сплаву 01570 раніше писали, що основна ча-

стина скандію залишається в пересиченому твердому розчині [1, 9] (з цієї частини при подальшій термомеханічній обробці утворюються зміцнюючі вторинні інтерметаліди Al_3Sc), а деяка незначна його частина виділяється з розплаву у вигляді відносно великих первинних інтерметалідів [10]. В роботі [11] стверджується, що на формування зміцнюючої фази (вторинних інтерметалідів) витрачається 50 % скандію і цирконію, що вводяться в сплав 01570. Решта цих елементів входить до складу первинних інтерметалідів.

Метою цієї роботи є дослідження особливостей металургійних процесів, що відбуваються у зварювальній ванні при ЕПЗ сплаву 01570, визначення кількості скандію та цирконію, що йде на утворення вторинних інтерметалідів у металі шва, та мінімальної швидкості загартування, необхідної для повного переходу скандію в пересичений твердий розчин при охолодженні зварного шва.

Методи дослідження та обладнання. Дослідження проводили на плитах сплаву 01570 товщиною 30 мм. Плити зварювали на електронно-променевої зварювальній установці УЛ-209М із джерелом живлення ЕЛА 60/60 з прискорювальною напругою 60 кВ.

На поперечних шліфах за допомогою приладу «Роквел» вимірювали твердість металу шва та навколошовної зони. Вимірювання проводили при навантаженні на сталеву кульку 600 Н за шкалою «В». Механічні властивості металу шва визначали випробуванням на розрив стандартних циліндричних зразків з діаметром робочої частини 4,0 мм та діаметром захватів 9,0 мм.

Зразки для випробувань вирізали з металу шва вздовж напрямку зварювання таким чином, що робочі частини зразків та прилеглі до них ділянки склалися з металу зварного шва. Схему вирізки зразків показано на рис. 1.

Мікроструктуру зразків досліджували на поперечних шліфах за допомогою електронного мікроскопа Carl Zeiss Sigma 300 при прискорювальній напрузі 15 кВ.

Для визначення хімічного складу різних ділянок основного металу, зварного шва та частинок інтерметалідів використовували рентгеноспектральний мікроаналізатор Oxford Instruments XMAX-350 (приставка-аналізатор PEM Carl Zeiss Sigma 300) та програмне забезпечення для розрахунку результатів.

Експериментальні дослідження та результати. Плити штампованого напівфабрикату сплаву 01570 зварювали у боковому положенні горизонтальним променем. Режими зварювання наведені в табл. 2. При збільшенні амплітуди розгортки променя з 1,5 до 4,0 мм ширина шва збільшилася з 3,5 до 7,0 мм (рис. 2).

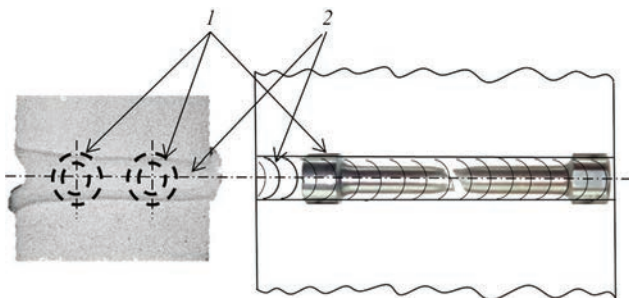


Рис. 1. Схема вирізки зразків для випробувань на розтяг металу зварного шва: 1 — зразки; 2 — зварний шов

Таблиця 2. Режими ЕПЗ для зварювання плит сплаву 1570 товщиною 30 мм

Режим зварювання	$U_{пр}$, кВ	$V_{зв}$, мм/с	$I_{пр}$, мА	Амплітуда розгортки променя, мм	Ширина зварного шва, мм	Швидкість загартування металу шва, °С/с
1	60	2,8	95	1,5	3,5	$5 \cdot 10^2$
2	—»—	16,8	260	—»—	—»—	$1 \cdot 10^4$
3	—»—	2,8	130	4,0	7,0	Не вимірювалась
4	—»—	6,0	220	—»—	—»—	—»—
5	—»—	12,0	310	—»—	—»—	—»—
6	—»—	16,8	350	—»—	—»—	—»—

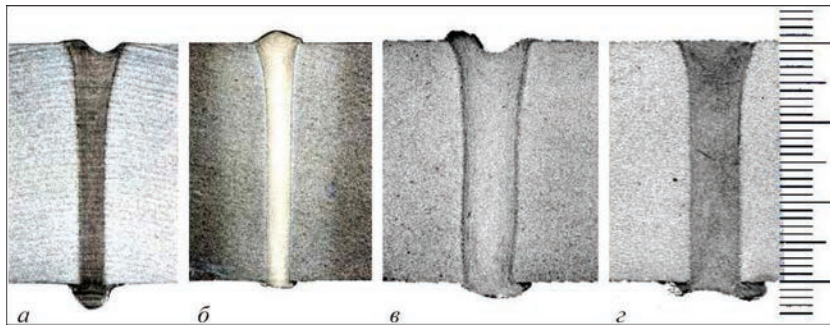


Рис. 2. Поперечні макрощліфи зварних з'єднань плит штампованого напівфабрикату сплаву 01570 товщиною 30 мм: а — режим 1; б — 2; в — 3; з — 6

Для вимірів твердості та проведення механічних випробувань після зварювання плити сплаву 01570 штучно зістарили при температурі 350 °С протягом 1 год.

Результати вимірювання твердості зварних з'єднань показали, що для всіх досліджуваних режимів зварювання твердість металу шва на 2...6 одиниць *HRB* вища за твердість основного металу (рис. 3). Найвищу твердість (близько 96 *HRB*) мають вузькі шви, виконані зі швидкістю зварювання 2,8 мм/с (режим 1). У разі збільшення ширини шва від 3,5 до 7,0 мм (режим 3) його твердість знижується до 91...92 *HRB*. Твердість металу швів, виконаних зі швидкістю зварювання 16,8 мм/с (режими 2 та б), практично не залежить від їх ширини та становить близько 93 *HRB*.

На рис. 4 показані інтерметаліди в основному металі (а) та в металі зварних швів, зварених

зі швидкістю 16,8 мм/с (б) та 2,8 мм/с (в). На фотографіях на фоні темної матриці видно світлі, судячи з усього, первинні інтерметаліди, що містять скандій і цирконій розміром від 1,0 до 15,0 мкм. Включення зустрічаються округлої форми (рис. 4, з, д) або у вигляді неправильних багатогранників (рис. 4, е). Їх хімічний склад, мас. %: Al — 60...62, Sc — 21...22, Zr — 17...18.

Дрібні (1...3 мкм) первинні інтерметаліди розподілені в матриці відносно рівномірно, а більші (5...15 мкм) хаотично.

При збільшеннях $\times 500$ і $\times 1800$ неможливо виявити нанорозмірні вторинні інтерметаліди $Al_3(Sc, Zr)$, які знаходяться в основному металі. Тому кількість скандію і цирконію, що міститься в них, визначали у ділянках матриці, що не містять первинних інтерметалідів. Вміст скандію та

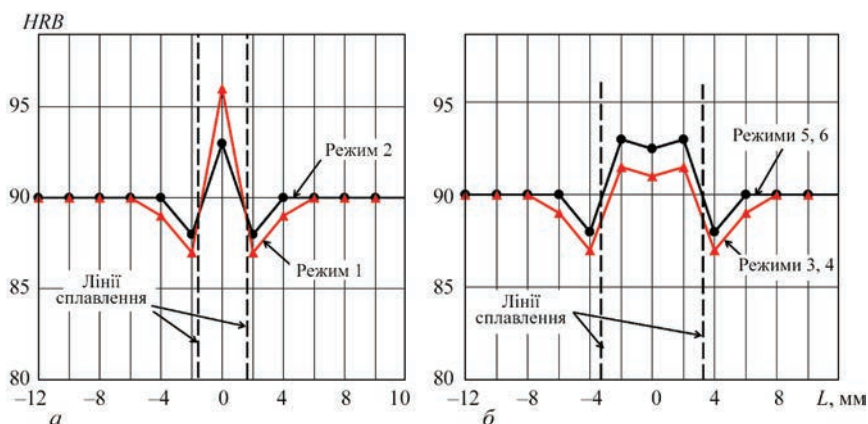


Рис. 3. Розподіл твердості в поперечному перерізі зварних з'єднань сплаву 01570 після штучного старіння з амплітудою розгортки електронного променя 1,5 мм (а) та 4,0 мм (б)

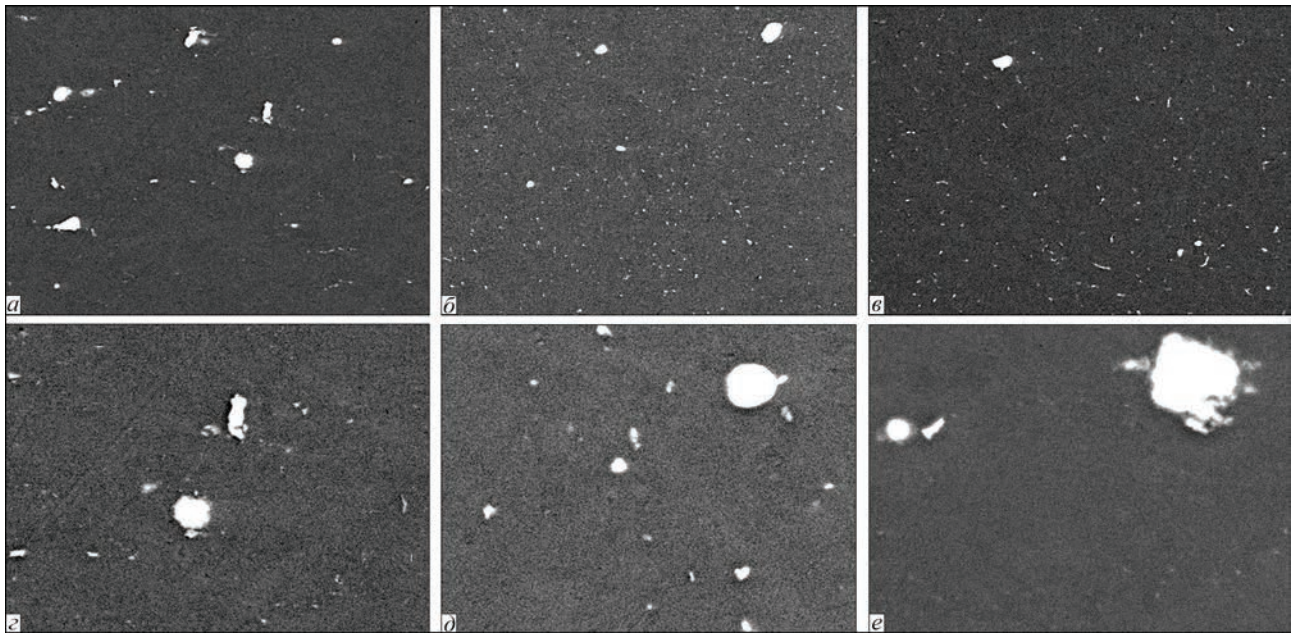


Рис. 4. Інтерметаліди $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ в основному металі сплаву 01570 (а, е) та в металі швів при ЕПЗ на режимі 2 (б, д) та на режимі 1 (в, е): а-в — $\times 500$; г-е — $\times 1800$

цирконію в різних ділянках зварних з'єднань показано в табл. 3.

У вторинних інтерметалідах основного металу міститься близько 0,10 % Sc та 0,07...0,90 % Zr. Це означає, що у зміцненні штампованих напівфабрикатів сплаву 01570 взяло участь не більше половини найдорожчого легуючого елемента — скандію. А в твердому розчині металу зварних швів вміст скандію збільшився і становить 0,11 % при зварюванні зі швидкістю 16,8 мм/с (режим 2) та 0,12 % при швидкості зварювання 2,8 мм/с (режим 3). Вміст цирконію у твердому розчині швів становить близько 0,1 %.

Механічні властивості металу зварних швів сплаву 01570, виконаних з різною швидкістю зварювання, після штучного старіння показані в табл. 4. При збільшенні швидкості зварювання з 2,8 до 16,8 мм/с одночасно збільшуються міцність та пластичність металу шва. Тимчасовий опір металу шва збільшується з 375 до 385 МПа, умовна межа плинності з 230 до 240 МПа, а відносне подовження з 15 до 25 %.

Результати досліджень та їх обговорення. Розглянемо результати вимірювання твердості,

Таблиця 3. Вміст скандію та цирконію в різних ділянках зварних з'єднань, мас. %

Місце визначення	Sc	Zr
Первинні інтерметаліди	21...22	17...18
Основний метал на ділянках, які не містять первинні інтерметаліди	0,10	0,07...0,09
Твердий розчин металу шва:		
режим 2	0,11	0,10
режим 3	0,12	0,10

отримані на зразках, виконаних за режимами 1 і 2 (див. табл. 2, шви шириною 3,5 мм). З рис. 3, а видно, що твердість всіх штучно зістарених зварних швів вища за твердість основного металу, причому при зварюванні зі швидкістю 2,8 мм/с твердість вища, ніж при швидкості 16,8 мм/с. Таке підвищення твердості можна пояснити так. Під час процесу ЕПЗ нанорозмірні вторинні інтерметаліди $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$, що містяться в основному металі, повністю розчиняються у рідкому металі зварювальної ванни. Крім того, в металі ванни відбувається часткове розчинення відносно великих первинних інтерметалідів. Чим більше час існування зварювальної ванни, тим більша частина тугоплавких первинних інтерметалідів встигає розчинитися в рідкому металі. Тобто, при малій швидкості зварювання (2,8 мм/с) вміст скандію, розчиненого в рідкому металі, більше ніж при великій швидкості зварювання (16,8 мм/с). Це підтверджує рентгеноспектральний аналіз твердого розчину металу зварних швів. У твердому розчині металу зварних швів, виконаних при швидкостях 2,8 та 16,8 мм/с, скандій міститься у кількостях 0,12 та 0,11 % відповідно. Як було сказано вище, для зварних швів шириною 3,5 мм, виконаних як зі швидкістю зварювання 2,8, так і 16,8 мм/с, швидкостей загартування вистачає для того, щоб весь скандій, розчинений у металі шва, при охолодженні повністю зафіксувався у твердому розчині. Надалі при штучному старінні зварних з'єднань у швах, виконаних зі швидкістю зварювання 2,8 мм/с, зміцнюючих вторинних інтерметалідів $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ виділяється більше, ніж у швах при

Таблиця 4. Механічні властивості металу зварних швів сплаву 01570, виконаних з різною швидкістю зварювання після штучного старіння

Швидкість зварювання, мм/с (режим зварювання)	σ_b , МПа	σ_r , МПа	δ , %	ψ , %
2,8 (3)	<u>374,2...378,0</u> 375,4	<u>229,5...231,1</u> 230,3	<u>14,7...15,4</u> 15,1	<u>38,3...41,5</u> 40,1
6 (4)	<u>375,6...376,2</u> 375,8	<u>226,1...232,4</u> 229,2	<u>14,6...15,2</u> 14,9	<u>26,4...28,3</u> 27,2
12 (5)	<u>377,2...384,1</u> 382,6	<u>232,2...232,3</u> 232,3	<u>17,7...18,3</u> 18,1	<u>20,9...21,8</u> 21,2
16,8 (6)	<u>379,8...386,4</u> 384,2	<u>236,6...239,7</u> 238,5	<u>19,1...26,0</u> 23,5	<u>41,5...42,0</u> 41,8

зварюванні зі швидкістю 16,8 мм/с, чим обумовлюється їх більше зміцнення. Часткове розчинення первинних інтерметалідів $Al_3(Sc, Zr)$, що містилися в основному металі, є причиною того, що твердість обох швів стала вищою за твердість основного металу.

Далі визначали, що відбувається, якщо збільшити об'єм зварювальної ванни. Порівнювали твердість швів, зварених за режимами 1 та 2 (див. табл. 2, шви шириною 3,5 мм) з твердістю швів, зварених за режимами 3 та 6 (див. табл. 2, шви шириною 7,0 мм). З рис. 3 видно, що у цьому випадку твердість зістареного металу швів після зварювання зі швидкістю 16,8 мм/с залишилася на рівні 93 *HRB*, а зі швидкістю 2,8 мм/с — зменшилася з 96 до 91...92 *HRB*. Таке зменшення твердості можна пояснити лише зменшенням швидкості загартування. При збільшенні ширини шва (тобто об'єму зварювальної ванни) збільшується час існування металу в рідкому стані. Тобто, при зварюванні за режимом 3 в рідкій ванні розчинилося ніяк не менше, а швидше за все більше як вторинних, так і первинних інтерметалідів $Al_3(Sc, Zr)$ у порівнянні зі зварюванням за режимом 1.

В цьому випадку швидкість охолодження металу шва і, відповідно, швидкість його загартування не могла не зменшитися. Так, швидкість гарту була недостатньо висока для повного переходу скандію з розплаву в пересичений твердий розчин і після старіння щільність виділень зміцнювальних вторинних частинок $Al_3(Sc, Zr)$ у швах шириною 7,0 мм (режим 3) виявилася меншою, ніж у швах шириною 3,5 мм (режим 1). Таким чином, можна зробити висновок, що швидкість загартування $5 \cdot 10^2$ °C/с є мінімальною для повного переходу розчиненого в рідкому металі скандію в пересичений твердий розчин. Принаймні це твердження має бути справедливим при концентрації скандію в розплаві 0,11...0,12 %, як це було у наших дослідженнях.

Результати механічних випробувань металу штучно зістарених зварних швів підтверджують

результати, отримані під час вимірювання твердості. Чим більша твердість металу шва, тим вище його характеристики міцності.

Висновки

1. У процесі ЕПЗ сплаву 01570 у зварювальній ванні відбувається розчинення не тільки вторинних, а й частини первинних інтерметалідів $Al_3(Sc, Zr)$, що містилися в основному металі. Кількість розчиненого у рідкому металі скандію визначається часом існування ванни. Залежно від швидкості загартування при охолодженні металу шва скандій повністю або частково фіксується у пересиченому твердому розчині.

2. При концентрації розчиненого у зварювальній ванні скандію 0,10...0,12 % його повний перехід у пересичений твердий розчин забезпечує загартування зі швидкістю не менше $5 \cdot 10^2$ °C/с.

3. У зміцненні штампованих напівфабрикатів бере участь близько 50 % скандію, що міститься в сплаві 01570. Скандій, що залишився, входить до складу первинних інтерметалідів розміром 1...15 мкм, нерівномірно розподілених у структурі металу.

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., Торопова Л.С., Анастасьева Г.К. и др. (1984) Влияние гомогенизирующих нагревов на свойства сплавов систем Al–Sc и Al–Mg–Sc. *Изв. АН СССР. Металлы*, 3, 196–201.
3. Скрябінський В.В., Нестеренков В.М., Русиник М.О., Страшко В.Р. (2020) Вплив режиму електронно-променевого зварювання, термічної обробки і пластичної деформації на міцність з'єднань алюмінієвого сплаву 1570. *Автоматичне зварювання*, 5, 10–15. <https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj/2020/05/02>
4. Нестеренков В.М., Скрябінський В.В., Русиник М.О. (2021) Вплив термічних циклів при електронно-променевому зварюванні алюмінієвого сплаву 1570 на механічні властивості зварних з'єднань. *Там само*, 5, 40–45. <https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/as/2021/05/06>
5. Березина А.Л., Сегида Е.А., Монастырская Т.А., Котко А.В. (2008) Влияние скорости кристаллизации на ано-

- мальное пересыщение Al–Mg–Sc сплавов. *Металлофизика и новейшие технологии*, 30(6), 849–857.
6. Давыдов В.Г., Елагин В.И., Захаров В.В., Ростова Т.Д. (1996) О легировании алюминиевых сплавов добавками скандия и циркония. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 8, 25–30.
 7. Захаров В.В., Фисенко И.А. (2013) Об экономии скандия при легировании им алюминиевых сплавов. *Технология легких сплавов*, 4, 52–60. <https://cyberleninka.ru/article/n/ob-ekonomii-skandiya-pri-legirovanii-im-alyuminievyh-splavov/viewer>
 8. Zhao W.T., Yan D.S., Li X.Y. et al. (2006) Tensile property of Al–Mg–Sc–Zr alloy at cryogenic temperature. *AIP Conference Proceedings*, 824, 169–175. <https://aip.scitation.org/doi/abs/10.1063/1.2192348?journalCode=apc>
 9. Филатов Ю.А. (2013) Алюминиевые сплавы системы Al–Mg–Sc для сварных и паяных конструкций. *Технология легких сплавов*, 2, 36–42. <https://cyberleninka.ru/article/n/alyuminievye-splavy-sistemy-al-mg-sc-dlya-svamyh-i-payanyh-konstruktsiy/viewer>
 10. Елагин В.И. (2004) История, успехи и проблемы легирования алюминиевых сплавов переходными металлами. *Там же*, 3, 6–29.
 11. Валуев В.В. (1998) Микроструктура крупногабаритных слитков алюминиевого сплава 01570. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 6, 15–17.
- References**
1. Filatov, Yu.A. (2014) Alloys of Al–Mg–Sc system as the special group of wrought aluminium alloys. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, 2, 34–41 [in Russian].
 2. Drits, M.E., Toropova, L.S., Anastasieva, G.K. et al. (1984) Influence of homogenizing heatings on properties of alloys of Al–Sc and Al–Mg–Sc systems. *Izv. AN SSSR, Metall*, 3, 196–201 [in Russian].
 3. Skryabinskyi, V.V., Nesterenkov, V.M., Rusnyk, M.O., Strashko, V. (2020) Effect of mode of electron beam welding, heat treatment and plastic deformation on strength of joints of aluminium 1570 alloy. *The Paton Welding J.*, 5, 10–15. <https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj/2020/05/02>
 4. Nesterenkov, V.M., Skryabinskyi, V.V., Rusnyk, M.O. (2021) Effect of thermal cycles in electron beam welding of aluminium 1570 alloy on mechanical properties of welded joints. *Ibid.*, 5, 40–45. <https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/as/2021/05/06>
 5. Berezina, A.L., Segida, E.A., Monastyrskaya, T.A., Kotko, A.V. (2008) Influence of crystallization rate on abnormal supersaturation of Al–Mg–Sc alloys. *Metallofizika i Novyishie Tekhnologii*, 30(6), 849–857 [in Russian].
 6. Davydov, V.G., Elagin, V.I., Zakharov, V.V., Rostova, T.D. (1996) About of doping of aluminium alloys with scandium and zirconium additives. *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, 8, 25–30 [in Russian].
 7. Zakharov, V.V., Fisenko, I.A. (2013) On economy of scandium in its doping of aluminium alloys. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, 4, 52–60 [in Russian]. <https://cyberleninka.ru/article/n/ob-ekonomii-skandiya-pri-legirovanii-im-alyuminievyh-splavov/viewer>
 8. Zhao, W.T., Yan, D.S., Li, X.Y. et al. (2006) Tensile property of Al–Mg–Sc–Zr alloy at cryogenic temperature. *AIP Conference Proceedings*, 824, 169–175. <https://aip.scitation.org/doi/abs/10.1063/1.2192348?journalCode=apc>
 9. Filatov, Yu.A. (2013) Aluminium alloys of Al–Mg–Sc system for welded and brazed structures. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, 2, 36–42 [in Russian]. <https://cyberleninka.ru/article/n/alyuminievye-splavy-sistemy-al-mg-sc-dlya-svamyh-i-payanyh-konstruktsiy/viewer>
 10. Elagin, V.I. (2004) History, successes and problems of doping of aluminium alloys with transition metals. *Ibid.*, 3, 6–29 [in Russian].
 11. Valuev, V.V. (1988) Microstructure of large-sized ingots of 01570 aluminium alloy. *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, 6, 15–17 [in Russian].

METALLURGICAL PROCESSES IN THE WELD METAL AT ELECTRON BEAM WELDING OF 01570 ALUMINIUM ALLOY

V.V. Skryabinskyi¹, V.M. Nesterenkov¹, M.O. Rusnyk¹, A.V. Mykytchuk²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

²SC «International Center for Electron Beam Technologies

of the E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine». 68 Antonovych str., 03150, Kyiv

Scandium and zirconium content was determined in different areas of welded joints of stamped semi-finished products of 01570 aluminium alloy produced by electron beam welding. It was found that dissolution of not only secondary, but also of part of primary Al₃(Sc, Zr) intermetallics, contained in the base metal, takes place in the weld pool. The quantity of scandium dissolved in the liquid metal, is determined by the time of the pool existence. Further on, scandium is completely or partially fixed in the oversaturated solid solution, depending on the hardening rate during weld metal cooling. At 0.10...0.12 % concentration of scandium dissolved in the weld pool, its complete transition into an oversaturated solid solution ensures hardening at not less than 5·10² °C/s rate. It is shown that approximately 50 % scandium, contained in 01570 alloy, participates in hardening of the stamped semi-finished products. The remaining scandium is present in the composition of primary intermetallics. Ref. 11, Tabl. 4, Fig. 4.

Key words: electron beam welding; aluminium alloy; hardening; artificial aging; intermetallics

Надійшла до редакції 12.04.2022