

МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ РЕАКЦІЙНО-ДИFUЗІЙНОГО З'ЄДНАННЯ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ЧС70-ВІ

В.Є. Мазурак, М.О. Черв'яков, Т.М. Кушнар'ова, І.Р. Волосатов

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

Розглянуто з'єднання жароміцного нікелевого сплаву ЧС70-ВІ, отриманого способом реакційно-дифузійного з'єднання при формуванні шва розплавом жароміцного нікелевого сплаву з цирконієм в якості депресанту. Проаналізовано мікроструктури і розподіл концентрацій всіх хімічних елементів через зону з'єднання ділянками впоперек шва (з шириною зазору ~20 і 50 мкм) після формування шву та подальшої термічної обробки. Показано, що обраний режим термічної обробки дозволяє помітно зменшити кількість евтектичних фаз, багатих на цирконій (більш легкоплавких з температурою плавлення 960 °С), що підвищує жароміцність з'єднання. Під час термічної обробки відбувається процес дифузії, а концентрація хімічних елементів у шві наближається до відповідних концентрацій в основному сплаві. Механічні випробування показали достатньо високі характеристики міцності з'єднання за температур до 1100 °С. Встановлено, що за температури випробувань у 750 °С міцність з'єднання становить 95...98 % від міцності основного сплаву.

Ключові слова: жароміцні нікелеві сплави; мікроструктура; механічні властивості; реакційно-дифузійне з'єднання; сплав ЧС70-ВІ; контактено-реактивне плавлення; з'єднання перехідною рідкою фазою

Вступ. На сьогоднішній день жароміцні нікелеві сплави є невід'ємною складовою в галузі будівництва газотурбінних двигунів та енергетичних газотурбінних установок. Перспективність і об'єм застосування цих сплавів напряму залежить від можливостей виготовлення конкретних деталей та конструкцій складної форми, що в свою чергу зумовлене можливістю з'єднання відповідних сплавів нероз'ємним з'єднанням. Особливістю жароміцних нікелевих сплавів є їх надзвичайно обмежена можливість з'єднання традиційними методами зварювання плавленням. Такі негативні фактори, як підвищена чутливість зварних з'єднань до утворення гарячих тріщин і локального руйнування в зоні перегріву, призводить до суттєвого зниження властивостей зварного з'єднання [1]. Зварювання плавленням, дифузійне з'єднання та паяння відомі як основні методи ремонту та/або з'єднання жароміцних нікелевих сплавів [2]. Кожен із цих методів має свої певні обмеження, тому дослідження, які проводяться як вітчизняними науковцями так і за кордоном в даному напрямку, дотепер залишаються актуальними.

Отримати з'єднання без автономного розплавлення основного металу, уникнути небезпеки утворення макро- та мікротріщин, зберегти вихідну структуру та уникнути негативного впливу термічного циклу на фізико-механічні характеристики матеріалу, що з'єднується, дозволяє метод реакційно-дифузійного з'єднання у вакуумі (РДЗ) [3].

Метод РДЗ ґрунтується на утворенні та проникненні в фіксований зазор між площинами, що з'єд-

нуються, насиченої депресантом (для системи Ni-Cr-Co) рідкої фази з подальшою її кристалізацією та дифузійним розчиненням під час термообробки. Для отримання рідкої фази використовується явище контактено-реактивного плавлення різнорідних металів [4]. Рідка фаза утворюється за межами або безпосередньо біля зазору деталей, що з'єднуються, в результаті контактено-реактивного плавлення жароміцного сплаву на основі нікелю і депресанту та за відповідної температури з'єднання заповнює зазор під дією капілярних сил. В якості депресанту використовувався цирконій у вигляді фольги. В цій якості цирконій досліджувався та використовувався у припоях для паяння жароміцних нікелевих сплавів [5, 6].

Метою роботи є апробація методу реакційно-дифузійного з'єднання жароміцного нікелевого сплаву ЧС70-ВІ із значною площею крайок шва, металографічні дослідження та оцінка механічних характеристик отриманих з'єднань.

Матеріали та методики дослідження. Дослідження проводили на з'єднаннях із сплаву ЧС70-ВІ, який є представником класу жароміцних нікелевих ливарних сплавів і вже впродовж тривалого часу використовується для виготовлення деталей гарячого тракту в енергетичних газотурбінних установках. Для з'єднань використані заготовки розміром 55×30×12 мм, вирізані з однієї заготовки сплаву ЧС70-ВІ (рис. 1). Хімічний склад сплаву ЧС70-ВІ наведено в табл. 1. Заповнення зазору із загальною площею 660 мм² здійснювали рідкою фазою, (на базі системи Ni-Cr-Co), насиче-

ною цирконієм. Заготовки перед проведенням РДЗ піддавались відпалу за температури 1050 °С протягом 2 год у вакуумі. Стиковані поверхні зразка шліфувались, а потім з'єднувались встик. Рівномірність фіксованого зазору по всій довжині зразка забезпечували скобами з ніхромового сплаву, які приварювались на поверхню зразка точковим контактним зварюванням. Кубики з цирконієвою фольгою розташовували зверху над швом. Вони також приварювались точковим контактним зварюванням. Процес РДЗ зібраного зразка (рис. 2, а) проводили у вакуумній печі за таким режимом: нагрів до температури 1200 °С зі швидкістю нагрівання 30...40 °С/хв, витримка 10 хв; подальше охолодження зі швидкістю 50...60 °С/хв.

Зовнішній огляд заготовки після процесу РДЗ показав повне змочування і заповнення зазору по всій довжині шва, що з'єднується, з утворенням жолобчиків. Далі із заготовки вирізали шматочок з'єднання для проведення металографічних досліджень (рис. 2, б), а решту зразка піддавали

дифузійному відпалу за режимом: 1100 °С, витримка 1 год; 1150 °С, витримка 5 год. Після чого вирізали частину зразків для механічних випробувань, а залишок металу з'єднання піддавали термічній обробці за режимом: 1050 °С, витримка 3,5 год; старіння 860 °С, витримка 17 год.

Дослідження мікротвердості проведено з використанням мікротвердоміру ПМТ-3 з навантаженням 50 г. Вивчення механічних властивостей отриманих з'єднань та основного металу сплаву ЧС70-ВІ виконувалось за допомогою сервогідравлічної машини МТС-810 (рис. 3). До її складу входить: динамометр МТС 661.20F-02 з осьовим навантаженням до 50 кН з дискретністю 0.1 Н; екстензометр для роботи з підвищеними і високими температурами МТС 632.53F-11 з базою 25 мм та дискретністю вимірювання 0,00001 %; піч МТС 653 Furnace з максимальною температурою нагріву зразків при випробуванні до 1100 °С та трьохзонним контролем з градієнтом температури до

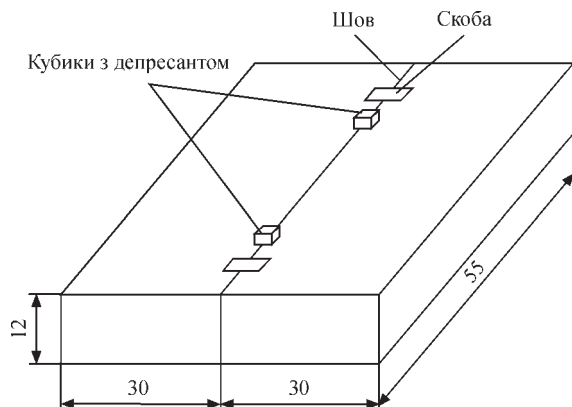


Рис. 1. Схема складання стикового з'єднання сплаву ЧС70-ВІ

Таблиця 1. Хімічний сплав сплаву ЧС70-ВІ (ТУ 1-809-1040-96)

Масова частка елементів, %									
С	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Nb	Ni	
0,06	15,0	10,0	4,5	1,5	2,4	4,2	0,1		Основа
0,12	16,7	11,5	6,0	2,5	3,2	5,0	0,3		



Рис. 3. Загальний вигляд випробувальної машини МТС-810

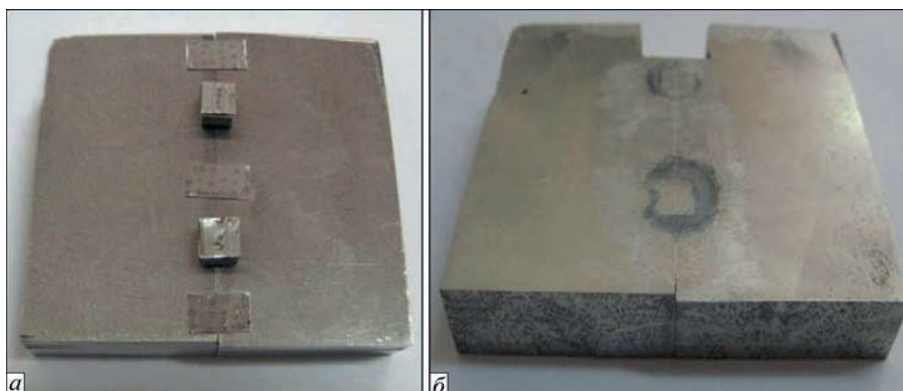


Рис. 2. Зразок стикового з'єднання сплаву ЧС70-ВІ до (а) та після формування з'єднання за температури 1200 °С впродовж 10 хв (б)

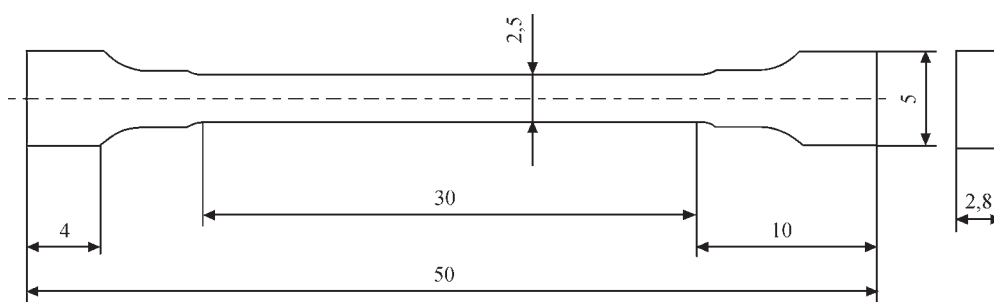


Рис. 4. Зразок для випробувань на короткотривалу міцність при кімнатній та високих температурах

5 °С. Випробування на короткотривалу міцність основного металу і стикових з'єднань проводили на плоских зразках (рис. 4). Геометричні розміри робочої довжини по відношенню до площі поперечного перетину і початкової довжини відповідають ДСТУ [7, 8] для кімнатної і підвищеної температур відповідно. Швидкість деформації під час випробувань становила $0,00067 \text{ с}^{-1}$, що відповідає стандартам.

Для проведення металографічних досліджень зразки вирізали перпендикулярно шву. Полірування здійснювали за допомогою алмазної пасти та оксиду хрому(III). Для досліджень мікрошліфів на оптичному мікроскопі Neophot-32 проведено окислення на повітрі за температури 350...400 °С. Розподіл хімічних елементів досліджували методом локального мікрорентгеноспектрального аналізу з використанням енергодисперсійного спектрометра Oxford Instruments X-max (80 мм²) під керуванням

програмного пакету INCA. Локальність вимірів не перевищувала 1 мкм. Зйомку мікроструктур проводили за допомогою сканувального електронного мікроскопа TescanMira 3 LMU у зворотно-відбитих електронах (BES), що дозволяє досліджувати мікрошліфи без хімічного травлення.

Результати і обговорення. Металографічні дослідження. На рис. 5 представлені мікроструктури з'єднання в стані після заповнення зазору рідкою фазою та після дифузійного відпалу. Розподіл мікротвердості через шов до та після дифузійного відпалу (рис. 6) свідчить, що твердість металу шва після проведення повної термообробки наблизилась до твердості основного металу 423 HV 0,05. Однак на ділянках шва шириною 50 мкм після відпалу залишилися фази з твердістю як 480 HV 0,05, так і 321 HV 0,05. На мікроструктурах рис. 5 наочно видно, що використана термічна

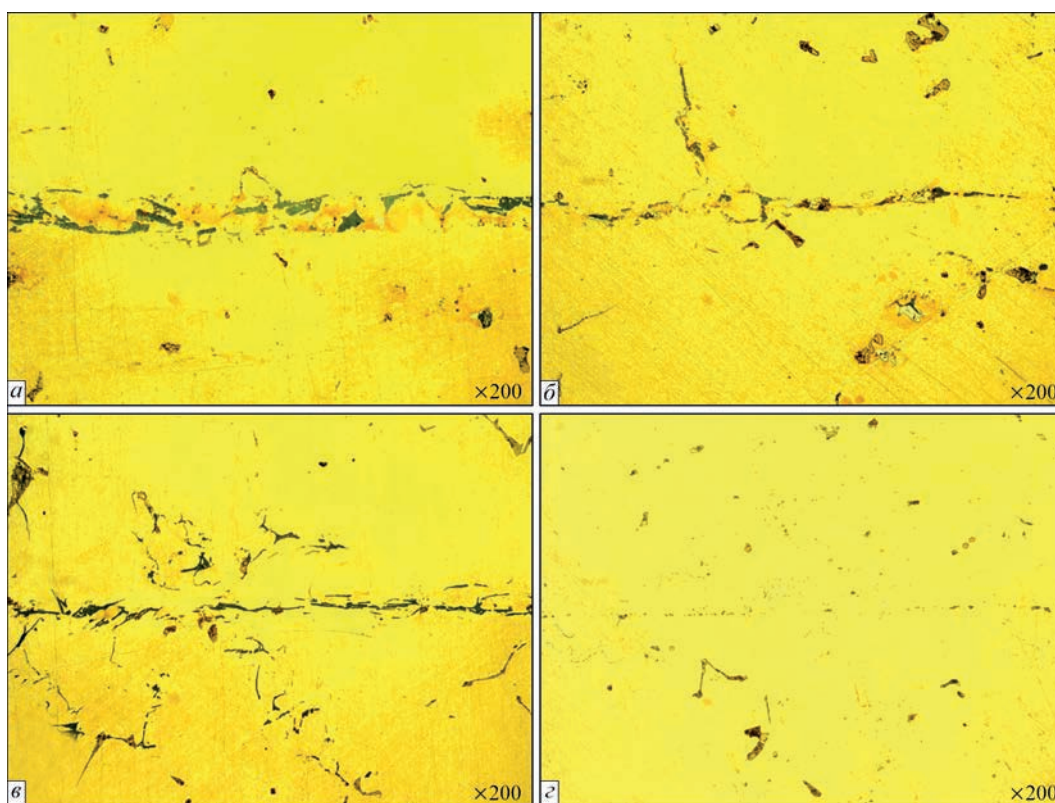


Рис. 5. Мікроструктура ($\times 200$) стикового з'єднання сплаву ЧС70-ВІ із шириною зазору ~ 50 мкм (а, б) та ~ 10 мкм (в, г), заповненого рідкою фазою, насиченою цирконієм, у стані після нагрівання до 1200 °С, витримка 10 хв (а, в) та термообробки за температури 1100 °С, витримка 1 год та 1150 °С, витримка 5 год (б, г)

обробка дозволяє практично «розсмоктати» шов шириною 10...20 мкм.

На рис. 7 представлені структура та розподіл концентрації всіх елементів через зону з'єднан-

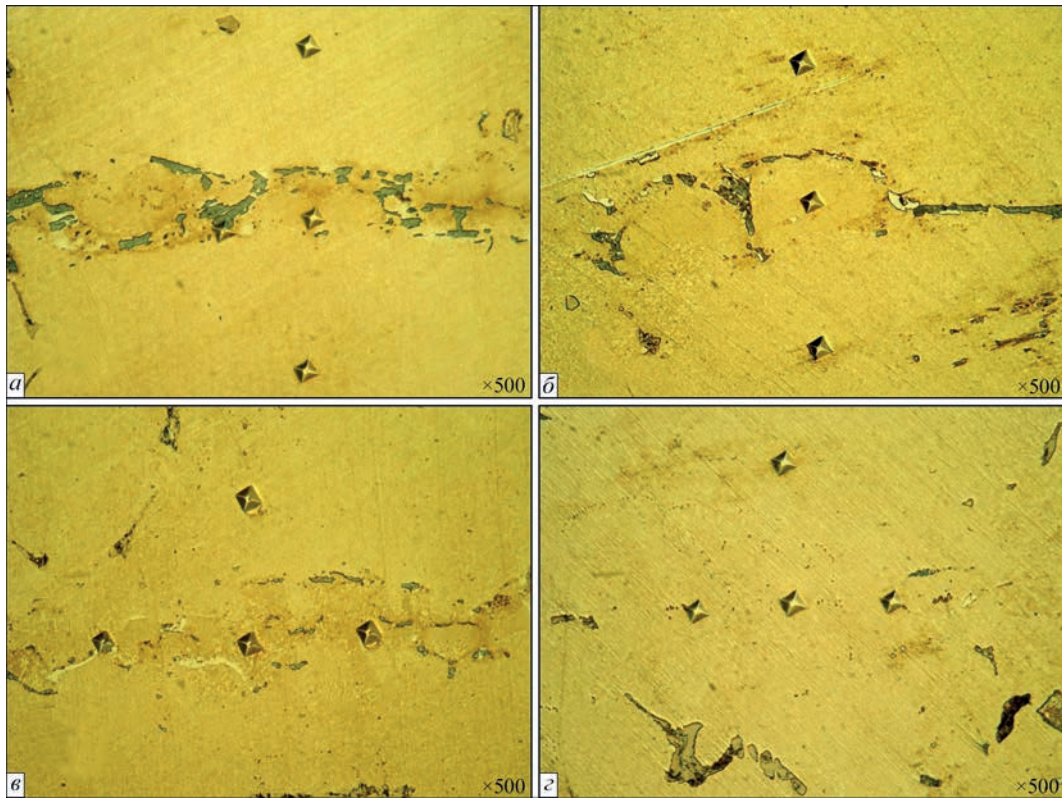
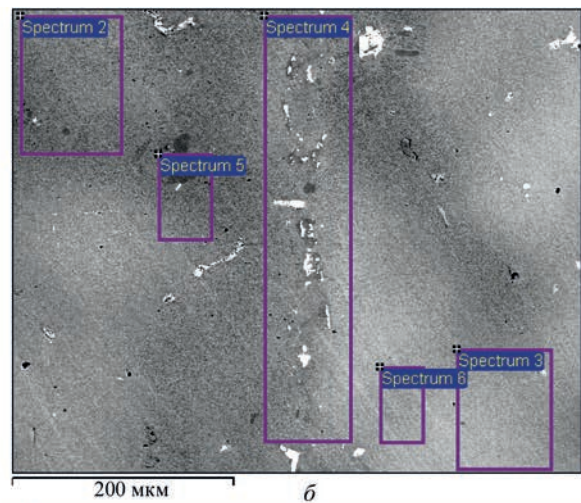
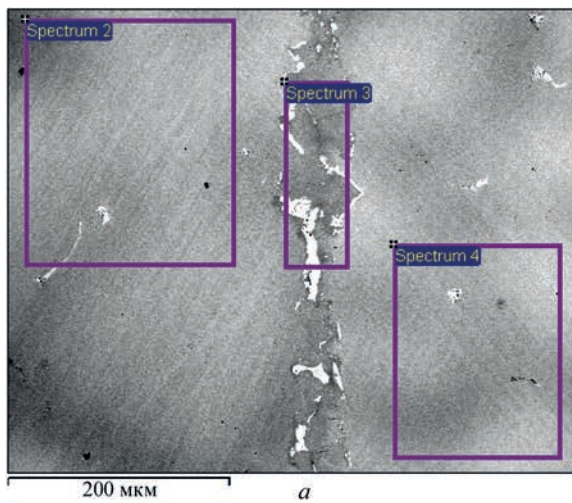


Рис. 6. Вимірювання мікротвердості HV ($P = 50$ г) через шов шириною 50 мкм (а, б) і 20 мкм (в, з) з'єднання сплаву ЧС70-ВІ, заповненого рідкою фазою, насиченою цирконієм, в стані після нагріву до 1200 °С, витримка 10 хв (а, в) та термообробки за температури 1100 °С, витримка 1 год та 1150 °С, витримка 5 год (б, з), ($\times 500$)



Спектр	В вихідному стані (1200 °С 10 хв.)									
	Хімічний елемент, мас. %									
	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Zr	Nb	Mo	W	Total
2	2,64	3,13	13,23	8,74	66,52		0,19	1,44	4,11	100
3	2,65	4,21	12,46	7,05	63,5	1,79	0,71	2,52	5,11	100
4	2,91	3,81	13,27	8,43	66,49		0,44	1,73	2,93	100

Спектр	Після дифузійного відпалу (1100 °С, 1 год + 1150 °С, 5 год)									
	Хімічний елемент, мас. %									
	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Zr	Nb	Mo	W	Total
2	2,6	4,28	13,78	9,24	64,8			1,89	3,41	100
3	2,4	3,56	14,7	9,79	64,34			1,83	3,38	100
4	2,83	3,78	14,09	9,03	64,22	1,24		1,57	3,24	100
5	2,89	5,3	12,44	8,65	67,49			1,46	1,77	100
6	2,54	3,27	14,86	9,77	62,2			1,56	5,8	100

Рис. 7. Хімічний склад зони шва (шириною 50 мкм) і навколошовної зони з'єднання сплаву ЧС70-ВІ, виконаного з використанням депресанту цирконію в стані після формування з'єднання за температури 1200 °С, витримка 10 хв (а) і після гомогенізуючого відпалу за температури 1100 °С, витримка 1 год та 1150 °С, витримка 5 год (б)

ня шириною ~50 мкм у стані після формування з'єднання (1200 °С – 10 хв) та після термообробки (1100 °С – 1 год + 1150 °С – 5 год). Дослідження проводили на зразку із шириною шва ~50 мкм. Начоно видно, що за час термообробки 1100 °С – 1 год + 5 год при 1150 °С (яка є лише гомогенізуючою) ширина шва помітно зменшилася, хімічний склад та структура зони шва наближаються до структури основного матеріалу. Встановлено, що загальна концентрація цирконію в шві змінилася з 1,79 до 1,24 мас. %, тобто відбулася дифузія цирконію в основний метал. Для повної дифузії цирконію із шва в основний метал за ширини шва, що розглядається, необхідно не менше 20 год гомогенізуючої термообробки. Кінцева структура з'єднання і, як наслідок, міцність сформованого з'єднання залежать від повноти протікання процесів вирівнюючої дифузії.

Порівняльний аналіз хімічного складу фаз окремих ділянок зони з'єднання до (рис. 8) і після (рис. 9) термообробки на досліджуваній довжині 100 мкм показує, що кількість фаз багатих на цирконій (~ 22...26 мас. %, біла фаза) помітно зменшується. Дана фаза являє собою залишки евтектичної фази, розташованої між загальними зернами, що утворилися при РДЗ. Після термоо-

бробки залишаються лише незначні точкові острівці цієї фази. При цьому в примежовій зоні шва є ділянки із вмістом цирконію 3...4 мас. % на відстані 30...50 мкм від шва. Як до, так і після термообробки спостерігається фаза (Ti + Zr) у шві та примежовій зоні з великим вмістом титану (57,47 % Ti + 7,5 % Zr, 48,26 % Ti + 4,12 % Zr та 52,67 % Ti + 3,83 % Zr). Порівнюючи мікроструктури зони з'єднання до і після вакуумного відпапу (рис. 8 та 9) можна зробити висновок, що в шві виділилася зміцнююча фаза і її розмір трохи менший, ніж в основному металі. Судячи з характеру результатів рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА) на межі зерен, що закристалізувалися, виділяються фази збагачені W, Mo і Cr. З найбільшою ймовірністю це карбіди типу $Me_{23}C_6$ [9, 10], виділення яких спричинено хімічним складом сплаву під час термообробки.

Наявність у шві фаз, багатих Zr (рис. 9) вказує на повноту протікання процесу розчинення Zr в матриці сплаву, та необхідність корегування ширини з'єднувального зазору і часу протікання термічної обробки.

Механічні випробування. Стикові з'єднання, отримані способом РДЗ, перед механічними ви-

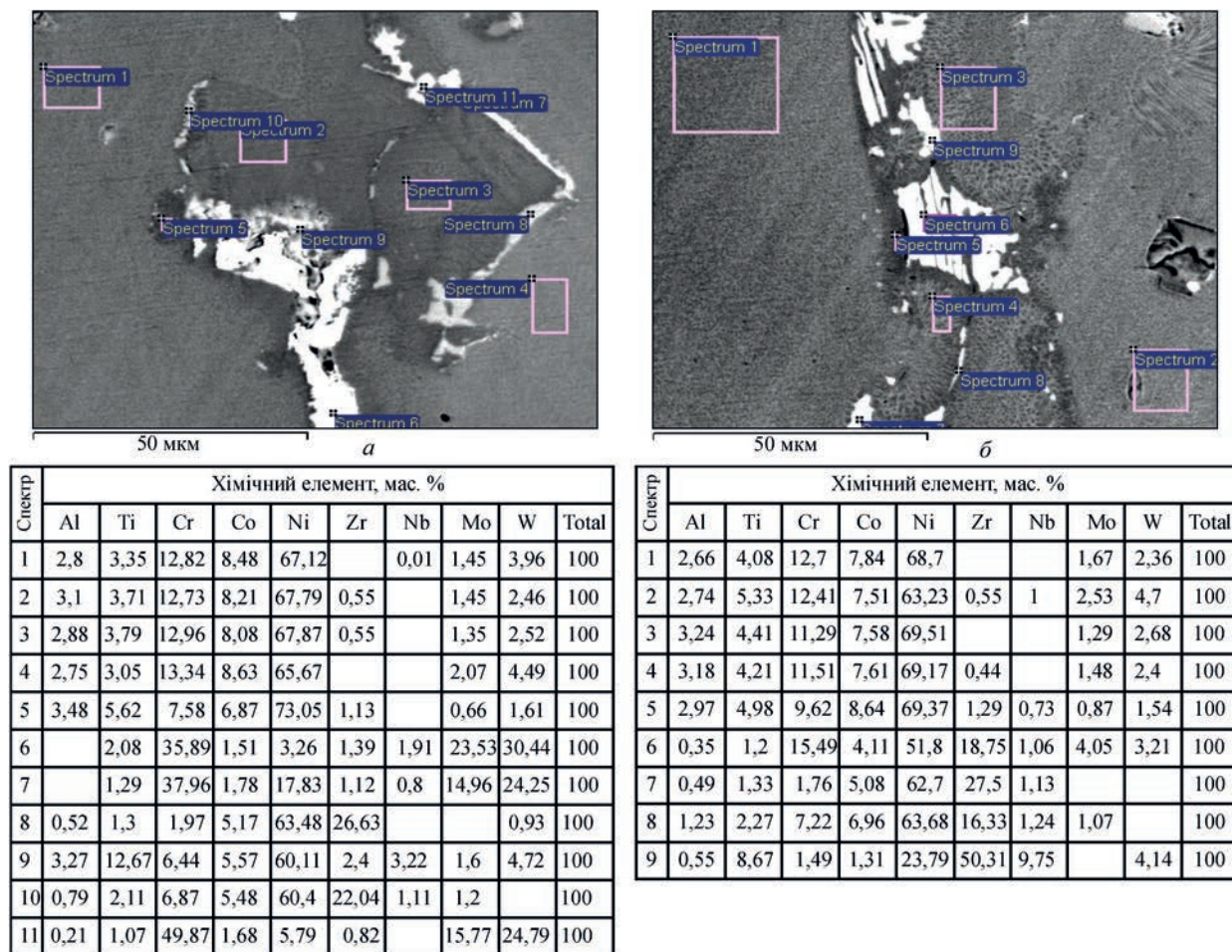
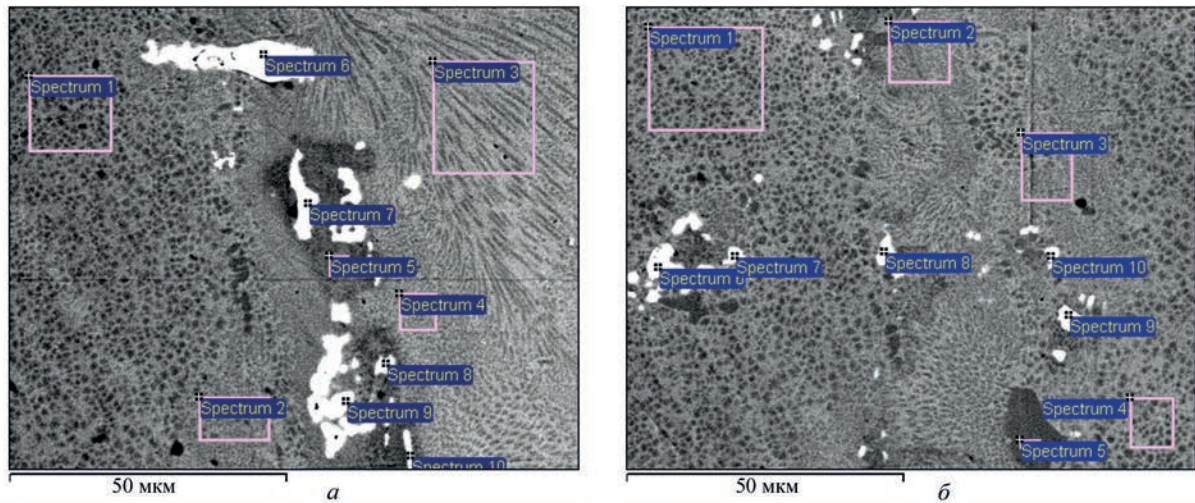


Рис. 8. Хімічний склад окремих фаз шва та навколошовної зони з'єднання сплаву ЧС70-ВІ, виконаного з використанням цирконію в стані після формування з'єднання за температури 1200 °С, витримка 10 хв



Спектр	Хімічний елемент, мас. %								
	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Zr	Mo	W	Total
1	2,8	4,39	14,01	8,77	66,34		1,57	2,1	100
2	2,91	3,65	14,69	8,74	64,29	0,69	1,68	3,36	100
3	2,37	3,48	14,57	9,32	63,45	0,51	2,02	4,28	100
4	2,85	3,34	14,35	9,03	64,39		2	4,04	100
5	3,14	5,26	10,78	8,8	67,15	1,47	1,19	1,64	100
6	1,01	57,49	0,89	0,66		7,5	2,79	5,82	100
7		1,5	2,03	5,88	60,62	29,03			100
8	1,17	2,08	3,12	6,64	61,53	24,4			100
9		6,78	1,99	1,5	5,72	73,78			100
10	0,65	1,92	4,63	6,25	61,55	24,02			100

Спектр	Хімічний елемент, мас. %								
	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Zr	Mo	W	Total
1	2,84	4,09	14,19	8,92	65,84		1,29	2,83	100
2	2,84	4,15	14,1	8,63	66,32		1,24	2,73	100
3	2,71	3,62	14,79	9,34	64,83		1,6	3,11	100
4	3,03	4,1	13,05	8,55	66,05	0,54	1,2	3,48	100
5	5,08	7,92	3,42	5,56	75,0	1,09		1,93	100
6	0,68	52,67	1,28			3,83	4,98	16,81	100
7		48,26	2,67	1,63	5,46	4,12	4,53	15,1	100
8	0,89	1,92	3,01	5,69	62,95	24,41			100
9		2,89	28,33	2,67	11,44	1,5	21,87	29,5	100
10	1,79	2,55	8,2	8,02	62,29	13,75	0,62	2,77	100

Рис. 9. Хімічний склад шва та навколошовної зони з'єднання сплаву ЧС70-ВІ, виконаного з використанням цирконію, у сталі після гомогенізуючого відпалу у вакуумі за температури 1100 °С, витримка 1 год та 1150 °С, витримка 5 год

Таблиця 2. Результати випробувань на короткотривалу міцність зразків із сплаву ЧС70-ВІ

Зразок	Номер зразка	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	$T_{\text{випроб.}}$, °С	Місце руйнування
Основ. метал	1*	714,5	621,5	4,9	20	–
Основ. метал	2*	727,2	565,9	2,7	750	–
З'єднання	3*	701,9	657,3	2,1	20	о. м.
З'єднання	4*	683,8	564,6	2,3	750	ШОВ
З'єднання	5**	696,7	633,2	1,3	20	ШОВ
З'єднання	6**	781,3	656,8	6,3	20	о. м.
З'єднання	7**	792,4	572,8	5,6	700	о. м.
З'єднання	8**	729,6	575,2	2,7	800	ШОВ
З'єднання	9**	526,1	383,3	12,7	900	ШОВ
З'єднання	10**	322,9	249,1	14,5	1000	ШОВ
З'єднання	11**	148,5	123,9	14	1100	о.м.
Основ. метал	32**	856,6	644,2	6,4	20	–
Основ. метал	33**	780,8	543,9	4,5	700	–
Основ. метал	34**	760,4	527,9	1,9	800	–
Основ. метал	35**	541,2	531,1	1,5	900	–
Основ. метал	36**	286,4	248,8	2,2	1000	–
Основ. метал	37**	140,7	121,9	8,3	1100	–

Примітки. *Термообробка: 1100 °С – 1 год + 1150 °С – 5 год. **Термообробка: 1100 °С – 1 год + 1150 °С – 5 год + 1050 °С – 3,5 год + 860 °С – 17 год

пробуваннями піддавались гомогенізуючому відпалу за режимом 1100 °С – 1 год + 1150 °С – 5 год. Частина зразків пройшла додатково двостадій-

не старіння 1050 °С – 3,5 год + старіння 860 °С – 17 год. Випробування проводились на повітрі за таких температур – 20, 750, 900, 1000, 1100 °С. Ре-

зультати представлені в табл. 2. Зразки, які пройшли додатково двостадійне старіння показали при механічних випробуваннях незначне покращення короткотривалої міцності та збільшену

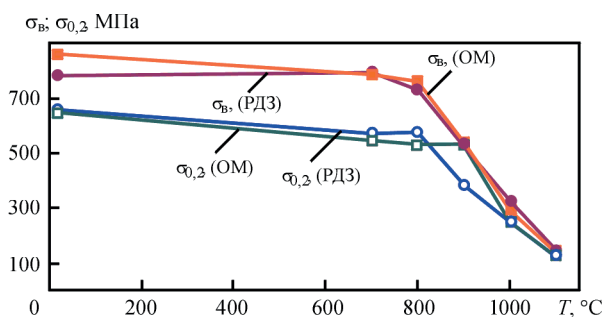


Рис. 10. Температурні залежності границі міцності σ_b і границі плинності $\sigma_{0,2}$ основного металу та стикових зразків із сплаву ЧС70-ВІ виконаних методом РДЗ. Термообробка однакова для всіх зразків: $1100\text{ }^\circ\text{C} - 1\text{ год} + 1150\text{ }^\circ\text{C} - 5\text{ год} + 1050\text{ }^\circ\text{C} - 3,5\text{ год} + 860\text{ }^\circ\text{C} - 17\text{ год}$

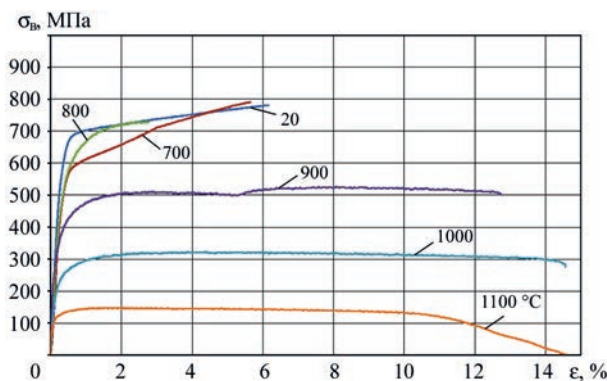


Рис. 11. Діаграми навантаження, отримані під час випробувань на короткочасний розтяг стикових зразків із сплаву ЧС70-ВІ виконаних методом РДЗ з термообробкою: $1100\text{ }^\circ\text{C} - 1\text{ год} + 1150\text{ }^\circ\text{C} - 5\text{ год} + 1050\text{ }^\circ\text{C} - 3,5\text{ год} + 860\text{ }^\circ\text{C} - 17\text{ год}$

пластичність. Також для наочності дані представлені в виді температурних залежностей σ_b і $\sigma_{0,2}$ (рис. 10) та діаграм навантажень (рис. 11).

Результати механічних випробувань на короткочасну міцність показали досить високий рівень міцності шва, що за тієї самої термообробки співставний з рівнем основного металу. Границя міцності РДЗ з'єднань склала 91...100 % від границі міцності основного металу, а границя плинності РДЗ з'єднань склала 95...100 % від границі плинності основного металу. На рис. 12 представлені зруйновані зразки після випробувань. На частині зразків, де було з'єднання, руйнування відбулось по основному металу, а не по шву. Ці дані свідчать, що гомогенізуючий відпал $1100\text{ }^\circ\text{C} - 1\text{ год} + 1150\text{ }^\circ\text{C} - 5\text{ год}$ призвів до розчинення крихких інтерметалідів цирконію а також дифузії самого цирконію в основний метал, що підтверджується металографічними дослідженнями. Висока міцність та пластичність (рис. 10, рис. 11) РДЗ з'єднань за температур випробування 1000 та $1100\text{ }^\circ\text{C}$ (зразки 10 та 11) також (укупі з рентгеноспектральним хімічним мікроаналізом) свідчать про інтенсивність протікання процесів вирівнюючої дифузії в зоні з'єднання (шов та навколошовна зона) та зниження концентрації цирконію в шві під час термообробки. Найбільш легкоплавкі евтектичні фази інтерметалідів системи Ni-Zr мають температуру плавлення $960\text{ }^\circ\text{C}$ (NiZr_2) та $1010\text{ }^\circ\text{C}$ (NiZr) [11]. В з'єднаннях, із шириною шва більше 50 мкм, залишки подібних фаз на межах зерен в центрі шва можуть помітно зменшити їх високотемпературну міцність.

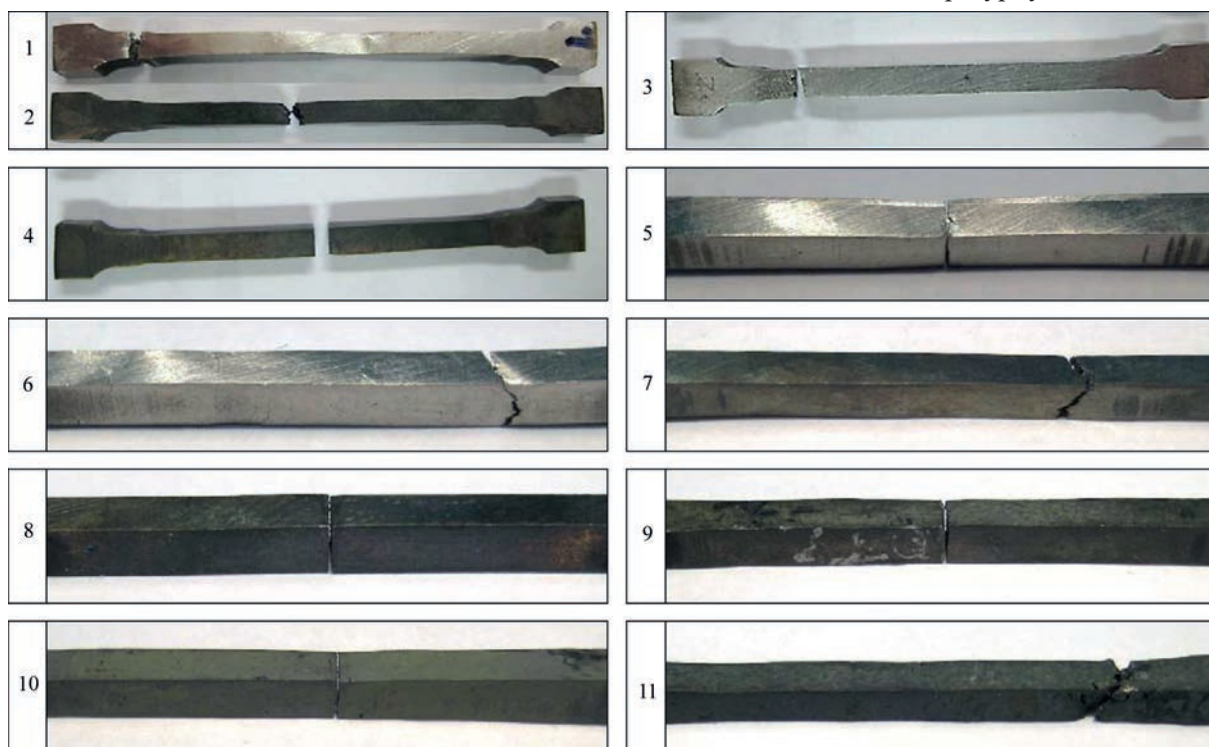


Рис. 12. Зовнішній вигляд зразків після руйнування. Номера ліворуч фото відповідають зразкам представленим в табл. 2

Висновки

Проведено дослідження з отримання стикового з'єднання жароміцного нікелевого сплаву ЧС70-VI шляхом заповнення рідкою фазою, що утворилася під час контактного плавлення спеченого порошку аустенітного нікельхромового жароміцного сплаву та металу депресанту цирконієвої фольги, зазору з площею стикової поверхні 660 мм². Показано, що рідка фаза за температури 1200 °C має достатню плинність і повністю заповнює з'єднувальний зазор.

Аналіз структур та розподілу хімічних елементів в основному металі, шві та навколошовній зоні з'єднання до та після гомогенізуючого відпалу показав, що відбувається процес розчинення деяких інтерметалідних фаз багатих цирконієм, а також виділення карбідних фаз на межі зерен. Концентрації хімічних елементів у шві наближаються до концентрацій в основному металі.

Встановлено, що характеристики міцності з'єднання за температур випробування 750 °C відповідають 95...98 % межі міцності основного сплаву. Отримано відносно високу жароміцність РДЗ з'єднання аж до температури 1100 °C (максимальна температура печі випробувальної машини).

Список літератури

1. Каблов Е.Н. (2001) *Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технологии, покрытия)*. Москва, «МИСИС».
2. Zhang, Y., Cheng, Y., He, N. et al. (2023) Microstructural characterization of TLP bonded joints of Mar-M247 superalloys with Ni-Cr-B interlayer. *Materials Characterization*, 198, 112766. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.112766>
3. Несміх В.С., Ющенко К.А., Кушнарьова Т.М. (2005) *Спосіб дифузійно-реактивного з'єднання металів і сплавів*. Патент України 73308, С27 В23К1/16.
4. Лашко С.В., Лашко Н.Ф. (1988) *Пайка металлов*. Москва, Машиностроение.
5. Квасницький В.В., Мьяльница Г.Ф., Матвиенко М.В. и др. (2019) Исследование взаимодействия сплава на основе Ni₃Al с прослойками различных систем легирования для TLP-соединения. *Автоматическая сварка*, 8, 22–29. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2019.08.03>
6. Максимова С.В., Воронов В.В., Ковальчук П.В. (2017) Припой без бора и кремния для пайки жаропрочного

- нікелевого сплава. *The Paton Welding J.*, 8, 15–21. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2017.08.02>
7. (2020) ДСТУ ISO 6892-1:2019. *Металеві матеріали. Випробування на розтяг. Частина 1. Метод випробування за кімнатної температури*. [Чинний від 2020-07-01]. Київ, ДП «УкрНДНЦ».
 8. (2021) ДСТУ ISO 6892-2:2020. *Металеві матеріали. Випробування на розтяг. Частина 2. Метод випробування за підвищених температур*. [Чинний від 2021-01-01]. Київ, ДП «УкрНДНЦ».
 9. Кишкин С.Т., Строганов Г.Б., Логунов А.В. (1987) *Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе*. Москва, Машиностроение.
 10. Лашко Н.Ф., Заславская Л.В., Козлова М.Н. и др. (1978) *Физико-химический фазовый анализ сталей и сплавов*. Москва, Metallurgiya.
 11. (2001) *Диаграммы состояния двойных металлических систем*. Справочник в 3-х томах. Лякишев Н.П. (ред.). Москва, Машиностроение.

References

1. Kablov, E.N. (2001) *Cast blades of gas turbine engines (Alloys, technologies, coatings)*. Moscow, MISIS [in Russian].
2. Zhang, Y., Cheng, Y., He, N. et al. (2023) Microstructural characterization of TLP bonded joints of Mar-M247 superalloys with Ni-Cr-B interlayer. *Mater. Charact.* Vol. 198, 112766 DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.112766>
3. Nesmikh, V.S., Yushchenko, K.A., Kushnaryova, T.M. (2005) *Method of diffusion-reactive joining of metals and alloys*. Pat. Ukraine 73308, C27 B23K1/16 [in Ukrainian].
4. Lashko, S.V., Lashko, N.F. (1988) *Soldering of metals*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
5. Kvasnytskyi, V.V., Myalnitsa, G.F., Matvienko, M.V. et al. (2019) Investigation of interaction of Ni₃Al-based alloy with interlayers of different alloying systems for TLP-bonding. *The Paton Welding J.*, 8, 12-17. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2019.08.03>
6. Maksymova, S.V., Voronov, V.V., Kovalchuk, P.V. (2017) Brazing filler metal without boron and silicon for brazing of heat-resistant nickel alloy. *The Paton Welding J.*, 8, 12-17. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2017.08.02>
7. (2020) DSTU ISO 6892-1:2019. *Metallic materials. Tensile testing. Pt. 1: Method of test at room temperature*. Valid from 2020.07.01. Kyiv, SE UkrNDNTs [in Ukrainian].
8. (2021) DSTU ISO 6892-2:2020. *Metallic materials. Tensile testing. Pt. 2: Method of test at elevated temperature*. Valid from 2021.01.01. Kyiv, SE UkrNDNTs [in Ukrainian].
9. Kishkin, S.T., Stroganov, G.B., Logunov, A.V. (1987) *Cast high-temperature nickel-based alloys*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
10. Lashko, N.F., Zaslavskaya, L.V., Kozlova, M.N. et al. (1978) *Physico-chemical phase analysis of steels and alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
11. (2001) *State diagrams of binary metal systems*. Refer. Book in 3 Vol. Ed. by N.P. Lyakishev. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].

MECHANICAL PROPERTIES OF THE REACTION-DIFFUSION BONDING OF THE HEAT-RESISTANT NICKEL-BASED CHS70VI ALLOY

V.E. Mazurak, M.O. Cherviakov, T.M. Kushnaryova, I.R. Volosatov

E.O. Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine.

E-mail: cherviakov@paton.kiev.ua

The joint of the heat-resistant nickel-based ChS70VI alloy, produced by the method of reaction-diffusion bonding during the formation of a weld by the melt of the heat-resistant nickel alloy with zirconium as a depressant, was considered. The microstructures and distribution of concentrations of all chemical elements through the joint zone with the areas across the weld (with a gap width of ~20 and 50 μm) after the weld formation and the subsequent heat treatment were analyzed. It is shown that the selected mode of heat treatment provides a significant reduction in the amount of zirconium-rich eutectic phases (they are more easily melted, with a melting point of 960 °C), which improves the heat resistance of the joint. During heat treatment, the diffusion process of the weld occurs, and the concentration of chemical elements in the weld approximate to corresponding concentrations in the base alloy. Mechanical tests showed sufficiently high strength properties of the joint at temperatures up to 1100°C. It was established that at the test temperature of 750°C, the strength of the joint is at the level of 95-98% of the ultimate strength of the base alloy.

Keywords: heat-resistant nickel alloys; microstructure; mechanical properties; reaction-diffusion bonding; ChS70-VI alloy; contact-reactive fusion; transient liquid phase bonding

Отримано 01.11.2023

Отримано у переглянутому вигляді 03.05.2024

Прийнято 27.05.2024