

ВПЛИВ ТРИВАЛИХ ВИТРИМОК НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ЗРАЗКІВ ЗІ СПЛАВУ IN625, ВИГОТОВЛЕНИХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ

Н.О. Лисенко, О.О. Педаш, В.В. Клочихін, П.О. Касай

АТ «МОТОР СІЧ». 69068, м. Запоріжжя. E-mail: tb.ugmet@motorsich.com

Наведено результати дослідження тривалих витримок на структуру і властивості зразків, виготовлених способом селективного лазерного плавлення порошків зі сплаву Inconel 625, отриманих методом відцентрового плазмового розпилення пруткової заготовки, що швидко обертається (PREP-процес). Виконано дослідження хімічного складу, макро- і мікроструктури, механічних і жароміцних властивостей зразків, побудованих в напрямку x і z . Дослідженню підлягали зразки в стані після побудови та гарячого ізостатичного пресування з наступного термообробкою за різними варіантами. Результати дослідження показали, що проведення операції гарячого ізостатичного пресування зразків з подальшою стандартною термообробкою сприяють практично повного усунення мікропористості у внутрішніх обсягах металу і отримання більш однорідного твердого розчину. Встановлено, що тривалі витримки при температурі 900 °C сприяють зниженню пластичних і жароміцних властивостей сплаву Inconel 625 за рахунок пластинчастих виділень частинок δ -фази. На підставі проведеного дослідження запропоновано режим відновлювальної термообробки. Крім того, показано, що тривалі витримки при температурах 700 і 980 °C не призводять до виділення пластинчастої δ -фази. Бібліогр. 6, табл. 5, рис. 7.

Ключові слова: жароміцний сплав; адитивні технології; селективне лазерне плавлення; гаряче ізостатичне пресування; термічна обробка

Розвиток адитивних технологій, зокрема технології селективного лазерного плавлення (СЛП), дозволяє виготовляти вироби з металу складної геометричної форми за рахунок 3D компактування безпосередньо з комп'ютерної моделі пошаровим нанесенням металевих порошків та його подальшого плавлення. Адитивні технології — узагальнене найменування групи технологій, які передбачають виготовлення виробів за цифровими моделями шляхом пошарового додавання матеріалу [1–4]. Насамперед інтерес до адитивних технологій та безпосереднього «друку» або вирощування металевих деталей, як альтернатива традиційним технологіям, виник в авіації, космічній промисловості, медицині та енергетичному машинобудуванні. При цьому основним рушійним фактором була економічна доцільність. Особливо це стосується поодиноких складних виробів, пресформ зі складними каналами охолодження, виробництво яких традиційними методами виявляється суттєво дорожчим, ніж за допомогою адитивних технологій [1]. Крім нижчої вартості виробництва унікальних виробів, адитивні технології дозволяють суттєво скоротити час, що витрачається на отримання готового виробу. Немає необхідності виготовлення складних оснасток. Виходячи з цього, час з моменту створення моделі до отримання готової деталі скорочується з декількох тижнів до декількох днів.

У даній роботі досліджували вплив тривалих витримок за різних температур на структуру та властивості сплаву Inconel (IN625) на зразках, виготовлених методом 3D принтингу (селективного лазерного плавлення).

Матеріали та методи дослідження. Як об'єкт для досліджень використовували зразки зі сплаву Inconel 625 для випробування механічних властивостей та мікроструктури, отримані методом селективного лазерного плавлення на 3D установці фірми EOS GmbH (Німеччина) з розмірами робочої камери ($x \times y \times z$) 400×400×400 мм, оснащеної ітербієвим лазером потужністю 1000 Вт.

Порошок виготовляли методом відцентрового розпилення швидкообертової заготовки (PREP-процес). Фракції гранул, що використовували для виготовлення зразків, становили 20...50 мкм.

Лазерне спікання порошків являє собою багатоваріантний процес, що включає кілька стадій: нанесення порошкового шару і вирівнювання його роликком; лазерна обробка (сканування) порошкового шару з повним проплавленням порошкової суміші у відповідності з геометрією вихідної 3D моделі; чищення отриманого шару; зсув платформи з деталлю вниз на величину товщини одного шару; повторення всього процесу, тобто нанесення наступного порошкового шару, лазерне сканування і т.п. Обробка здійснюється в камері з

Лисенко Н.О. <https://orcid.org/0000-0003-2319-1260>, Педаш О.О. <https://orcid.org/0000-0003-1231-9951>,

Клочихін В.В. <https://orcid.org/0000-0002-0754-5543>, Касай П.О. <https://orcid.org/0000-0003-2181-8381>

Таблиця 1. Режими термообробки 3D зразків після ГП

Варіант	Гомогенізація I		Старіння		Гомогенізація II	
	$T, ^\circ\text{C}$	$\tau, \text{ч}$	$T, ^\circ\text{C}$	$\tau, \text{ч}$	$T, ^\circ\text{C}$	$\tau, \text{ч}$
1	1190	1	–	–	–	–
2	–»–	–»–	900	16	–	–
3	–»–	–»–	–»–	700	–	–
4	–»–	–»–	–»–	1000	–	–
5	–»–	–»–	–»–	2100	–	–
6	–»–	–»–	–»–	–»–	1000	1
7,а	–»–	–»–	–»–	1000	1180	–»–
7,б	–»–	–»–	–»–	2100	–»–	–»–
8	–»–	–»–	700	700	–	–
9	–»–	–»–	980	1400	–	–

продуванням інертним газом і керується комп'ютером для отримання заданої 3D геометрії деталі.

Зразки виготовляли як циліндричні діаметром 14 мм, так і прямокутного перерізу розмірами 16×16 мм. Довжина зразків — 65 мм. Побудову зразків на 3D принтері здійснювали у напрямку x , а також у напрямку z . Для усунення внутрішньої пористості та підвищення щільності зразків після процесу селективного лазерного плавлення виконували гаряче ізостатичне пресування (ГП) на гарячому ізостатичному пресі QIN 09×1,5-2070-1400 MURC (фірми «QUINTUS», Швеція). ГП проводили за режимом: нагрів до температури 1160 ± 10 °C, тривалість витримки — 3 год, тиск робочого газу в посудині високого тиску — 160 МПа. При охолодженні зразків було застосовано функцію високошвидкісного рівномірного охолодження.

Зразки після ГП піддавали термічній обробці у вакуумній печі IPSEN T²T в середовищі динамічного вакууму, охолодження проводили в потоці інертного газу (аргоні).

Режими термообробки зразків після газостаткування представлені у табл. 1.

Після обробки за різними варіантами заготовки піддавали механічній обробці для забезпечення розмірів, передбачених технічною документацією на виготовлення зразків для механічних і жароміцних випробувань.

Хімічний склад сплаву визначали методами спектрального і хімічного аналізів. Механічні властивості (σ_b , σ_{02} , δ , ψ) зразків випробовували на розривній машині ZDMY 30 на відповідність вимогам стандарту AMS 7000.

Ударну в'язкість (KCU) визначали на ударних зразках, випробуваних на маятниковому копрі Instron SI-1M.

Твердість визначали методом Брінелля на приладі LECO AMH-43.

Час до високотемпературного руйнування (τ_p) (показник, що визначається при випробуваннях на

тривалу міцність) зразків визначали на установці Instron M3 при температурі 700 °C та постійно доданому навантаженні 333 МПа. При випробуваннях на тривалу міцність зразки доводили до руйнування.

Фрактографічне дослідження морфології порошків, а також зламів розривних і ударних зразків після випробування механічних властивостей здійснювали за допомогою бінокулярного мікроскопа STEMI 2000-C та електронного скануючого мікроскопа «JEOL JSM 6360LA».

Дослідження мікроструктури проводили на не травлених і травлених мікрошліфах з використанням мікроскопа «Axio Observer. Dlm».

Аналіз та обговорення отриманих результатів. При мікрорентгеноструктурному дослідженні встановлено, що порошок, який використовується для отримання зразків методом 3D прінтинга (СЛП), характеризується практично повною відсутністю сателітних гранул, гарною сферичністю з невеликою кількістю часток нерегулярної форми (рис. 1).

Хімічний склад виготовлених зразків задовільний та відповідає вимогам AMS 7000 для досліджуваного сплаву (табл. 2).

Сплав IN625 — типовий приклад сплавів з малим зміцненням (чи, що не зміцнюються). Сплав

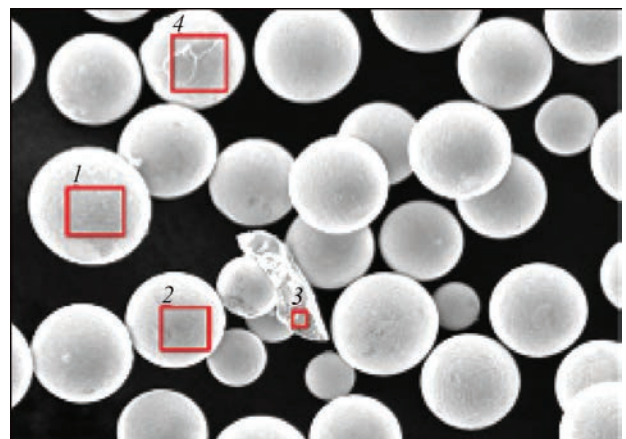


Рис. 1. Морфологія порошків зі сплаву IN625

Таблиця 2. Хімічний склад зразків зі сплаву Inconel 625, мас. %

Марка сплаву	Вміст елементів, %						
	C	Cr	Al	Ti	Nb	Mo	Fe
IN625	0,03	21,20	0,20	0,20	3,88	8,55	3,03
Норми AMS 7000	≤ 0,10	20,0...23,0	≤ 0,4	≤ 0,4	3,15...4,15	8,0...10,0	≤ 5,00

Примітка. Ni — залишок.

Таблиця 3. Механічні властивості сплаву IN625 при $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$

Варіант термообробки	Напрямок побудови зразків	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	HB
1	xу	882	438,5	56,4	57,7	281,3	201
	z	869	433,5	57,0	59,0	308,7	207
2	xу	881	448,0	48,4	53,9	281,3	→—
	z	866	433,0	52,0	53,7	308,7	→—
Норми AMS 7000		≥ 827	≥ 344,7	≥ 30,0	—	—	—

використовується головним чином при температурах до 1000 °С, де найбільш важливою вимогою є стійкість проти окислення [5]. Крім того, при температурах вище 550 °С цей сплав може зазнавати істотних змін мікроструктури і механічних властивостей [6].

Встановлено, що механічні властивості зразків, вирощених у напрямках xу та z (варіанти 1, 2), відповідають вимогам AMS 7000 для сплаву IN625. Значення відносного подовження (δ) приблизно в 2 рази перевищують вимоги AMS 7000 (табл. 3).

Тривала міцність ($T_{\text{ісп}} = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$; $\sigma = 333\text{ МПа}$) зразків після термообробки по 1-му і 2-му варіантам (див. табл. 1) знаходиться приблизно на одному рівні (табл. 4); при цьому час до руйнування (τ_p) становить 437,5...655,4 год; згідно з AMS 7000 τ_p не регламентовано.

Слід зазначити, що проведення старіння при температурі 900±10 °С протягом 16 год (варіант 2) не призвело до помітного підвищення механічних і жароміцних властивостей.

Металографічне дослідження показало, що мікроструктура зразків у стані побудови (до проведення операції ГП та термообробки як вертикальних (z), так і горизонтальних (xу) являє собою γ -твердий розчин Ni–Cr–Mo–Nb–Fe з наявністю карбідів та карбонітридів і відповідає нетермоо-

бробленому стану сплаву IN625, виготовленого методом 3D принтингу (рис. 2, а). У вихідних зразках спостерігається структурна неоднорідність, обумовлена формуванням зон пошарового сплавлення, а також тонкі дендрити, витягнуті у напрямку зростання зразка, що утворилися завдяки високим швидкостям нагрівання та охолодження, які відбуваються під час процесів плавлення та затвердіння за короткий час.

У процесі високотемпературних нагрівань при ГП (1160±10 °С) і термообробці (1190±10 °С) формується більш однорідна структура за рахунок гомогенізації твердого розчину внаслідок вирівнювання хімічного складу між зонами пошарового сплавлення (рис. 2, б).

При термообробці за варіантом 2 (ГП + (гомогенізація + старіння при 900 °С, 16 год)) спостерігається виділення зміцнюючої інтерметалідної γ'' (Ni₃Nb)-фази з ОЦТ структурою і незначна коагуляція карбідів типу M₂₃C₆ (рис. 2, в).

Пластинчасті виділення δ -фази, а також структури, характерні для перегрітого стану сплаву IN625 у вигляді оплавлень по границях зерен, у вихідних зразках, термооброблених за 1-им і 2-им варіантами, не виявлені.

Проведення операції ГП за вказаним вище режимом сприяє практично повному «заліковуванню» пор і мікронесуцільностей, зосереджених у внутрішніх обсягах металу. При цьому в зонах «заліковування» виявлено глобулярні та (або) тонкі плівкові оксиди. Розміри оксидних включень у матеріалі досліджуваних зразків, в основному, склали приблизно 7 мкм (поодинокі, що рідко зустрічаються — ~ 20 мкм). Карбіди і карбонітриди виділяються у вигляді дискретних глобулярних частинок розміром біля 5 мкм.

Проведення тривалих витримок при температурі 900 °С (варіанти 3, 4, 5) сприяло виділенню з

Таблиця 4. Жароміцні властивості сплаву IN625

Варіант термообробки	Напрямок побудови зразків	Тривала міцність		
		$T_{\text{випр}}$, °С	σ , МПа	Час до руйнування (τ_p), год
1	xу	700	333	446 ¹⁵
	z	→—	→—	627 ²⁰
2	xу	→—	→—	517 ⁵⁰
	z	→—	→—	590 ³⁰

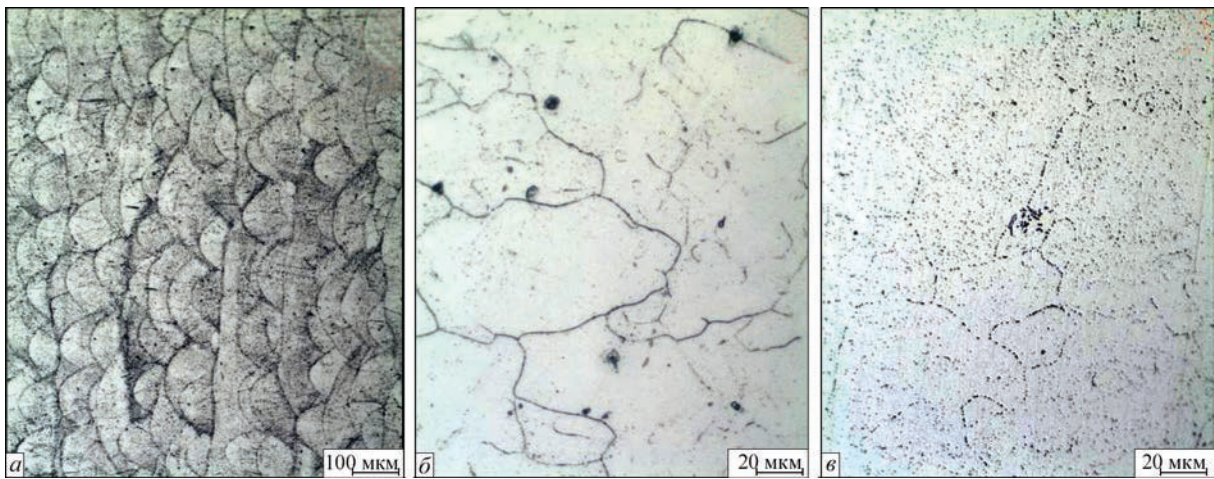


Рис. 2. Мікроструктура 3D зразків зі сплаву IN625: *a* — вихідний стан, $\times 100$; *b* — варіант 1, $\times 500$; *c* — варіант 2, $\times 500$ (див. табл. 1)

γ -матриці значної кількості пластинчастих частинок δ -фази (рис. 3). Зі збільшенням часу витримки відбулося збільшення кількості та розмірів пластин δ -фази: при витримці протягом 700 год (варіант 3) ширина пластин досягала приблизно 0,85 мкм (рис. 3, *a*); при витримці протягом 1000 год (варіант 4) виявлено пластини шириною приблизно до 1,5 мкм (рис. 3, *b*); при витримці протягом 2100 год (варіант 5) максимальна ширина пластин становить біля 3,75 мкм (рис. 3, *в*).

Також слід зазначити, що в матеріалі зразків, оброблених по 3...5-му варіантам, спостерігається огрубіння структури внаслідок зростання та коагуляції карбідів типу $Cr_{23}C_6$, в особливості, на границях зерен. Виділення частинок зміцнюючої інтерметалідної γ -фази незначне.

Випробування зразків, оброблених за 4-им варіантом, показало, що тривалі витримки (1000 год) при температурі 900 °C призводять до зниження пластичних характеристик (δ , ψ — в $\sim 1,5$ рази, KCU — в ~ 6 разів), при деякому підвищенні міцності (σ_b , σ_{02}) та твердості (HB) матеріалу, порівня-

но зі значеннями, отриманими після термообробки за варіантами 1 і 2 (табл. 5).

Тривала міцність зразків, термооброблених за варіантом 4 (з витримкою при старінні 900 °C протягом 1000 год), знизилася більш ніж у 3 рази (рис. 4).

З метою підвищення пластичності і жароміцності сплаву IN625, а також усунення утворених у процесі проведення тривалих витримок при температурі 900 °C небажаних фаз (пластинчастої і великих приграничних карбідів) були проведені відновлювальні термообробки при температурах 1000 °C (варіант 6) і 1180°C (варіанти 7а, 7б) з витримкою протягом 1 год.

У мікроструктурі зразків зі сплаву IN625, термооброблених за варіантом 6 при температурі 1000 °C (1 год), спостерігається дроблення та утонення пластин δ -фази, а також часткове розчинення δ -фази та карбідів $Cr_{23}C_6$ в γ -твердому розчині (рис. 5).

Термообробка зразків за варіантами 7а, 7б при температурі 1180 °C (1 год) (після тривалих витримок протягом 1000 год (варіант 4) і 2100 год (варіант 5)) сприяє повному розчиненню пластинчастої

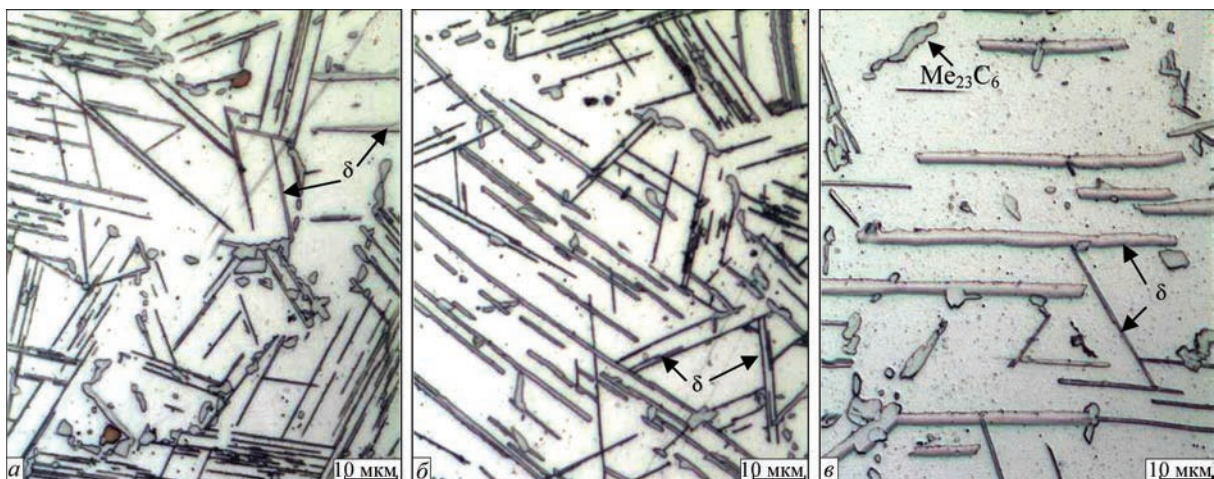


Рис. 3. Мікроструктура 3D зразків зі сплаву IN625 після термообробки, $\times 1000$: *a* — варіант 3; *b* — варіант 4; *c* — варіант 5 (див. табл. 1)

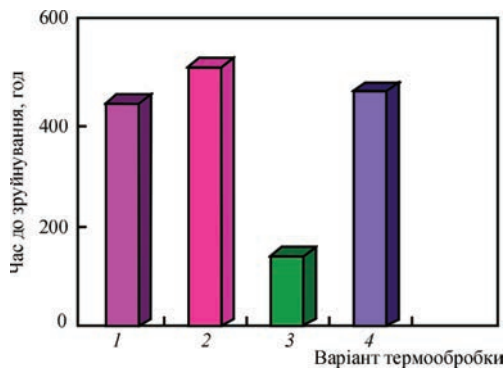


Рис. 4. Тривала міцність 3D зразків зі сплаву IN625 залежно від варіанта термообробки: 1 — варіант 1; 2 — варіант 2; 3 — варіант 3; 4 — варіант 7а (див. табл. 1)

δ -фази та карбідів типу $Cr_{23}C_6$ з подальшим виділенням карбідів типу $Cr_{23}C_6$ у вигляді дрібних дискретних частинок (рис. 5). Мікроструктура являє собою Ni–Cr–Mo–Nb–Fe γ -твердий розчин з наявністю карбідів, карбонітридів і невеликої кількості інтерметалідної γ'' -фази; відповідає гомогенізованому стану сплаву IN625, аналогічна варіанту 1.

На рис. 6 показано будову зламів зразків зі сплаву IN625 (3D принтинг), термооброблених за варіантами 1, 4 і 7а, після випробувань на розтяг і ударну в'язкість при кімнатній температурі. Чашкова будова зламів та утворення «шийки» в зоні руйнування на розривних зразках і наявність скосів на ударних зразках варіантів 1 і 7а свідчать про досить високу пластичність сплаву (рис. 6, а, в, г, е). Практично відсутність «шийки» в зоні

руйнування на розривних зразках і скосів на ударних зразках, оброблених за 4-им варіантом, характерно для матеріалу з нижчою пластичністю (рис. 6, б, д).

В результаті проведеного дослідження встановлено, що термообробка при температурі 1180 °C протягом 2 год (варіанти 7а і 7б) сприяє відновленню механічних і жароміцних властивостей, що обумовлено гомогенізацією сплаву IN625, при якій спостерігається розчинення пластинчастої δ -фази і карбідів типу $Cr_{23}C_6$ у γ -твердому розчині, з подальшим виділенням карбідів типу $Cr_{23}C_6$ і невеликої кількості інтерметалідної γ'' -фази у вигляді дрібних дискретних частинок, що зміцнюють матрицю.

Крім того, було досліджено мікроструктурний стан зразків зі сплаву IN625, отриманих методом селективного лазерного плавлення (3D принтинг), після термообробки за варіантами 8 і 9 з тривалими витримками при температурах 700 °C (700 год) та 980 °C (1400 год) відповідно.

Металографічне дослідження зразків при збільшенні до $\times 1000$ показало, що тривалі витримки при температурах 700 °C (700 год, варіант 8) і 980 °C (1400 год, варіант 9) не призводять до утворення пластинчастої δ -фази. При цьому відмічено, що при обробці за 8-м варіантом (700 °C, 700 год) відбувається огрубіння структури, в основному, за рахунок зростання і коагуляції карбідів типу $Cr_{23}C_6$, що виділяються переважно на границях зерен (рис. 7, а).

Таблиця 5. Механічні властивості сплаву IN625 при $T = 20$ °C

Варіант термообробки	Напрямок побудови зразків	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	HB
1	xy	882,0	438,5	56,4	57,7	281,3	201
4	—>—	912,0	467,0	38,0	33,4	49,0	241
7а	—>—	885,0	456,7	60,0	64,2	262,2	207
Норми AMS 7000		$\geq 827,0$	$\geq 344,7$	$\geq 30,0$	—	—	—

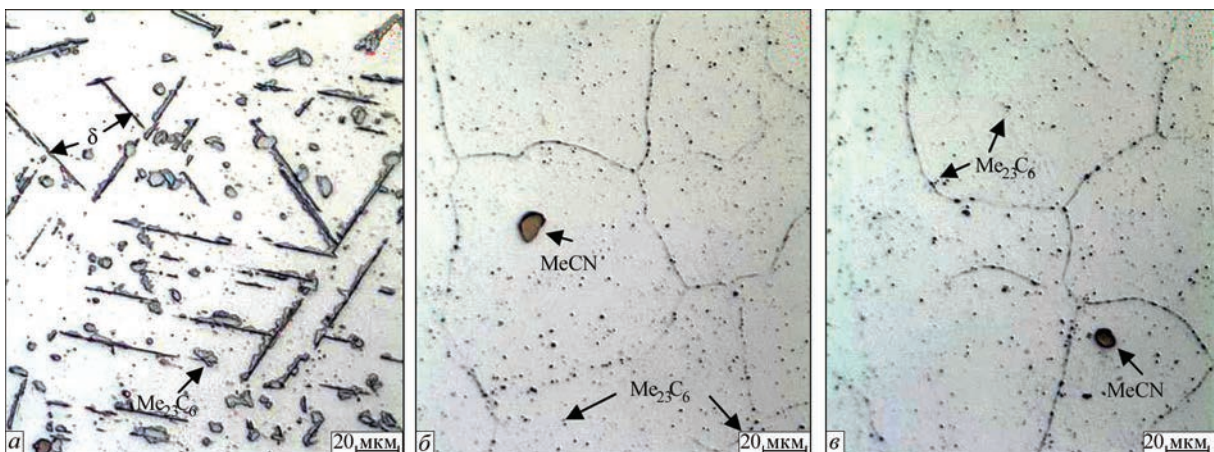


Рис. 5. Мікроструктура 3D зразків зі сплаву IN625 після відновної термообробки, $\times 1000$: а — варіант 6 (варіант 4 + нагрівання при 1000 °C (1 год)); б — варіант 7а (варіант 4 + нагрівання при 1180 °C (1 ч)); в — варіант 7б (варіант 5 + нагрівання при 1180 °C (1 ч))

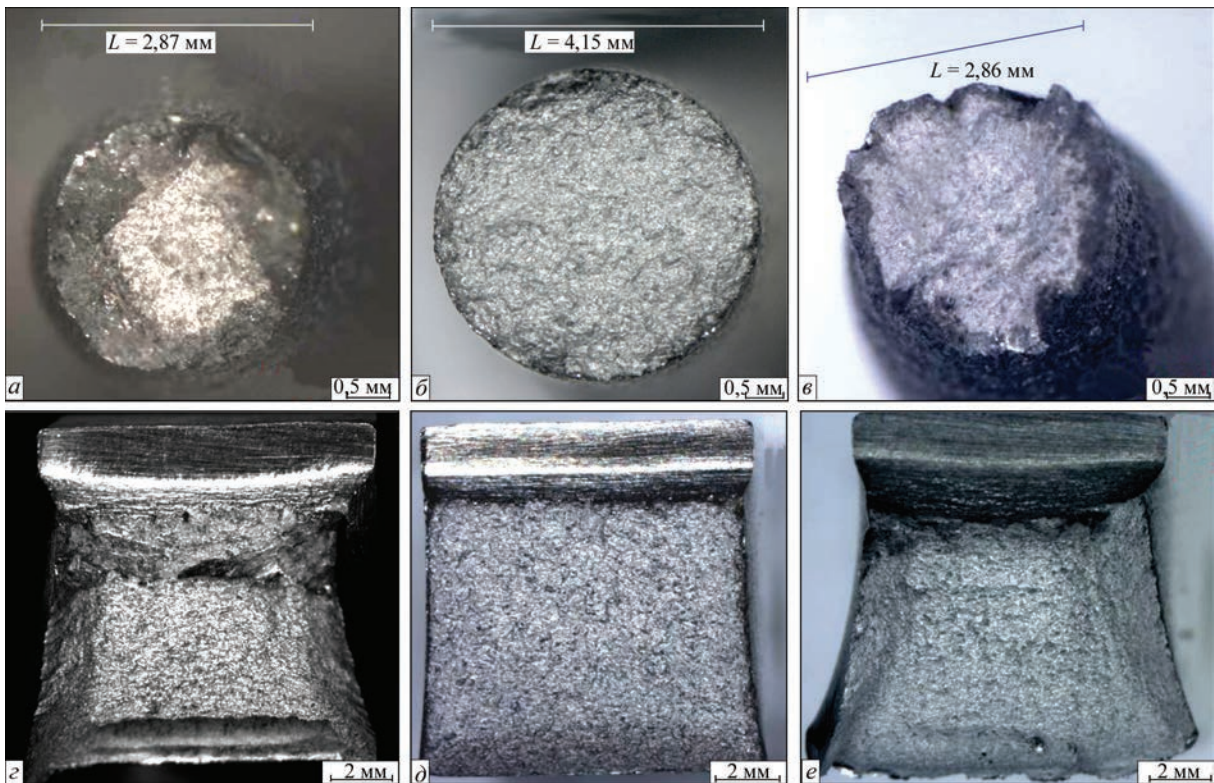


Рис. 6. Фрактографічна будова зламів розривних (*a, б, в, ×12,5*) та ударних (*з, д, е, ×6,5*) 3D зразків зі сплаву IN625: *a, з* — варіант 1; *б, д* — варіант 4; *в, е* — варіант 7а

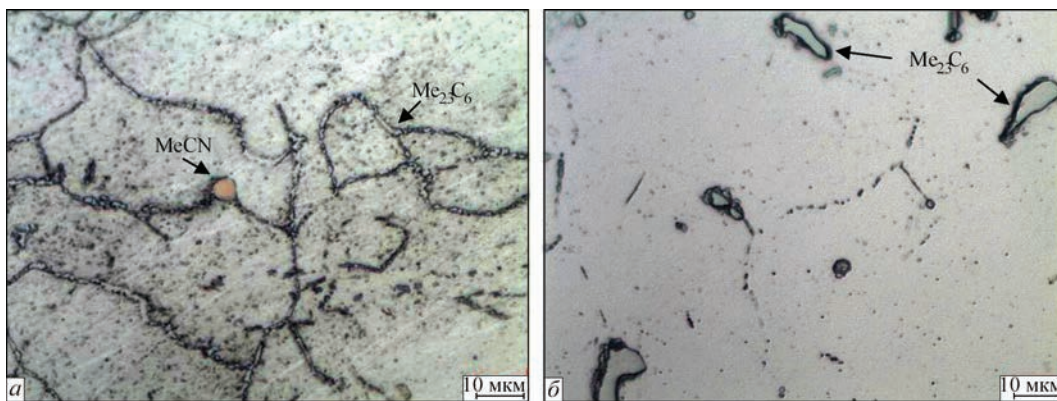


Рис. 7. Мікроструктура 3D зразків зі сплаву IN625 після термообробки, $\times 1000$: *a* — варіант 8; *б* — варіант 9 (див. табл. 1)

У зразках, оброблених за 9-м варіантом (980 °С, 1400 год), границі зерен тонкі, є значна кількість карбідів типу Cr_{23}C_6 , у вигляді зкоагульованих частинок розміром приблизно 7...15 мкм, рівномірно розподілених в об'ємі металу (рис. 7, б).

Висновки

1. Хімічний склад зразків, виготовлених із сплаву IN625 методом 3D принтингу на установці «EOS M400», відповідає вимогам AMS 7000 для сплаву IN625.

2. Встановлено, що тривалі витримки при температурі 900 °С протягом 700 год (варіант 3), 1000 год (варіант 4) і 2100 год (варіант 5) призво-

дять до зниження пластичності та жароміцності сплаву IN625 внаслідок виділення з γ -матриці значної кількості пластинчастих частинок δ -фази, а також огрублення структури за рахунок зростання та коагуляції карбідів типу Cr_{23}C_6 особливо на границях зерен. Збільшення часу витримки сприяє збільшенню кількості та розмірів пластин δ -фази, а також огрубленню границь зерен.

3. Термообробка зразків зі зниженими властивостями, наявністю великої кількості пластин δ -фази та огрубленням границь зерен (варіанти 4, 5) при температурі 1180 °С протягом 1 год (варіанти 7а та 7б) сприяє відновленню механічних і жароміцних властивостей, що обумовлено гомогенізацією сплаву IN625, при якій спостері-

гається розчинення пластинчастої δ -фази і карбідів типу $Cr_{23}C_6$ в γ -твердому розчині, з подальшим виділенням карбідів типу $Cr_{23}C_6$ і невеликої кількості інтерметалідної γ'' -фази у вигляді дрібних дискретних частинок, що зміцнюють матрицю.

4. Тривалі витримки при температурах 700 °C (700 год, варіант 8) і 980 °C (1400 год, варіант 9) не призводять до утворення пластинчастої фази.

Список літератури

1. Зленко М.А., Попович А.А., Мутьлина І.Н. (2013) *Аддитивні технології в машинобудуванні*. Санкт-Петербург, Изд-во Политехн. ун-та.
2. Santos E.C. (2006) Rapid manufacturing of metal components by laser forming. *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, 46(12–13), 1459–1468.
3. Allen J. (2011) The potential for aero engine component manufacture using additive layer manufacturing. *AERODAYS Conf., Madrid*.
4. (2013) *National Institute of Standards and Technology. Measurement science roadmap for metal-based additive manufacturing*. Prepared by Energetics Incorporated, Columbia, Maryland, for NIST, U.S. Department of Commerce, May, 2013.
5. Симс Ч., Хагель В. (1976) *Жаропрочные сплавы*. Москва, Металлургия.

6. Суаве Л.М., Кормиер Дж., Виллекез П. и др. (2014) Микроструктурные эволюции при термическом старении сплава IN625: влияние температуры и процесса формирования. *Metall. Mater. Sci.*, 45, 2963–2982.

References

1. Zlenko, M.A., Popovich, A.A., Mutylyna, I.N. (2013) *Additive technologies in mechanical engineering*. St.-Petersburg, SPbPU [in Russian].
2. Santos, E.C. (2006) Rapid manufacturing of metal components by laser forming. *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, 46(12–13), 1459–1468.
3. Allen, J. (2011) The potential for aero engine component manufacture using additive layer manufacturing. *AERODAYS Conf., Madrid*.
4. (2013) *National Institute of Standards and Technology. Measurement science roadmap for metal-based additive manufacturing*. Energetics Incorp., Columbia, Maryland, for NIST, U.S. Department of Commerce, May, 2013.
5. Sims, Ch., Hagel, V. (1976) *Heat-resistant alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
6. Suave, L.M., Cormier, J., Villedchaise, P. et al. (2014) Microstructural evolutions during thermal aging of alloy IN625: Impact of temperature and forming process. *Metall. Mater. Sci.*, 45, 2963–2982.

INFLUENCE OF LONG-TERM SOAKING ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF IN625 ALLOY SAMPLES MADE BY SELECTIVE LASER MELTING

N.O. Lysenko, O.O. Pedash, V.V. Klochykhin, P.O. Kasai

JSC «MOTOR SICH». 69068, Zaporizhzhya, Ukraine. E-mail: tb.ugmet@motorsich.com

The paper presents the results of studying the influence of long-term soaking on the structure and properties of samples made by selective laser melting of Inconel 625 alloy powders, produced by the method of off-center plasma spraying of a rapidly rotating rod billet (PREP-process). Investigations of chemical composition, macro- and microstructure, mechanical and heat-resistant properties of the samples plotted in xy and z direction was performed. Samples after building and hot isostatic pressing with subsequent heat treatment by different variants were examined. Investigation results showed that performance of the operation of hot isostatic pressing of the samples with subsequent standard heat treatment promotes practically complete elimination of microporosity in inner volumes of the metal and obtaining a more uniform solid solution. It was established that long-term soaking at the temperature of 900 °C facilitates lowering of ductile and heat-resistant properties of Inconel 625 alloy due to platelike precipitates of δ -phase. Performed study was the basis for recommending the restorative heat treatment mode. In addition, it is shown that long-term soaking at the temperatures of 700 and 980 °C does not lead to precipitation of platelike δ -phase. Ref. 6, Tabl. 5, Fig. 7.

Key words: heat-resistant alloy; additive technologies; selective laser melting; hot isostatic pressing; heat treatment

Надійшла до редакції 27.10.2021

ЖУРНАЛИ для професіоналів



Видається з 1948 р.
Виходить 12 разів на рік
ISSN 0005-111X
doi.org/10.37434/as
Передплатний індекс 70031



Видається з 2000 р.
Виходить 12 разів на рік
ISSN 0957-798X
doi.org/10.37434/trwj
Передплатний індекс 21791



Видається з 1989 р.
Виходить 4 рази на рік
ISSN 0235-3474
doi.org/10.37434/tdnk
Передплатний індекс 74475



Видається з 1985 р.
Виходить 4 рази на рік
ISSN 2415-8445
doi.org/10.37434/sem
Передплатний індекс 70693