

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ З'ЄДНАНЬ РІЗНОЙМЕННИХ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ПРИ ЗВАРЮВАННІ ТЕРТЯМ

І.В. Зяхор, М.С. Завертанний, А.М. Левчук, Л.М. Капітанчук

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

При створенні нових конструкцій авіаційних газотурбінних двигунів актуальним завданням є заміна механічних кріплень елементів конструкції із жароміцних нікелевих сплавів зварними з'єднаннями. В роботі представлено результати досліджень процесів нагрівання, деформації та формування структури з'єднань при зварюванні тертям різнойменних сплавів – гранульного сплаву ЕП741НП з деформованим ЕІ698ВД та ливарним сплавом ВЖЛ12У. Встановлено мінімальні значення тиску, при якому забезпечується осадка (деформація заготовок у макрооб'ємах). Виявлено наявність критичного значення тиску, при перевищенні якого відбувається зміна характеру процесу осадки при зварюванні тертям сплавів ЕП741НП з ВЖЛ12У – від рівномірного укорочення заготовок до ступінчастого. Встановлено діапазон зміни технологічних параметрів процесу зварювання тертям, в якому забезпечується формування бездефектних з'єднань. Дослідженнями мікротвердості встановлено відсутність в зоні з'єднань сплавів ЕП741НП із ВЖЛ12У ділянок із зниженими показниками мікротвердості. Бібліогр. 22, табл. 2, рис. 11.

Ключові слова: зварювання тертям, жароміцні нікелеві сплави, деформація, γ' -фаза

Для виготовлення дисків і лопаток авіаційних газотурбінних двигунів (ГТД) використовують жароміцні нікелеві сплави (ЖНС) – деформовані, гранульні, ливарні [1–3]. Через нерівномірність нагріву та навантаження елементи турбін виготовляють із різнойменних ЖНС, які з'єднуються між собою механічним кріпленням, що обумовлює збільшення ваги турбіни та двигуна в цілому. При створенні нових конструкцій авіаційних ГТД заміна механічних кріплень зварними з'єднаннями дозволить знизити масу двигуна при збереженні інших експлуатаційних показників [4–8]. Тому застосування зварних вузлів із різнойменних ЖНС у перспективних конструкціях авіаційних ГТД є надзвичайно актуальною проблемою.

Для отримання нероз'ємних з'єднань ЖНС використовують способи зварювання плавленням [9, 10], високотемпературне паяння [11, 12], зварювання тертям [13–18]. Через багатокомпонентність легування ЖНС, при паянні можливе утворення евтектичних прошарків та сегрегація хімічних елементів, що негативно впливає на показники жароміцності з'єднання. Одержання якісних (бездефектних) з'єднань ЖНС при способах зварювання плавленням забезпечується при сумарному вмісті в сплаві алюмінію і титану (основних елементів, що утворюють зміцнюючу γ' -фазу), який не перевищує 4 мас. %. При більшому ступеню легування сплавів зварні шви схильні до утворення тріщин [19].

Для нероз'ємного з'єднання високолегованих ЖНС все більше застосування за кордоном знаходить спосіб зварювання тертям (ЗТ) у різних технологічних модифікаціях – ЗТ обертанням і лінійне ЗТ [13–15].

Одержання якісних з'єднань ЖНС при ЗТ можливо за умови забезпечення певної величини потужності тепловиділення в процесі нагрівання і тиску, достатніх для деформації металу в зоні з'єднання на задану величину. Величина потужності тепловиділення при ЗТ визначається поєднанням величин швидкості відносного обертання (або частоти і амплітуди відносного коливального переміщення при лінійному ЗТ), тиску при нагріванні і коефіцієнту тертя конкретних сплавів. Відомо, що без пластичної деформації макрооб'ємів металу у зоні контакту заготовок при ЗТ неможливо отримати якісні з'єднання [20]. Температурний інтервал деформації (ГТД) жароміцного сплаву залежить від його хімічного складу і обмежується з одного боку температурами рекристалізації $T_{\text{рекр}}$ і повного розчинення зміцнюючої γ' -фази $T_{\text{сольвус}}$, а з іншого боку – температурою початку плавлення $T_{\text{солідус}}$.

Зі збільшенням ступеню легування ЖНС (табл. 1) та об'ємної частки γ' -фази ТІД сплаву зростає – температура початку плавлення сплаву знижується, а значення температур $T_{\text{рекр}}$ і $T_{\text{сольвус}}$ підвищуються. Оскільки для формування якісного з'єднання необхідно забезпечити певну величину деформації однієї або обох заготовок, при якій оксиди і адсорбовані плівки витісняються за межі перерізу [20], то одним із параметрів, що контролюється при ЗТ, є величина осадки заготовок. Лише при досягненні її певної величини можливо формування бездефектних з'єднань [13, 17, 20].

Становить науковий інтерес і практичну цінність дослідження термічних циклів і процесу деформації (осадки) заготовок при ЗТ різнойменних

Зяхор І.В. – <https://orcid.org/0000-0001-7780-0688>, Завертанний М.С. – <https://orcid.org/0000-0002-8415-8555>

Левчук – А.М. <https://orcid.org/0000-0002-0361-7394>

© І.В. Зяхор, М.С. Завертанний, А.М. Левчук, Л.М. Капітанчук, 2020

Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваних сплавів, мас. %

Сплав	Ni	Cr	Ti	Al	W	Mo	Nb	Co	V	Mn	Si	Hf	C
ЕІ698ВД	Основа	14,4	2,74	1,69	0,05	2,98	2,04	-	0,05	0,08	0,20	-	0,05
ВЖЛ12У	"-	9,7	4,5	5,4	1,4	3,1	0,8	14,0	0,8	0,01	0,03	-	0,18
ЕП741НП	"-	9	1,9	5,1	5,6	3,8	2,6	15,8	-	0,5	0,5	0,3	0,04

Таблиця 2. Деякі фазові характеристики досліджуваних сплавів [21, 22]

Сплав	Загальна кількість γ' -фази, %	Температура солідусу $T_{\text{солідус}}$	Температурна межа розчинення γ' -фази $T_{\text{сольвус}}$, °С	Температура рекристалізації, $T_{\text{рекр}}$, °С	Температура деформації		Здатність до гартування пластичної деформації
					Початок	Кінець	
ЕІ698ВД	25,0	1320	1030	1050...1100	1160	1000	Хороша
ЕП741НП	60,0	1270	1190	1150...1170	1140	1030	Дуже погана
ВЖЛ12У	65,0	1273	1220	-	-	-	"-

ЖНС, зокрема, дискових (деформованих і гранульних) і лопаточних (ливарних) сплавів, які використовуються у конструкції турбін вітчизняних розробників і виробників ГТД.

Мета роботи – встановити особливості нагрівання, деформації різномірних ЖНС, формування мікроструктури з'єднань в залежності від значень параметрів режиму ЗТ і на цій основі удосконалити технологію ЗТ, яка забезпечить формування бездефектних зварних з'єднань.

Методика досліджень. Досліджували процеси нагрівання та деформації при ЗТ різномірних промислових сплавів – ливарного ВЖЛ12У, гранульного ЕП741НП, деформованого ЕІ698ВД, які використовуються у конструкціях вітчизняних розробників та виробників авіаційних ГТД – ДП «Івченко-Прогрес», АО «Мотор Січ». Зокрема, стосовно до зварного вузла «диск–диск» досліджували ЗТ різномірних нікелевих сплавів – деформованого ЕІ698ВД з гранульним ЕП741НП, а до вузла «диск–лопатка» – гранульного ЕП741НП з ливарним ВЖЛ12У.

Дослідження проводили на циліндричних зразках діаметром 12...15 мм. Хімічний склад та деякі характеристики досліджуваних сплавів наведено у табл. 1 та табл. 2.

Перед проведенням зварювання проводили термічну обробку зразків ЖНС за режимами:

- для сплаву ЕІ698ВД: перше загартування 1100 °С, витримка 8 год.; друге загартування – 1000 °С, 4 год., старіння 775°С, 16 год.;
- для сплаву ЕП741НП: 1210°С, витримка 8 год., 870 °С, 32 год.
- для сплаву ВЖЛ12У: 1210 °С, витримка 4 год.; 950 °С, 16 год., у всіх випадках – охолодження на повітрі.

Дослідні зварювання проводили на лабораторній установці СТ120 з приводом обертання шпинделя на основі двигуна постійного струму з регульованою частотою обертання в діапазоні 40...300 рад/с. Гідропривід забезпечує триступінчасту циклограму прикладення осьового зусилля «притирка»–«нагрівання»–«проковка» у діапазоні 5...120 кН. Установка СТ120 дозволяє реалізувати

технологію комбінованого ЗТ з регульованим гальмуванням обертання (рис. 1). У процесі експериментів по ЗТ сплавів ЕІ698ВД та ЕП741НП технологічні параметри встановлювали в межах: окружна швидкість $V = 1,0...1,5$ м/с, тиск при нагріванні $P_{\text{н}} = 50...440$ МПа. При ЗТ сплавів ЕП741НП та ВЖЛ12У тиск при нагріванні змінювали в межах $P_{\text{н}} = 100...550$ МПа, при значенні окружної швидкості $V = 1$ м/с.

Реєстрація параметрів режимів зварювання здійснювалася операційною системою на основі ПК за допомогою датчика тиску ADZ-SML-20.0-1, датчика контролю осадки SR18-25-S «Megatron». У процесі ЗТ проводили реєстрацію термічних циклів за допомогою хромель-алюмелевих термопар діаметром 0,5 мм, приварених до поверхні заготовок на певній відстані від зони контакту. За результатами вимірювань визначали розподіл температури нагріву зразків вздовж осі для різних значень часу нагрівання $t_{\text{н}}$. Інтерполяцією експериментальних даних за експоненціальним законом визначали значення температури в зоні контакту.

Механічні випробування стандартних зразків зварних з'єднань на розрив (ГОСТ 1497-84) проводили на машині ЦДМ-10. Наявність у зоні з'єднання поверхневих дефектів (тріщин, розшарувань) визначали при візуальному огляді поверхні з'єднання при збільшенні $\times 10$, а також – за допомогою мікроскопа ММР4. Геометрію зварних з'єднань, наявність дефектів визначали металографічно.

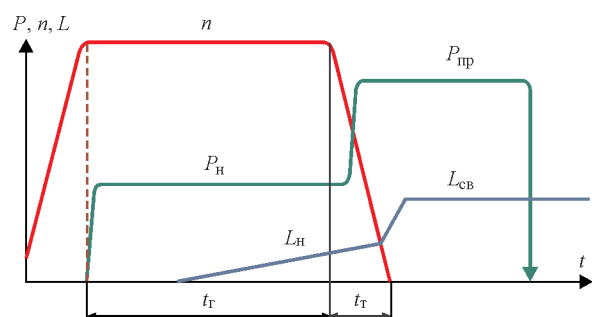


Рис. 1. Циклограма комбінованого ЗТ з регульованим гальмуванням обертання: n – частота обертання; $P_{\text{н}}$, $P_{\text{пр}}$ – тиск при нагріванні й проковці; L – осадка; $t_{\text{н}}$ – час нагрівання; $t_{\text{п}}$ – час гальмування обертання

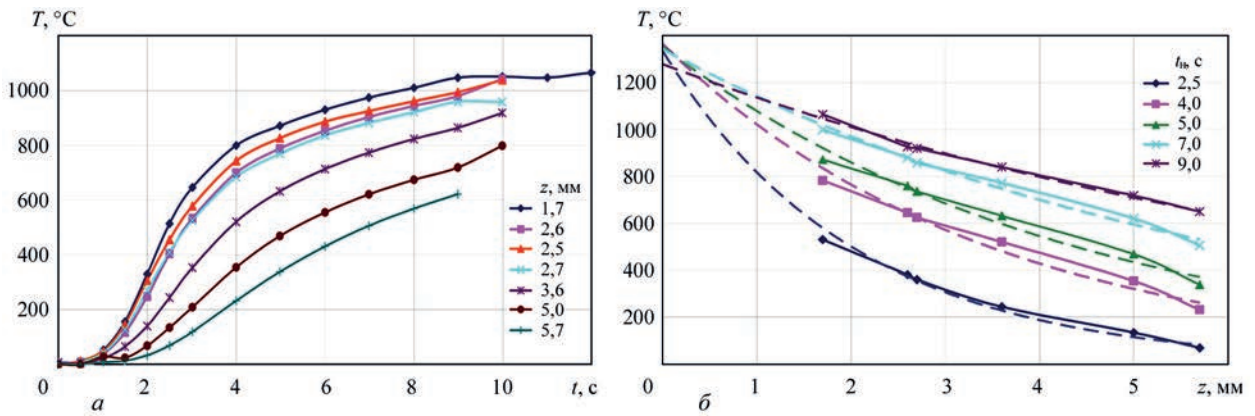


Рис. 2. Зміна у часі температури на поверхні зразка сплаву ЕП741НП на відстані від поверхні контакту $z = 1,7; 2,6; 2,5; 2,7; 3,6; 5,0; 5,7$ мм (а); розподіл температур при різних значеннях часу нагрівання $t_n = 2,5; 4,0; 5,0; 7,0; 9,0$ с (б)

фічними дослідженнями шліфів, виготовлених за стандартною методикою.

Мікроструктуру досліджували на світловому мікроскопі «Neophot-32», скануючому електронному мікроскопі (СЕМ) JSM-35СA, ОЖЕ-мікрозонді JAMP-9500F, «Jeol». Розподіл елементів у зоні з'єднання визначали за допомогою EDS-аналізатора «INCA-450», «Oxford Instruments» з діаметром зонду близько 1км. Оптичну та електронну мікроскопію виконували на шліфах, підготовлених з використанням хімічного та електролітичного методів виявлення структури. Вимірювання мікротвердості металу у зоні термічного впливу поперек лінії з'єднання з кроком 50 мкм проводили на мікротвердомірі М-400 («LECO») при навантаженні 1,0...5,0 Н.

Результати експериментів. Результати дослідження термічних циклів на різній відстані від зони контакту z при ЗТ сплаву ЕП741НП із сплавом ЕІ698ВД наведено на рис. 2, а (окружна швидкість $V = 1,2$ м/с, тиск при нагріванні $P_n = 300$ МПа). Використовуючи отримані дані встановлено розподіл температур з боку сплаву ЕП741НП для моментів часу нагрівання $t_n = 2,5; 4; 5; 7; 9$ с, (рис. 2, б – суцільні лінії). Інтерполяція експериментальних даних до площини контак-

ту ($z = 0$ мм) дозволила встановити, що температура у зоні контакту (рис. 2, б – пунктирні лінії) перевищує температуру плавлення $T_{\text{солідус}}$ сплаву ЕП741НП.

Термічні цикли на різній відстані від зони контакту z при ЗТ сплаву ЕП741НП із сплавом ВЖЛ12У наведено на рис. 3, а ($V = 1$ м/с, $P_n = 150$ МПа), розподіл температур при різних значеннях часу нагрівання $t_n = 10, 15, 20, 25$ с – на рис. 3, б).

Встановлено, що швидкість нагрівання металу у зоні контакту на початковій стадії процесу ЗТ досягає 1000 °C/с, що у поєднанні з перевищенням температури солідус сплаву ЕП741НП може призводити до підплавлення границь зерен з боку цього сплаву і утворення в зоні з'єднання прошарку у твердо-рідкому стані. Аналіз температурних полів показує перевищення у зоні контакту температури $T_{\text{сольвус}}$ і $T_{\text{рекр}}$ для всіх досліджуваних сплавів. Ширина зони нагріву високолегованих сплавів ЕП741НП та ВЖЛ12У до температури, що перевищує значення температур рекристалізації і повного розчинення зміцнюючої γ' -фази, складає менше 1 мм, що у значній мірі визначає умови деформації заготовок.

Досліджували деформацію (процес осадки) заготовок при формуванні зварних з'єднань сплаву

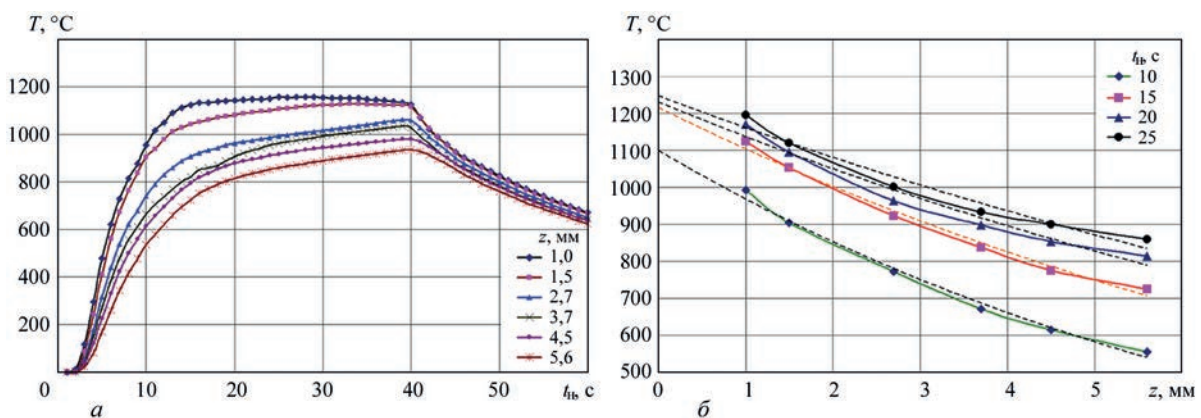


Рис. 3. Зміна у часі температури на поверхні зразка сплаву ВЖЛ12У при ЗТ із сплавом ЕП741НП на відстані від поверхні контакту $z = 1,0; 1,5; 2,7; 3,7; 4,5; 5,6$ мм (а); розподіл температур з боку сплаву ВЖЛ12У при різних значеннях часу нагрівання $t_n = 10; 15; 20; 25$ с (б)

ЕІ698ВД зі сплавом ЕП741НП та сплаву ВЖЛ12У зі сплавом ЕП741НП. Встановлено, що у першому випадку осадка відбувається переважно за рахунок деформованого сплаву ЕІ698ВД. Величина укорочення заготовки із гранульного сплаву ЕП741НП не перевищує 20 % від величини загальної осадки при ЗТ. За результатами експериментів побудовано залежність швидкості осадки при ЗТ сплаву ЕІ698ВД зі сплавом ЕП741НП від тиску зварювання (рис. 4). Залежність можна виразити лінійною функцією, в якій зі збільшенням тиску зварювання пропорційно зростає швидкість осадки. Як видно з рис. 4, процес осадки заготовок починається при перевищенні значення тиску $P_{н.мін} = 80$ МПа.

На рис. 5 наведено результати дослідження процесу осадки при ЗТ гранульного сплаву ЕП741НП з ливарним сплавом ВЖЛ12У. Встановлено, що при окружній швидкості $V = 1$ м/с процес осадки заготовок при значенні тиску менше $P_{н.мін} = 300$ МПа практично не спостерігається. Тільки при перевищенні цього значення починається осадка, яка супроводжується деформацією заготовок у макрооб'ємах. В діапазоні значень тиску 300...530 МПа залежність швидкості осадки від тиску можна апроксимувати лінійною функцією.

Отже, процес осадки (укорочення заготовок) при ЗТ починається тільки при певному мінімальному значенні тиску при нагріванні $P_{н.мін}$, яке є різним для конкретного поєднання зварюваних сплавів. При зварюванні сплавів ЕІ698ВД та ЕП741НП осадка заготовок починається за умови перевищення величини тиску $P_{н.мін} > 80$ МПа, а для поєднання сплавів ВЖЛ12У та ЕП741НП – при перевищенні тис-

ку $P_{н.мін} = 300$ МПа. При менших значеннях тиску відбувається нагрів металу у зоні контакту до температури солідус обох або одного із сплавів та утворення тонкого прошарку металу у твердо-рідкому стані, однак не спостерігається осадки заготовок, яка супроводжується витісненням оксидів і адсорбованих плівок за межі перерізу заготовок. При цих умовах не забезпечується формування якісних зварних з'єднань.

На рис. 6 приведено дані реєстрації параметрів процесу ЗТ сплаву ЕП741НП зі сплавом ВЖЛ12У. Виявлено аномальний ступінчастий характер процесу осадки при перевищенні певного критичного значення тиску $P_{крит}$. Такий характер процесу осадки не є притаманним для ЗТ інших поєднань металів та сплавів, що досліджувались авторами.

Зокрема для окружної швидкості 1 м/с значення $P_{крит}$ складає $P_{крит} = 550$ МПа. Деформація заготовки з боку сплаву ЕП741НП при $P_{н} = 550$ МПа характеризується почерговою зміною швидкості укорочення: ділянки із низькою швидкістю осадки $v_{ос} = 0,4...0,8$ мм/с змінюються на стрибкоподібну високошвидкісну осадку ($v_{ос} = 5$ мм/с). При цьому на ділянках з підвищеною швидкістю осадки спостерігались викиди із зони контакту часток нагрітого металу, що ймовірно перебував у твердо-рідкому стані.

На основі отриманих даних визначено діапазон зміни технологічних параметрів процесу ЗТ різноіменних ЖНС – гранульного сплаву ЕП741НП з деформованим дисковим сплавом ЕІ698ВД і ливарним лопаточним сплавом ВЖЛ12У. Удосконалено технологію комбінованого ЗТ, яка забезпечує відсутність аномальних явищ у процесі осадки та формування бездефектних з'єднань при ЗТ різноіменних високолегованих ЖНС.

Фотографію макрошліфа з'єднання сплавів ВЖЛ12У та ЕП741НП, отриманого за удосконаленою технологією комбінованого ЗТ, наведено на рис. 7, а. У зоні з'єднання спостерігається формування характерного для ЗТ підсилення з боку сплаву ВЖЛ12У та його відсутність з боку спла-

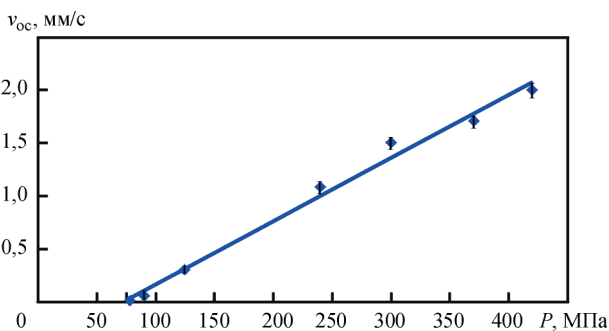


Рис. 4. Залежність швидкості осадки від тиску при ЗТ сплаву ЕП741НП з ЕІ698ВД ($V = 1,2$ м/с)

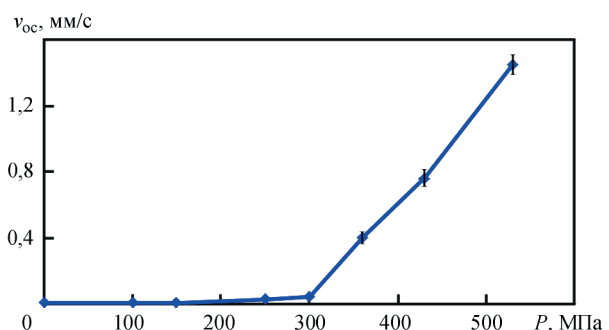


Рис. 5. Залежність швидкості осадки від тиску при ЗТ сплавів ЕП741НП із ВЖЛ12У ($V = 1,0$ м/с)

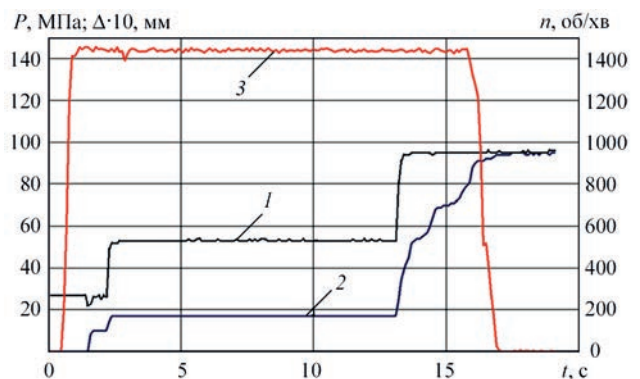


Рис. 6. Результати реєстрації параметрів процесу ЗТ сплавів ВЖЛ12У та ЕП741НП: 1 – тиск зварювання P ; 2 – осадка (укорочення) заготовок Δ ; 3 – частота обертання n .

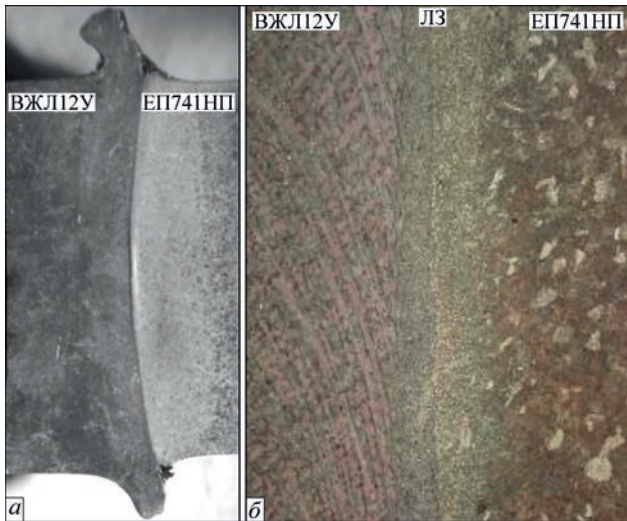


Рис. 7. Макрошліф ($\times 100$) (а) та мікроструктура (б) з'єднання сплавів ВЖЛ12У та ЕП741НП

у ЕП741НП. У зоні з'єднання (рис. 7, б) відсутні будь-які дефекти, зокрема, тріщини та підрізи у периферійній частині перерізу заготовок.

Мікроструктура (рис. 8) зварного з'єднання з боку обох сплавів характеризується наявністю типових для ЗТ ділянок, розташованих по обидва боки від лінії з'єднання (ЛЗ): зони динамічної рекристалізації (ЗДР1 і ЗДР2); зони термомеханічного впливу (ЗТМВ1 і ЗТМВ2), зони термічного впливу (ЗТВ1 і ЗТВ2) відповідно сплавів ВЖЛ12У та ЕП741НП. Для структури ЗТМВ1 з боку сплаву ВЖЛ12У характерним є зміна орієнтації дендритів основного металу у радіальному напрямку, що

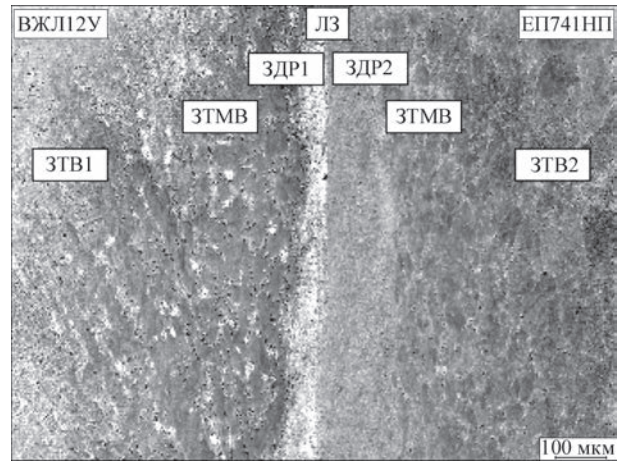


Рис. 8. СЕМ-зображення зони з'єднання сплавів ВЖЛ12У та ЕП741НП

свідчить про пластичну деформацію цього сплаву у макрооб'ємах.

На рис. 9 приведено мікроструктуру металу по лінії з'єднання сплавів ВЖЛ12У та ЕП741НП. У різних частинах перерізу заготовок (центральної, периферійної) спостерігається подібність мікроструктури металу по ЛЗ. Середній розмір зерна у зоні динамічної рекристалізації сплавів складає 3...4 мкм з боку сплаву ЕП741НП і близько 2 мкм з боку сплаву ВЖЛ12У. Мікроструктура металу по ЛЗ свідчить про твердофазний характер формування з'єднання як у центральній, так і периферійній частинах перерізу заготовок.

При дослідженні мікроструктури металу у ЗТМВ (рис. 10, а) простежується чітка границя

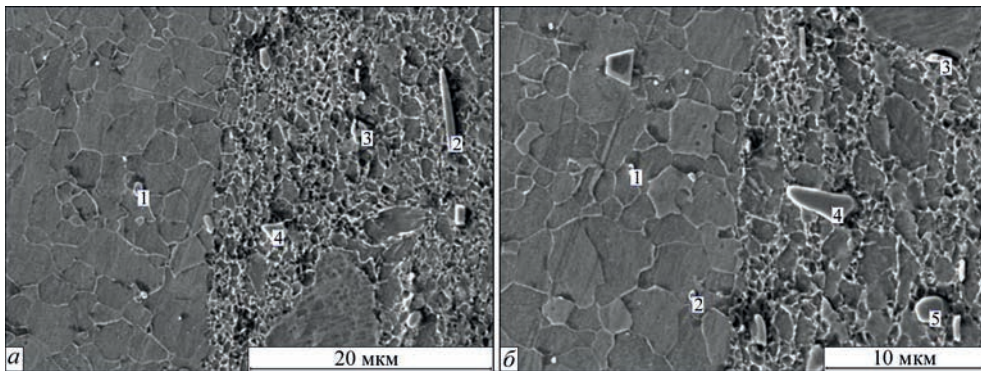


Рис. 9. СЕМ зображення мікроструктури зони з'єднання сплавів ВЖЛ12У та ЕП741НП у центральній (а) і периферійній (б) частинах перерізу заготовок

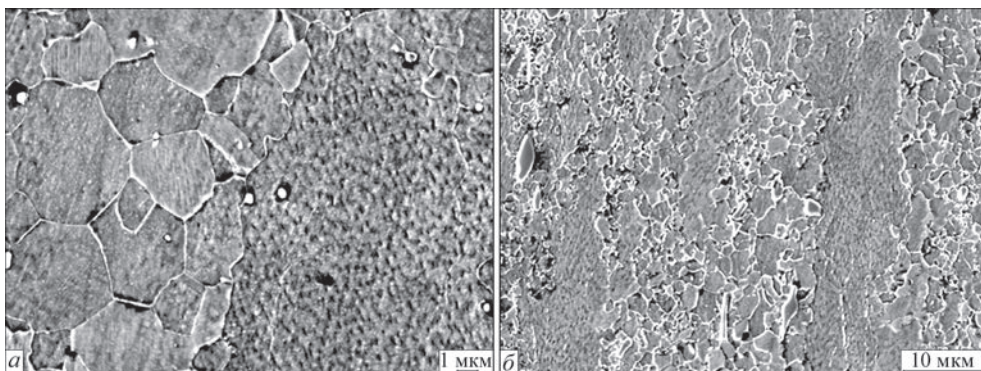


Рис. 10. СЕМ зображення границі між ЗДР та ЗТМВ сплавів ЕП741НП (а), ВЖЛ12У (б)

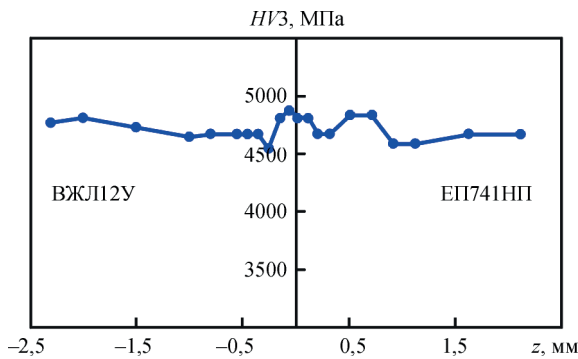


Рис. 11. Розподіл мікротвердості у зоні з'єднання сплавів ВЖЛ12У та ЕП741НП

між ЗДР та ЗТМВ з боку сплаву ЕП741НП – дрібні динамічно рекристалізовані зерна ЗДР, у яких в процесі ЗТ зміцнююча γ' -фаза була повністю розчинена (ліворуч) та частково деформоване зерно в ЗТМВ з частково розчиненою γ' -фазою (праворуч). Мікроструктура ЗТМВ сплаву ВЖЛ12У характеризується наявністю деформованих у процесі ЗТ зерен основного металу (рис. 10, б), в яких зміцнююча γ' -фаза частково розчинена, і динамічно рекристалізованих зерен розміром до 3 мкм, в яких γ' -фаза розчинена повністю.

На рис. 11 приведено розподіл мікротвердості у зоні зварного з'єднання сплавів ЕП741НП та ВЖЛ12У. Встановлено відсутність ділянок із зниженими показниками мікротвердості. Виявлено підвищення мікротвердості поблизу лінії з'єднання, яке імовірно пов'язане із подрібненням зерна в зоні динамічної рекристалізації.

Висновки

1. Дослідженнями термічних циклів при зварюванні тертям різної швидкості жароміцних нікелевих сплавів ЕП741НП із ЕІ698ВД та ЕП741НП із ВЖЛ12У встановлено можливість досягнення у зоні контакту температури солідус одного із сплавів і утворення в зоні з'єднання прошарку у твердо-рідкому стані.

2. Дослідженнями процесу деформації ЕП741НП з ЕІ698ВД і ВЖЛ12У при ЗТ з окружною швидкістю $V = 1,0 \dots 1,2$ м/с встановлено мінімальні значення тиску $P_{н.мін}$, при яких забезпечується осадка (деформація у макрооб'ємах) заготовок: $P_{н.мін} = 80$ МПа для поєднання ЕП741НП із ЕІ698ВД та $P_{н.мін} = 300$ МПа для поєднання ЕП741НП із ВЖЛ12У.

3. Виявлено аномальний ступінчастий характер осадки при ЗТ сплавів ЕП741НП із ВЖЛ12У при перевищенні певного критичного значення тиску $P_{крит}$. Зокрема, для окружної швидкості $V = 1$ м/с це значення складає $P_{крит} = 550$ МПа. Визначено оптимальний діапазон зміни технологічних параметрів процесу ЗТ різної швидкості ЖНС – гранульного сплаву ЕП741НП із деформованим дисковим сплавом ЕІ698ВД і ливарним лопаточним сплавом ВЖЛ12У.

4. Удосконалено технологію комбінованого ЗТ, яка забезпечує відсутність аномальних явищ у процесі осадки та формування бездефектних з'єднань при ЗТ різної швидкості високолегованих ЖНС. Дослідженнями розподілу мікротвердості в зоні з'єднань сплавів ЕП741НП з ВЖЛ12У встановлено відсутність ділянок із зниженими показниками мікротвердості.

Список літератури

- Furrer D., Fecht H. (1999) Ni-Based Superalloys for Turbine Discs. *JOM*, **1**, 14–17.
- Das N. (2010) Advances in nickel-based cast superalloys. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, **63**, 2-3, 265–274.
- Романов В.В., Коваль В.А. (2010) Применение новых материалов при конвертации корабельных и авиационных ГТД в стационарные ГТУ. *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*, **3**, 4–7.
- Масленков С.Б. (2001) *Технология создания неразъемных соединений при производстве газотурбинных двигателей*. Москва, Наука и технологии.
- Оспенникова О.Г., Лукин В.И., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Галушка И.А. (2018) Изготовление конструкции типа «блиск» из разноименного сочетания материалов (обзор). *Труды ВИАМ*, **10**, 10–16. DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-10-10-16.
- Магеррамова Л.А. (2011) Применение биметаллических блисков, изготавливаемых методом ГИП из гранулируемых и литейных никелевых суперсплавов, для увеличения надежности и ресурса газовых турбин. *Вестник УГАТУ*, **15**, 4, 44, с. 33–38.
- Оспенникова О.Г. (2012) Стратегия развития жаропрочных сплавов и сталей специального назначения, защитных и теплозащитных покрытий. *Авиационные материалы и технологии*, **5**, 19–36.
- Шмотин Ю.Н., Старков Р.Ю., Данилов Д.В. и др. (2012) Новые материалы для перспективного двигателя ОАО «НПО «Сатурн». *Там же*, **2**, 6–8.
- Лукин В.И., Ковальчук В.Г., Голев Е.В. и др. (2016) Электроннолучевая сварка высокопрочного литейного никелевого сплава ВЖ172Л. *Сварочное производство*, **5**, 44–49.
- Ющенко К.А., Задерий Б.А., Звягинцева А.В. и др. (2008) Склонность к образованию трещин и структурные изменения при ЭЛС монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов. *Автоматическая сварка*, **2**, 658, 10–19.
- Рыльников В.С., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Тимофеева О.Б. (2013) Особенности технологии диффузионной пайки жаропрочного сплава ЭП975 и литейного монокристаллического интерметаллидного сплава ВКНА-4У применительно к конструкции блиск. *Сварочное производство*, **7**, 19–25.
- Рыльников В.С., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Галушка И.А. (2013) Технология пайки конструкции типа «блиск» из разноименных сплавов. *Труды ВИАМ*, **10**. URL: <http://viam-works.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/251.pdf> (дата звернення 16.06.2020).
- Li, W., Vairis, A., Preuss, M., Ma, T. (2016) Linear and rotary friction welding review. *International Materials Reviews*, **61**, 2, 71–100. DOI: 10.1080/09506608.2015.1109214.
- Senkov O.N., Mahaffey D.W., Semiatin S.L., Woodward C. (2014) Inertia friction welding of dissimilar superalloys Mar-M247 and LSHR. *Metallurgical and materials transactions A*, **45A**, 5545–5561. DOI: 10.1007/s11661-014-2512-x.
- Ola O.T., Ojo O.A., Wanjara P., Chaturvedi M.C. (2011) Analysis of microstructural changes induced by linear friction welding in a nickel-base superalloy. *Ibid*, **42A**, 3761–3777. DOI: 10.1007/s11661-011-0774-0.
- Лукин В.И., Саморуков М.Л. (2017) Особенности формирования структуры сварных соединений жаропрочного деформируемого сплава ВЖ175, полученных ротационной сваркой трением. *Сварочное производство*, **6**, 25–33.
- Бычков В.М., Селиванов А.С., Медведев А.Ю. и др. (2012) Исследование свариваемости жаропрочного нике-

- левого сплава ЭП742 методом линейной сварки трением. *Вестник УГАТУ*, 16, 7, 52, 112–116.
18. Лукин В.И., Ковальчук В.Г., Саморуков М.Л. и др. (2010) Особенности технологии сварки трением соединений из сплавов ВКНА-25 и ЭП975. *Сварочное производство*, 5, 28–33.
 19. Сорокин Л.И. (2005) Образование горячих трещин при сварке жаропрочных никелевых сплавов (обзор). *Там же*, 7, 29–33.
 20. Лебедев В.К., Черненко И.А., Вилля В.И. (1987) *Сварка трением*. Ленинград, Машиностроение.
 21. Ваулин Д.Д., Еременко В.И., Власова О.Н. и др. (2006). Технологические особенности изготовления штампованных полуфабрикатов из жаропрочных никелевых сплавов. *Перспективные технологии легких и специальных сплавов*. Москва, ФИЗМАТЛИТ, сс. 294–301.
 22. Бондарев Б.И., Фаткуллин О.Х., Еременко В.Н. и др. (1999) Развитие жаропрочных никелевых сплавов для дисков газовых турбин. *Технология легких сплавов*, 3, 49–53.

References

1. Furrer, D., Fecht, H. (1999) Ni-based superalloys for turbine Discs. *JOM*, 1, 14–17.
2. Das, N. (2010) Advances in nickel-based cast superalloys. *Transact. of the Indian Institute of Metals*, 63, 2-3, 265–274.
3. Romanov, V.V., Koval, V.A. (2020) Application of new materials in conversion of ship and aviation GTE into stationary GTI. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, 3, 4–7 [in Russian].
4. Maslennikov, S.B. (2001) *Technology of producing of permanent joint in manufacture of gas turbine engines*. Moscow, Nauka i Tekhnologii [in Russian].
5. Ospennikova, O.G., Lukin, V.I., Afanasiev-Khodykin, A.N., Galushka, I.A. (2018) Manufacture of «disk» type structure of dissimilar material combination (Review). *Trudy VIAM*, 10, 10-16. DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-10-10-16 [in Russian].
6. Magerramova, L.A. (2011) Application of bimetal blisk, manufactured by HIP method from granulated and cast nickel superalloys to improve reliability and service life of gas turbines. *Vestnik UGATU*, 15, 4, 44, 33–38 [in Russian].
7. Ospennikova, O.G. (2012) Strategy of development of heat-resistant alloys and steels of special purpose, protective and thermal-barrier coatings. *Aviats. Materialy i Tekhnologii*, 5, 19–36 [in Russian].
8. Shmotin, Yu.N., Starkov, R.Yu., Danilov, D.V. et al. (2012) New materials for advanced engine of PJSC NPO Saturn. *Ibid.*, 2, 6-8 [in Russian].
9. Lukin, V.I., Kovalchuk, V.G., Golev, E.V. et al. (2016) Electron beam welding of high-strength cast nickel alloy VZh172L. *Svarochn. Proizvodstvo*, 5, 44–49 [in Russian].
10. Yushchenko, K.A., Zadery, V.A., Zvyagintseva, A.V. et al. (2008) Sensitivity to cracking and structural changes in EBW of single crystals of heat-resistant nickel alloys. *The Paton Welding J.*, 2, 6-13.
11. Rylnikov, V.S., Afanasiev-Khodykin, A.N., Timofeeva, O.B. (2013) Features of technology of diffusion brazing of heat-resistant alloy EP975 and cast single-crystal intermetallic alloy VKNA-4U for blisk structure. *Svarochn. Proizvodstvo*, 7, 19–25 [in Russian].
12. Rylnikov, V.S., Afanasiev-Khodykin, A.N., Galushka, I.A. (2013) Technology of brazing of «blisk» type structure from dissimilar alloys. *Trudy VIAM*, 10. URL: <http://viam-works.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/251.pdf> [in Russian].
13. Li, W., Vairis, A., Preuss, M., Ma, T. (2016) Linear and rotary friction welding review. *Int. Materials Reviews*, 61, 2, 71–100. DOI: 10.1080/09506608.2015.1109214.
14. Senkov, O.N., Mahaffey, D.W., Semiatin, S.L., Woodward, C. (2014) Inertia friction welding of dissimilar superalloys Mar-M247 and LSHR. *Metallurgical and Materials Transact. A*, 45A, 5545–5561. DOI: 10.1007/s11661-014-2512-x.
15. Ola, O.T., Ojo, O.A., Wanjara, P., Chaturvedi, M.C. (2011) Analysis of microstructural changes induced by linear friction welding in a nickel-base superalloy. *Ibid.*, 42A, 3761–3777. DOI: 10.1007/s11661-011-0774-0.
16. Lukin, V.I., Samorukov, M.L. (2017) Peculiarities of formation of structure of heat-resistant wrought alloy VZh175 welded joints, produced by rotary friction welding. *Svarochn. Proizvodstvo*, 6, 25–33 [in Russian].
17. Bychkov, V.M., Selivanov, A.S., Medvedev, A.Yu. et al. (2012) Investigation of weldability of heat-resistant nickel alloy EP742 by linear friction welding method. *Vestnik UGATU*, 16, 7, 52, 112–116 [in Russian].
18. Lukin, V.I., Kovalchuk, V.G., Samorukov, M.L. et al. (2010) Peculiarities of friction welding technology of joints from VKNA-25 and EP975 alloys. *Svarochn. Proizvodstvo*, 5, 28–33 [in Russian].
19. Sorokin, L.I. (2005) Formation of hot cracks in welding of heat-resistant nickel alloys (Review). *Ibid.*, 7, 29–33 [in Russian].
20. Lebedev, V.K., Chernenko, I.A., Villya, V.I. (1987) *Friction welding*: Refer. Book. Leningrad, Mashinostroenie [in Russian].
21. Vaulin, D.D., Eremenko, V.I., Vlasova, O.N. et al. (2006) Technological features of the manufacture of stamped semi-finished products from heat-resistant nickel alloys. *In: Perspective technologies for light and special alloys*. Moscow, FIZMATLIT, 294-301 [in Russian].
22. Bondarev, B.I., Fatkullyn, O.Kh., Eremenko, V.N. et al. (1999) Development of heat-resistant nickel alloys for gas turbine discs. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, 3, 49–53 [in Russian].

PEQUILIARITIES OF FORMATION OF JOINTS OF DISSIMILAR HIGH-TEMPERATURE NICKEL-BASE ALLOYS IN FRICTION WELDING

I.V. Ziakhor, M.S. Zavertannyi, A.M. Levchuk, L.M. Kapitanchuk

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kyiv.ua

When creating new designs of aircraft gas turbine engines, the urgent task is to replace the mechanical fasteners of elements of a structure from high-temperature nickel superalloys (NSA) by welded joints. The paper presents the results of research on the processes of heating, deformation and formation of the structure of joints during friction welding (FW) of dissimilar alloys: granular alloy EP741NP with forged alloy EI698VD and cast alloy VZhL12U. The minimum values of pressure, at which the shortening is provided (deformation of workpieces in macrovolumes) were determined. A critical value of pressure was established, in excess of which there is a change in the nature of the shortening process in FW of alloys EP741NP and VZhL12U – from uniform to stepwise shortening of the workpieces. The range of change of the technological parameters of FW process is determined, in which formation of defect-free welded joints is ensured. Microhardness studies showed absence of areas with reduced microhardness values in the zone of FW joints of EP741NP and VZhL12U alloys. 22 Ref., 2 Tabl., 11 Fig.

Key words: friction welding, high-temperature nickel-base alloys, deformation, γ -phase

Надійшла до редакції 13.07.2020