

МІКРОСТРУКТУРА І ФАЗОВИЙ СКЛАД З'ЄДНАНЬ ЛИВАРНОГО І КОВАНОГО ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ПРИ ЗВАРЮВАННІ ТЕРТЯМ

І.В. Зяхор, А.М. Левчук

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

РЕФЕРАТ

Для вітчизняних виробників авіаційних газотурбінних двигунів актуальною проблемою є розроблення ефективних технологій зварювання жароміцних нікелевих сплавів, зокрема, технології зварювання тертям деталей типу диск–лопатка (бліск). В роботі представлено результати дослідження формування різномірних з'єднань жароміцних нікелевих сплавів ливарного ВЖЛ12У і кованого Е1698ВД при зварюванні тертям. З використанням експериментальних методів досліджували вплив технологічних параметрів процесу зварювання тертям і режиму післязварювальної термічної обробки на мікроструктуру з'єднань та морфологію часток зміцнюючих фаз — карбідів, γ' -фази. Експерименти проводили на зразках жароміцних нікелевих сплавів діаметром 24 мм, застосовували технологію комбінованого зварювання тертям з різною тривалістю гальмування обертання на стадії проковки в діапазоні $t_r = 0,3 \dots 3,0$ с. Встановлено, що збільшення t_r суттєво впливає на структурні і фазові перетворення у зоні термомеханічного впливу з'єднань, зокрема при $t_r = 3,0$ с забезпечується розчинення у процесі проковки часток як вторинної дисперсної γ' -фази, так і термічно стабільної первинної $\gamma'_{\text{ст.}}$ -фази з боку ливарного сплаву ВЖЛ12У. Визначено режим термічної обробки, при якому відновлюється морфологія часток γ' -фази з боку сплаву Е1698ВД та забезпечується відсутність у зоні з'єднання ділянок із зниженою мікротвердістю. Встановлено явище аномального збільшення розміру часток дисперсної γ' -фази в зоні термомеханічного впливу сплаву ВЖЛ12У після трьохступеневої термічної обробки згідно з технічними умовами на сплав Е1698ВД. Бібліогр. 25, табл. 2, рис. 13.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: жароміцні нікелеві сплави, зварювання тертям, з'єднання, мікроструктура, термічна обробка, γ' -фаза, карбіди, мікротвердість

ВСТУП

Використання жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) забезпечує необхідні експлуатаційні характеристики відповідальних деталей газотурбінних двигунів (ГТД) [1]. Використання зварних вузлів у конструкції авіаційних ГТД обумовлює необхідність розробки методів якісного зварювання деталей, виготовлених з ЖНС.

ЖНС являють собою матричний γ -твердий розчин на нікелево-хромовій основі, легований молибденом, вольфрамом і ніобієм [2–4]. Утворення зміцнюючої γ' -фази забезпечується в основному за рахунок алюмінію, титану, танталу. Мікроструктура, зокрема, розмір структурних елементів, морфологія γ' -фази та карбідів типу MeC і Me_{23}C_6 визначають експлуатаційні показники ЖНС.

Для отримання нероз'ємних з'єднань ЖНС використовують способи зварювання плавленням [5] і тиском [6–11]. Одержання бездефектних з'єднань ЖНС при способах зварювання плавленням не є суттєвою проблемою для сплавів із загальним вмістом алюмінію і титану, який не перевищує 4 мас. %. При більшому ступені легування ЖНС зварні шви схильні до утворення тріщин [12–14].

Для нероз'ємного з'єднання високолегованих ЖНС все більше застосування має зварювання тертям (ЗТ) у різних технологічних модифікаціях — конвенційне, інерційне, комбіноване, орбітальне, лінійне [15–21]. У низці публікацій наведено результати досліджень зміни мікроструктурних характеристик металу з'єднань ЖНС, отриманих інерційним зварюванням тертям (ІЗТ) [15–17].

У роботі [15] наведено результати порівняння мікроструктури, механічних властивостей і залишкових напружень у зварних з'єднаннях, отриманих ІЗТ для трьох суперсплавів — кованого Inconel 718, ливарного U720Li, порошкового RR1000. Встановлено, що на відміну від сплавів U720Li і RR1000 у сплаві Inconel 718 в результаті ЗТ утворюється область, вільна від виділень зміцнюючої γ' -фази, що викликає істотне зниження твердості поблизу лінії з'єднання. Для підвищення рівня механічних властивостей з'єднань і зниження зварювальних напружень проводили післязварювальну ТО — повну (відповідно до технічних вимог до конкретного сплаву) або неповну (яка відповідала одному із ступенів повної ТО сплаву). В останньому випадку забезпечується деяке зниження зварювальних напружень (до безпечного з точки зору експлуатаційної надійності рівня), часткове відновлення кристалічної структури і морфології зміцнюючих фаз у зоні з'єднання.

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

У роботі [16] досліджували структуру різно-рідних з'єднань нікелевих суперсплавів U720Li та IN718, отриманих ІЗТ. Дослідження проводили на з'єднаннях як у стані після зварювання, так і після ТО. Дослідження показали, що ІЗТ забезпечує одержання різнорідних з'єднань сплавів U720Li і IN718 без мікропор і мікротріщин, а також без істотної міграції хімічних елементів поперек лінії з'єднання. Однак з кожної сторони лінії з'єднання спостерігались значні зміни мікроструктури і розподілу часток зміцнюючих фаз. На сплаві U720Li з високою об'ємною часткою γ' -фази ($\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$) відзначається більш широка зона термічного впливу, ніж на сплаві IN718, зміцненому переважно γ'' -фазою (Ni_3Nb). Встановлено, що для сплаву U720Li спостерігається незначне падіння твердості поблизу лінії з'єднання в стані після ІЗТ, що обумовлено збідненням γ' -фази, у той час як сплав IN718 відрізняється наявністю області без виділень γ'' -фази. Порівняння з'єднань у стані після ІЗТ і ТО, спрямованої на зняття напружень, показує, що сплав IN718 перебуває в перестареному стані після термічної обробки. У сплаві U720Li розподіл твердості переважно визначається розподілом третинної й повторно виділеної γ' -фази, а з боку сплаву γ'' -фаза повністю розчинилася у процесі ІЗТ і повторно не виділилася при охолодженні.

В роботі [17] досліджували вплив параметрів процесу ІЗТ нікелевих суперсплавів на температуру у зоні контакту та процес осадки заготовок. Встановлено, що механічна енергія головним чином залежить від початкової швидкості обертання, а відносно високий осьовий тиск підвищує ефективність перетворення механічної енергії в ефективну теплоту зварювання. Встановлено вплив осьового тиску, початкової швидкості обертання та моменту інерції маховика на величину осадки, визначено технологічні засади для оптимізації параметрів ІЗТ з урахуванням зміни температурних профілів. Результати показують, що осьовий тиск має більш очевидний вплив на ширину високотемпературної зони, ніж швидкість обертання на заключній стадії (швидкої осадки) процесу ІЗТ.

Результати досліджень мікроструктури порошкового суперсплаву RR1000 при ІЗТ наведено у роботі [18]. Встановлено значні зміни мікроструктури в межах до 2 мм від лінії з'єднання (ЛЗ). У цій області на профіль твердості впливають зміни розміру зерна, об'ємної долі та розміру часток γ' -фази. На більшій відстані від ЛЗ фіксуються незначні зміни мікроструктури, але має місце варіація твердості. У роботі [19] досліджували втомну міцність з'єднань сплавів Inconel 718 та Mar-M247, отриманих ЗТ. Встановлено, що руйнування відбувається з боку сплаву Mar-M247 поза ЛЗ. На основі результатів

досліджень зварюваності п'яти різних ЖНС [20] визначено, що для отримання висококомісних з'єднань технологічні параметри ЗТ повинні забезпечувати високу швидкість осадки заготовок при порівняно низькій температурі в зоні контакту.

Результатами досліджень лінійного ЗТ сплавів IN738 і CMSX486 [21] встановлено наявність ліквідації легуючих елементів та утворення суцільних оксидних плівок у зоні з'єднання, що негативно впливає на механічні властивості зварних з'єднань. Термомеханічне моделювання Gleeble показало, що оксиди утворюються внаслідок локального окислення ділянок у рідкому стані, що утворюються на контактуючих поверхнях сплавів.

У наявних літературних джерелах недостатньо інформації щодо формування з'єднань ЖНС, які використовуються у конструкції авіаційних ГТД вітчизняного виробництва. В роботі [22] проведено оцінку термодформаційних умов формування з'єднань сплаву EI698ВД при ЗТ. Розрахунковим шляхом встановлено можливість досягнення температури плавлення сплаву EI698ВД в зоні контакту на стадії нагріву. Запропоновано шляхи оптимізації технології ЗТ сплаву EI698ВД та способи мінімізації ширини зони фазових перетворень у з'єднаннях. Результати досліджень процесів нагрівання, деформації та формування структури з'єднань при ЗТ сплавів EP741НП і ВЖЛ12У наведено в роботі [23]. Встановлено мінімальні значення тиску, при якому забезпечується осадка заготовок, встановлено діапазон зміни технологічних параметрів ЗТ, в якому забезпечується формування бездефектних з'єднань.

Для ДП «Івченко-Прогрес» і ПАТ «Мотор Січ» актуальним завданням є розроблення ефективної технології стикового зварювання тиском литих лопаток із сплаву ВЖЛ12У з кованим диском із сплаву EI698ВД (ХН73МБТЮ-ВД). Актуальність одержання зварних моноколіс для вітчизняних ГТД обумовлює необхідність проведення всебічних досліджень для вирішення цього завдання. Недостатньо дослідженими питаннями є визначення закономірностей формування мікроструктури і фазового складу з'єднань сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД, встановлення впливу технологічних параметрів процесу ЗТ і режиму післязварювальної термічної обробки (ТО) на зміну мікроструктури, морфології зміцнюючих фаз, показників твердості та механічних властивостей з'єднань.

МЕТА РОБОТИ

— встановлення закономірностей формування мікроструктури з'єднань ЖНС ливарного ВЖЛ12У і кованим EI698ВД, виконаних ЗТ при різних значеннях технологічних параметрів, визначення особливостей мікроструктурних та фазових пе-

Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваних сплавів, мас. %

| Сплав | Ni | Cr | Ti | Al | W | Mo | Nb | Co | V | Mn | Si | Hf | C |
|---------|--------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|----|------|
| EІ698ВД | 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 |

Таблиця 2. Фазові характеристики досліджуваних сплавів [21, 22]

| Сплав | Загальна кількість γ' -фази, % | Температура солідус, $T_{\text{солідус}}$ | Температурна межа розчинення γ' -фази $T_{\text{солвус}}$, °С | Температура рекристалізації, $T_{\text{рекр}}$, °С | Температура деформації | | Здатність до гарячої пластичної деформації |
|---------|---------------------------------------|---|---|---|------------------------|--------|--|
| | | | | | початок | кінець | |
| EІ698ВД | 25,0 | 1320 | 1030 | 1050...1100 | 1160 | 1000 | Хороша |
| ВЖЛ12У | 65,0 | 1273 | 1220 | – | – | – | Дуже погана |

ретворень у з'єднаннях при різних режимах післязварювальної ТО для розроблення ефективної технології ЗТ моноколів авіаційних ГТД.

ОБ'ЄКТ ДОСЛІДЖЕННЯ

— формування нероз'ємних з'єднань ливарного і ковального жароміцних нікелевих сплавів при ЗТ.

ПРЕДМЕТ ДОСЛІДЖЕННЯ

— макроструктура, мікроструктура, мікротвердість у зоні з'єднань ливарного сплаву ВЖЛ12У з кованим сплавом EІ698ВД, отриманих ЗТ з регульованим гальмуванням обертання.

МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

Експериментальні дослідження по ЗТ проводили на зразках сплавів ВЖЛ12У і EІ698ВД діаметром 24 мм. Хімічний склад та фазові характеристики сплавів наведено у табл. 1 і 2.

Стан поставки зразків сплаву EІ698ВД після трьохступеневої ТО згідно з технічними умовами: перша ступінь — загартування від 1100 °С, витримка 8 год, друга ступінь — загартування від 1000 °С, витримка 4 год, третя ступінь — старіння 775 °С, витримка 16 год. У всіх випадках охолодження на повітрі. Стан поставки зразків сплаву ВЖЛ12У — після литва, без гомогенізації.

Дослідні зварювання проводили на лабораторній машині МСТ2001 [24]. Гідропривід машини забезпечує триступінчасту циклограму прикладення осьового зусилля притирка–нагрівання–проковка у діапазоні 10...200 кН. Після модернізації системи гальмування машина МСТ2001 забезпечує реалізацію технології комбінованого ЗТ з регульованим гальмуванням обертання (рис. 1). У процесі експериментів технологічні параметри ЗТ встановлювали в межах: окружна швидкість — $V = 1$ м/с, тиск при нагріванні — $P_n = 100...200$ МПа, тиск проковки — $P_{\text{пр}} = 200...400$ МПа, час нагрівання — $t_n = 10...30$ с, час проковки — $t_{\text{пр}} = 10$ с, час гальмування обертання — $t_r = 0,3...3,0$ с.

Реєстрація параметрів режиму ЗТ здійснювалася операційною системою на основі ПК за допомогою датчика тиску ADZ-SML-20.0-1, датчика контролю осадки SR18-25-S «Megatron». Механічні випробування зразків зварних з'єднань на розрив 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 і наявність дефектів визначали макро- і мікроскопічними дослідженнями шліфів. Оптичну та електронну мікроскопію виконували на шліфах, підготовлених з використанням хімічного і електролітичного методів виявлення структури та іонного полірування й травлення на установці Ion Sputter JFC-1100 фірми «JEOL». Дослідження мікроструктури проводили на світловому мікроскопі «Neophot-32», растровому електронному мікроскопі JSM-35CA, ОЖЕ-мікрозонді JAMP-9500F, «JEOL», мікрорентгеноспектральний аналіз (МРСА) — за допомогою аналізатора «INCA-450», «OXFORD INSTRUMENTS» з діаметром зонду близько 1 мкм [25]. Вимірювання мікротвердості металу у зоні термічного впливу проводили на мікротвердомірі «LECO М-400» при навантаженні 1,0...5,0 Н.

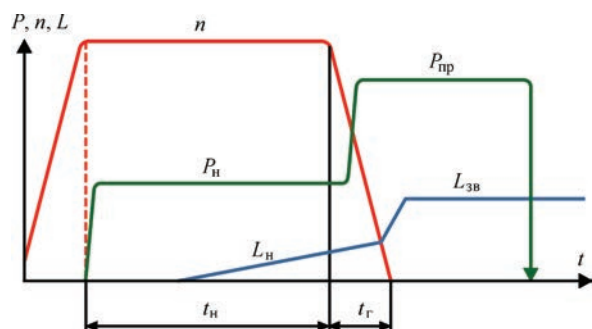


Рис. 1. Циклограма комбінованого ЗТ з регульованим гальмуванням обертання: n — частота обертання; P_n , $P_{\text{пр}}$ — тиск при нагріванні й проковці; L — осадка; t_n — час нагрівання; t_r — час гальмування обертання

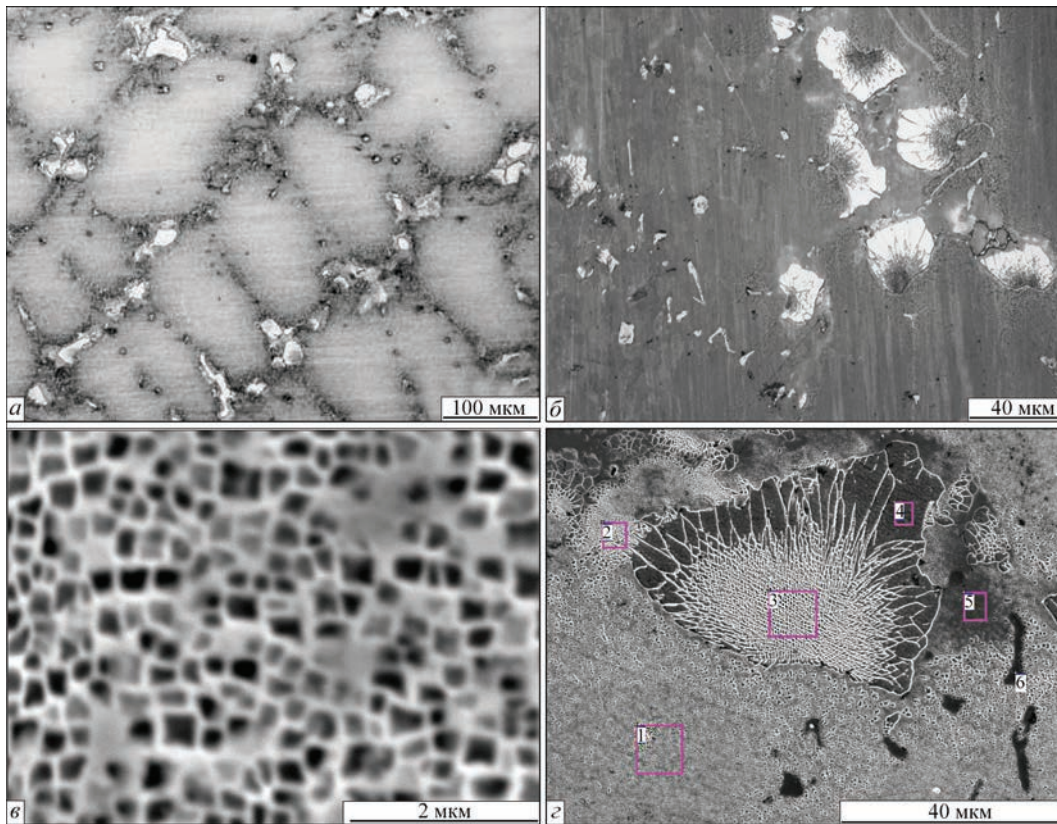
РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТІВ

МІКРОСТРУКТУРА ОСНОВНОГО МЕТАЛУ
(ОМ) СПЛАВІВ ВЖЛ12У І ЕІ698ВД

Мікроструктура ливарного сплаву ВЖЛ12У у стані поставки (рис. 2, а) складається із аустенітної матриці (γ -фази), яка є твердим розчином хрому, кобальту, молібдену, вольфраму на основі нікелю, часток зміцнюючої γ' -фази — твердого розчину на основі інтерметалідної сполуки $Ni_3(A1, Ti)$ і карбідів типу MeC. Поряд зі звичайними для ЖНС дисперсними виділеннями γ' -фази кубічної форми на тлі γ -фази, у мікроструктурі ОМ сплаву ВЖЛ12У наявні частки первинної евтектичної $\gamma'_{\text{евт.}}$ -фази, які розташовуються у міждендритних областях (рис. 2, б). У частках $\gamma'_{\text{евт.}}$ -фази (спектр 4, рис. 2, з) фіксується збільшений вміст титану і алюмінію. Частки $\gamma'_{\text{евт.}}$ -фази неправильної форми значно більші за розміром (10...50 мкм) за виділення дисперсної γ' -фази, які розташовані у межах дендритів (рис. 2, в). При нагріванні $\gamma'_{\text{евт.}}$ -фаза є термічно стабільною практично до температури початку плавлення $T_{\text{солідус}}$ сплаву ВЖЛ12У. Осо-

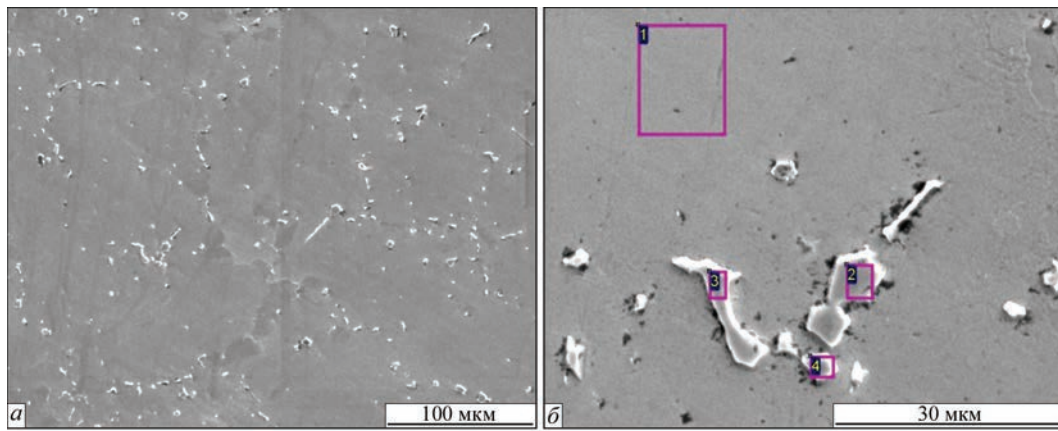
бливістю ОМ сплаву ВЖЛ12У у стані поставки є нерівномірний розподіл часток дисперсної γ' -фази у межах дендритів. Внаслідок дендритної ліквідації, частки γ' -фази в центральній частині дендритів мають розміри 300...400 нм, а частки у периферійній частині — 500...600 нм. Комплексні карбіди MeC (де Me — Ti, Nb, Mo, W) у вигляді дискретних полідричних часток розташовуються переважно у межах дендритів, а карбіди — у вигляді пластин шрифтової морфології між осями дендритів (рис. 3).

ОМ зразків кованого сплаву ЕІ698ВД має волокнисту структуру (рис. 4). Мікроструктура сплаву ЕІ698ВД — рівновісна з середнім розміром зерна 35...40 мкм (рис. 4, б). Тонка структура сплаву представлена на рис. 4, в. Виділення γ' -фази мають бімодальний розподіл: частки первинної γ' -фази, які утворюються у процесі загартування від температури 1000 °С, мають розміри 0,25...0,3 мкм, а частки вторинної γ' -фази, які утворюються в процесі старіння при температурі 775 °С, мають розміри близько 0,03...0,04 мкм.



| № | C | O | Al | Ti | V | Cr | Mn | Fe | Co | Ni | Nb | Mo | W |
|---|-------|------|------|-------|------|-------|------|------|-------|-------|-------|-------|------|
| 1 | 1.04 | 0.23 | 3.80 | 3.26 | 0.79 | 10.76 | 0.22 | 0.45 | 14.95 | 59.61 | 0.56 | 3.24 | 1.09 |
| 2 | 1.37 | 0.42 | 3.99 | 5.73 | 0.67 | 8.35 | 0.13 | 1.25 | 13.25 | 60.94 | 0.76 | 2.80 | 0.35 |
| 3 | 1.36 | 0.31 | 3.90 | 5.27 | 0.66 | 9.04 | 0.20 | 1.05 | 13.39 | 60.83 | 0.79 | 2.45 | 0.67 |
| 4 | 1.12 | 0 | 4.91 | 7.59 | 0.12 | 3.31 | 0 | 0.46 | 10.18 | 69.93 | 0.93 | 1.09 | 0.29 |
| 5 | 0.93 | 0 | 3.59 | 4.41 | 1.0 | 10.61 | 0 | 0.51 | 14.42 | 59.11 | 0.73 | 3.90 | 0.68 |
| 6 | 15.65 | 0 | 0.07 | 35.06 | 1.34 | 1.27 | 0.26 | 0.32 | 1.35 | 0.31 | 21.30 | 16.74 | 6.32 |

Рис. 2. Мікроструктура ОМ сплаву ВЖЛ12У (а, б), оптична мікроскопія, виділення γ' -фази (в), мікроструктура і хімічний склад (мас. %) структурних елементів (з), РЕМ



| № | C | Al | Ti | V | Cr | Co | Ni | Nb | Mo | W |
|---|-------|------|-------|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|
| 1 | 0.78 | 5.44 | 2.56 | 0.81 | 8.54 | 12.54 | 66.01 | 0.34 | 1.95 | 0.75 |
| 2 | 11.48 | 0.15 | 42.09 | 2.43 | 0.99 | 1.07 | 5.26 | 15.53 | 10.86 | 10.13 |
| 3 | 7.46 | 1.05 | 16.54 | 1.52 | 5.50 | 8.35 | 39.82 | 7.66 | 7.61 | 4.47 |
| 4 | 7.99 | 0.91 | 21.92 | 1.54 | 4.53 | 7.98 | 34.32 | 8.13 | 6.57 | 6.10 |

Рис. 3. Мікροструктура (а) і хімічний склад (мас. %) структурних елементів сплаву ВЖЛ12У (б), РЕМ

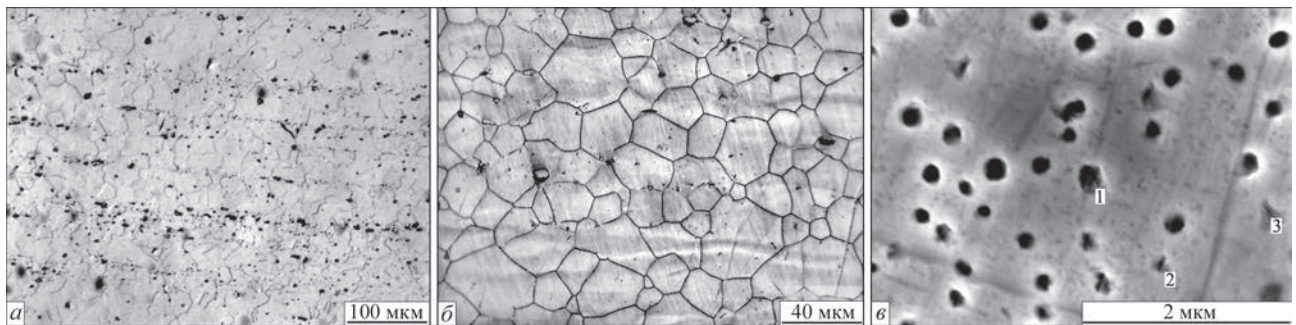


Рис. 4. Мікροструктура ОМ сплаву EI698VD (а, б), виділення γ' -фази (в)

МІКРОСТРУКТУРА З'ЄДНАННЯ СПЛАВІВ ВЖЛ12У І EI698VD У СТАНІ ПІСЛЯ ЗТ

Дослідження макро- і мікροструктури з'єднань виконували на двох зразках з'єднань (рис. 5), одержаних комбінованим ЗТ з різним значенням часу гальмування обертання t_r , а саме: $t_{r1} = 0,3$ с (стик 1) і $t_{r3} = 3,0$ с (стик 2). Підвищений тиск проковки $P_{пр}$ прикладали одночасно з початком гальмування обертання (див. рис. 1). Встановлені значення інших технологічних параметрів процесу ЗТ наступні: $V = 1$ м/с, $P_n = 200$ МПа, $P_{пр} = 400$ МПа, $t_n = 20$ с, $t_{пр} = 10$ с. Оскільки гідропривід машини МСТ2001 забезпечує зростання тиску від P_n до $P_{пр}$ за час близько 0,4 с, то для стика 1 прикладення встановленого значення $P_{пр}$ відбувалось до заготовок, які не обертаються, що є характерним для технології конвенційного ЗТ. Для стика 2 тиск проковки прикладався на заготовки, що обертаються із частотою, яка поступово зменшується від встановленого значення до 0, що є характерним для ІЗТ.

Досліджували макро- і мікροструктуру з'єднань на різній відстані від осі заготовок (рис. 6): у периферійній частині (переріз I–I) і центральній (переріз II–II). Встановлено, що макроструктура

з'єднань суттєво залежить від часу гальмування обертання t_r . При збільшенні значення t_r від 0,3 до 3 с величина осадки (укорочення) заготовок на стадії проковки збільшується з 1,4 до 4,2 мм. В залежності від значення t_r змінюється форма лінії з'єднання і збільшується величина ґрату (металу, витісненого за межі перерізу заготовок). При $t_r = 0,3$ с (стик 1) лінія з'єднання (ЛЗ) має криволінійну форму (рис. 6, а), формування ґрату спостерігається переважно з боку зразка сплаву EI698VD. Сплав ВЖЛ12У у процесі ЗТ практично не деформувався, за виключенням центральної частини перерізу. У цій частині (переріз II–II) спостерігається вгнутість ЛЗ убік сплаву ВЖЛ12У

Характер мікροструктури з'єднання з боку сплаву ВЖЛ12У змінюється по перерізу заготовки. У центральній частині перерізу (рис. 7, а)

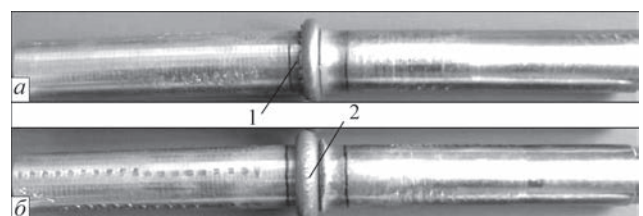


Рис. 5. Зварні зразки сплавів EI698VD і ВЖЛ12У: стик 1 (а); стик 2 (б)

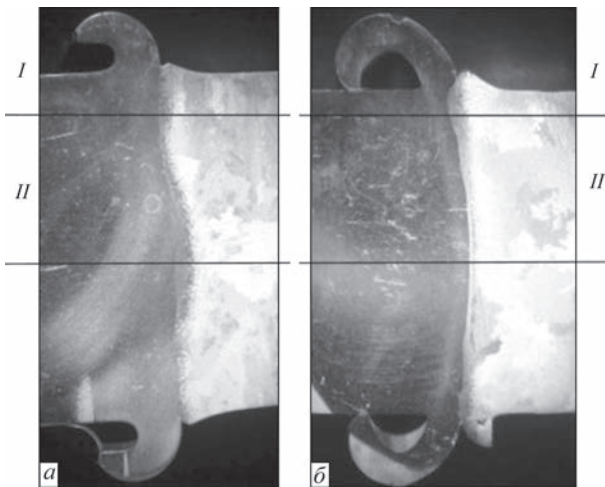


Рис. 6. Макрошліфи з'єднань сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД: стик 1 (а), стик 2 (б)

немає видимих дефектів і суттєвої сегрегації елементів, формування з'єднання тут відбувалось при найнижчій по перерізу заготовок температурі. У периферійній частині перерізу (рис. 7, б), де у процесі ЗТ досягається максимальна температура, спостерігається ЛЗ з прошарком, який за даними МРСА має підвищений вміст алюмінію і титану та за хімічним складом відповідає евтектичним фазам, які розташовані по границям дендритів у ОМ сплаву ВЖЛ12У. Наявність у периферійній частині перерізу з боку сплаву ВЖЛ12У ЛЗ з прошарком евтектичного складу є експериментальним підтвердженням досягнення у процесі ЗТ температури початку плавлення $T_{\text{солідус}}$ сплаву ВЖЛ12У і утворення локальних ділянок розплаву, який не витіснено за межі перерізу при проковці. Можливість досягнення в зоні контакту температури плавлення при ЗТ сплаву ЕІ698ВД раніше була встановлена розрахунковим шляхом [22]. Також у площині з'єднання периферійної частини перерізу спостерігаються частки $\gamma'_{\text{свт.}}$ -фази, які не розчинились в процесі виконання проковки (рис. 7, в).

Макроструктура з'єднання, отриманого при комбінованому ЗТ з часом гальмування $t_r = 3,0$ с по всьому перерізу заготовок, має форму дуги, вигнутої убік

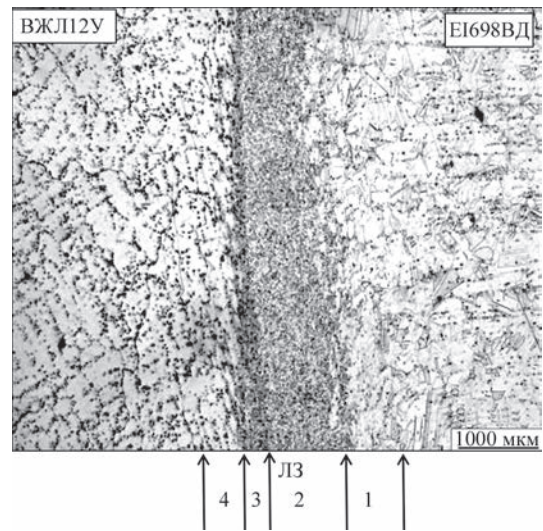


Рис. 8. Мікроструктура з'єднання (стик 2, $\times 25$): 1 — межа ЗТМВ сплаву ЕІ698ВД; 2 — ЗДР сплаву ЕІ698ВД; 3 — ЗДР сплаву ВЖЛ12У; 4 — ЗТМВ сплаву ВЖЛ12У; ЛЗ — лінія з'єднання

ливарного сплаву ВЖЛ12У (стик 2, див. рис. 6, б), хоча пластична деформація і формування грату у процесі ЗТ відбувається переважно з боку зразка сплаву ЕІ698ВД. Дослідження зварного з'єднання після іонного полірування й травлення шліфів показали, що мікроструктура з'єднання являє собою послідовний набір зон з різною величиною зерна (рис. 8). Будь-які дефекти в зоні з'єднання сплавів ЕІ698ВД і ВЖЛ12У не виявлені. Загальна ширина зони динамічної рекристалізації (ЗДР) з'єднання змінюється по перерізу заготовок і досягає 1300...1800 мкм. Оскільки високотемпературна міцність сплаву ЕІ698ВД істотно менше в порівнянні з такою сплаву ВЖЛ12У, то ширина ЗДР сплаву ЕІ698ВД значно більше ширини ЗДР сплаву ВЖЛ12У.

Середній розмір зерен у ЗДР сплаву ЕІ698ВД знаходиться в межах 14...20 мкм, а у ЗДР сплаву ВЖЛ12У — 10...15 мкм. У зоні термомеханічного впливу (ЗТМВ) сплаву ЕІ698ВД спостерігається формування структури типу намисто (рис. 9), тобто утворення дрібних рекристалізованих зерен уздовж границь аустенітних зерен ОМ, що піддали-

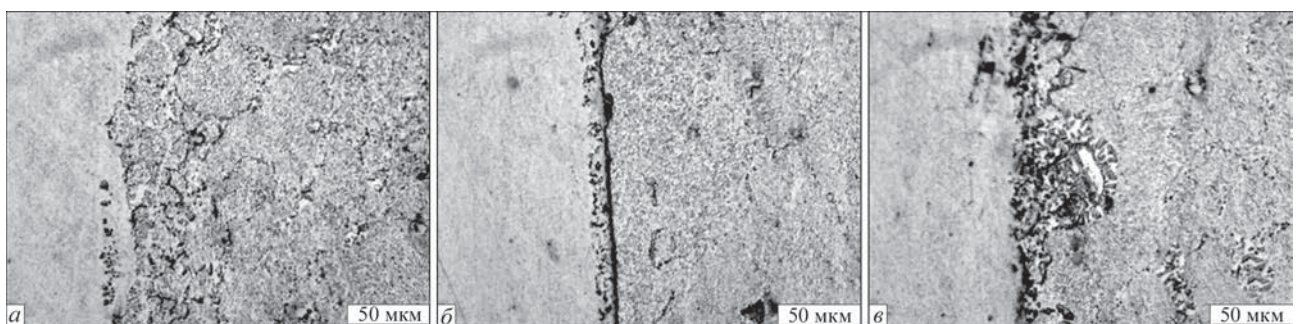


Рис. 7. Мікроструктура з'єднання (стик 1) з боку сплаву ВЖЛ12У у центральній (а) і периферійній частині перерізу (б, в): б — суцільний прошарок з підвищеним вмістом карбідоутворюючих елементів; в — виділення евтектичної $\gamma'_{\text{свт.}}$ -фази у площині з'єднання

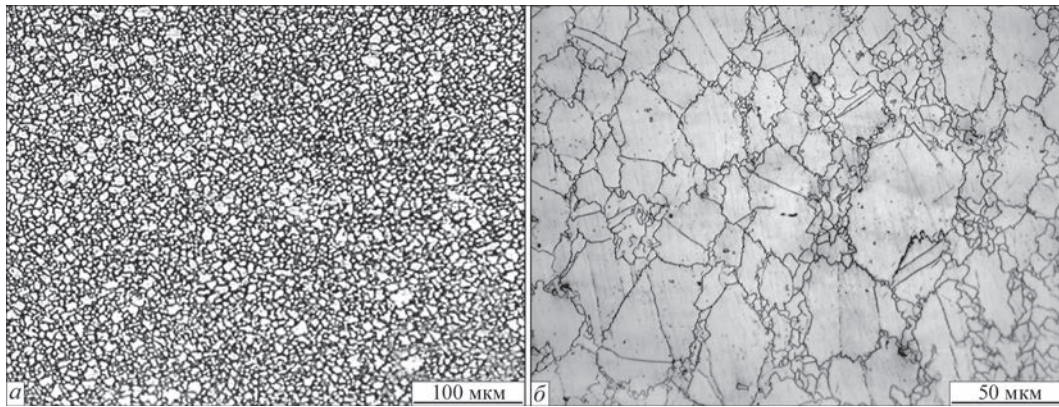


Рис. 9. Мікроструктура різних ділянок з'єднання з боку сплаву E1698VD: ЗДР (а), ЗТМВ (б)

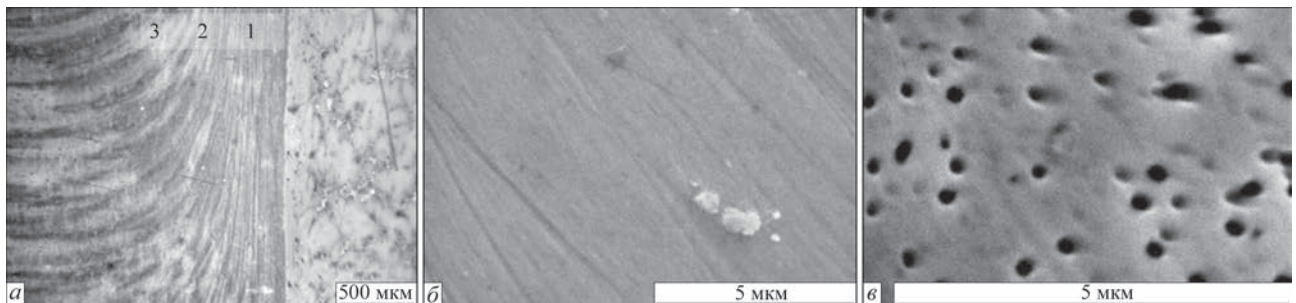


Рис. 10. Мікроструктура з'єднання (а), тонка структура з боку сплаву E1698VD у ЗДР (б), ЗТВ (в)

ся значному термомеханічному впливу. При аналізі мікроструктури з'єднань виявляється зміна орієнтації текстури прокату ОМ в зоні з'єднання сплаву E1698VD (рис. 10, а). Тонка структура з'єднання з боку сплаву E1698VD представлена на рис. 10, б, в. У ЗДР і ЗТМВ частки γ' -фази (первинної і вторинної) повністю розчинені (рис. 10, б). У зоні термічного впливу (ЗТВ) спостерігається повне розчинення дисперсних часток вторинної γ' -фази і часткове розчинення первинної γ' -фази (рис. 10, в).

Встановлено, що при часі гальмування обертання $t_r = 3,0$ с суттєво змінюється мікроструктура і морфологія фазових виділень у зоні з'єднань з боку сплаву ВЖЛ12У. Лита дендритна структура сплаву ВЖЛ12У у ЗДР і ЗТМВ під дією пластичної деформації у процесі комбінованого ЗТ перетворилась у волокнисту структуру, характерну для деформованих сплавів (рис. 11). Термічно стабільні частки первинної евтектичної $\gamma'_{\text{свт}}$ -фази у ЗДР повністю розчинені, карбідні фази шрифтової морфології подрібнені та більш рівномірно розподілені в аустенітній матриці. Метал з такою структурою повинен мати кращі показники міцності, пластичності і в'язкості у порівнянні з литою дендритною структурою ОМ сплаву ВЖЛ12У.

За результатами проведених досліджень встановлено, що збільшення t_r на стадії проковки суттєво впливає на структурні і фазові перетворення у зоні з'єднань і ЗТМВ обох сплавів. Оскільки при ЗТ стика 2 тиск проковки прикладався на заготовки, що

обертаються із частотою, яка поступово зменшується від встановленого значення до 0 за час $t_r = 3,0$ с, то при ЗТ реалізовувались умови формування з'єднань, характерні для ІЗТ [17, 18]. Для цього різновиду ЗТ характерним є поступове зниження температури у зоні контакту на заключній стадії гальмування з одночасним збільшенням швидкості осадки. Встановлений у результаті досліджень комбінованого ЗТ сплавів ВЖЛ12У і E1698VD ефект розчинення часток як вторинної дисперсної γ' -фази, так і термічно стабільної первинної $\gamma'_{\text{свт}}$ -фази з боку ливарного сплаву ВЖЛ12У свідчить про переважну роль пластичної деформації у формуванні мікроструктури і фазового складу зони з'єднання ЖНС.

МІКРОСТРУКТУРА З'ЄДНАННЯ СПЛАВІВ ВЖЛ12У І E1698VD У СТАНІ ПІСЛЯ ТО

Досліджували вплив режиму післязварювальної ТО на структуру і розподіл мікротвердості в зоні з'єднань сплавів E1698VD і ВЖЛ12У. За результатами дослідження тонкої структури металу у зоні з'єднання встановлено, що розподіл мікротвердості з боку сплаву E1698VD визначається наявністю і морфологією часток вторинної γ' -фази. Оскільки частки вторинної γ' -фази у ЗДР, ЗТМВ, ЗТВ з боку сплаву E1698VD повністю розчинені (див. рис. 10, б, в), то у стані після ЗТ стика 2 фіксується суттєве зниження мікротвердості (рис. 12, а) в зоні з'єднання з боку сплаву E1698VD. Профіль мікротвердості з боку сплаву ВЖЛ12У не має ділянок із зниженими значеннями у порівнянні з показниками ОМ, що

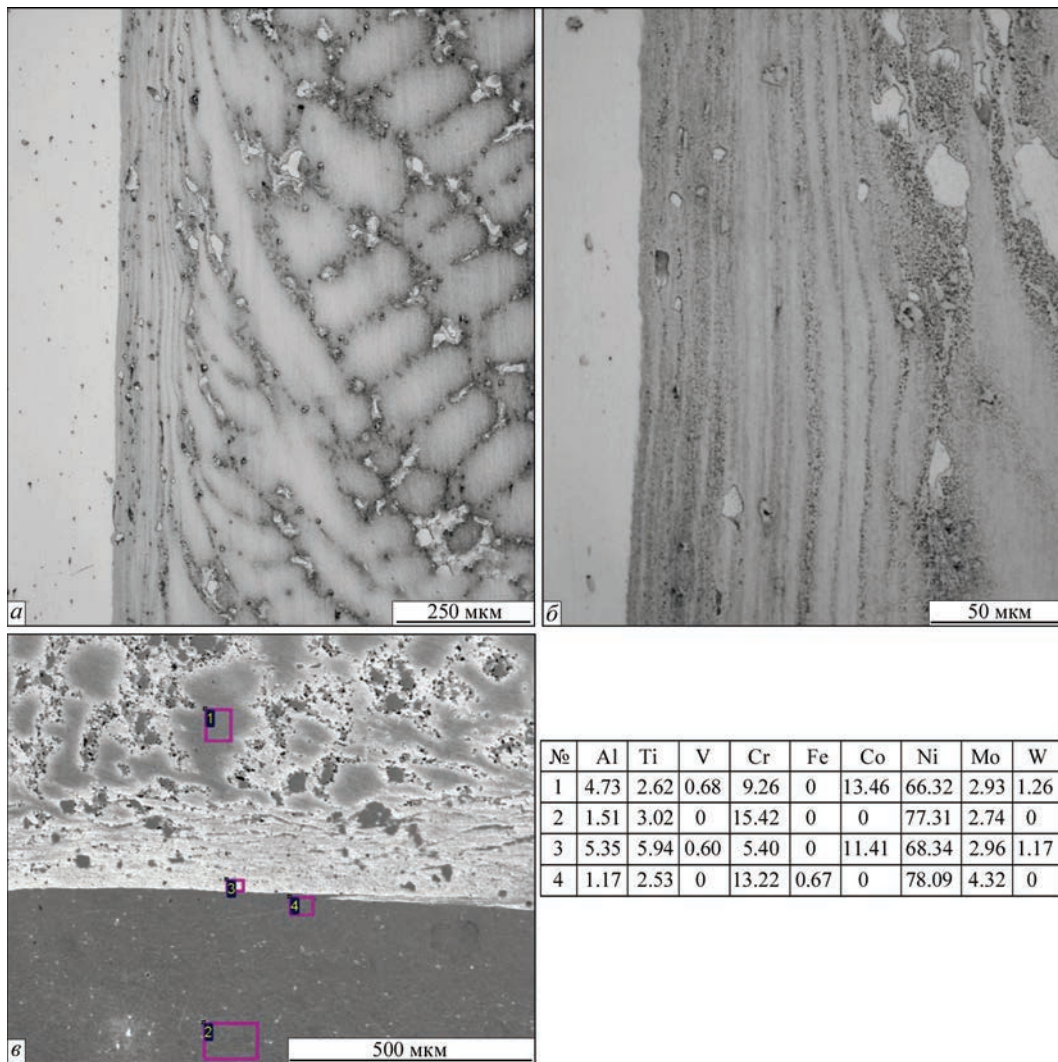


Рис. 11. Мікроструктура з'єднання (стик 2) з боку сплаву ВЖЛ12У: загальний вигляд деформованої дендритної структури (а), волокниста структура без часток евтектичної $\gamma'_{\text{свт}}$ -фази у площині з'єднання (б), результати МРСА на різних ділянках зони з'єднання (в)

свідчить про повторне виділення дисперсних часток γ' -фази при охолодженні з'єднань.

Проводили одноступеневу ТО, а саме, старіння при $t_{\text{н}} = 775 \text{ }^\circ\text{C}$, витримці $\tau = 16$ год для відновлення виділення вторинної γ' -фази з боку сплаву ЕІ698ВД. Характер зміни мікротвердості у зоні з'єднання наведено на рис. 12, б. При одноступеневій ТО спостерігали зниження мікротвердості ОМ сплаву ЕІ698ВД внаслідок його перестарювання і коагуляції часток вторинної γ' -фази.

Після трьохступеневої ТО згідно з технічними умовами на сплав ЕІ698ВД (перше загартування від $1100 \text{ }^\circ\text{C}$, витримка 8 год, друге загартування від $1000 \text{ }^\circ\text{C}$, витримка 4 год, старіння $775 \text{ }^\circ\text{C}$, витримка 16 год) досягається підвищення мікротвердості в зоні з'єднання до рівня ОМ сплаву ЕІ698ВД (рис. 12, в), що свідчить про відновлення зеренної структури і морфології часток первинної і вторинної γ' -фази.

У результаті досліджень виявлено явище аномального збільшення розміру часток дисперсної γ' -фази (рис. 13, а, б) в ЗДР сплаву ВЖЛ12У після трьохступеневої ТО згідно з технічними умовами на сплав ЕІ698ВД. Для сплаву ВЖЛ12У нагрівання до температури $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ з витримкою 8 год є режимом ТО, у процесі якого частки фазових виділень не повинні розчинятись або збільшуватись, оскільки температура повного розчинення дисперсної γ' -фази становить $T_{\text{сольвус}} = 1220 \text{ }^\circ\text{C}$ (див. табл. 2). Про це свідчить незмінна мікроструктура і тонка структура ОМ сплаву ВЖЛ12У, а також незмінна морфологія первинної $\gamma'_{\text{свт}}$ -фази у зоні з'єднання після трьохступеневої ТО стика 2. Тільки в зоні з'єднання з дрібнозернистою динамічно-рекристалізованою структурою спостерігається збільшення розміру часток дисперсної γ' -фази до $2 \dots 4 \text{ мкм}$ і її розміри є співмірними з розмірами зерен γ -фази (аустенітної матриці). При цьому значення мікротвердості з боку сплаву ВЖЛ12У відповідає показникам ОМ

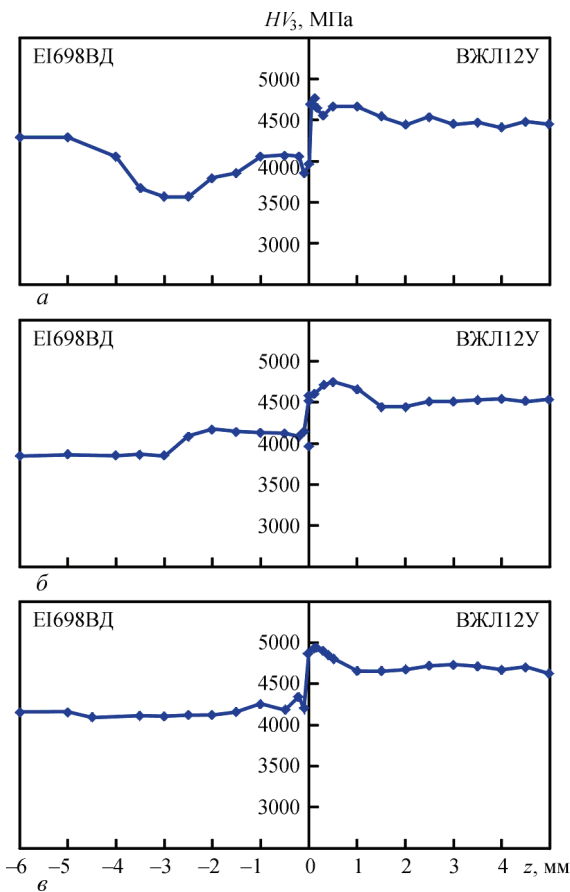


Рис. 12. Розподіл мікротвердості металу в зоні з'єднання сплавів ЕІ698ВД+ВЖЛ12У у стані після ЗТ (а), після одноступеневої (б) і трьохступеневої ТО (в)

(див. рис. 12, в). Встановлено явище аномального збільшення розміру часток дисперсної γ' -фази при ТО імовірно пов'язане із значною накопиченою енергією деформації у ЗДР сплаву ВЖЛ12У і буде предметом подальших досліджень.

ВИСНОВКИ

1. Досліджували макро- і мікроструктуру різнорідних з'єднань ливарного сплаву ВЖЛ12У і ковального сплаву ЕІ698ВД, одержаних комбінованим ЗТ з регульованою динамікою гальмування обертання. Встановлено, що при збільшенні часу гальмування обертання t_r на стадії проковки від $t_r = 0,3$ до 3,0 с суттєво змінюється мікроструктура металу і морфологія зміцнюючих фаз у різнорідних з'єднаннях. Литя дендритна структура сплаву ВЖЛ12У в зоні з'єднання при $t_r = 3,0$ с під дією пластичної деформації у процесі комбінованого ЗТ трансформувалась у волокнисту структуру, характерну для деформованих сплавів.

2. Встановлено, що при $t_r = 0,3$ с по ЛЗ з боку сплаву ВЖЛ12У у периферійній частині перерізу заготовок спостерігається прошарок складу часток $\gamma_{\text{вт.}}$, що є експериментальним підтвердженням досягнення у процесі ЗТ температури солідусу сплаву ВЖЛ12У і утворення локальних ділянок розплаву, який не витіснено за межі перерізу при проковці.

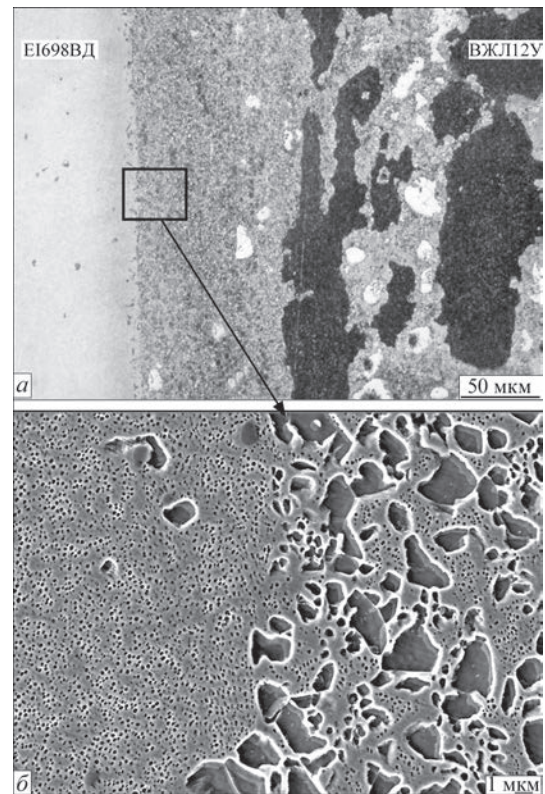


Рис. 13. Мікроструктура (а) з'єднання, тонка структура у ЗДР сплаву ВЖЛ12У після трьохступеневої ТО (б)

3. У площині з'єднання, ЗДР і ЗТМВ з боку сплаву ЕІ698ВД частки γ' -фази (первинної і вторинної) повністю розчиняються. Встановлено, що розподіл мікротвердості у зоні з'єднання з боку сплаву ЕІ698ВД визначається наявністю і морфологією часток вторинної високодисперсної γ' -фази.

4. Визначено мікроструктурні та фазові перетворення у різнорідних з'єднаннях сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД при різних режимах післязварювальної ТО. При одноступеневої ТО (старіння $t_H = 775$ °С, витримка $\tau = 16$ год), яку проводили для відновлення виділення вторинної γ' -фази з боку сплаву ЕІ698ВД, спостерігалось зниження мікротвердості ОМ сплаву ЕІ698ВД внаслідок його перестарювання і коагуляції часток вторинної γ' -фази.

5. Після трьохступеневої ТО згідно з технічними умовами на сплав ЕІ698ВД досягається підвищення мікротвердості в зоні з'єднання до рівня ОМ сплаву ЕІ698ВД, що свідчить про відновлення зеренної структури і морфології часток первинної і вторинної γ' -фази. Значення мікротвердості з боку сплаву ВЖЛ12У відповідає показникам основного металу.

6. Встановлено явище аномального збільшення розміру часток дисперсної γ' -фази в ЗДР сплаву ВЖЛ12У після трьохступеневої ТО згідно з технічними умовами на сплав ЕІ698ВД. Вказане явище імовірно пов'язане із значною накопиченою енергією деформації у ЗДР сплаву ВЖЛ12У і буде предметом подальших досліджень.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

1. Sims, C.T., Stoloff, N.S., Hagel, W.C. (1987) *Superalloys II*. New York, John Wiley & Sons.
2. Pollock, T.M., Tin, S. (2006) Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: Chemistry, microstructure and properties. *J. of Propulsion and Power*, **22**(2), 361–374. DOI: <https://doi.org/10.2514/1.18239>
3. Reed, R.C. (2008) *The superalloys: Fundamentals and applications*. New York, Cambridge University Press.
4. 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>
5. Henderson, M.B., Arrell, D., Hoebel, M. et al. (2004) Nickel-based superalloy welding practices for industrial gas turbine applications. *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, **9**(1), 13–21. DOI: <https://doi.org/10.1179/136217104225017099>
6. Bhamji, I., Preuss, M., Threadgill, P.L., Addison, A.C. (2010) Solid state joining of metals by linear friction welding: A literature review. *Mater. Sci. and Technol.*, **27**(1), 2–12. DOI: <https://doi.org/10.1179/026708310X520510>
7. Preuss, M., Threadgill, P. (2010) *Solid state welding of aeroengine materials*: Encyclopedia of Aerospace Engineering. Eds by R. Blockley, W. Shyy. DOI: <https://doi.org/10.1002/9780470686652.eae222>
8. Ajay, V., Babu, N.K., Ashfaq, M. et al. (2021) A review on rotary and linear friction welding of inconel alloys. *Transact. of the Indian Institute of Metals*, **74**, 2583–2598. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12666-021-02345-z>
9. Li, W., Vairis, A., Preuss, M., Ma, T. (2016) Linear and rotary friction welding review. *Inter. Materials Reviews*, **61**(2), 71–100. DOI: <https://doi.org/10.1080/09506608.2015.1109214>
10. Zyakhor, I.V., Zavertannyi, M.S., Chernobai, S.V. (2014) Linear friction welding of metallic materials (Review). *Avtomaticheskaya Svarka*, **12**, 29–36 [in Russian].
11. 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>
12. Malyi, A.B., Butenko, Yu.V., Khorunov, V.F. (2005) Weldability of highly alloyed heat-strengthened nickel-based alloys (Review). *Avtomaticheskaya Svarka*, **5**, 24–28 [in Russian].
13. Yushchenko, K.A., Savchenko, V.S., Cherviakov, N.O., Zvyagintseva, A.V. (2004) Formation of hot cracks during welding of cast heat-resistant nickel alloys. *Avtomaticheskaya Svarka*, **8**, 35–40 [in Russian].
14. Pinchuk, N.I., Ryazantsev, N.K. (2004) Influence of primary structure of cast heat-resistant nickel alloys on hot cracking during welding. *Avtomaticheskaya Svarka*, **2**, 20–27 [in Russian].
15. Preuss, M., Withers, P.J., Baxter, G.J. (2006) A comparison of inertia friction welds in three nickel base superalloys. *Mater. Sci. and Eng. A*, **437**, 38–45. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.04.058>
16. Huang, Z.W., Li, H.Y., Preuss, M. et al. (2007) Inertia friction welding dissimilar nickel-based superalloys alloy 720Li to In718. *Metallurgical and Materials Transact. A*, **38**, 1608–1619. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-007-9194-6>
17. 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>
18. Preuss, M., Pang, J.W.L., Withers, P.J., Baxter, G.J. (2002) Inertia welding nickel-based superalloy. Pt 1. Metallurgical characterization. *Metallurgical and Materials Transact. A*, **33A**, 3212–3224. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-002-0307-y>
19. 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 Science: Advanced Materials and Devices*, **1**(4), 501–506. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jsamd.2016.08.009>
20. 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>
21. Amegadzie, M.Y., Ola, O.T., Ojo, O.A. et al. (2012) On liquation and liquid phase oxidation during linear friction welding of nickel-base IN 738 and CMSX 486 superalloys. In: *Proc. of 12th Inter. Symp. on Superalloys (Superalloys 2012), Seven Springs Mountain Resort, PA*. 587–594. DOI: https://doi.org/10.7449/2012/Superalloys_2012_587_594
22. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Zyakhor, I.V., Velikoivanenko, E.A., Rozyuka, G.F. (2009) Estimation of thermodeformational conditions of formation of joints of heat-resistant alloy EI-698VD in friction welding. *Avtomaticheskaya Svarka*, **7**, 8–13 [in Russian].
23. Zyakhor, I.V., Zavertannyi, M.S., Levchuk, A.M. (2020). Peculiarities of formation of joints of dissimilar high-temperature nickel-base alloys in friction welding. *Avtomatychne Zvaryuvannya*, **8**, 38–44. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.08.06> [in Ukrainian].
24. Zyakhor, I.V. (2001) Advanced equipment for friction welding. *Avtomaticheskaya Svarka*, **7**, 48–52 [in Russian].
25. Zadorozhniuk, O.M., Kapytanchuk, L.M., Smiyan, O.D., Butkova, E.I. (2013) New possibilities for metallographic investigation of base metals and welded joints. *Sovremennaya Elektrometallurgiya*, **2**, 36–40 [in Russian].

MICROSTRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF JOINTS OF CAST AND WROUGHT NICKEL SUPERALLOYS PRODUCED BY FRICTION WELDING

I.V. Zyakhor, A.M. Levchuk

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

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine

ABSTRACT

For domestic manufacturers of aviation gas turbine engines (GTEs), the development of efficient technologies for welding nickel superalloys remains an important challenge, particularly for friction welding of “disk–blade” (blisk-type) components. The paper presents the results of a study on the formation of dissimilar joints between cast alloy VZHL12U and wrought alloy EI698VD produced by friction welding. Experimental methods were used to investigate the influence of friction welding process parameters and post-weld heat treatment (HT) conditions on the joint microstructure and the morphology of strengthening phase particles, including carbides and the γ' -phase. The experiments were carried out on superalloy specimens with a diameter of 24 mm. A hybrid friction welding technology was applied with varying durations of rotation braking during the forging stage in the range of $t_{br} = 0.3$ –3.0 s. It was established that an increase in t_{br} significantly affects structural and phase transformations in the thermomechanically affected zone (TMAZ) of the joints. In particular, at $t_{br} = 3.0$ s, dissolution of both secondary dispersed γ' -phase particles and thermally stable primary

eutectic γ' -phase on the side of the cast alloy VZhL12U occurs during the forging stage. A heat treatment mode was determined that ensures restoration of the γ' -phase particle morphology on the side of the EI698VD alloy and eliminates regions of reduced microhardness within the joint zone. The phenomenon of an anomalous increase in the size of dispersed γ' -phase particles in the TMAZ of the VZhL12U alloy after a three-stage HT (according to the specifications for EI698VD alloy) was also observed. 25 Ref., 2 Tabl., 13 Fig.

KEYWORDS: nickel superalloys, friction welding, joints, microstructure, heat treatment, γ' -phase, carbides, microhardness

ORCID

I.B. Zяхор — <https://orcid.org/0000-0001-7780-0688>, A.M. Левчук — <https://orcid.org/0000-0002-0361-7394>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

I.B. Zяхор

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

E-mail: zyakhor2@ukr.net

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

I.B. Zяхор, A.M. Левчук (2026) Мікроструктура і фазовий склад з'єднань ливарного і кованого жароміцних нікелевих сплавів при зварюванні тертям. *Сучасна електрометалургія*, 01, 53–63. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.01.07>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

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

Отримано 02.04.2026

Отримано у переглянутому вигляді 06.04.2026

Затверджено до друку 31.03.2026

Оприлюднено 14.04.2026

