

ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕРМОДЕФОРМАЦІЙНИХ ПРОЦЕСІВ ПРИ ЗВАРЮВАННІ ТЕРТЯМ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

І.В. Зяхор, А.М. Левчук

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: zyakhor2@ukr.net

При впровадженні нових конструкцій авіаційних газотурбінних двигунів актуальним є розроблення технологій твердофазного з'єднання жароміцних нікелевих сплавів у одно- та різнорідному сполученнях. У роботі досліджували процеси контактної взаємодії на початкових стадіях процесу зварювання тертям (ЗТ) ливарного лопаточного сплаву ВЖЛ12У з кованим дисковим сплавом ЕІ698ВД. Експерименти по ЗТ проводили на зразках сплавів, виготовлених ПАТ «Мотор Січ». Для дослідження контактної взаємодії на початкових стадіях (до початку процесу осадки заготовок) виконували зупинку процесу ЗТ за різними варіантами і проводили аналіз поверхні заготовок. Встановлено, що процеси контактної взаємодії до початку осадки заготовок характеризуються «вибуховим» руйнуванням фрикційних зв'язків, наявністю виплесків металу, що розходяться у радіальному напрямку. Температура металу у зоні контактної взаємодії перевищує значення температури плавлення, принаймні сплаву ВЖЛ12У. У центральній частині перерізу заготовок процес ЗТ супроводжується глибинним вириванням і перемішуванням елементів структури, а для периферійних ділянок характерним є руйнування металевих зв'язків по поверхні тертя, яка зміщується у більш легований сплав ВЖЛ12У. У зоні контактної взаємодії утворюється перехідний прошарок, ширина якого змінюється по перерізу заготовок і становить від 30 до 450 мкм. Показано, що на початковій стадії процесу ЗТ, принаймні до початку процесу осадки заготовок, не досягається ізоляція зони контакту заготовок від взаємодії з навколишнім середовищем. Визначено умови для мінімізації несприятливих фазових перетворень у зварному з'єднанні сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД при ЗТ: застосування високих значень тиску, принаймні на заключній стадії гальмування обертання, тривалість якої повинна бути достатньою для витіснення перехідного прошарку за межі перерізу заготовок. Бібліогр. 20, табл. 2, рис. 12.

Ключові слова: жароміцні нікелеві сплави, зварювання тертям, з'єднання, термічний цикл, мікроструктура, γ -фаза, мікротвердість

Вступ. При впровадженні нових конструкцій авіаційних газотурбінних двигунів (ГТД) актуальним є розроблення технологій зварювання жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) у одно- та різнорідному сполученнях. Багатокомпонентність легування та різноманітність структурних складових ЖНС [1, 2] обумовлюють складність їх зварювання. При способах зварювання плавленням можливе утворення різноманітних дефектів, зокрема тріщин – кристалізаційних, ліквідаційних, термічних (тріщин провалу пластичності) [3].

Для вітчизняних розробників та виробників авіаційних ГТД (ДП «Івченко-Прогрес», ПАТ «Мотор Січ») при створенні двигунів нового покоління актуальним є застосування в конструкції ГТД зварних моноколіс («блісків») турбіни. Це обумовлює необхідність нероз'ємного з'єднання лопаток з дисками і актуальність розроблення ефективних технологій зварювання високолегованих литих ЖНС із середньолегованими кованими сплавами.

Для забезпечення якісного з'єднання ЖНС провідні світові виробники ГТД використовують способи твердофазного з'єднання, зокрема, зварювання тертям (ЗТ) [4]. Основні різновиди ЗТ – обертанням (конвенційне, інерційне, комбіноване), орбітальне,

лінійне [5–7]. Проблеми ЗТ високолегованих ЖНС [8–12] обумовлені специфічними теплофізичними характеристиками та значним опором пластичній деформації практично до температури солідус, широким температурним інтервалам крихкості, а при зварюванні ЖНС у різнорідному поєднанні – нерівномірністю процесів нагріву та деформації, можливістю утворення у зоні з'єднання перехідного прошарку змінного хімічного складу [13–15].

Аналіз літературних джерел показує, що формування бездефектних з'єднань ЖНС при ЗТ досягається за умови забезпечення в процесі нагрівання достатніх величин тиску і потужності тепловиділення, при яких відбувається пластифікація металу в зоні контакту і деформація заготовок [15–17]. При цьому забезпечується видалення із зони контакту за межі перерізу заготовок поверхневих оксидів, прошарків із змінним хімічним складом.

При дослідженні процесу ЗТ високолегованих ЖНС дискусійним питанням є можливість утворення в процесі нагрівання ділянок у рідкому або твердо-рідкому стані. Наявність розплаву на будь-якій стадії процесу ЗТ може викликати ліквідаційні процеси у зоні контакту та схильність до утворення тріщин у зварному з'єднанні. Традиційно вважається, що ЗТ є твердофазним процесом формування з'єднань металевих матеріалів, при якому не спостерігається досягнення температури плав-

лення сплавів, що зварюються. Результатами досліджень [11, 12, 15] встановлено, що при лінійному ЗТ сплаву IN738 у однорідному сполученні та сплавів IN738 з CMSX 486 спостерігається міжзеренна ліквіація в результаті нерівноважної фазової реакції між частинками γ' -фази і навколишньою γ -матрицею. При металографічних дослідженнях з'єднань, виконаних лінійним ЗТ, міжзеренна ліквіація виявляється за наявністю ділянок повторної кристалізації евтектики $\gamma' - \gamma$, які утворюються із залишкової рідини при охолодженні з'єднання. Наявність ліквіації елементів і утворення оксидних плівок у зоні з'єднань негативно впливає на їхні механічні властивості. Показано, що оксиди утворюються внаслідок локального окиснення ділянок у рідкому стані, що утворюються на контактуючих поверхнях сплавів у процесі лінійного ЗТ.

Можливість досягнення температури плавлення в зоні контакту на початковій стадії процесу ЗТ сплаву EI698ВД була встановлена розрахунковим шляхом у [16]. При дослідженні процесів нагрівання, деформації та формування структури з'єднань при ЗТ сплавів EP741HP і ВЖЛ12У встановлено аномальний ступінчастий характер процесу осадки заготовок, який супроводжувався викидом із зони контакту часток металу у твердо-рідкому стані [17]. У [18] встановлена можливість при ЗТ сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД перевищення температури початку плавлення ($T_{\text{солидус}}$) сплаву ВЖЛ12У, принаймні у периферійній частині перерізу заготовок.

Температурний режим формування з'єднань ЖНС при ЗТ, імовірно утворення ділянок у рідкому або твердо-рідкому стані та їх окиснення у процесі нагрівання, ліквіація легуючих елементів, осадження плівкових включень карбідних фаз в зоні контакту обумовлює формування у зварних з'єднаннях ділянок з низькими показниками міцності, пластичності, жароміцності та схильності до утворення тріщин.

Можливість мінімізації вказаних явищ і розроблення технологічних шляхів для витіснення де-

фектних ділянок за межі перерізу заготовок є факторами, які визначають можливість забезпечення заданих показників механічних властивостей та експлуатаційної надійності зварних вузлів ГТД. Оскільки механізми структуроутворення ЖНС при різних технологічних схемах ЗТ ідентичні [4, 7], то закономірності, виявлені при ЗТ обертанням, актуальні при розробленні технологій інших різновидів ЗТ.

Для заміни технології лінійного ЗТ лопаток з диском (рис. 1, а), яка використовується закордонними компаніями-виробниками авіаційних ГТД, в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України запропоновано технологію ЗТ ступиці диска з деформованого ЖНС із суцільнолитим ободом з лопатками із ливарного сплаву (рис. 1, б). Така технологічна схема передбачає ЗТ обертанням по конусній поверхні контакту заготовок, у процесі, якого тиск при нагріванні поступово збільшують від 0 до заданого значення, а прикладення підвищеного тиску проковки виконують у процесі поступового гальмування обертання заготовок. Актуальними є проведення досліджень процесу ЗТ на початкових стадіях процесу нагрівання, встановлення закономірностей контактної взаємодії поверхневих шарів заготовок, що зварюються, оцінка термічних циклів ЗТ, визначення структурних та фазових перетворень металу у зоні з'єднань ЖНС, які використовують вітчизняні виробники авіаційних ГТД.

Мета роботи – встановлення закономірностей процесу ЗТ сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД на початкових стадіях процесу нагрівання при різних значеннях параметрів режиму ЗТ, визначення технологічних шляхів формування бездефектних з'єднань для розроблення ефективної технології ЗТ деталей моноколеса турбіни авіаційних ГТД.

Об'єкт дослідження – зварне моноколесо турбіни авіаційного ГТД.

Предмет дослідження – закономірності формування структури з'єднання при ЗТ литого лопаточ-

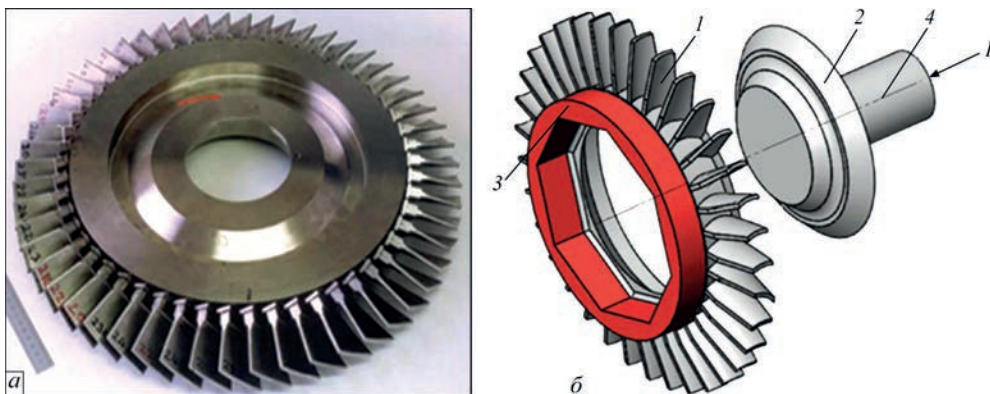


Рис. 1. Моноколесо («бліск»), виготовлене із застосуванням лінійного ЗТ (а), перспективна схема виготовлення моноколеса (б) турбіни ГТД ЗТ литого ободу 1 з лопатками із сплаву ВЖЛ12У і кованим диском 2 із сплаву EI698ВД (оснащення 3 і 4 обода і диска для передачі крутного моменту і осьового зусилля P видаляється механічною обробкою після ЗТ)

Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваних сплавів

Сплав	Масова частка, %												
	Ni	Cr	Ti	Al	W	Mo	Nb	Co	V	Mn	Si	Hf	C
EI698ВД	Осн.	14,4	2,74	1,69	0,05	2,98	2,04	-	0,05	0,08	0,20	-	0,05
ВЖЛ12У	Осн.	9,7	4,5	5,4	1,4	3,1	0,8	14,0	0,8	0,01	0,03	-	0,18

Таблиця 2. Деякі фазові характеристики досліджуваних сплавів

Сплав	Загальна кількість γ' -фази, %	Температура солідус $T_{\text{солідус}}$, °С	Температурна межа розчинення γ' -фази $T_{\text{розч.}}$, °С	Температура деформації, °С		Здатність до гарячої пластичної деформації
				Початок	Кінець	
EI698ВД	25,0	1320	1030	1160	1000	хороша
ВЖЛ12У	65,0	1273	1220	-	-	дуже погана

ного сплаву ВЖЛ12У з кованим дисковим сплавом EI698ВД.

Методика досліджень. Експериментальні дослідження по ЗТ проводили на стандартних зразках сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД діаметром 13 мм і 24 мм, виготовлених ПАТ «Мотор Січ». Стан поставки зразків сплаву EI698ВД – після триступеневої термічної обробки (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 $T_{\text{н}} = 1210$ °С, витримка 4 год, старіння 950 °С, 16 год. У всіх випадках – охолодження на повітрі.

Хімічний склад та фазові характеристики сплавів наведено у табл. 1 і 2.

Дослідні зварювання проводили на лабораторних машинах МСТ2001 і СТ120, які забезпечують реалізацію різних циклограм ЗТ, що відповідають технологіям конвенційного, інерційного та комбінованого зварювання тертям [19]. Гідропривід машин забезпечує триступінчасту циклограму прикладення осьового зусилля «притирка» – «нагрівання» – «проковка» у діапазоні 5...120 кН (СТ120) і діапазоні 10...200 кН (МСТ2001). У процесі експериментів параметри процесу ЗТ встановлювали в межах: окружна швидкість $V = 1...2$ м/с, тиск при нагріванні $P_{\text{н}} = 50...200$ МПа, тиск проковки $P_{\text{пр}} = 200...500$ МПа, час нагрівання $t_{\text{н}} = 2...40$ с, час проковки $t_{\text{пр}} = 10$ с, час гальмування обертання $t_{\text{г}} = 0,2...3,0$ с.

Реєстрація параметрів режиму ЗТ здійснювалася за допомогою датчика тиску ADZ-SML-20.0-1, датчика контролю осадки SR18-25-S «Megatron». Геометрію зварних з'єднань, наявність дефектів визначали макро- і мікроскопічними дослідженнями шліфів. Оптичну та растрову електронну мікроскопію (РЕМ) виконували на шліфах, підготовлених з використанням хімічного, електролітичного методів виявлення структури. Дослідження мікроструктури проводили на світловому мікроскопі «Neophot-32» і ОЖЕ-мікрозонді JAMP-

9500F, «JEOL», мікрорентгеноспектральний аналіз (МРСА) – за допомогою аналізатора «INCA-450», «OXFORD INSTRUMENTS» з діаметром зонду близько 1 мкм. Вимірювання мікротвердості металу у зоні термічного впливу проводили на мікротвердомірі «LECO М-400» при навантаженні 1,0...5,0 Н.

Для дослідження контактної взаємодії на початкових стадіях (до початку процесу осадки заготовок) процесу ЗТ сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД (зразки діаметром 24 мм) проводили експерименти по ЗТ з швидким ($t_{\text{г}} = 0,2$ с) гальмуванням обертання за трьома варіантами: з одночасним зниженням тиску при нагріванні $P_{\text{н}}$ до нуля (варіант 1), без зниження тиску $P_{\text{н}}$ (варіант 2), з одночасним розведенням заготовок (варіант 3). Тиск при нагріванні становив $P_{\text{н}} = 150$ МПа, окружна швидкість $V = 1,0$ м/с, час нагрівання $t_{\text{н}} = 2, 3, 4, 5$ с. Варіант 4 передбачав виконання ЗТ при часі $t_{\text{н}} = 15$ с і гальмуванні обертання за час $t_{\text{г}} = 0,2$ с без зниження тиску $P_{\text{н}}$.

Для дослідження процесу нагрівання при ЗТ сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД проводили експерименти по вимірюванню температури поверхні зразків (зразки діаметром 13 мм) на різній відстані від зони контакту. Термопари закріплювали на заданій відстані від торцевої поверхні заготовки із сплаву ВЖЛ12У. Дослідження термічних циклів проводили для двох значень тиску при нагріванні $P_{\text{н1}} = 50$ МПа, $P_{\text{н2}} = 150$ МПа при окружній швидкості обертання $V = 2,0$ м/с. Температуру нагрівання у зоні контакту заготовок оцінювали методом інтерполяції експериментальних даних по експотенціальній залежності.

Результати досліджень, обговорення результатів. Фотографії торцевої поверхні зразків сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД після зупинки процесу ЗТ по варіанту 1 при різних значеннях часу нагрівання ($t_{\text{н}} = 2, 3, 4, 5$ с) наведено на рис. 2. Як видно, процес контактної взаємодії зразків починається у центральній частині перерізу заготовок. Характерним для всіх зразків, отриманих при різних значеннях $t_{\text{н}}$, є наявність виплесків металу, що розходяться у радіальному напрямку. Це дозволяє зробити висновок, що процеси контактної взаємодії на початкових стадіях ЗТ (до початку процесу осадки заготовок)



Рис. 2. Поверхні зразків після зупинки процесу ЗТ сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД: варіант 1 при часі нагрівання $t_{\text{н}} = 2$ с (а), 3 с (б), 4 с (в), 5 с (г)

характеризуються «вибуховим» руйнуванням фрикційних зв'язків, аналогічним такому, що має місце при контактному стиковому зварюванні оплавленням [20]. За даними мікрорентгеноспектрального аналізу (МРСА) хімічний склад виплесків металу відповідає складу основного металу сплаву ВЖЛ12У. Це свідчить, що температура металу у зоні контактної взаємодії може перевищувати значення температури плавлення $T_{\text{солідус}}$ (див. табл. 2) більш легovanого сплаву ВЖЛ12У, принаймні на локаль-

них ділянках перерізу заготовок, що зварюються. Швидкість нагрівання металу на цих ділянках може становити $(1 \dots 2) \cdot 10^3 \text{ }^\circ\text{C/с}$. У той же час, процес контактної взаємодії зразків у периферійних ділянках перерізу заготовок не починався.

Фотографії поверхні зразків сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД після зупинки процесу ЗТ по варіанту 2 наведено на рис. 3. Виплески металу пластично деформуються і спостерігаються у вигляді тонкого шару сплаву ВЖЛ12У, нанесеного на поверхню зразків

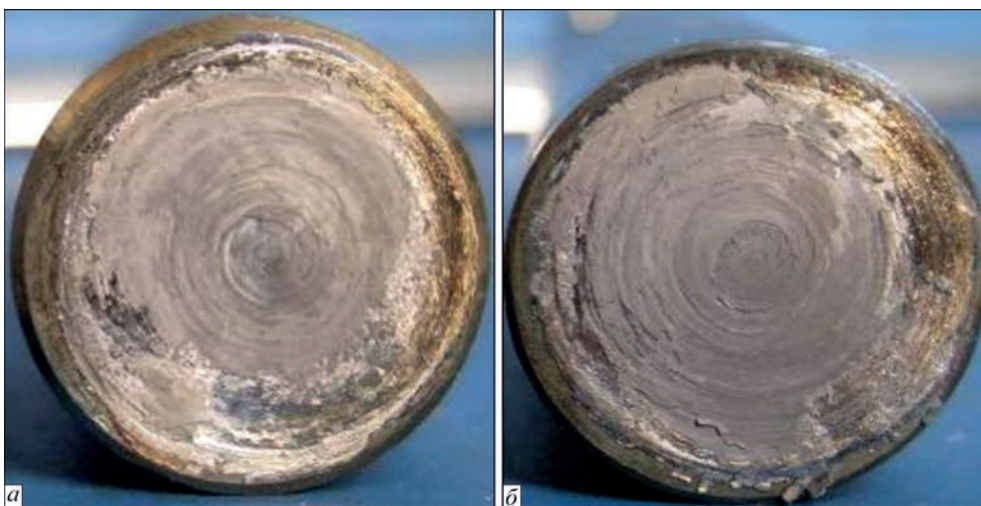


Рис. 3. Поверхні зразків після зупинки процесу ЗТ сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД: варіант 2 при часі нагрівання $t_{\text{н}} = 2$ с (а), 4 с (б)

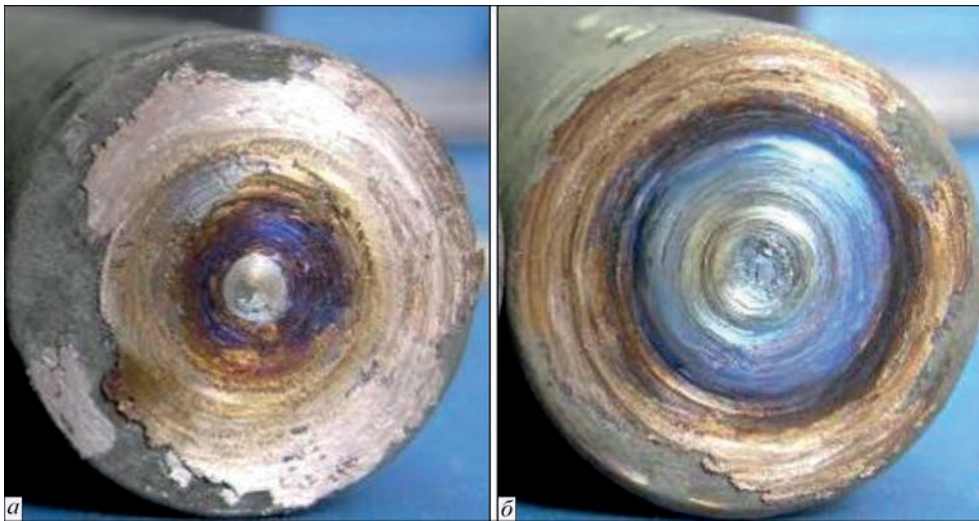


Рис. 4. Поверхні зразків після зупинки процесу ЗТ сплавів ВЖЛ12У та ЕІ698ВД: варіант 3 при часі нагрівання $t_{\text{н}} = 2$ с (а), 4 с (б)

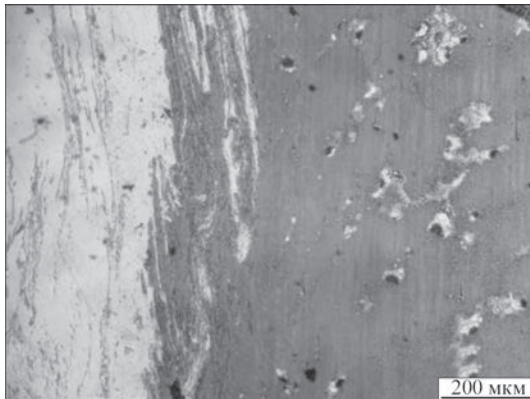


Рис. 5. Мікроструктура з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД після зупинки процесу ЗТ по варіанту 4

сплаву ЕІ698ВД, що свідчить про зміщення поверхні тертя у заготовку більш легovanого сплаву ВЖЛ12У, який має меншу теплопровідність. Як видно, ізоляція зони контакту у периферійній частині перерізу від взаємодії з навколишнім середовищем на початковій стадії процесу ЗТ не досягається, принаймні до початку процесу осадки заготовок. Аналогічні висновки можна зробити при аналізі поверхні зразків після зупинки процесу ЗТ по варіанту 3 (рис. 4).

Отже, процес ЗТ на початкових стадіях включає комплекс взаємозалежних явищ, зокрема, ін-

тенсивне локалізоване тепловиділення, безперервне утворення металевих зв'язків між заготовками і руйнування цих зв'язків внаслідок триваючого відносного руху поверхонь, майже миттєве нагрівання (до температури плавлення) малих об'ємів металу в умовах великого тиску, зміщення поверхні тертя у більш легovanий сплав. При аналізі мікроструктури зварного з'єднання, отриманого по варіанту 4 (рис. 5), видно, що у зоні з'єднання утворюється перехідний прошарок з частковим перемішуванням елементів структури сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД. Перехідний прошарок може містити плівки оксидів і адсорбованих газів, які перемішуються з основним металом сплавів і проникають на певну глибину від поверхні тертя. Для мінімізації формування структурної і хімічної неоднорідності у зоні з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД необхідно на заключній стадії процесу ЗТ забезпечити витіснення перехідного прошарку за межі перерізу заготовок.

Експериментальне дослідження термічних циклів ЗТ сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД проводили для значення окружної швидкості обертання $V = 2,0$ м/с та двох значень тиску при нагріванні: $P_{\text{н1}} = 50$ МПа, $P_{\text{н2}} = 150$ МПа. Результати досліджень для $P_{\text{н1}} = 50$ МПа

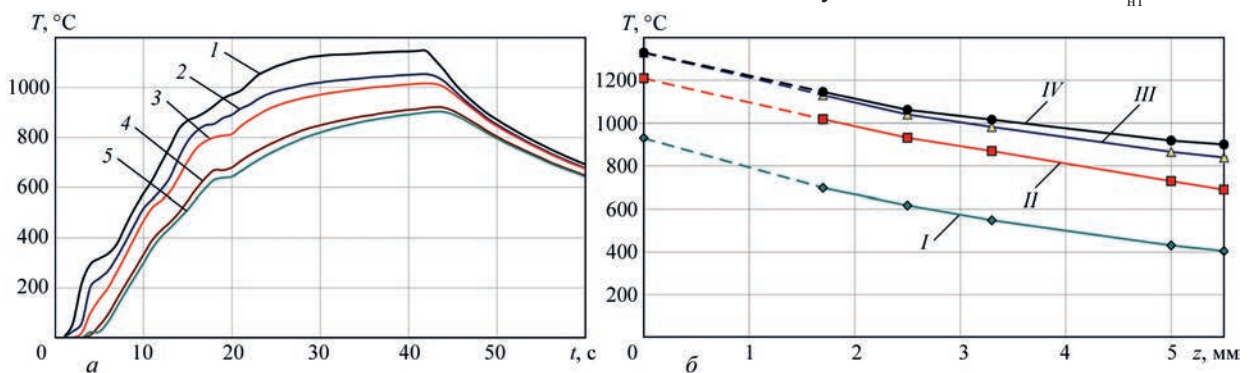


Рис. 6. Термічні цикли (а) ЗТ сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД при $P_{\text{н}} = 50$ МПа; $V = 2$ м/с; $t_{\text{н}} = 40$ с на відстані 1,7 (I); 2,5 (2); 3,3 (3); 5,0 (4); 5,5 мм (5) від поверхні контакту; температурні поля (б) у зразку сплаву ВЖЛ12У при $t_{\text{н}} = 10$ (I), 20 (II), 30 (III), 40 с (IV)

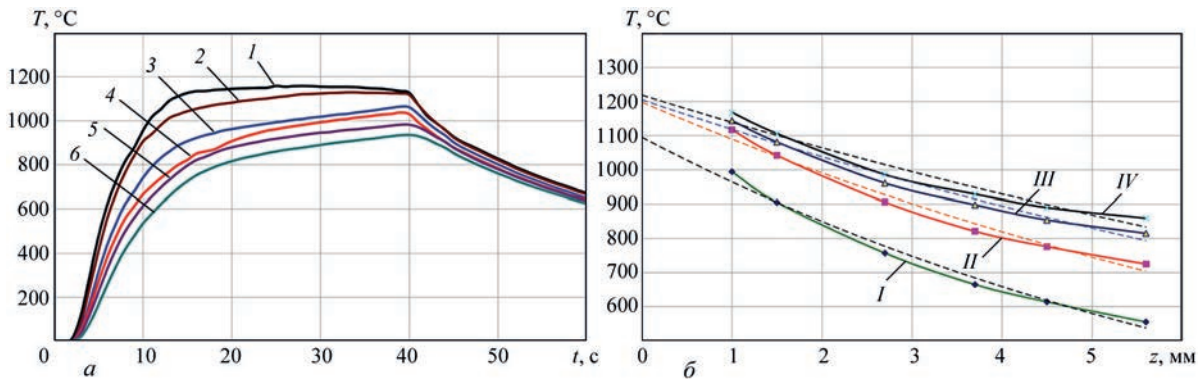


Рис. 7. Термічні цикли (а) ЗТ сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД при $P_n = 150$ МПа; $V = 2$ м/с; $t_n = 40$ с на відстані 1 (I), 1,5 (2); 2,7 (3); 3,7 (4); 4,5 (5); 5,6 мм (б) від поверхні контакту; температурне поле (б) у зразку сплаву ВЖЛ12У при $t_n = 10$ (I), 15 (II), 20 (III), 25 с (IV)

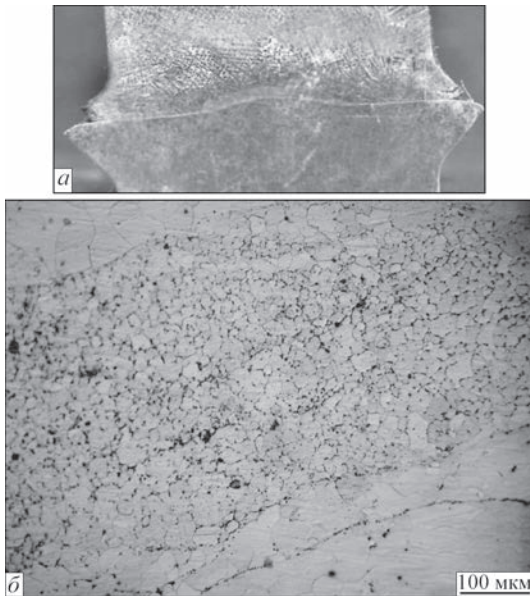
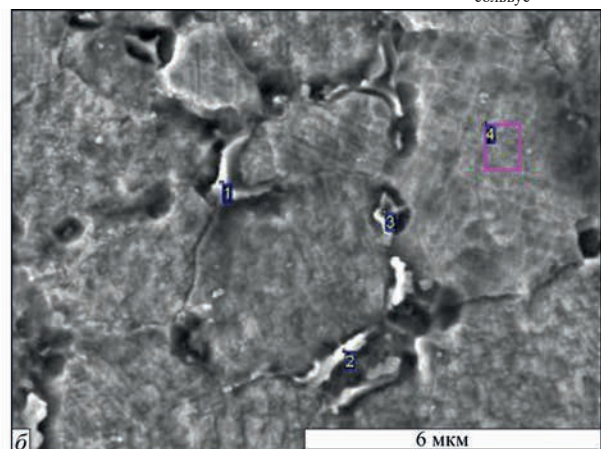
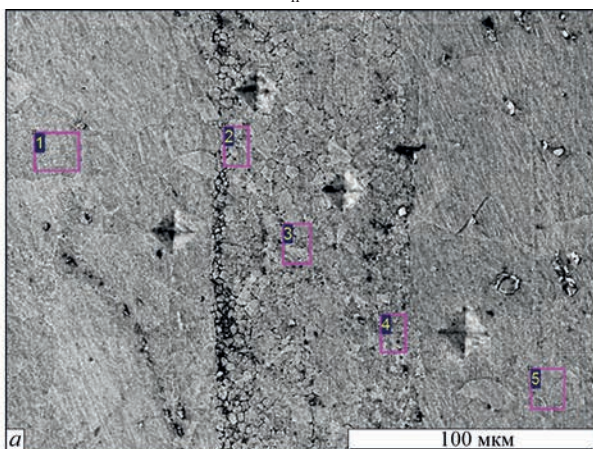


Рис. 8. Макроструктура (а) з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, мікроструктура ($\times 400$) у центральній частині перерізу (б) при ЗТ на режимі: $P_n = P_{np} = 50$ МПа, $V = 2$ м/с, $t_n = 40$ с наведено на рис. 8, а. Використовуючи отримані дані встановлено розподіл температур по осі зразків для значень часу нагрівання $t_n = 10, 20, 30, 40$ с (рис. 6, б

– суцільні лінії). Інтерполяція експериментальних даних до площини контакту ($z = 0$ мм) дозволила встановити температуру в зоні контакту (рис. 6, б – пунктирні лінії). Аналогічні результати для $P_{n2} = 150$ МПа і $t_n = 10, 15, 20, 25$ с наведено на рис. 7.

Макроструктура і мікроструктура з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, отриманого на режимі ЗТ, який використовували при дослідженні термічних циклів ЗТ ($V = 2,0$ м/с, $P_n = P_{np} = 50$ МПа, $t_n = 40$ с), представлена на рис. 8. При дослідженні макроструктури встановлено, що зона з'єднання в центральній частині увігнута вбік сплаву ВЖЛ12У, а з боку сплаву ВЖЛ12У виявляється перехідний прошарок, товщина якого змінюється по перерізу заготовок. РЕМ-зображення і результати МРСА перехідного прошарку наведено на рис. 9, 10. Розподіл елементів у зоні з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД наведено на рис. 11. На рис. 12 представлено розподіл мікротвердості поперек лінії зварного з'єднання у центральній і периферійній частинах перерізу заготовок.

Аналіз температурних полів показує перевищення у зоні контакту температури $T_{\text{сольвус}}$ повно-



№	C	O	Al	Ti	V	Cr	Fe	Co	Ni	Nb	Mo	W
1	2.61	0.10	2.19	2.40	0.28	13.51	0.11	11.28	59.22	0.25	1.99	6.06
2	4.08	0.57	2.30	3.53	0.00	14.16	0.00	10.88	58.39	0.00	1.58	4.50
3	3.55	0.00	2.20	2.95	0.25	13.49	0.34	12.05	59.10	0.12	1.30	4.64
4	3.97	0.57	2.24	2.80	0.15	14.11	0.54	7.75	61.04	0.52	2.13	4.17
5	2.79	0.58	1.25	2.05	0.17	13.91	0.00	0.25	73.62	1.95	2.86	0.47

№	C	O	Al	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Nb	Mo	W
1	9.07	0.53	0.47	2.90	33.94	0.00	0.92	4.39	16.68	1.03	12.16	17.82
2	13.44	0.72	0.51	2.57	24.48	0.57	0.00	4.75	27.51	0.18	9.98	15.28
3	17.90	2.13	0.63	2.98	27.22	0.00	0.00	4.30	14.92	1.45	11.97	16.50
4	2.37	0.07	2.11	2.94	13.29	0.00	0.00	11.62	61.91	0.00	2.01	3.67

Рис. 9. Результати МРСА (а) зони з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД і структурних складових перехідного прошарку (б)

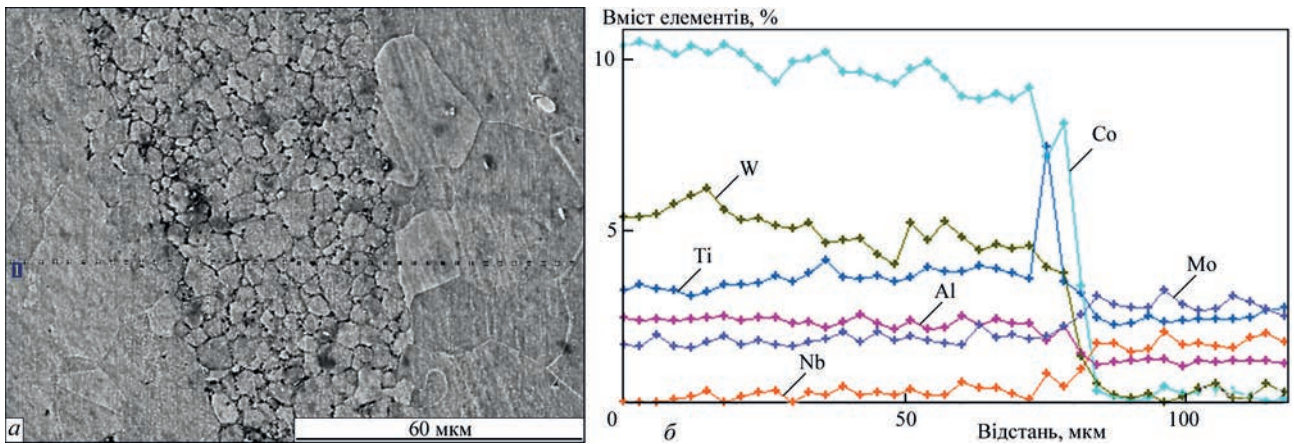
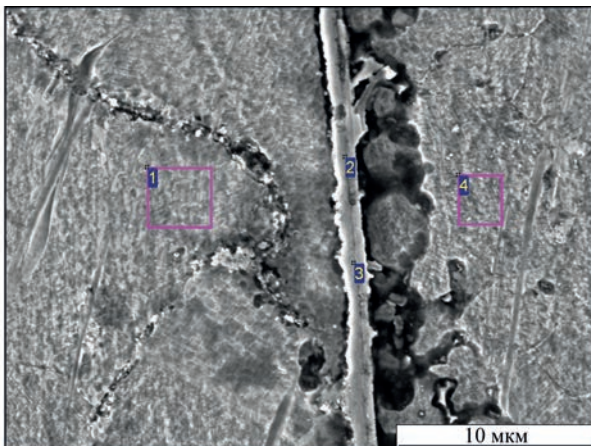


Рис. 10. Розподіл легуючих елементів у зоні з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД



№	C	O	Al	Ti	V	Cr	Fe	Co	Ni	Nb	Mo	W
1	2.15	0.30	2.10	3.97	0.00	13.98	0.00	10.61	60.04	0.33	2.02	4.50
2	11.35	7.53	0.42	62.33	0.56	2.86	0.18	2.39	4.78	2.13	2.31	3.16
3	9.93	6.74	0.32	64.46	0.31	2.94	0.00	2.24	3.28	2.55	2.09	5.15
4	2.99	0.17	2.54	4.14	0.44	13.99	0.00	9.15	59.85	0.00	1.55	5.20

Рис. 11. Результати МРСА ділянки між перехідним прошарком і сплавом ВЖЛ12У у зоні з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, периферійна частина перерізу заготовок

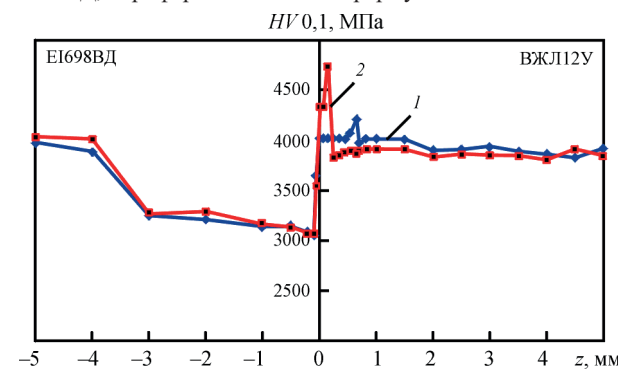


Рис. 12. Розподіл мікротвердості у зоні з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД у центральній (1) і периферійній (2) частинах перерізу заготовок

го розчинення зміцнюючої γ' -фази для обох досліджуваних сплавів і перевищення температур плавлення $T_{\text{солідус}}$, принаймні для сплаву ВЖЛ12У. Ширина зони нагріву високолегованого ливарного сплаву ВЖЛ12У до температури, що перевищує значення $T_{\text{сольвус}}$, складає менше 1 мм, що значною мірою визначає умови деформації заготовок.

Для процесу ЗТ при відносно низькому значенні $P_{\text{н}} = 50$ МПа і високому значенні $V = 2,0$ м/с характерним є локалізація контактної взаємодії у прошарку, який утворюється з боку сплаву ВЖЛ12У (рис. 9, а, рис. 10), причому ширина прошарку змінюється по перерізу заготовок і становить від близько 400...450 мкм у центральній частині заготовок до 30...40 мкм у периферійній. Прошарок має дрібнозернисту структуру, а по границях зерен спостерігаються численні дисперсні карбіди хрому, молібдену і вольфраму (рис. 9, б). У периферійній частині перерізу спостерігаються суцільні плівкові включення карбідної евтектики на основі титану, вольфраму, ніобію (рис. 11). Підвищений вміст кисню свідчить про окиснення металу периферійних ділянок прошарку, які, очевидно, знаходились у рідкому стані в процесі ЗТ. Наявність плівкових включень з підвищеним вмістом карбідів обумовлює локальне підвищення мікротвердості у периферійній частині зони з'єднання з боку сплаву ВЖЛ12У (рис. 12). Утворення у зоні контакту при ЗТ ділянок розплаву і плівкових включень з підвищеним вмістом карбідоутворюючих і тугоплавких елементів може викликати схильність зварних з'єднань до утворення тріщин.

У центральній частині перерізу заготовок процес ЗТ супроводжується глибинним вириванням і перемішуванням елементів структури, а для периферійних ділянок характерним є руйнування зв'язків по поверхні тертя, яка зміщується вбік сплаву ВЖЛ12У. Отримані результати пояснюють характер контактної взаємодії при низькому значенні $P_{\text{н}}$ і високому значенні V . Наявність у зоні контакту ділянок у рідкому стані обумовлена безперервним локальним утворенням і руйнуванням фрикційних зв'язків, які призводять до виділення тепла в малому об'ємі металу приповерхневого шару з боку високолегованого сплаву ВЖЛ12У без його пластичної деформації у макрооб'ємах. При цьому не відбувається процес осадки заготовок, який є необхідною умовою захисту зони контакту в пери-

ферійних ділянках заготовок, і не забезпечується утворення твердофазного з'єднання.

При значенні тиску при $P_{n2} = 150$ МПа у процесі ЗТ температура у зоні контакту менша (рис. 7, а) у порівнянні з такою при $P_{n2} = 50$ МПа, очевидно за рахунок процесу осадки, яка переважно відбувається за рахунок заготовки із сплаву EI698ВД. При цьому ширина зони нагріву, вище температур фазових перетворень $T_{\text{сольвус}}$, зменшується (рис. 7, б). Отримані результати дозволяють визначити умови для мінімізації несприятливих фазових перетворень у зоні з'єднання при ЗТ сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД: необхідно застосовувати порівняно високі значення тиску, принаймні на заключній стадії гальмування обертання, і тривалість цієї стадії повинна бути достатньою для витіснення перехідного прошарку за межі перерізу заготовок.

Реалізація такого підходу відома з успішного практичного досвіду провідних закордонних компаній по використанню інерційного ЗТ при виготовленні компонентів авіаційних ГТД. Термодеформаційні умови формування з'єднань ЖНС, аналогічні інерційному ЗТ, реалізуються при комбінованому ЗТ на наявному в Україні устаткуванні. За рахунок збільшення тривалості стадії гальмування обертання збільшується швидкість деформації (осадки), а ширина зони структурних і фазових перетворень зменшується [19]. Змінюючи динаміку гальмування обертання на заключній стадії процесу комбінованого ЗТ можна забезпечити витіснення перехідного прошарку у зоні контакту за межі перерізу заготовок і гарантувати твердофазний характер формування різнорідних з'єднань ЖНС.

Висновки

1. Результати досліджень початкових стадій процесу ЗТ сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД свідчать про те, що процеси контактної взаємодії до початку осадки заготовок характеризуються «вибуховим» руйнуванням фрикційних зв'язків, наявністю виплесків металу, що розходяться у радіальному напрямку, і мають певну аналогію процесам, що мають місце при контактному стиковому зварюванні оплавленням. Температура металу у зоні контактної взаємодії перевищує значення температури плавлення $T_{\text{солідус}}$, принаймні сплаву ВЖЛ12У, що підтверджується відповідністю хімічного складу виплесків складу основного металу цього сплаву.

2. У центральній частині перерізу заготовок процес ЗТ супроводжується глибинним вириванням і перемішуванням елементів структури, а для периферійних ділянок характерним є руйнування зв'язків по поверхні тертя, яка зміщується у заготовку більш легованого сплаву ВЖЛ12У. У зоні

з'єднання утворюється перехідний прошарок, ширина якого змінюється по перерізу заготовок і становить від 30 до 450 мкм.

3. На початковій стадії процесу ЗТ, принаймні до початку процесу осадки заготовок, не досягається ізоляція зони контакту у периферійній частині перерізу заготовок від взаємодії з навколишнім середовищем і перехідний прошарок може містити оксидні плівки. Для мінімізації формування структурної і хімічної неоднорідності у зоні з'єднання сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД необхідно на заключній стадії процесу ЗТ забезпечити витіснення перехідного прошарку за межі перерізу заготовок.

4. Визначено умови для мінімізації несприятливих фазових перетворень у зоні з'єднання ЖНС при ЗТ сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД: необхідно застосовувати порівняно високі значення тиску, принаймні на заключній стадії гальмування обертання, і тривалість цієї стадії повинна бути достатньою для витіснення перехідного прошарку за межі перерізу заготовок.

5. Термодеформаційні умови формування якісних з'єднань ЖНС можуть бути реалізовані при технології комбінованого ЗТ на наявному в Україні устаткуванні. Змінюючи динаміку гальмування обертання на заключній стадії процесу ЗТ можна забезпечити витіснення перехідного прошарку у зоні контакту за межі перерізу заготовок і гарантувати твердофазний характер формування різнорідних 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. *Trans. Indian Inst. Met.*, **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 Techn. of Welding and Joining*, **9**(1), 13–21. DOI: <https://doi.org/10.1179/136217104225017099>
4. Preuss, M., Threadgill, P. (2010) *Solid state welding of aeroengine materials. Encyclopedia of aerospace engineering*. Ed. by R. Blockley and W. Shyy. DOI: <https://doi.org/10.1002/9780470686652.eae222>
5. Preuss, M., Withers, P.J., Baxter, G.J. (2006) A comparison of inertia friction welds in three nickel base superalloys. *Mater. Sci. Eng. A*, **437**, 38–45. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.04.058>
6. Raab, U., Levin, S., Wagner, L., Heinze C. (2015) Orbital friction welding as an alternative process for blisk manufacturing. *J. of Mater. Proc. Technol.*, **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. Huang, Z.W., Li, H.Y., Preuss, M., Karadge, M. et al. (2007) Inertia friction welding dissimilar nickel-based superalloys alloy 720Li to In718. *Metall. Mater. Trans. A*, **38**, 1608–1619. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-007-9194-6>
9. Wang, F.F., Li, W.Y., Li, J.L., Vairis, A. (2014) Process parameter analysis of inertia friction welding nickel-based superalloy. *Inter. J. Adv. Manuf. Technol.*, **71**, 1909–1918. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-013-5569-6>
10. Masoumi, F., Shahriari, D., Monajati, H., Cormier, J. et al. (2019) Linear friction welding of AD730™ Ni-base superalloy: Pro-

- cess-microstructure property interactions. *Materials & Design*, **183**, 108–117. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108117>
11. Ola, O.T., Ojo, O.A., Wanjara, P., Chaturvedi, M.C. (2012) Analysis of microstructural changes induced by linear friction welding in a nickel-base superalloy. *Metal. Mater. Trans. A*, **42A**, 3761–3777. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-011-0774-0>
 12. Ola, O.T., Ojo, O.A., Wanjara, P., Chaturvedi, M.C. (2011) Crack free welding of IN 738 by linear friction welding. *Adv. Mater. Research*, **278**, 446–453. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.278.446>
 13. 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.: Adv. Mat. and Devices*, **1(4)**, 501–506. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jsamd.2016.08.009>
 14. Taysom, B.S., Sorensen, C.D., Nelson, T.W. (2021) Strength in rotary friction welding of five dissimilar nickel-based superalloys. *Welding J.*, **100**, 302-s–308-s. DOI: <https://doi.org/10.29391/2021.100.027>
 15. Amegadzie, M.Y., Ola, O.T., Ojo, O.A., Wanjara, P., Chaturvedi, M.C. (2012) On liquation and liquid phase oxidation during linear friction welding of nickel-base IN 738 and CMSX 486 superalloys. *12th International Symposium on Superalloys (Superalloys 2012), Seven Springs Mountain Resort, PA*. 587–594. DOI: https://doi.org/10.7449/2012/Superalloys_2012_587_594
 16. Кучук-Яценко С.И., Зяхор І.В., Великоиваненко Е.А., Розынка Г.Ф. (2009) Расчетная оценка термомодеформационных условий формирования соединений жаропрочного сплава ЭИ698ВД при сварке трением. *Автоматическая сварка*, **7**, 8–13. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Zyakhor, I.V., Velikoivanenko, E.A., Rozynka, G.F. (2009) Calculation of thermal-deformation conditions of formation of friction welded joints on heat-resistant alloy EI698VD. *The Paton Welding J.*, **7**, 7–11.
 17. Зяхор І.В., Завертанний М.С., Левчук А.М., Капітанчук Л.М. (2020) Особливості формування з'єднань різноінтерметалічних 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) Peculiarities of formation of dissimilar nickel-base alloy joints in friction welding. *The Paton Welding J.*, **8**, 34–40. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.08.06>
 18. Зяхор І.В., Левчук А.М. (2026) Мікроструктура і фазовий склад з'єднань ливарного і кованого жароміцних нікелевих сплавів при зварюванні тертям. *Сучасна електротехнологія*, **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>
 19. Зяхор І.В. (2001) Современное оборудование для сварки трением. *Автоматическая сварка*, **7**, 48–52. Ziakhor, I.V. (2001) Modern equipment for friction welding. *The Paton Welding J.*, **7**, 48–52.
 20. Кучук-Яценко С.И., Миленин А.С., Великоиваненко Е.А., Антипин Е.В., Дидковский А.В. (2018) Математическое моделирование процесса нагрева металла при контактной стыковой сварке непрерывным оплавлением. *Автоматичне зварювання*, **10**, 3–10. DOI: <http://doi.org/10.15407/as2018.10.01>
 - Kuchuk-Yatsenko, S.I., Milenin, A.S., Velikoivanenko, E.A., Antipin, E.V., Didkovsky, A.V. (2018) Mathematical modeling of the process of metal heating in continuous flash-butt welding. *The Paton Welding J.*, **10**, 2–8. DOI: <http://doi.org/10.15407/tpwj2018.10.01>

INVESTIGATION OF THERMODEFORMATION PROCESSES IN FRICTION WELDING OF NICKEL-BASED SUPERALLOYS

I.V. Ziakhor, A.M. Levchuk

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

When implementing new designs of aircraft gas turbine engines (GTE), the development of technologies for solid-state joining of nickel-based superalloys in similar and dissimilar combinations is relevant. The work investigated contact interaction processes at the initial stages of the friction welding (FW) process of the VZhL12U cast blade alloy with the EI698VD forged disk alloy. The experiments on FW were carried out on samples of alloys manufactured by JSC “Motor Sich”. To study the contact interaction at the initial stages (before the start of the process of samples shortening), the FW process was stopped in various ways and the surface of the samples was analyzed. It was established that the processes of contact interaction before the start of samples shortening are characterized by explosive destruction of frictional bonds, the presence of metal splashes that diverge in the radial direction. The metal temperature in the contact interaction zone exceeds the melting temperature, at least for the VZhL12U alloy. In the central part of the cross-section of the samples, the FW process is accompanied by deep tearing and mixing of structural elements, and for the peripheral areas, the destruction of metallic bonds along the friction surface, which is shifted to a more alloyed alloy VZhL12U, is characteristic. A transition layer is formed in the contact interaction zone, the width of which varies across the cross-section of the samples and ranges from 30 to 450 microns. It is shown that at the initial stage of the FW process, at least before the start of samples shortening, isolation of the contact zone from interaction with the environment is not achieved. Conditions for minimizing harmful phase transformations in the welded joint of the VZhL12U and EI698VD alloys during FW are determined: the application of high pressure values, at least at the final stage of rotation braking, the duration of which should be sufficient to displace the transition layer beyond the cross-section of the samples. 20 Ref., 2 Tabl., 12 Fig.

Keywords: nickel-based superalloy, friction welding, welded joint, thermal cycle, 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>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛІСТУВАННЯ

І.В. Зяхор

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: zyakhor2@ukr.net

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

І.В. Зяхор, А.М. Левчук (2026) Дослідження термомодеформаційних процесів при зварюванні тертям жароміцних нікелевих сплавів. *Автоматичне зварювання*, **03**, 42–50. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.03.06>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 12.03.2026

Отримано у переглянутому вигляді 07.05.2026

Підписано до друку 14.05.2026

Оприлюднено 20.05.2026