УДК 621.791.762.1 DOI: https://doi.org/10.37434/as2026.04.02

ВПЛИВ РЕЖИМІВ КОНТАКТНОГО СТИКОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ОПОРОМ НА ФОРМУВАННЯ РІЗНОРІДНИХ З'ЄДНАНЬ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

І.В. Зяхор, А.М. Левчук, А.О. Наконечний, Ю.А. Шило, М.С. Завертанний, К.В. Гущин, В.В. Кольцов

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, Україна, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: zyakhor2@ukr.net

Актуальною проблемою при виготовленні зварних компонентів авіаційних двигунів є розроблення ефективних технологій твердофазного з'єднання жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС). У роботі досліджували особливості формування різнорідних з'єднань у процесі контактного стикового зварювання (КСЗ) сплавів марок ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, які використовують вітчизняні виробники авіаційних газотурбінних двигунів. Досліджували мікроструктуру з'єднань, отриманих КСЗ за різних значень технологічних параметрів та одно- й двоступеневої циклограми прикладання тиску, зокрема з використанням проміжного елемента (ПЕ) у вигляді фольги ніхрому Х20Н80. Встановлено, що під час КСЗ головною проблемою є забезпечення рівномірного за перерізом і локалізованого по довжині тепловиділення в зоні контакту заготовок, що зумовлено специфічною температурною залежністю теплофізичних властивостей ЖНС. Збільшення температури металу в зоні контакту супроводжується зменшенням його питомого електричного опору, що пов'язано з розчиненням γ′-фази в процесі нагрівання. Для мікроструктури з'єднань сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, отриманих КСЗ, характерним є наявність литого ядра з дендритною мікроструктурою та дефектів типу «непровар» у периферійній частині перерізу заготовок. Використання ПЕ та збільшення інтенсивності деформаційного впливу на стадії осадки забезпечують локалізацію контактного нагрівання та витіснення розплавленого металу за межі перерізу заготовок. Формування бездефектного з'єднання по всьому перерізу заготовок забезпечувалось за рахунок кристалізації спільного для обох сплавів литого ядра в умовах інтенсивної пластичної деформації під час осадки заготовок. Дослідженнями морфології зміцнювальної γ′-фази у зоні часткового розплавлення встановлено, що короткочасне нагрівання до температури, яка значно перевищує значення $T_{\text{сольвус}}$, не призводить до розчинення γ′-фази в нерозплавлених зернах сплаву ВЖЛ12У. Зіставлення отриманих результатів із даними щодо повного розчинення частинок γ′-фази під час зварювання тертям сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД свідчить про значну роль пластичної деформації у формуванні фазового складу зварних з'єднань ЖНС. Бібліогр. 26, табл. 2, рис. 8.

Ключові слова: жароміцні нікелеві сплави, стикове зварювання тиском, контактне стикове зварювання, проміжний елемент, зварне з'єднання, мікроструктура, дендритна мікроструктура, γ′-фаза, мікротвердість

Вступ. Одним із головних завдань під час проєктування нових конструкцій і виробництва авіаційних газотурбінних двигунів (ГТД) є отримання надійних нероз'ємних з'єднань жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) [1–3], зокрема в різнорідному сполученні. Зварювання різнорідних матеріалів – це з'єднання двох сплавів, які мають номінально різний хімічний склад. ЖНС зазвичай з'єднуються з іншими нікелевими сплавами, що мають різний склад, а також із вуглецевими та нержавкими сталями [4].

Актуальним для вітчизняних виробників авіаційних ГТД (ДП «Івченко-Прогрес», ПАТ «Мотор Січ») є застосування зварних моноколіс турбіни, що передбачає необхідність розроблення ефективних технологій стикового зварювання лопаток із високолегованих ливарних ЖНС із дисками з середньолегованих деформівних (кованих) сплавів. В Україні виробники авіаційних ГТД як матеріал лопаток широко використовують високолегований ливарний сплав ВЖЛ12У, а для дисків турбін – кований сплав ЕІ698ВД.

Сплав ВЖЛ12У має високі показники питомої жароміцності за температур до 1000 °С завдяки порівняно невеликому вмісту вольфраму та значній кількості алюмінію й титану – елементів із малою густиною, які утворюють основну зміцнювальну γ′-фазу на основі Ni_3 (Al, Ti). Для забезпечення підвищеної пластичності сплав ВЖЛ12У легований кобальтом (12…15 %), що при мінімальному вмісті вольфраму забезпечує пластичність γ-твердого розчину, а також сприяє утворенню підвищеної кількості γ′-фази (до 64 %), яка виділяється в процесі охолодження сплаву. Середньолегований сплав ЕІ698ВД використовується у виробництві кованих дисків ГТД для роботи при температурах до 750 °С. Експлуатаційні характеристики сплаву ЕІ698ВД досягаються за рахунок триступеневої термічної обробки (подвійне загартування та старіння), яка сприяє виділенню часток γ′-фази у кількості до 25 %.

Місце з'єднання диска з лопатками працює за умов високих температур, статичних і циклічних

Авторське право © Автор(и)
© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026
Це стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND
https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/

навантажень. Тому технологія зварювання лопаток із диском має гарантувати відсутність будь-яких дефектів, а регламентовані технічними умовами мікроструктуру й фазовий склад ЖНС забезпечують шляхом післязварювальної термічної обробки (ТО) зварного моноколеса ГТД.

Аналіз літературних джерел. Схильність до утворення різноманітних дефектів, зокрема тріщин, суттєво обмежує використання способів зварювання плавленням ЖНС, зокрема у різнорідному сполученні [4]. Перспективним для вирішення проблеми якісного з'єднання ЖНС у різнорідному сполученні є використання способів стикового зварювання тиском [5]. Значна кількість наукових публікацій щодо зварювання тиском ЖНС стосується різних модифікацій зварювання тертям (ЗТ): конвенційного, інерційного, комбінованого, лінійного, орбітального ЗТ [6–12]. У зазначених роботах показана можливість формування якісних з'єднань ЖНС у одно- та різнорідному сполученнях за умови забезпечення в процесі ЗТ певних величин тиску й потужності тепловиділення, при яких відбувається пластифікація металу в зоні контакту та деформація заготовок на задану величину. Одним із чинників, що стримує широке промислове впровадження ЗТ під час виготовлення компонентів авіаційних ГТД, є складність і висока вартість обладнання, зокрема для лінійного та орбітального ЗТ.

У [13–15] досліджували мікроструктуру та механічні властивості з'єднань сплаву IN718, отриманих контактним стиковим зварюванням (КСЗ) оплавленням. Показано, що завдяки швидкій деформації при осадці забезпечується формування зварних з'єднань із дрібнозернистою динамічно рекристалізованою мікроструктурою. Зниження показників твердості в зоні з'єднання на 30 % обумовлено розчиненням часток зміцнювальних фаз у процесі оплавлення. Виконання ТО сприяє повторному виділенню часток зміцнювальних фаз і підвищенню показників твердості й міцності зварних з'єднань.

У [16–18] наведено результати досліджень дифузійного зварювання (ДЗ) ЖНС. Високі температури та прикладене зусилля стискання сприяють дифузії атомів із одного сплаву в інший у твердому стані, утворюючи нероз'ємне з'єднання. Досліджували формування з'єднань під час ДЗ нікелевого суперсплаву GH4099 через проміжний елемент (ПЕ) у вигляді нікелевої фольги завтовшки 2…10 мкм [16]. Встановлено, що зі зменшенням товщини фольги розподіл елементів і твердість по всій поверхні з'єднання стають однорідніші, що призводить до утворення міцних з'єднань.

Результати експериментів із ДЗ сплаву ЖС6К через ПЕ у вигляді наношаруватої фольги (НФ) систем Al–Ni і Co–Ti наведено в [17]. Показано, що використання фольги системи Al–Ni забезпечує утворення бездефектних з'єднань, сприяє активному протіканню дифузійних процесів із формуванням у зоні з'єднання однорідної за хімічним складом дифузійної зони з монотонним характером розподілу легуючих елементів.

У [18] наведено огляд результатів досліджень із використання ПЕ для з'єднання ЖНС, зокрема під час ДЗ із утворенням тимчасової рідкої фази. Показано, що використання ПЕ дозволяє знизити температуру процесу зварювання, підвищити механічну міцність зварних з'єднань ЖНС у одно- та різнорідному сполученнях, запобігає утворенню дефектів і крихких структурних складових.

Відомі технічні рішення щодо використання ПЕ для з'єднання жароміцних сплавів [19–21] у процесі КСЗ. Для підвищення ефективності нагрівання й формування якісних з'єднань використовували ПЕ у вигляді НФ. У [19] показано, що використання НФ системи Ti–Al завтовшки 60…100 мкм під час КСЗ жароміцного сплаву на основі алюмініду титану Ti–47Al–1,5Cr–2Nb дозволяє забезпечити більшу рівномірність процесу нагрівання по перерізу заготовок, покращити формування та механічні властивості зварних з'єднань.

У [20] досліджували формування однорідних з'єднань жароміцного сплаву γ-TiAl під час КСЗ із використанням ПЕ у вигляді тонкої металевої фольги різного хімічного складу та товщини. У якості ПЕ використовували титанові фольги з мікрокристалічною структурою завтовшки δ = 100…400 мкм, НФ системи Ti/Al (δ = = 30…160 мкм) і НФ системи Ti/Co евтектичного складу (δ = 100 мкм). У зоні з'єднань, отриманих КСЗ із використанням титанової фольги, виявляється структурна неоднорідність у вигляді прошарку титану та дефекти у вигляді ланцюжків пор. При застосуванні НФ системи Ti/Co евтектичного складу забезпечується формування з'єднань без дефектів і залишків фольги.

КСЗ жароміцного сплаву γ-TiAl з титановим сплавом ВТ5 без використання ПЕ не забезпечило формування бездефектних з'єднань [21]. Показано, що у зварних стиках спостерігаються ділянки литого металу та мікротріщини. Використання НФ евтектичного складу систем Ti/Cu і Cu–Ti/Ni–Cu суттєво впливає на процес нагрівання, активацію поверхонь і формування з'єднань. Вста-

новлено, що наявність НФ у зоні контакту під час КСЗ сприяє утворенню тонкого шару рідкої фази на початковій стадії процесу нагрівання, локалізації процесу тепловиділення, активації поверхонь сплавів γ-TiAl і ВТ5. За результатами енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії (ЕДС) встановлено формування бездефектних з'єднань без ділянок литого металу та залишків НФ, що вказує на повне витіснення матеріалу НФ за межі перерізу заготовок.

Ефективність застосування КСЗ для з'єднання жароміцних сплавів на основі алюмінідів титану [19–21] дає підстави сподіватись на позитивний результат використання цієї технології для з'єднання ЖНС. Актуальними є проведення досліджень формування різнорідних з'єднань ЖНС у процесі КСЗ, зокрема ливарного лопаткового сплаву ВЖЛ12У та кованого дискового сплаву ЕІ698ВД, стосовно виготовлення зварних моноколіс ГТД. Дослідження закономірностей формування з'єднань сплавів ВЖЛ12У та ЕІ698ВД у процесі КСЗ становить науковий інтерес і має практичну цінність.

Мета роботи – встановити закономірності формування різнорідних з'єднань литого лопаткового сплаву ВЖЛ12У та кованого дискового сплаву ЕІ698ВД залежно від технологічного режиму КСЗ.

Матеріали та методика досліджень. Експериментальні дослідження з КСЗ проводили на стандартних зразках сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД діаметром 12,5 мм, виготовлених ПАТ «Мотор Січ». Стан поставки зразків сплаву ЕІ698ВД – після триступеневої ТО згідно з технічними умовами: загартування від 1100 °С, витримка 8 год, загартування від 1000 °С, витримка 4 год, старіння 775 °С, витримка 16 год. Стан поставки зразків сплаву ВЖЛ12У – після двоступеневої ТО: гомогенізація при $T_н$ = 1210 °С, витримка 4 год, старіння 950 °С, 16 год. У всіх випадках – охолодження на повітрі. Хімічний склад основного металу (ОМ) сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД наведено в табл. 1.

Експериментальні зварювання проводили на машині К766 із максимальним осьовим зусиллям осадки F =10 кН, зусиллям при нагріванні в межах 0,05…0,25 кН, значенням вторинної напруги U_2 зварювального трансформатора в межах U_2 = = 1,1…2,92 В, номінальним зварювальним струмом $I_{зв}$ = 5 кА, швидкістю осадки $V_{ос}$ = 15 мм/с. Особливістю машини К766 є відсутність загального масивного корпусу та низька інерційність рухомого затискача заготовок. У процесі доопрацювання механічної частини приводу осьового переміщення зменшено зусилля зсуву затискача під час прикладення тиску при нагріванні, яке після модернізації машини становило 0,45 Н. Програму зміни величини лінійного переміщення задавали за допомогою системи керування на основі персонального комп'ютера з використанням розробленого програмного забезпечення.

Геометрію зварних з'єднань, наявність дефектів та особливості будови визначали за допомогою макро- та мікроструктурного аналізу шліфів. Оптичну та растрову електронну мікроскопію (РЕМ) виконували на шліфах, підготовлених із використанням хімічного та електролітичного методів виявлення структури. Хімічне травлення виконували в реактиві Калінга №2 ($CuCl_2$ – 5 г, HCl – 100 мл, C_2H_5OH – 100 мл). Електролітичне травлення проводили при напрузі 6…12 В у суміші сульфату амонію ($(NH_4)_2SO_4$ – 10 г) з хромовим ангідридом (CrO_3 – 10 г) у дистильованій воді (H_2O – 100 мл). Час травлення – 5…15 с. Дослідження мікроструктури проводили на світловому мікроскопі Neophot-32 і ОЖЕ-мікрозонді JAMP-9500F, JEOL, ЕДС – за допомогою аналізатора INCA-450, OXFORD INSTRUMENTS із діаметром зонду ~1 мкм. Вимірювання мікротвердості виконували на мікротвердомірі LECO M-400 при навантаженні 1,0...5,0 Н.

Експериментальні дослідження виконували на режимах КСЗ із різними термодеформаційними умовами формування з'єднань. Ці умови визначалися, насамперед, локальністю й рівномірністю нагрівання заготовок за довжиною та перерізом за заданого значення вторинної напруги U_2, а також інтенсивністю деформаційного впливу на стадії осадки. Інтенсивність нагрівання варіювали зміною тиску нагрівання $P_н$, а деформаційні умови формування з'єднань – зміною тиску осадки $P_{ос}$. Значення $P_{ос}$ змінювали від «низького» до «високого», що умовно відповідало режимам КСЗ від «м'якого» до «жорсткого».

Формування з'єднань при КСЗ досліджували в діапазоні зміни технологічних параметрів: тиск при нагріванні $P_н$ = 10…20 МПа, тиск осадки $P_{ос}$ = = 20…75 МПа, час зварювання t = 3…8 с, величина

Таблиця 1. Хімічний склад ОМ досліджуваних сплавів

Сплав	Масова частка, %											
	C	Ti	Al	Cr	Mo	Nb	Co	V	Mn	Si	W	Ni
ЕІ698ВД	0,05	2,74	1,69	14,4	2,98	2,04	-	0,05	0,08	0,20	0,05	Осн.
ВЖЛ12У	0,18	4,5	5,4	9,7	3,1	0,8	14,0	0,8	0,01	0,03	1,4	Осн.

загальної осадки $\Delta = 1{,}5…10$ мм. Значення вторинної напруги становило $U_2 = 2{,}92$ В. Досліджували мікроструктуру зварних з'єднань, отриманих КСЗ за одно- і двоступеневою циклограмою прикладення тиску: режим 1 – $P_н = P_{ос} = 20$ МПа; режим 2 – $P_н = 20$ МПа, $P_{ос} = 40$ МПа; режим 3 – $P_н = 20$ МПа, $P_{ос} = 75$ МПа. Процес КСЗ за режимом 3 проводили з використанням ПЕ (вставки із матеріалу з високим питомим електричним опором) за схемою контактного нагрівання (рис. 1) [22]. У якості ПЕ застосовували фольгу завтовшки 0,1 мм із ніхрому Х20Н80 (20 % Cr, 80 % Ni).

Передбачалося, що використання пластичного прошарку ніхромової фольги сприятиме поліпшенню фізичного контакту завдяки згладжуванню мікронерівностей зварюваних поверхонь і вирівнюванню теплового балансу в зоні стику. Товщину фольги обирали з урахуванням результатів робіт, де застосовували ПЕ завтовшки 100…160 мкм [19, 20]. Використання більшого значення з цього діапазону дає змогу знизити вимоги до підготовки зварюваних поверхонь, але, водночас, може спричинити хімічну неоднорідність у зварному з'єднанні. Технологічний процес КСЗ передбачав попереднє розміщення фольги між торцями заготовок сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД і виконання зварювання за встановленою програмою.

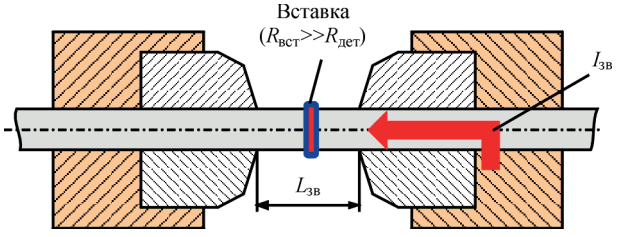

Рис. 1. Схема процесу контактного нагрівання через проміжну вставку з матеріалу з високим електричним опором: $R_{ВСТ}$, $R_{ДЕТ}$ – питомий електричний опір вставки та деталі відповідно, $I_{ЗВ}$ – зварювальний струм, $L_{ЗВ}$ – відстань між затискними пристроями, яка визначає можливий припуск на зварювання [22]

Результати досліджень, обговорення результатів. Мікроструктуру з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, одержаного КСЗ за режимом 1, наведено на рис. 2. У структурі металу зони з'єднання не спостерігається текстури деформації і характерної для способів стикового зварювання тиском зони термомеханічного впливу, що свідчить про формування з'єднання за рахунок плавлення та утворення спільного литого ядра (рис. 2, *а*) обох сплавів. У периферійній частині перерізу заготовок спостерігаються дефекти типу «непровар» і тріщини. Виникнення дефектів типу «непровар» при режимі 1 з одноступеневою циклограмою прикладення тиску пов'язане з відсутністю достатнього ступеня пластичної деформації заготовок: загальна величина осадки при зварюванні становила $\Delta_{зв} = 1{,}5$ мм.

Мікроструктура ділянок між литим ядром і сплавами ВЖЛ12У і ЕІ698ВД представлена відповідно на рис. 2, *б* і 2, *в*. На границі литого ядра й сплаву ВЖЛ12У, де метал у процесі КСЗ перебував у твердо-рідкому стані (рис. 2, *б*), границі зерен збагачені елементами з коефіцієнтом ліквації $K > 1$ (титан, ніобій, алюміній). З боку сплаву ЕІ698ВД смугаста структура прокату ОМ і ланцюжки карбідних фаз ОМ поблизу литого ядра

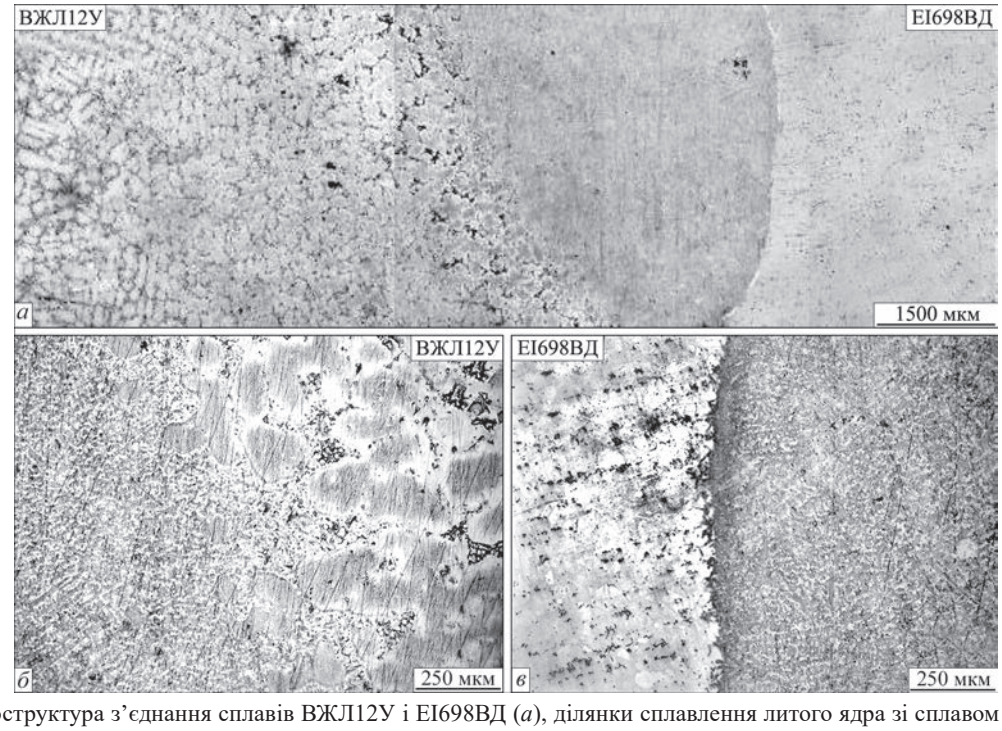

Рис. 2. Мікроструктура з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД (*а*), ділянки сплавлення литого ядра зі сплавом ВЖЛ12У (*б*) і сплавом ЕІ698ВД (*в*), режим 1

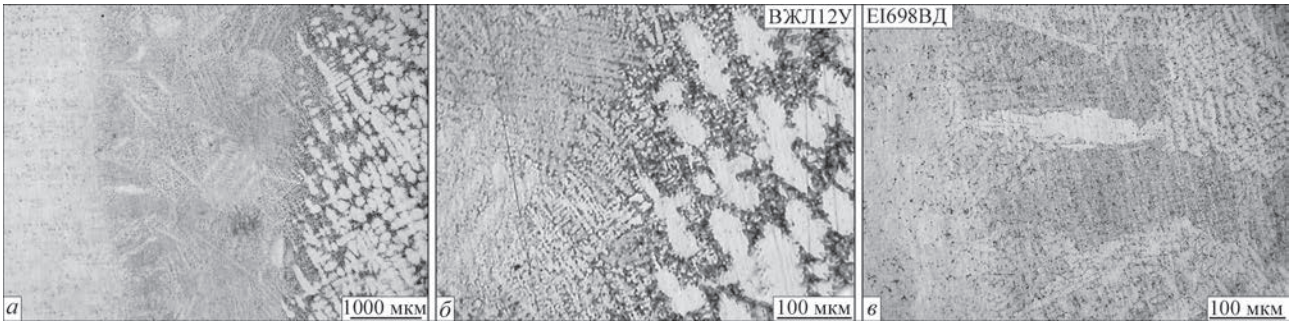

Рис. 3. Мікроструктура з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД (*а*), ділянки сплавлення литого ядра зі сплавом ВЖЛ12У (*б*) і сплавом ЕІ698ВД (*в*), режим 2

перериваються, натомість на границі з ядром спостерігаються скупчення надлишкових фаз (рис. 2, *в*), які містять дисперсні карбіди титану та ніобію. У ЗТВ сплаву ВЖЛ12У не спостерігається суттєвих змін дендритної структури ОМ і морфології часток карбідних фаз шрифтової морфології. Аналіз мікроструктури різнорідного з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД при КСЗ за режимом 1 дозволяє зробити висновок, що характер формування з'єднання з утворенням спільного литого ядра є подібним до того, що спостерігається при контактному точковому зварюванні.

Мікроструктуру з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, одержаного КСЗ за режимом 2, наведено на рис. 3. Характерним є наявність литого ядра з дендритною мікроструктурою (рис. 3, *а*), але, на відміну від з'єднання при режимі 1, відсутні скупчення надлишкових фаз у перехідній ділянці між литим ядром і ЗТВ сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД (рис. 3, *б*, *в*). Це обумовлено більшою інтенсивністю деформаційного впливу на стадії осадки (величина осадки при зварюванні становила близько $\Delta_{зв}$ = 4 мм). У периферійній частині перерізу заготовок також спостерігаються дефекти типу «непровар». Утворення тріщин у зоні з'єднання не спостерігається, що, ймовірно, обумовлено кристалізацією литого ядра в зоні з'єднання в умовах прикладення підвищеного тиску осадки. Отже, при КСЗ на режимах 1 і 2 не забезпечується твердофазний характер формування різнорідних з'єднань сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, у з'єднанні наявна структурна неоднорідність і дефекти зварювання.

Отримані результати при КСЗ за режимами 1 і 2 свідчать, що при контактному нагріванні заготовок із ЖНС не забезпечується рівномірне по перерізу заготовок і локальне по їхній довжині тепловиділення в зоні контакту. Проблема забезпечення локалізованого виділення тепла при КСЗ обумовлена специфічною температурною залежністю теплофізичних характеристик ЖНС. Збільшення температури металу в зоні контакту супроводжується зменшенням його питомого електричного опору [23], що пов'язано зі зменшенням об'ємного вмісту γ′-фази. Оскільки питомий електричний опір γ′-фази вище ніж γ-фази, то в процесі нагрі-

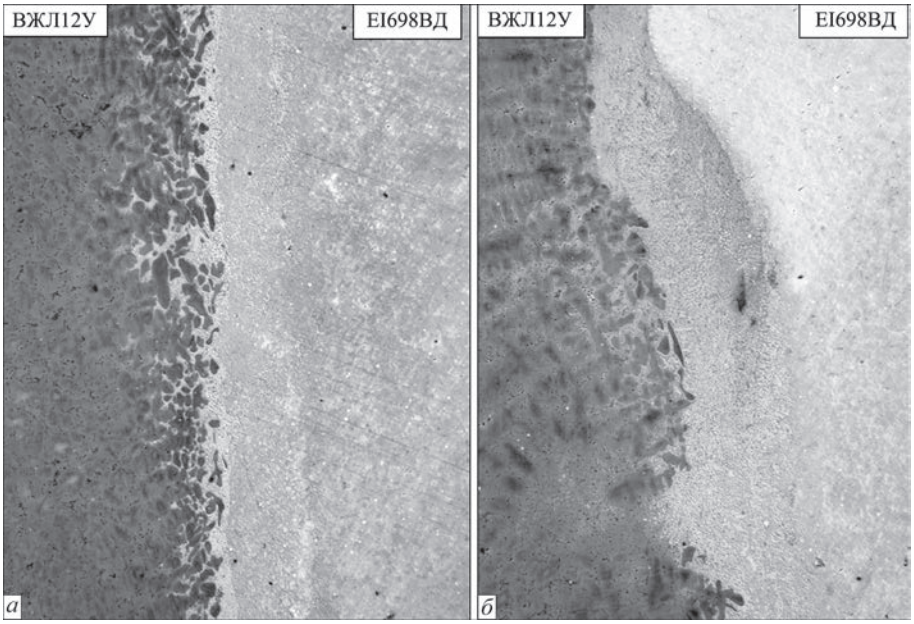

Рис. 4. Мікроструктура зони з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, режим 3: центр (*а*), периферія (*б*) перерізу заготовок

Таблиця 2. Результати ЕДС зони з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, режим 3, центр перерізу заготовок

Спектр	C	O	Al	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Nb	Mo	W
1	1,37	0,31	3,61	2,13	0,64	11,00	0,20	0,00	15,96	59,69	0,00	3,14	1,95
2	1,12	0,21	3,57	2,62	0,48	9,86	0,61	0,00	15,70	60,61	0,38	2,82	2,03
3	1,07	0,25	2,64	2,44	0,16	11,71	0,00	0,22	7,63	70,25	0,33	2,00	1,30
4	1,33	0,24	2,21	2,66	0,42	12,32	0,00	0,24	6,08	69,69	0,92	2,58	1,32
5	1,25	0,12	1,19	2,41	0,00	13,70	0,83	0,48	0,95	74,79	1,45	2,53	0,30

вання при перевищенні значення $T_{сольвус}$ (температури повного розчинення γ′-фази), електричний опір металу зменшується та процес нагрівання в зоні контакту уповільнюється, натомість інтенсифікується процес нагрівання заготовок між затискачами зварювальної машини.

На рис. 4 наведено мікроструктуру з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, отриманого КСЗ за режимом 3 із використанням ПЕ у вигляді фольги завтовшки 0,1 мм із ніхрому Х20Н80. Як у центральній, так і в периферійній частинах перерізу заготовок відсутні тріщини, непровари, а також структурна неоднорідність у вигляді скупчень надлишкових фаз або залишків фольги. Ознак формування спільного литого ядра з дендритною мікроструктурою в зоні стику не виявлено. Використання пластичного прошарку ніхромової фольги поліпшує фізичний контакт між заготовками завдяки згладжуванню мікронерівностей зварюваних поверхонь і вирівнюванню теплового балансу в зоні стику. При цьому плавлення сплавів ВЖЛ12У та ЕІ698ВД під час нагрівання відбувається більш локалізовано й рівномірно за перерізом. Висока інтенсивність деформаційного впливу на стадії осадки (її величина становила $\Delta_{зв}$ = 10 мм) забезпечує часткове витіснення розплаву за межі контактної зони з його одночасною кристалізацією.

У з'єднанні можна виділити декілька зон, які відрізняються мікроструктурою (рис. 5) і хімічним складом (табл. 2): зони повного розплавлення обох сплавів (I), часткового розплавлення з боку сплаву ВЖЛ12У (II) і сплаву ЕІ698ВД (III), ЗТВ з боку сплаву ВЖЛ12У (IV) і сплаву ЕІ698ВД (V).

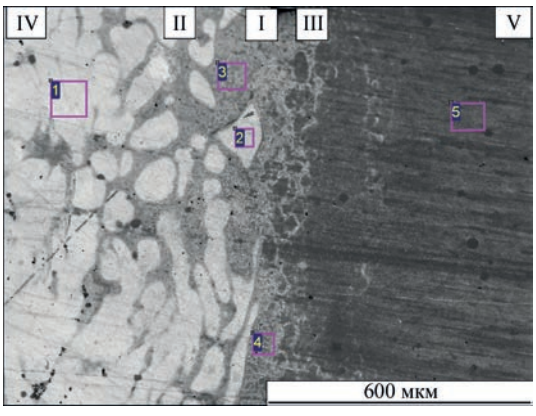

Рис. 5. СЕМ-зображення зони з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД (режим 3), центр перерізу заготовок

Хімічний склад металу в зоні I є проміжним між складом ОМ сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД. Вміст легувальних елементів у зоні I (спектри 3, 4 – рис. 5, табл. 2) наближається до середнього арифметичного значення їхньої концентрації у зварюваних сплавах. Утворення шарів розплаву обох сплавів (і, ймовірно, спільного литого ядра) та подальше змішування рідкого металу в процесі деформації є визначальними факторами формування зони I різнорідного з'єднання під час контактного нагрівання й осадки. Дендритна структура металу в зоні I відсутня, за винятком кільцевої ділянки біля грату – розплаву, витісненого за межі перерізу (рис. 4, *б*). Отримані результати свідчать, що кристалізація металу в зоні I відбувалася в умовах інтенсивної пластичної деформації під час осадки

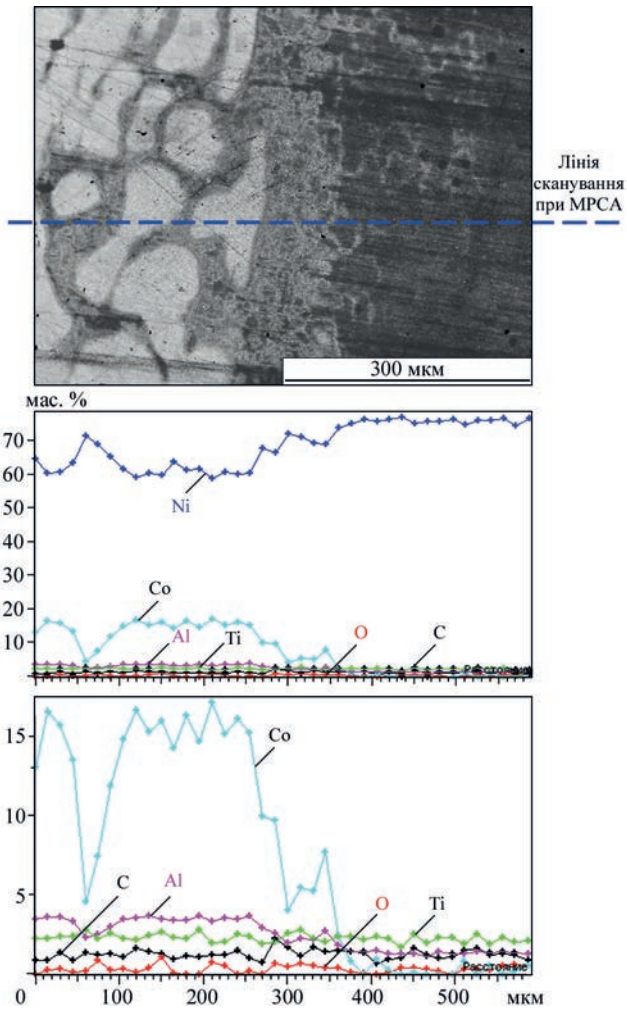

Рис. 6. Розподіл елементів у з'єднанні сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД при МРСА, режим 3, центральна частина перерізу заготовок

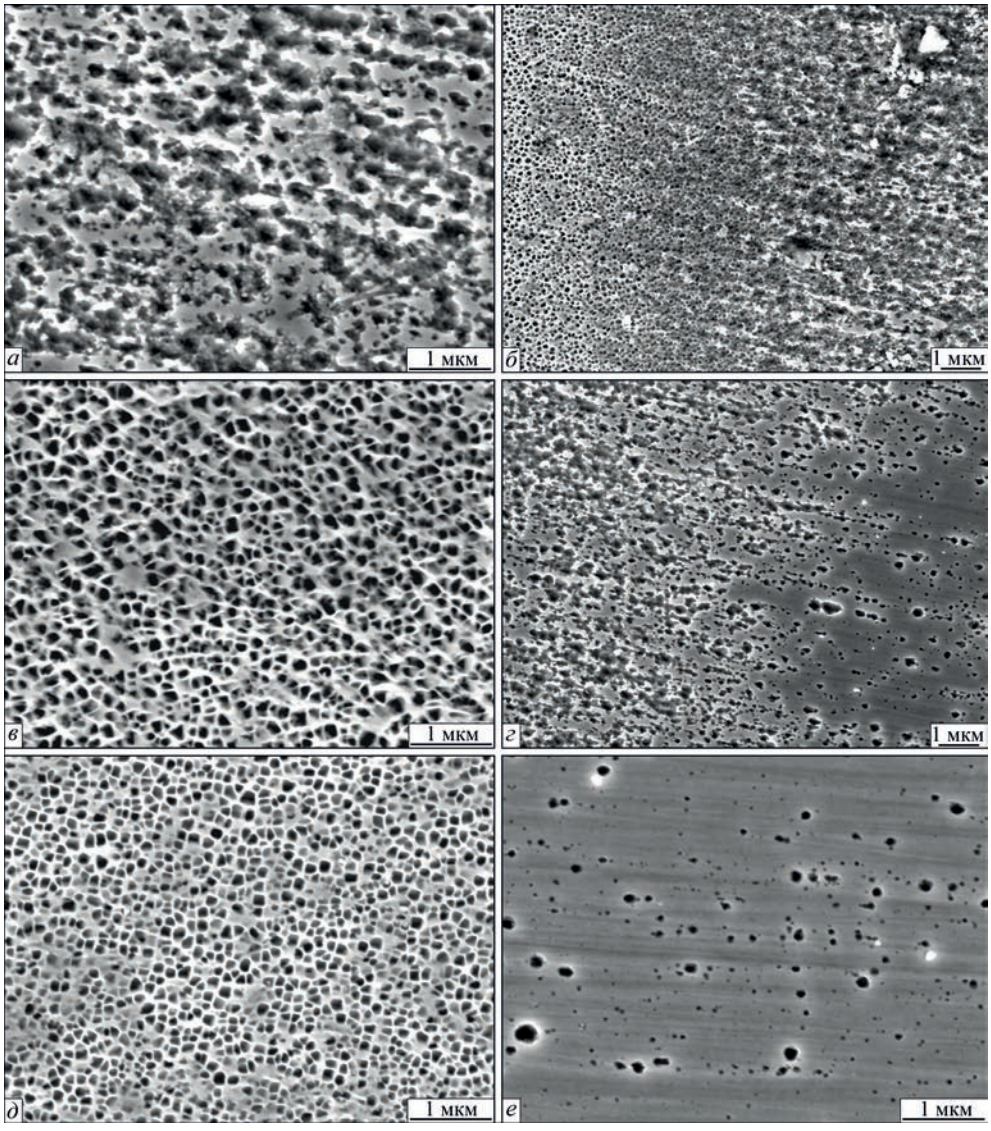

Рис. 7. Морфологія γ′-фази у зонах I (*а*), II (*б*, *в*), IV (*г*), III (*д*), V (*е*), (рис. 5)

заготовок, яка й забезпечила формування бездефектного з'єднання по всьому перерізу заготовок.

Мікроструктура з'єднання в зоні II часткового розплавлення з боку сплаву ВЖЛ12У складається із зерен ОМ (спектри 1, 2 – рис. 5, табл. 2), які оточені металом, що за хімічним складом відповідає такому в зоні I повного розплавлення (спектри 3, 4). Наявність розплаву проміжного складу на границях зерен сплаву ВЖЛ12У в зоні II обумовлена не оплавленням границь і ліквацією внаслідок перевищення температури солідус ($T_{\text{солідус}}$), а іншими чинниками. Якби відбувалося оплавлення, вміст кобальту (який відсутній в основному металі сплаву ЕІ698ВД) приблизно відповідав його концентрації в ОМ сплаву ВЖЛ12У. Саме деформація під час осадки забезпечує витіснення розплавленого контактним нагріванням металу за межі перерізу заготовок та його проникнення вздовж границь зерен. Цей процес формує структуру зони II з'єднання з боку сплаву ВЖЛ12У. Подібна структура металу спостерігається і в зоні III часткового розплавлення з боку сплаву ЕІ698ВД.

За результатами ЕДС встановлено, що ширина зони концентраційних змін у з'єднанні сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД при КСЗ за режимом 3 становить від 400…600 мкм у центральній (рис. 6) до 600…900 мкм у периферійній частині перерізу заготовок. Ширина зони I повного розплавлення сплавів із практично постійною концентрацією елементів становить 100…150 мкм.

Тонка структура металу у різних зонах з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД наведена на рис. 7, розподіл мікротвердості – на рис. 8. У зоні I (рис. 7, *а*) спостерігаються частки γ′-фази різної форми і розмірів (80…300 нм). Наявність γ′-фази у зоні I повного розплавлення зумовлена повторним виділенням із розплаву при охолодженні з'єднання. Відповідно значення мікротвердості у цій зоні становить 4000…4100 МПа і приблизно відповідає показникам для ОМ сплаву ВЖЛ12У. Коливання

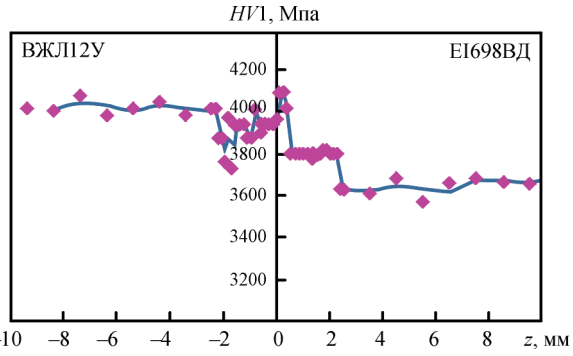

Рис. 8. Розподіл мікротвердості в зоні з'єднання сплавів ЕІ698ВД + ВЖЛ12У, режим 3

показників мікротвердості в діапазоні 3850…4000 МПа у різних локальних ділянках зони II часткового розплавлення та зони IV пов'язане з відмінністю в морфології γ′-фази.

Неочікуваною є морфологія γ′-фази (рис. 7, *б*) у зоні II на ділянці між нерозплавленим зерном сплаву ВЖЛ12У (рис. 5, спектр 2) і металом зони I повного розплавлення. Частки γ′-фази кубічної форми у нерозплавленому зерні сплаву ВЖЛ12У (рис. 7, *в*) не розчинились повністю внаслідок впливу термічного циклу КСЗ. Слід зауважити, що у процесі КСЗ температура нагрівання у зоні II була в межах від $T_{\text{солідус}}$ = 1280 °С до $T_{\text{ліквідус}}$ = 1322 °С сплаву ВЖЛ12У і значно перевищувала $T_{\text{сольвус}}$ = 1220 °С (повного розчинення γ′-фази) [24]. Більше того, збереглась морфологія γ′-фази у ЗТВ сплаву ВЖЛ12У (зона IV): частки γ′-фази кубічної форми розміром 120…150 нм (рис. 7, *г*) не зазнали видимих змін у порівнянні з такою для ОМ сплаву. Тобто короткочасне (протягом 4…8 с) нагрівання до температури, що значно перевищує значення $T_{\text{сольвус}}$, не призвело до розчинення часток γ′-фази в нерозплавлених зернах сплаву ВЖЛ12У.

Зіставлення отриманих результатів із даними [25] щодо повного розчинення частинок γ′-фази в зоні динамічної рекристалізації з'єднань сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, виконаних комбінованим ЗТ, свідчить про значну роль пластичної деформації у формуванні фазового складу з'єднань ЖНС під час зварювання тиском.

У зоні III часткового розплавлення з боку сплаву ЕІ698ВД (рис. 7, *д*) спостерігається поступова зміна об'ємної долі, форми та розмірів часток γ′-фази (від 100 до 400 нм). У ЗТВ сплаву ЕІ698ВД (зона V) частки γ′-фази відсутні (рис. 7, *е*), що свідчить про їхнє повне розчинення ($T_{\text{сольвус}}$ = 1030 °С [24]) у процесі КСЗ без повторного виділення в процесі охолодження з'єднання. Показники мікротвердості відповідають значенням для ОМ сплаву ЕІ698ВД після ТО на твердий розчин. Отримані результати підтверджують висновок [26] про те, що розподіл мікротвердості у ЗТВ сплаву ЕІ698ВД визначається наявністю та морфологією часток високодисперсної γ′-фази.

Подальші дослідження будуть зосереджені на формуванні мікроструктури та фазового складу різнорідних з'єднань сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, виконаних КСЗ із використанням ПЕ евтектичного складу, зокрема НФ різних систем. Також заплановано механічні випробування зварних стиків для оптимізації технологічних режимів процесу КСЗ.

Висновки

1. На основі досліджень мікроструктури з'єднань нікелевих сплавів ВЖЛ12У та ЕІ698ВД, отриманих КСЗ, визначено вплив параметрів одно- і двоступеневих циклограм прикладання тиску на формування мікроструктури з'єднань, зокрема виконаних із використанням проміжного елемента – ніхромової фольги Х20Н80 (20 % Cr, 80 % Ni) завтовшки 0,1 мм.

2. Виявлено, що під час КСЗ забезпечення рівномірного за перерізом і локалізованого за довжиною тепловиділення в зоні стику заготовок ускладнюється через специфічну температурну залежність теплофізичних властивостей ЖНС. Підвищення температури металу в контактній зоні призводить до зниження його питомого електричного опору внаслідок розчинення γ′-фази в процесі нагрівання. Для мікроструктури з'єднань сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, отриманих КСЗ, характерним є наявність литого ядра з дендритною мікроструктурою і дефектів типу «непровар» у периферійній частині перерізу заготовок.

3. При використанні ПЕ у вигляді пластичного прошарку ніхромової фольги у процесі контактного нагрівання формується спільний для обох зварюваних сплавів шар розплаву. Деформація під час осадки забезпечує витіснення розплавленого контактним нагріванням металу за межі перерізу заготовок та його проникнення вздовж границь зерен обох зварюваних сплавів. Формування бездефектного з'єднання по всьому перерізу заготовок забезпечується за рахунок кристалізації спільного для обох сплавів шару розплаву в умовах інтенсивної пластичної деформації під час осадки заготовок.

4. Дослідженнями морфології зміцнюючої γ′-фази у зоні часткового розплавлення з боку сплаву ВЖЛ12У встановлено, що короткочасне нагрівання до температури, що значно перевищує значення $T_{\text{сольвус,}}$ не призвело до розчинення γ′-фази в нерозплавлених зернах сплаву ВЖЛ12У. Зіставлення отриманих результатів із даними щодо повного розчинення частинок γ′-фази під час зварювання тертям сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД свідчить

про значну роль пластичної деформації у формуванні фазового складу зварних з'єднань ЖНС.

Список літератури/References

1. Reed, R.C. (2008) *The superalloys: Fundamentals and applications.* New York, Cambridge University Press.
2. Das, N. (2010) Advances in nickel-based cast superalloys. *Transact. of the Indian Institute of Metals*, **63**, 265–274. DOI: https://doi.org/10.1007/s12666-010-0036-7
3. Henderson, M.B., Arrell, D., Hoebel, M., Larsson, R., Marchant, G. (2004) Nickel-based superalloy welding practices for industrial gas turbine applications. *Sci. and Technology of Welding and Joining*, 9(**1**), 13–21. DOI: https://doi.org/10.1179/136217104225017099
4. Caron, J.L., Sowards, J.W. (2014) Weldability of nickel-base alloys. In book: *Comprehensive Materials Processing*. Elsevier, 151–179. DOI: https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096532-1.00615-4
5. Preuss, M., Threadgill, P. (2010) *Solid state welding of aeroengine materials. Encyclopedia of aerospace engineering* (Ed. by R. Blockley, W. Shyy). DOI: https://doi.org/10.1002/9780470686652.eae222
6. Raab, U., Levin, S., Wagner, L., Heinze C. (2015) Orbital friction welding as an alternative process for blisk manufacturing. *J. of Materials Processing Technology*, **215**, 189–192. DOI: https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.06.019
7. Ajay, V., Babu, N.K., Ashfaq, M. et al. (2021) A review on rotary and linear friction welding of inconel alloys. *Trans. Indian. Inst. Met*., **74**, 2583–2598. DOI: https://doi.org/10.1007/s12666-021-02345-z
8. Wang, F.F., Li, W.Y., Li, J.L., Vairis, A. (2014) Process parameter analysis of inertia friction welding nickel-based superalloy. *Int. J. Adv. Manuf. Technol*., **71**, 1909–1918. DOI: https://doi.org/10.1007/s00170-013-5569-6
9. Tra, T.H., Sakaguchi, M. (2016) High cycle fatigue behavior of the IN718/M247 hybrid element fabricated by friction welding at elevated temperatures. *J. of Sci.: Advanced Materials and Devices*, 1(**4**), 501–506. DOI: https://doi.org/10.1016/j.jsamd.2016.08.009
10. Taysom, B.S., Sorensen, C.D., Nelson, T.W. (2021) Strength in rotary friction welding of five dissimilar nickel-based superalloys. *Welding J.*, 100(**9**), 302S–308S. DOI: https://doi.org/10.29391/2021.100.027
11. Tabaie, S., Rezai-Aria, F., Flipo, B., Jahazi, M. (2021) Grain size and misorientation evolution in linear friction welding of additively manufactured IN718 to forged superalloy AD730. *Materials Characterization*, **171**, 1–13. DOI: https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110766
12. Tabaie, S., Rézaï-Aria, F., Flipo, B.C.D., Jahazi, M. (2022) Dissimilar linear friction welding of selective laser melted Inconel 718 to forged Ni-based superalloy AD730™: Evolution of strengthening phases. *J. of Mater. Sci. & Technology*, **96**, 248–261. DOI: https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.03.086
13. Zhu, X., Xu, P., Liang, Y., Wei, Z., Liang, Yu (2018) Flash butt weldability of Inconel 718 alloy. *J. of Mater. Proces. Technol*., **258**, 326–333. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.04.011
14. Zhou, L., Xu, P., Lin, T. et al. (2022) Outstanding ductility of flash-butt welded Inconel 718 joints after post-weld heat treatment. *Mater. Sci. and Engineering: A*, **843**, 143132. DOI: https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143132
15. Zhou, L., Lin, T., Xu P. et al. (2024) Grain gradient in the heat-affected zone acquires an advancement in the ductility of flash-butt welded IN718 alloy. *J. of Mater. Research and Technol*., **33**, 4938–4951. DOI: https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.10.100
16. Xiong, J., Yuan, L., Zhu, Yu., Zhang, H., Li, J. (2019) Diffusion bonding of nickel-based superalloy GH4099 with pure nickel interlayer. *J. of Mater. Sci*., **54**, 6552–6564. DOI: https://doi.org/10.1007/s10853-018-03274-x
17. Петрушинець Л.В., Фальченко Ю.В., Устінов А.І. та ін. (2017) Дифузійне зварювання у вакуумі жароміцного сплаву на Ni основі. *Технічні науки та технології*, 3(**9**), 63–71. DOI: https://doi.org/10.25140/2411-5363-2017-3(9)-63-71
Petrushynets, L.V., Falchenko, Iu.V., Ustinov, A.I. et al. (2017) Diffusion welding in a vacuum of a heat-resisting alloy on a Ni-base. *Technical sciences and technologies*, 3(**9**), 63–71 [in Ukrainian]. DOI: https://doi.org/10.25140/2411-5363-2017-3(9)-63-71
18. Davies, H., Marchisio, S., Reeks, W. (2020) A review: Interlayer joining of nickel base alloys. *J. of Advanced Joining Processes*, **2**, 100030. DOI: https://doi.org/10.1016/j.jajp.2020.100030
19. Kuchuk-Yatsenko, V.S., Shvets, V.I., Sakhatsky, A.G., Nakonechny, A.A. (2009) Features of resistance welding of titanium aluminides using nanolayered aluminium-titanium foils. *The Paton Welding J*., **3**, 11–14.
20. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Zyakhor, I.V., Chernobaj, S.V. et al. (2015) Structure of γ-TiAl joints in resistance butt welding with application of interlayers. *The Paton Welding J*., **9**, 5–12. DOI: https://doi.org/10.15407/tpwj2015.09.01
21. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Zyakhor, I.V., Nakonechny, A.A. et al. (2018) Resistance butt welding of titanium aluminide γ-TiAl with VT5 alloy. *The Paton Welding J*., **9**, 2–6. DOI: https://doi.org/10.15407/tpwj2018.09.01
22. Hushchyn, K.V., Zyakhor, I.V., Samotryasov, S.M. et al. (2022) Features of resistance preheating at flash-butt welding of thick-walled parts from aluminium alloys. *The Paton Welding J*., **10**, 18–24. DOI: https://doi.org/10.37434/tpwj2022.10.03
23. Патон Б.Е., Строганов Г.Б., Кишкин С. Т. и др. (1987) *Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления*. Киев, Наукова думка.
Paton, B.Ye., Stroganov, G.B., Kishkin, S.T. et al. (1987) *Heat resistance of cast nickel alloys and their protection from oxidation*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
24. Кишкин С.Т., Строганов Г.Б., Логунов А.В. (1987) Литейние жаропрочние сплави никелевой основе. М., Машиностроение.
Kishkin, S.N., Stroganov, G.B., Logunov, A.V. (1987) *Casting high-temperature nickel-based alloys*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
25. Зяхор І.В., Завертанний М.С., Левчук А.М., Капітанчук Л.М. (2020) Особливості формування з`єднань різнойменних жароміцних нікелевих сплавів при зварюванні тертям. *Автоматичне зварювання*, **8**, 38–44. DOI: https://doi.org/10.37434/as2020.08.06
Ziakhor, I.V., Zavertannyi, M.S., Levchuk, A.M., Kapitanchuk, L.M. (2020) Pequliarities of formation of joints of dissimilar high-temperature nickel-base alloys in friction welding. *Automatic Welding*, **8**, 38–44 [in Ukrainian]. DOI: https://doi.org/10.37434/as2020.08.06
26. Зяхор І.В., Левчук А.М. (2026) Мікроструктура і фазовий склад з'єднань ливарного і кованого жароміцних нікелевих сплавів при зварюванні тертям. *Сучасна електрометалургія*, **1**, 53–63. DOI: https://doi.org/10.37434/sem2026.01.07
Ziakhor, I.V., Levchuk, A.M. (2026) Microstructure and phase composition of joints of cast and wrought nickel superalloys produced by friction welding. *Electrometallurgy Today*, **1**, 53–63 [in Ukrainian]. DOI: https://doi.org/10.37434/sem2026.01.07

EFFECT OF RESISTANCE BUTT WELDING PARAMETERS ON THE FORMATION OF DISSIMILAR NICKEL SUPERALLOY JOINTS

I.V. Ziakhor, A.M. Levchuk, A.O. Nakonechny, Yu.A. Shylo, M.S. Zavertannyi, K.V. Hushchyn, V.V. Koltsov

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 03150, Kyiv, 11 Kazymyr Malevych Str., Kyiv, Ukraine.
E-mail: zyakhor2@ukr.net

An urgent problem in the manufacture of welded components of aircraft engines is the development of effective technologies for solid-state joining of nickel superalloys (NS). The work investigated the features of the formation of dissimilar joints during resistance butt welding (RBW) of NS grades VZHL12U and EI698VD, which are used by domestic manufacturers of aircraft gas turbine engines. The microstructure of joints obtained by RBW at different values of technological parameters with

one- and two-stage pressure application cycles was studied, in particular, using a intermediate element (IE) in the form of a nichrome alloy (Ni80/Cr20) foil. It was established that with RBW the problem is to ensure uniform heat release in the cross-section and localized along the length in the contact zone of parts, which is due to the specific temperature dependence of the thermophysical characteristics of the NS. The increase in the temperature of the metal in the contact zone is accompanied by a decrease in its specific electrical resistance, which is associated with the dissolution of the γ′-phase during the heating process. The microstructure of the joints of the VZhL12U and EI698VD alloys obtained by RBW is characterized by the presence of a cast core with a dendritic microstructure and defects of the «non-penetration» type in the peripheral part of the cross-section of the welded workpieces. The use of an IE and an increase in the intensity of the deformation effect at the upset stage ensure the localization of contact heating and the displacement of the molten metal beyond the cross-section of the workpieces. The formation of a defect-free joint over the entire cross-section was ensured by the crystallization of a shared cast core under intense plastic deformation during the upsetting stage of RBW. Studies of the morphology of the γ′-phase in the partial melting zone have shown that short-term heating to a temperature exceeding the solvus value does not lead to the dissolution of the γ′-phase in unmelted grains of the VZhL12U alloy. A comparison of the obtained results with the data on the complete dissolution of the γ′-phase particles during friction welding of the VZHL12U and EI698VD alloys indicates a significant role of plastic deformation in the formation of the phase composition of NS welded joints. 26 Ref., 2 Tabl., 8 Fig.

Keywords: nickel superalloy, pressure butt welding, resistance butt welding, intermediate element, welded joint, microstructure, dendritic microstructure, γ′-phase, microhardness

ORCID
Зяхор І.В. – https://orcid.org/0000-0001-7780-0688, Левчук А.М. – https://orcid.org/0000-0002-0361-7394,
Наконечний А.О. – https://orcid.org/0000-0002-6064-1219, Шило Ю.А. – https://orcid.org/0000-0002-6174-5925,
Завертанний М.С. – https://orcid.org/0000-0002-8415-8555, Гущин К.В. – https://orcid.org/0000-0003-3298-4537,
Кольцов В.В. – https://orcid.org/0009-0008-6078-1706

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ
Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ
І.В. Зяхор
ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, Україна, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11
E-mail: zyakhor2@ukr.net

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ
І.В. Зяхор, А.М. Левчук, А.О. Наконечний, Ю.А. Шило, М.С. Завертанний, К.В. Гущин, В.В. Кольцов (2026) Вплив режимів контактного стикового зварювання опором на формування різнорідних з'єднань жароміцних нікелевих сплавів. *Автоматичне зварювання*, **04**, 14–23. DOI: https://doi.org/10.37434/as2026.04.02
ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ
https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as
Отримано 22.06.2026
Отримано у переглянутому вигляді 10.07.2026
Підписано до друку 20.07.2026
Оприлюднено 24.07.2026

MARMOMAC 2026 — ПРОВІДНА СВІТОВА ВИСТАВКА КАМЕНЮ ТА МАРМУРУ

22–25 вересня, Верона, Італія

Hypertherm Associates, провідний американський виробник промислових систем різання та програмного забезпечення, повертається на Marmomac 2026: «За межами каменю. За межами обмежень» — провідну світову виставку каменю та мармуру, яка відбудеться 22–25 вересня у м. Вероні, Італія.

На стенді компанії відвідувачі зможуть побачити наживо демонстрації технології абразивного та гідроабразивного різання OMAX® та дізнатися, як виробники можуть розширити сферу застосування за межі обробки каменю. Від мармуру та граніту до скла, металу, кераміки, композитних матеріалів та інших матеріалів — OMAX® забезпечує виняткову точність, універсальність та якість країв для широкого спектру матеріалів.

Незалежно від того, чи йдеться про виготовлення складних інкрустацій, прецизійних скосів, стільниць, раковин чи архітектурних елементів, технологія гідроабразивного різання OMAX® забезпечує продуктивність, надійність та гнучкість, необхідні для виходу за межі обробки каменю.