

дігрів зразків променем. Діапазон температур підігріву при дослідженнях становив 400...800 °С.

Структуру зварних з'єднань виявляли шляхом іонного бомбардування поверхні шліфів в атмосфері аргону з подальшим дослідженням на оптичному («НЕОРНОТ-32») і електронному скануючому мікроскопі («Jeol Superprob 733») з рентгенівським аналізатором. Фазовий склад зразків визначали на дифрактометрі «ДРОН-УМІ» в монохроматичному $\text{CuK}\alpha$ -випромінюванні. Ступінь далекого порядку η оцінювали зі співвідношення інтегральних інтенсивностей дифракційних піків, що відповідають неупорядкованому ГЦК твердому розчину до впорядкованого.

Механічні характеристики оцінювали методом мікроіндентування («гаряче і холодне»), випробуванням плоских зразків на триточковий згин при кімнатній і підвищених температурах в інтервалі 200...1200 °С на установці типу «INSTRON». Показники міцності σ_b , плинності $\sigma_{0,2}$ і пластичності δ визначали при руйнуванні верхніх волокон на плоских зразках перерізом $4 \times 1,5$ мм на віддалі між опорами 18 мм [5].

Мікротвердість при кімнатній температурі визначали з використанням твердоміра «ПМТ-3» при навантаженні 2 Н, при підвищених температурах (200...900 °С) у вакуумі 10^{-3} Па на модернізованій установці «ВІМ-1С» [6].

Результати досліджень. Досліджуваний вихідний матеріал – інтерметалід Ni_3Al , – отриманий методом гартування з розплаву, характеризується зерною рівноосною структурою з дрібнодендритним наповненням та наявністю окремих метастабільних концентраційних конфігурацій дендритної морфології (рис. 1). Виконаний мікрорентгеноспектральний аналіз виявив нерівномірний розподіл хімічних компонентів, що пов'язано, скоріш за все, з неспівпадінням в процесі формування відливу перитектичної точки рівноважної діаграми (Ni–Al) [7] з областю стехіометричного складу Ni_3Al . З наявністю таких утворень пов'язана структурна, механічна та хімічна неоднорідність, значний розкид значень мікротвердості: від

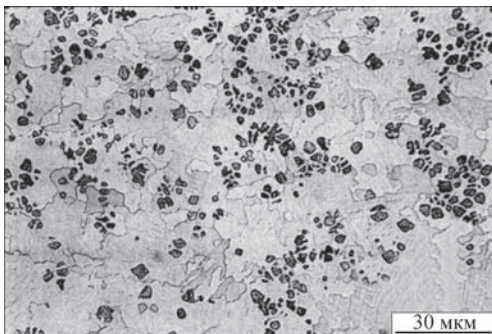


Рис. 1. Мікроструктура вихідного матеріалу (інтерметалід Ni_3Al), отриманого методом гартування з розплаву

2000...2500 МПа для матриці до 3000...4000 МПа для утворень; низька пластичність матеріалу.

Проведений рентгенофазовий аналіз показав, що у вихідному матеріалі переважає як наявність впорядкованої γ' -фази Ni_3Al (рис. 2), так і неупорядкованої γ -фази, що підтверджено при фрактографічному дослідженні зразків після пластичної деформації на згин (рис. 3).

Низька пластичність і в'язкість руйнування інтерметаліду при невисоких температурах в поєднанні з ливарними і зварювальними напруженнями, хімічній і структурній неоднорідності, що сприяє підвищеній схильності до утворення тріщин, є загальновідомим недоліком інтерметалідних сплавів структурного типу $L1_2$, до яких належить досліджуваний Ni_3Al . При зварюванні зразків Ni_3Al (як і жароміцних сплавів на їх основі) першочерговою задачею є попередження їхнього виникнення.

Одним із перших методів зменшення вірогідності утворення тріщин є попередня термічна обробка зварюваного металу, що спрямована на покращення його пластичності. Проведені дослідження впливу термічної обробки на структуру і властивості Ni_3Al показали, що знайдена оптимальна термообробка (при 1150 °С протягом 2 год) призвела до зростання пластичності завдяки збільшенню розміру зерна (з 7 до 17 мкм), а також сприяла розчиненню утворень концентра-

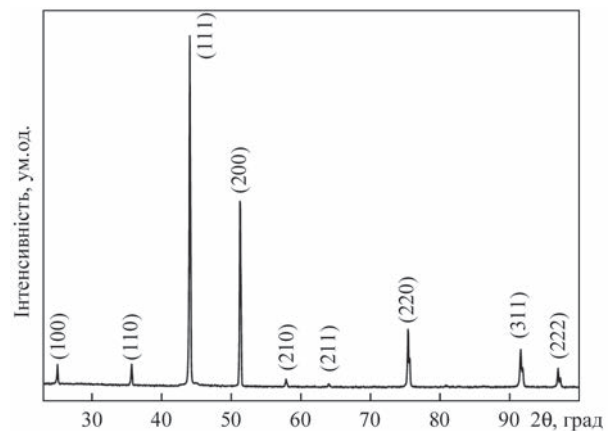


Рис. 2. Рентгенограма з поверхні зразка інтерметаліду Ni_3Al у вихідному стані

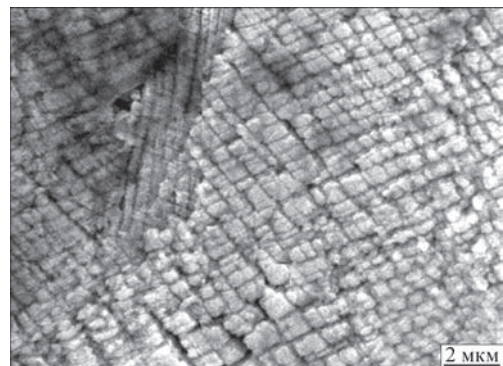


Рис. 3. SEM-зображення структури інтерметаліду Ni_3Al після пластичної деформації

Таблиця 1. Механічні властивості при випробуваннях на згин інтерметаліду Ni_3Al у вихідному стані та після термічної обробки

Стан матеріалу	$\sigma_{0,02}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	H_v , МПа
Вихідний	510	Крихке руйнування	595	0,08	2450
Термічна обробка 1150 °С, 2 год	243	270	394	1,75	2100

Таблиця 2. Температурно-часові параметри охолодження металу шва ЖНС з вмістом Ni_3Al більше 65 % для різних швидкостей зварювання

$v_{зв}$, м/год	$G \times R$, °C/c		R , мм/с	
	ЛС	Вісь шва	ЛС	Вісь шва
17	$3 \cdot 10^3$	25	0,4	5
40	$49 \cdot 10^3$	54	1	8
53	10^5	300	1,3	11

Примітка. R – швидкість кристалізації металу зварювальної ванни; $G \times R$ – швидкість охолодження; ЛС – область металу шва на лінії сплавлення.

ційної конфігурації в структурі. Методом рентгеноструктурного аналізу виявлено, що дана термообробка приводить до максимального зростання ступеня впорядкованості твердого розчину Ni_3Al . Таким чином, отримано задовільний комплекс (оптимальне співвідношення міцності й пластичності) механічних властивостей інтерметаліду при кімнатній температурі (табл. 1) [8].

В роботі [8] показано, що при випробуванні зразків у температурному інтервалі 400...800 °С різко знижується пластичність δ , практично до нуля, що може негативно проявитись за несприятливих умов, коли підйом зварювальних напружень припадає на зазначений інтервал температур, в збереженні чи збільшенні схильності до утворення тріщин. Таким чином, попередня термічна обробка не вирішує кардинально питання попередження утворення тріщин при зварюванні інтерметаліду Ni_3Al . Виконані раніше розрахунки [9] показали, що при зварюванні ЖНС зі швидкістю близько 55 м/год саме в цьому температурному інтервалі спостерігається підйом зварювальних напружень.

Кращий результат з позиції попередження утворення тріщин досягнуто в результаті управління термічним циклом зварювання, значенням і характером тепловкладення, жорсткістю зварного з'єднання. В технологічному плані це здійснюється шляхом попереднього підігріву, вибору швидкості зварювання та концентрації енергії зварного променя в результаті його фокусування і сканування. Термометруванням процесу зварювання встановлено, що швидкість охолодження металу шва в температурному інтервалі провалу пластичності (400...800 °С) переважно визначається швидкістю зварювання і становить приблизно 300 °C/c при 12 м/год; 600 °C/c при 40 м/год; 155 °C/c при 53 м/год при ширині шва відповідно 5,8; 4,6; 2,8 мм.

Температурно-часові параметри охолодження металу шва при кристалізації й подальшому охолодженні змінюються по перерізу і можуть сягати приблизно 10^5 °C/c залежно від умов і параметрів

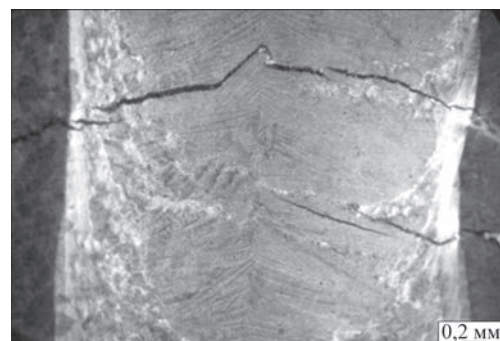
режиму зварювання, що показано на прикладі зміни швидкості від 17 до 53 м/год (табл. 2).

Залежно від величини та певного поєднання зазначених термічних характеристик можливе виникнення як основних поздовжніх, так і поперечних тріщин в металі шва. Більш характерні поперечні тріщини (рис. 4) виникають при підвищених (55...90 м/год) швидкостях зварювання, високій питомій потужності джерела нагрівання у швах невеликої ширини. Зменшення схильності до їхнього утворення завдяки збільшенню ширини шва обмежується виникненням пропалів і утворенням осьових кристалізаційних тріщин.

Існує вузький діапазон параметрів режиму і умов зварювання, при яких забезпечуються якісне, без дефектів формування швів та відсутність тріщин обох типів.

Для розглянутих зразків реалізація таких умов досягається при попередньому підігріві до 600 °С, швидкості зварювання 12...17 м/год, фокусуванні та силі струму зварювального променя, при яких забезпечується якісне формування швів з наскрізним проваром завширшки 2,8...3,8 мм. Вочевидь, саме за таких умов має місце низький темп наростання, рівень і рівномірний розподіл зварювальних деформацій та напружень, а також формування більш гомогенної структури.

З огляду на досить низьку пластичність інтерметалідів, стохастичність впливу параметрів режиму ЕПЗ на взаємодію променя і зварюваного металу, формування температурного поля отримані висно-

Рис. 4. Типові тріщини при зварюванні сплавів на основі інтерметаліду Ni_3Al

вки потребують коригування стосовно кожного конкретного випадку товщини, геометрії зварюваного матеріалу, вимог до з'єднання тощо. Так, при зварюванні зразків інтерметаліду Ni_3Al товщиною 1,5 мм з підігрівом при ширині шва близько 4 мм, отриманого на швидкості зварювання 12 м/год, виникають осьові поздовжні тріщини, а при 55 м/год – численні поперечні. В той же час при товщині 2 мм, швидкості зварювання 12 м/год, ширині шва близько 4 мм тріщини не спостерігалися.

Структуру зварного з'єднання товщиною 2 мм, отриманого при виконанні означених сприятливих умов, представлено на рис. 5.

Виконаний рентгеноспектральний аналіз металу шва показав, що, як і у вихідному стані матеріалу, шов являє собою в цілому впорядковану інтерметалідну фазу Ni_3Al . Результати досліджень скануючої електронної мікроскопії з рентгенівським мікроаналізатором показали, що основні компоненти і домішки матеріалу шва розподіляються рівно-

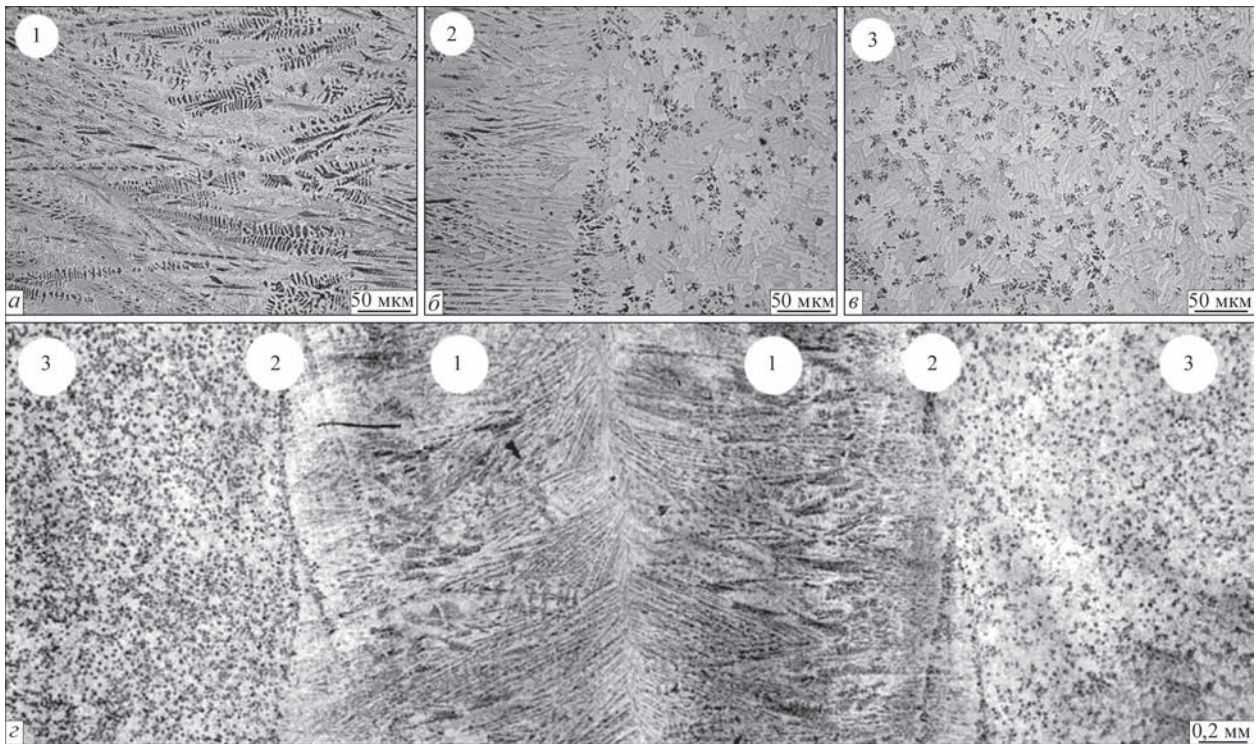


Рис. 5. Мікроструктура зварного з'єднання та окремих ділянок інтерметаліду Ni_3Al : *a* – метал шва (1); *б* – зона сплавлення (2); *в* – основний метал (3); *г* – макрошліф зварного з'єднання

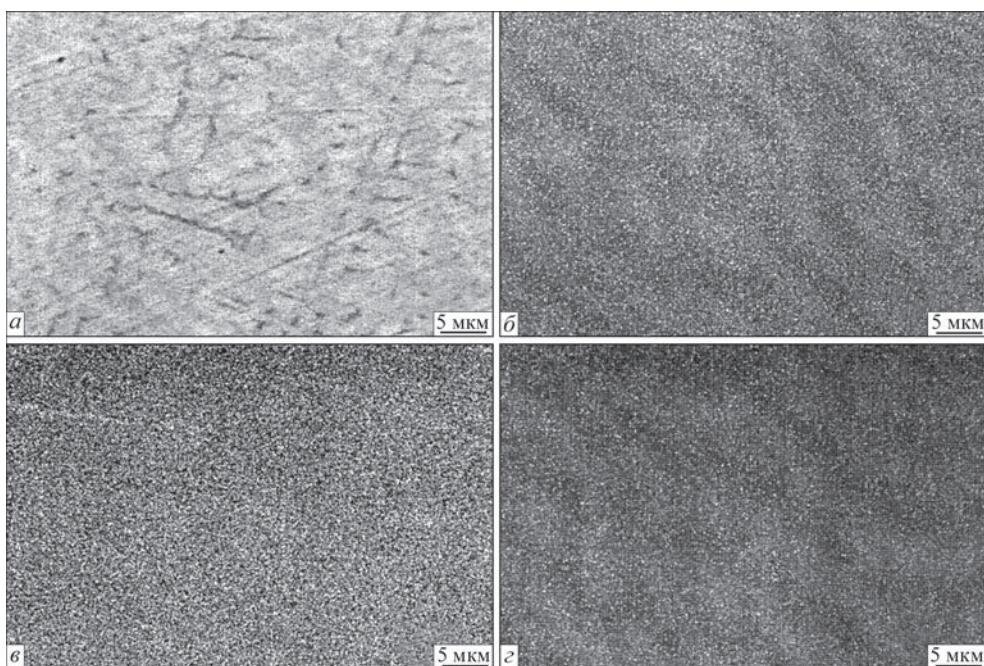


Рис. 6. SEM-зображення поверхні зварного шва Ni_3Al : *a* – режим BEI (back electron image) і розподіл елементів у характерному випромінюванні Al (*б*), Ni (*в*), Fe (*г*), отриманий при мікрорентгеноспектральному аналізі

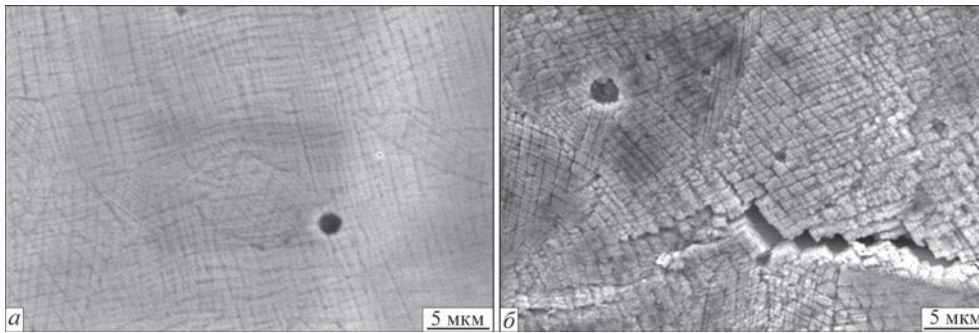


Рис. 7. SEM-зображення вихідного металу Ni_3Al (а) і поверхні руйнування зварного з'єднання (б)

мірно (рис. 6). Розмір матриці, морфологія γ' -фази мало відрізняються від вихідних (рис. 7). Характерною особливістю структури металу шва є стовбчасті (див. рис. 5) спрямовані ортогонально фронту кристалізації зварювальної ванни перемінного розміру дендрити, що в свою чергу складаються з дрібних чарункових елементів. Різниця в швидкостях кристалізації (див. табл. 2) та температурного градієнта по перерізу зварювальної ванни призводить до помітних змін як їхніх розмірів, так і морфології. Так, біля лінії сплавлення міждендритна відстань λ становить 3...8, а біля осі шва 5...9 мкм. Різниця морфології й розмірності елементів структури шва і вихідного металу переважно визначається напрямком та інтенсивністю тепловідводу в процесі кристалізації. При формуванні виливку (вихідного металу) тепловідвід спрямовано в напрямку, перпендикулярному його товщині; при кристалізації шва – ортогонально ізотермі кристалізації зварювальної ванни в площині зразка. Підвищена дисперсність структури основного металу пов'язана з більш високою швидкістю кристалізації, а зміна дисперсності по перерізу шва – зі зміною швидкості кристалізації: від високої біля лінії сплавлення до мінімальної, близької до швидкості зварювання по осі шва.

Розглянуті особливості структури зварних з'єднань певним чином проявляються при визначенні механічних характеристик. Так, випробування на згин при кімнатній температурі (табл. 1, 3) вказує на деяке зменшення міцності та пластичності порівняно з інтерметалідом в стані поставки.

Вплив структурного фактора помітний і при оцінюванні твердості окремих ділянок зварно-

го з'єднання: основного металу, зони термічного впливу, ділянок епітаксійного росту, перехідної ділянки та біля осі шва (рис. 8).

У той же час методами інструментальної твердості показано, що інтегральні значення пластичності, твердості та модуля Юнга для зазначених зон близькі між собою [10].

При зростанні температури випробувань до 900 °С твердість зварного шва (2,1...2,4 ГПа) набагато перевищує таку для основного металу (1,6...1,8 ГПа). Спостерігається також, як і для вихідного металу, зростання H_v в області 600 °С (рис. 9).

Таким чином, в результаті зварювання формується менш дисперсна, мінлива за шириною шва структура, що проявляється також в зниженні її механічних характеристик; показник пластичності при цьому залишається на такому ж невисокому рівні, як у вихідного металу (див. табл. 1, 3), тобто

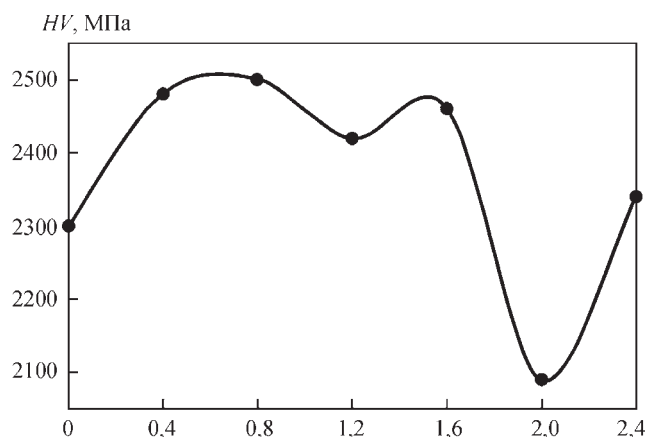


Рис. 8. Розподіл твердості окремих ділянок зварного з'єднання інтерметаліду Ni_3Al

Таблиця 3. Вплив термічної обробки на механічні властивості (випробування на згин) зварних з'єднань інтерметаліду Ni_3Al . Зварювання в стані поставки

Термічна обробка	$\sigma_{0,02}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	H_v , МПа	E , МПа
Без термічної обробки	430	Крихке руйнування	504	0,09	2500	2275
1100 °С, 2 год	323	->-	395	0,07	2270	-
1150 °С, 2 год	310	->-	385	0,17	2300	-
1200 °С, 2 год	160	->-	164	0,1	-	1714

Примітка. E , H_v – для термооброблених зварних з'єднань ми не визначали, а для зварного з'єднання у вихідному стані модуль та твердість визначали з вимірювань інструментальної твердості; $\sigma_{0,02}$ – це не стандартна механічна характеристика, яка характеризує мікропластичність і визначається при деформації 0,02 % для порівняння матеріалів, що руйнуються крихко; $\sigma_{0,2}$ – стандартна характеристика при деформації 0,2 % – межа плинності, яку не можна визначити за діаграмою наших інтерметалідів, тому що зразки руйнуються крихко.

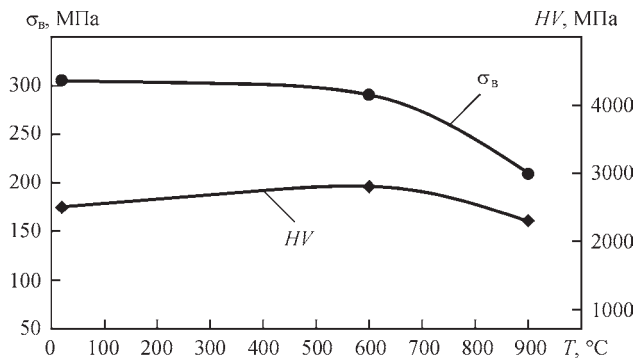


Рис. 9. Вплив температури випробування на межу міцності σ_B та твердість H_V зварного шва інтерметаліду Ni_3Al

дисперсність і морфологія структури металу шва інтерметаліду Ni_3Al не є оптимальною.

З огляду на ці результати при вивченні зварюваності інтерметаліду Ni_3Al і сплавів на його основі слід більшу увагу звертати на локальні зміни структури металу швів, особливо при дослідженні механізму утворення тріщин, які до того ж найчастіше зароджуються на ділянках шва з підвищеною твердістю та дисперсністю структури (див. рис. 5). Очевидна також необхідність окремого розгляду питання впливу структурних змін при зварюванні на характер, механізм деформації та руйнування зварних з'єднань.

З метою покращення показників структури, отримання задовільного співвідношення характеристик міцності й пластичності, зменшення залишкових напружень проведено комплексне дослідження впливу термічної обробки на властивості зварних

Таблиця 4. Вплив термічної обробки після попереднього стабілізуючого відпалу $1150^\circ C$, 2 г та зварювання на механічні властивості (випробування на згин) зварних з'єднань інтерметаліду Ni_3Al

№ з/п	Термічна обробка	$\sigma_{0,02}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
1*	$1150^\circ C$, 2 год	270	304	325	0,35
2	$1150^\circ C$, 5 год	—	290	345	1,2
3*	$1150^\circ C$, 10 год	245	270	310	1,58

* – матеріал іншої плавки.

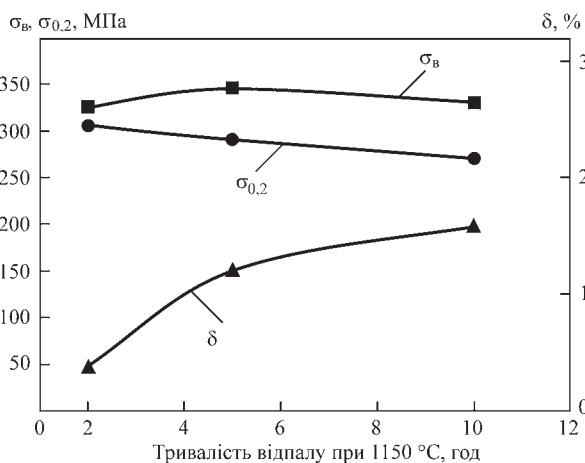


Рис. 10. Вплив тривалості відпалу при $1150^\circ C$ на механічні характеристики зварного з'єднання інтерметаліду Ni_3Al . Температура випробувань $20^\circ C$

з'єднань. При цьому термічну обробку проводили, як і для вихідного металу, в діапазоні температур $800 \dots 1300^\circ C$ протягом $1 \dots 10$ год.

Як видно з результатів механічних випробувань (див. табл. 4, рис. 10), задовільне поєднання значень σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ досягається при температурах відпалу $1150^\circ C$. Оптимальною тривалістю термічної обробки при зазначених температурах є 5 год (рис. 10). Збільшення тривалості до 10 год призводить до подальшого підвищення пластичності, проте при цьому характеристики міцності починають помітніше зменшуватися. Більш значне підвищення пластичності зварного з'єднання в результаті термічної обробки досягається на зразках, що попередньо перед зварюванням піддавали обробці на режимі $1150^\circ C$ 2 год (рис. 10).

Таким чином, реалізація результатів досліджень і запропонованих технологічних рішень при зварюванні зразків інтерметаліду Ni_3Al дозволяє запобігти утворенню тріщин та забезпечити механічні властивості зварних швів на рівні вихідних при одночасному підвищенні їхньої пластичності.

Висновки

1. Інтерметалід Ni_3Al , який являє собою основу більшості сучасних ЖНС, відрізняється вкрай низькою пластичністю і високою схильністю до утворення тріщин при зварюванні плавленням.

2. Попередження утворення тріщин при ЕПЗ інтерметаліду Ni_3Al досягається при поєднанні таких технологічних засобів: термічна обробка і попередній підігрів зварюваних зразків, наскрізний провар, зниження жорсткості з'єднання, швидкості зварювання та концентрацій нагрівання. Для зразків завтовшки $1,5 \dots 2,5$ мм це досягається при попередньому відпалі $1150^\circ C$ 2 год, підігріві порядку $600^\circ C$, швидкості зварювання $12 \dots 17$ м/год та силі струму зварювального променя $\sim 15 \dots 20$ мА при гострому його фокусуванні, що забезпечує рівномірний наскрізний провар та якісне формування швів завширшки $\sim 3,0$ мм.

3. Підвищення пластичності зварних з'єднань при збереженні σ_B , $\sigma_{0,2}$, H_V та E на рівні вихідного матеріалу забезпечується поряд з дотриманням зазначених технологічних способів попередження утворення тріщин, застосуванням післязварювальної термічної обробки $1150^\circ C$ 2 год. При цьому забезпечується формування близької до рівноосної зеренної $15 \dots 17$ мкм структури з упорядкованими квазікубічними частинками γ' -фази розміром близько $0,5 \dots 0,7$ мкм та збереження стехіометричного складу інтерметаліду Ni_3Al .

Список літератури

1. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.Ю. (2013) Високотемпературные интерметаллидные сплавы для

деталей ГТД. *Авіаційні матеріали та технології*, **3**, 26–31.

- Верин А.С. (1997) Интерметаллид Ni_3Al как основа жаропрочного сплава. *МиТОМ*, **5**, 70–73.
- Ломберг Б.С., Овсенян С.В., Бакрадзе М.М., Мазалов И.С. (2012) Высокотемпературные жаропрочные никелевые сплавы для деталей газотурбинных двигателей. *Авиационные материалы и технологии*, **5**, 52–57.
- Колобов Ю.Р., Каблов Е.Н., Козлов Э.В. и др. (2008) *Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанозащитным упрочнением*. Москва, Издательский дом МИСИС.
- Шапошников Н.А. (1951) *Механические испытания металлов*. Москва, Машгиз.
- Гудцов Н.Т., Лозинский И.Г. (1952) Изучение процесса старения металлов и сплавов измерением твердости при нагреве в вакууме. *Журнал технической физики*, **8**(22), 12–49.
- Massalski, T.B., Murray, J.L., Bennett, L.H., Baker, H. (1986) Binary alloy phase diagrams. Metals Park, Ohio. *American Society for Metals*, **1**, 1002.
- Мильман Ю.В., Чугунова С.И., Гончарук В.А. и др. (2013) Структура и механические свойства быстрозакаленного интерметаллида Ni_3Al . *Электронная микроскопия и прочность материалов*, **19**, 78–85.
- Yushchenko, K.A., Makhnenko, V.I., Savchenko, V.S., Chervyakov, N.O. (2006) Investigation of thermal-deformation state of welded joints in stable austenitic steels and nickel alloys. *Intern. Inst. of Welding*, Doc. IX-2224-06, 10.
- Mordel, L., Chugunova, S., Grinkevych, K. et al. (2013) The mechanical and tribological properties of welding joint of the Ni_3Al intermetallic. *Proc. of the 4th International Conference HighMatTech, Kiev, Ukraine, October 7–11*.

References

- Bazyleva, O.A., Arginbaeva, E.G., Turenko, E.Yu. (2013) High-temperature intermetallic alloys for GTE parts. *Aviats. Materialy i Tekhnologii*, **3**, 26–31 [in Russian].
- Verin, A.S. (1997) Intermetallic Ni_3Al as the base of heat-resistant alloy. *MiTOM*, **5**, 70–73 [in Russian].
- Lomberg, B.S., Ovsenyayn, S.V., Bakradze, M.M., Mazalov, I.S. (2012) High-temperature heat-resistant nickel alloys for parts of gas-turbine engines. *Aviats. Materialy i Tekhnologii*, **5**, 52–57 [in Russian].
- Kolobov, Yu.R., Kablov, E.N., Kozlov, E.V. et al. (2008) *Structure and properties of intermetallic materials with nanophase strengthening*. Moscow, MISIS [in Russian].
- Shaposhnikov, N.A. (1951) *Mechanical tests of metals*. Moscow, Mashgiz [in Russian].
- Gudtsov, N.T., Lozinsky, I.G. (1952) Study of ageing process of metals and alloys by hardness measurement in vacuum heating. *Zh. Tekhnicheskoy Fiziki*, **8**(22), 12–49 [in Russian].
- Massalski, T.B., Murray, J.L., Bennett, L.H., Baker, H. (1986) Binary alloy phase diagrams. Metals Park, Ohio. *American Society for Metals*, **1**, 1002.
- Milman, Yu.V., Chugunova, S.I., Goncharuk, V.A. et al. (2013) Structure and mechanical properties of rapid-quenched intermetallic Ni_3Al . *Elektronnaya Mikroskopiya i Prochnost Materialov*, **19**, 78–85 [in Russian].
- Yushchenko, K.A., Makhnenko, V.I., Savchenko, V.S., Chervyakov, N.O. (2006) Investigation of thermal-deformation state of welded joints in stable austenitic steels and nickel alloys. *IIW Doc. IX-2224-06*, 10.
- Mordel, L., Chugunova, S., Grinkevych, K. et al. (2013) The mechanical and tribological properties of welding joint of the Ni_3Al intermetallic. *In: Proc. of the 4th Int. Conf. on High-MatTech (Kyiv, Ukraine, October 7–11)*.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF Ni_3Al INTERMETALLIC

I.S. Gakh¹, B.O. Zaderyi¹, G.V. Zvyagintseva¹, I.V. Honcharova², V.V. Kuprin², S.I. Chugunov²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: gakh@paton.kiev.ua

²Frantsevych Institute for Problems of Materials Science of the NAS of Ukraine. 3 Krzhyzhanovskiy Str., 03142, Kyiv, Ukraine.

E-mail: irina@ipms.kiev.ua

Welded samples of Ni_3Al intermetallic – the main strengthening phase of high-temperature nickel alloys were taken as an example to define the main problems arising in fusion welding of this class of materials. Features of weld formation, structural and phase changes, and mechanical properties of the welded joints are considered. Conditions of cracks initiation and methods to prevent them are determined. The influence of welding modes and heat treatment on the structure, strength and ductility characteristics was studied. Mechanical properties of welded joints in the temperature range of 20...1200 °C were assessed. Schemes and modes of welding and heat treatment are proposed, which allow preventing cracking and ensure equal strength of welded joints and base metal at improvement of their ductility. 10 Ref., 4 Tabl., 10 Fig.

Keywords: Ni_3Al intermetallic, welded joints, structure, mechanical properties, crack resistance, welding and heat treatment modes

Надійшла до редакції

23.05.2022

ЖУРНАЛИ для професіоналів

<p>Видається з 1948 р. Виходить 12 разів на рік ISSN 0005-111X doi.org/10.37434/as Передплатний індекс 70031</p>	<p>Видається з 2000 р. Виходить 12 разів на рік ISSN 0957-798X doi.org/10.37434/trw Передплатний індекс 21791</p>	<p>Видається з 1989 р. Виходить 4 рази на рік ISSN 0235-3474 doi.org/10.37434/tdnk Передплатний індекс 74475</p>	<p>Видається з 1985 р. Виходить 4 рази на рік ISSN 2415-8445 doi.org/10.37434/sem Передплатний індекс 70693</p>
--	---	--	---