

## СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

### STRUCTURE FORMATION. RESISTANCE TO DESTRUCTION AND PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES

УДК 621.763:621.762.224:621.791.72

- Касай П. О. радник генерального директора АТ «Мотор Січ», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: tb.ugmet@motorsich.com*, ORCID: 0000-0003-2181-8381
- Педаш О. О. канд. техн. наук, керівник бюро АТ «Мотор Січ» м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: tb.ugmet@motorsich.com*, ORCID: 0000-0003-1231-9951
- Наумик В. В. д-р техн. наук, професор кафедри машин і технологій ливарного виробництва, проректор з науково-педагогічної роботи та міжнародної діяльності Національного університету «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя, Україна, *e-mail: vnaumyk@gmail.com*, ORCID: 0000-0002-0657-4510

### МІКРОСТРУКТУРА ТА ФАЗОВИЙ СКЛАД ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ INCONEL 718 ПІСЛЯ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕННЯ, ГАРЯЧОГО ІЗОСТАТИЧНОГО ПРЕСУВАННЯ ТА ТЕРМОБРОБКИ

**Мета роботи.** Вивчення мікроструктури та фазового складу зразків жароміцного нікель-хром-залізного сплаву Inconel 718, отриманих методом селективного лазерного сплавлення, що були піддані наступному гарячому ізостатичному пресуванню (ГПП) та стандартній термічній обробці, що полягала у високотемпературній гомогенізації та наступному двоступеневому довготривалому старінні.

**Методи дослідження.** Мікроструктурний аналіз та дослідження фазового складу проводили методами оптичної та сканувальної електронної металографії відповідно на оптичному та електронному мікроскопах.

**Отримані результати.** Вивчено структуру матеріалу зразків в стані побудови та встановлено, що вона характеризується поширеним сплавленням у вигляді дугоподібних ліній з наявністю епітаксимального росту стовбчастих дендритів. Після термічної обробки зміцнення в сплаві досягається в основному за рахунок виділення інтерметалідної  $\gamma''$ - фази типу  $Ni_3Nb$ . Металографічними дослідженнями встановлено, що активна сегрегація ніобію в міждендритні простори, в умовах високої швидкості кристалізації та в процесі наступної термічної обробки, призвела до формування в структурі сплаву орторомбічної  $\delta$ - фази пластинчастої морфології. Застосування ГПП перед стандартною для сплаву Inconel 718 термічною обробкою сприяє отриманню більш однорідної структури.

**Наукова новизна.** Одержано нові дані щодо фазового стану сплаву Inconel 718 після ГПП й термічної обробки. Вивчено тонку будову жароміцного сплаву системи нікель-хром-залізо, отриманого методом селективного лазерного сплавлення.

**Практична цінність.** Одержані результати розширюють можливості використання сплаву Inconel 718 та дозволяють визначити перспективи практичного застосування технології селективного лазерного сплавлення для виготовлення деталей авіаційного призначення.

**Ключові слова:** жароміцний сплав, структура,  $\delta$ - фаза,  $\gamma''$ - фаза, селективне лазерне плавлення, гаряче ізостатичне пресування, термічна обробка.

#### Вступ

Жароміцний сплав системи нікель-хром-залізо Inconel 718 з переважно інтерметалідно-карбідним зміцненням [1], був створений на початку 60-х років минулого століття в США [2], та знайшов широке застосування при виробництві дисків та турбінних лопаток з рівновісною структурою для авіаційних газотурбінних двигунів. У 1970-ті роки в США на долю сплаву Inconel 718 приходилося понад 50 % валового випуску

промислових жароміцних сплавів [3]. Зміцнення сплаву досягається за рахунок повільного (тривалість старіння за стандартним режимом сягає 16–20 годин) виділення інтерметалідного з'єднання нікелю з титаном й ніобієм. Сплав легко піддається обробці тиском й зварюванню. Через доволі високий рівень легування в сплаві зазвичай спостерігається сегрегація легуючих елементів в межах дендритних комірок, внаслідок чого сплав Inconel 718 характеризується значною хімічною й структурною неоднорідністю [4] з вельми великою

кількістю надлишкових фаз, а основне зміцнення здійснюється за рахунок виділення дисперсних часток метастабільної  $\gamma''$ - фази ( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ , ОЦТ гратка), а додаткове зміцнення за рахунок  $\gamma'$ - фази ( $\text{Ni}_3\text{Al}(\text{Ti})$ , ГЦК гратка),  $\delta$ - фази ( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ , орторомбічна гратка), карбідів та карбонітридів [5].

Застосування високотемпературної гомогенізуючої термічної обробки дозволяє в значному ступені ліквідувати дендритну сегрегацію легуючих елементів й сформувати ізотропну мікроструктуру матеріалу деталей гарячого тракту газотурбінних двигунів, що забезпечує їх тривалу працездатність. Проте усунути повністю сегрегацію легуючих елементів з низькою дифузійною рухомістю, що є однією з причин утворення ТПУ-фаз в процесі тривалого впливу високих температур, не вдається [6, 7]. Застосування методу селективного лазерного сплавлення (СЛС), що є одним з перспективних технологічних процесів виготовлення виробів для авіаційної й інших галузей промисловості [8–9], дозволяє суттєво знизити сегрегаційну неоднорідність матеріалу виробів з жароміцних сплавів. Основний об'єм досліджень в даній області присвячений виготовленню методом СЛС матеріалів, що мають полікристалічну структуру [10–14]. Дослідження в даному напрямку дозволять розвивати адитивні технології як для виробництва деталей гарячого тракту газотурбінного двигуна, так і для їх відновлювального ремонту.

### Мета роботи

Вивчення мікроструктури й фазового складу зразків жароміцного сплаву Inconel 718, що були отримані методом селективного лазерного сплавлення, з наступними гарячим ізостатичним пресуванням (ГІП) та стандартною термічною обробкою.

### Матеріал і методика досліджень

Об'єктом дослідження слугували зразки жароміцного сплаву системи нікель-хром-залізо Inconel 718, що були отримані на 3D-установці лазерного сплавлення металевих порошків EOS M400 методом селективного лазерного сплавлення порошкової композиції цього сплаву. Для виготовлення зразків використовували гранули фракцією 15–45 мкм, отриманих методом газової атомізації струменя рідкого металу потоком інертного газу (аргону). Побудову зразків на установці здійснювали у двох напрямках – горизонтальному й вертикальному. В таблиці 1 представлено хімічний склад зразків, виготовлених із використаного сплаву Inconel 718. Процес селективного лазерного сплавлення відбувався в середовищі аргону з підігріванням платформи побудови (до 80 °С). На рис. 1 наведено зображення платформи побудови з отриманими методом СЛС зразками зі сплаву Inconel 718. Після відрізання зразків від платформи побудови їх піддавали ГІП при температурі 1160 °С впродовж 2,5...3 годин при тиску в газостаті 160 МПа. Надалі зразки піддавали стандартному [15] режиму вакуумної термічної обробки з високотемпературним нагрівом до 980 °С, витримкою в 1 годину, охолодженням еквівалентному охолодженням на повітрі та двоступеневому старінню

при 720 °С, з витримкою 8 годин, з подальшим зниженням температури до 620 °С з витримкою 8 годин і наступним охолодженням зі швидкістю еквівалентною охолодженням на повітрі.

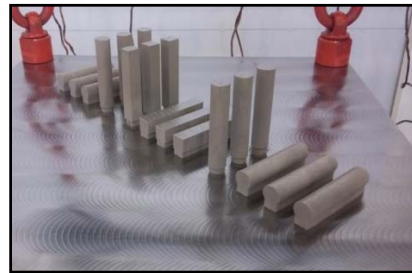
Дослідження мікроструктури та фазового складу виконували методом сканувальної електронної мікроскопії на електронному мікроскопі JEOL JSM 6360LA. Локальний хімічний аналіз проводили за допомогою приставки енергодисперсійного мікроаналізу Oxford X-MaxN 80T.

Кількісну та розмірну оцінку структурних складових проводили методом «Л» та «П» за ГОСТ 1778 з визначенням їх індексу I та середнього розміру ( $\bar{d}$ ). Окремо обчислювали карбіди типу MC, інтерметалідну  $\gamma''$  і надлишкову  $\delta$  фази.

**Таблиця 1** – Хімічний склад сплаву Inconel 718 [15]

Технологія виготовлення зразка	Вміст елементів (мас. %), %						
	C	Al	Ni	Ti	Nb	Cr	Mo
СЛС	0,06	0,59	52,0	0,95	5,13	17,9	3,0
Вимоги AMS 5662	≤ 0,08	0,2-0,8	50,0-55,0	0,65-1,15	4,75-5,50	17,0-21,0	2,8-3,3

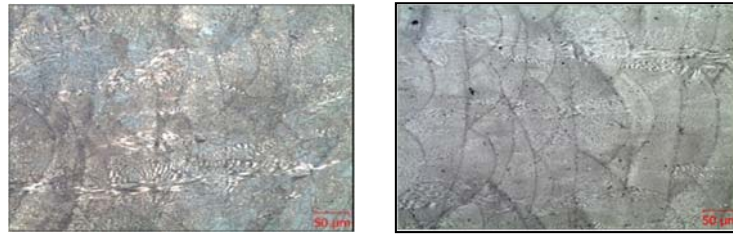
Примітка: Fe – реїта.



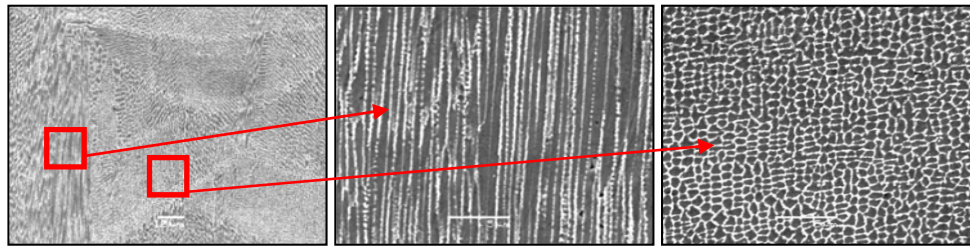
**Рисунок 1.** Платформа побудови із розташованими на ній зразками, що були виготовлені селективним лазерним сплавленням у горизонтальному й вертикальному напрямках

### Результати досліджень та їх обговорення

**Стан сплаву після селективного лазерного сплавлення.** Металографічними дослідженнями травлених шліфів встановлено, що в стані побудови мікроструктура матеріалу зразків, отриманих селективним лазерним сплавленням (що побудовані як в напрямку XY, так і в напрямку Z), являє собою дугоподібні лінії, що відображають морфологію мікророзплави розплаву котрі застигли й перекривають одна одну (рис. 2). Дугоподібна конфігурація ванни розплаву є наслідком розподілу енергії по перерізу лазерного променя за Гаусом [16, 17], коли поперечний переріз пучка лазера має правильну форму світлової плями. Висота цих зон становить приблизно 100 мкм. Деякі стовбчасті дендрити, напрямком яких співпадає з напрямком побудови, перетинає декілька шарів (мікророзплави), що свідчить про їх епітаксціальний ріст (рис. 3). Висока швидкість кристалізації в процесі селективного лазерного сплавлення призвела також до утворення комірчасто-дендритної мікроструктури (див. рис. 3).



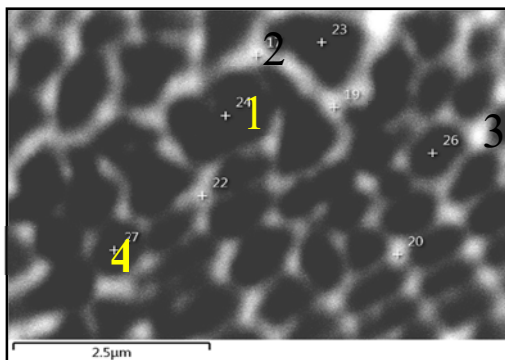
**Рисунок 2.** Мікроструктура СЛС-зразків в стані побудови ( $\times 200$ ):  
 а – горизонтальний напрямок, б – вертикальний напрямок



**Рисунок 3.** Мікроструктура СЛС-зразків в стані побудови: а –  $\times 1000$ ; б, в –  $\times 5000$

Ці структури з розміром декілька мікрометрів виявляються в межах кожного треку. Слід відмітити, що СЛС-технологія дозволила уникнути в зразках міжкристалітних тріщин, що зазвичай утворюються при зварюванні матеріалу такого типу й подальшому його швидкому охолодженні.

Рентгеноспектральний мікроаналіз показав (рис. 4), що під дією високих швидкостей охолодження ( $10^5 \dots 10^8$  °C/c. [18, 21]) в процесі селективного лазерного сплавлення відбувається внутрішньокристалічна ліквідація ніобію та, в меншому ступені, молібдену в зони між дендритними комірками.



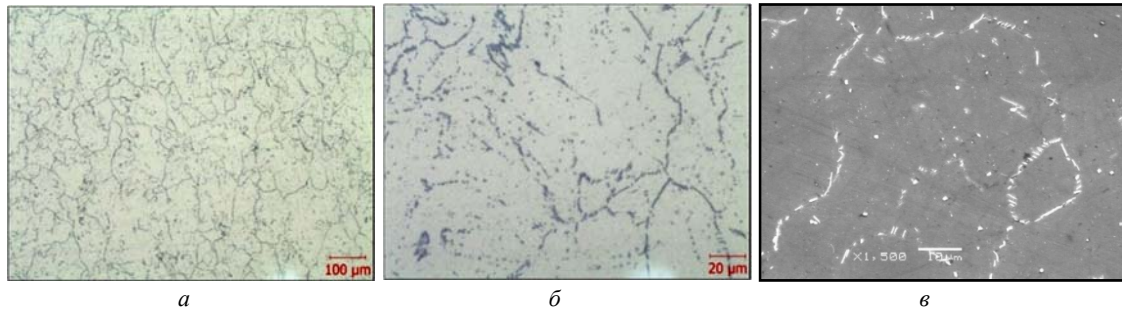
Точка	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
1	0,54	1,09	19,7	18,5	51,8	5,22	3,09
2	0,64	1,08	18,8	17,6	50,9	7,48	3,49
3	0,67	1,13	19,2	18,1	50,8	6,43	3,67
4	0,65	1,05	19,7	18,2	51,9	5,08	3,34

**Рисунок 4.** Результати мікрорентгеноспектрального аналізу СЛС-зразків зі сплаву Inconel 718

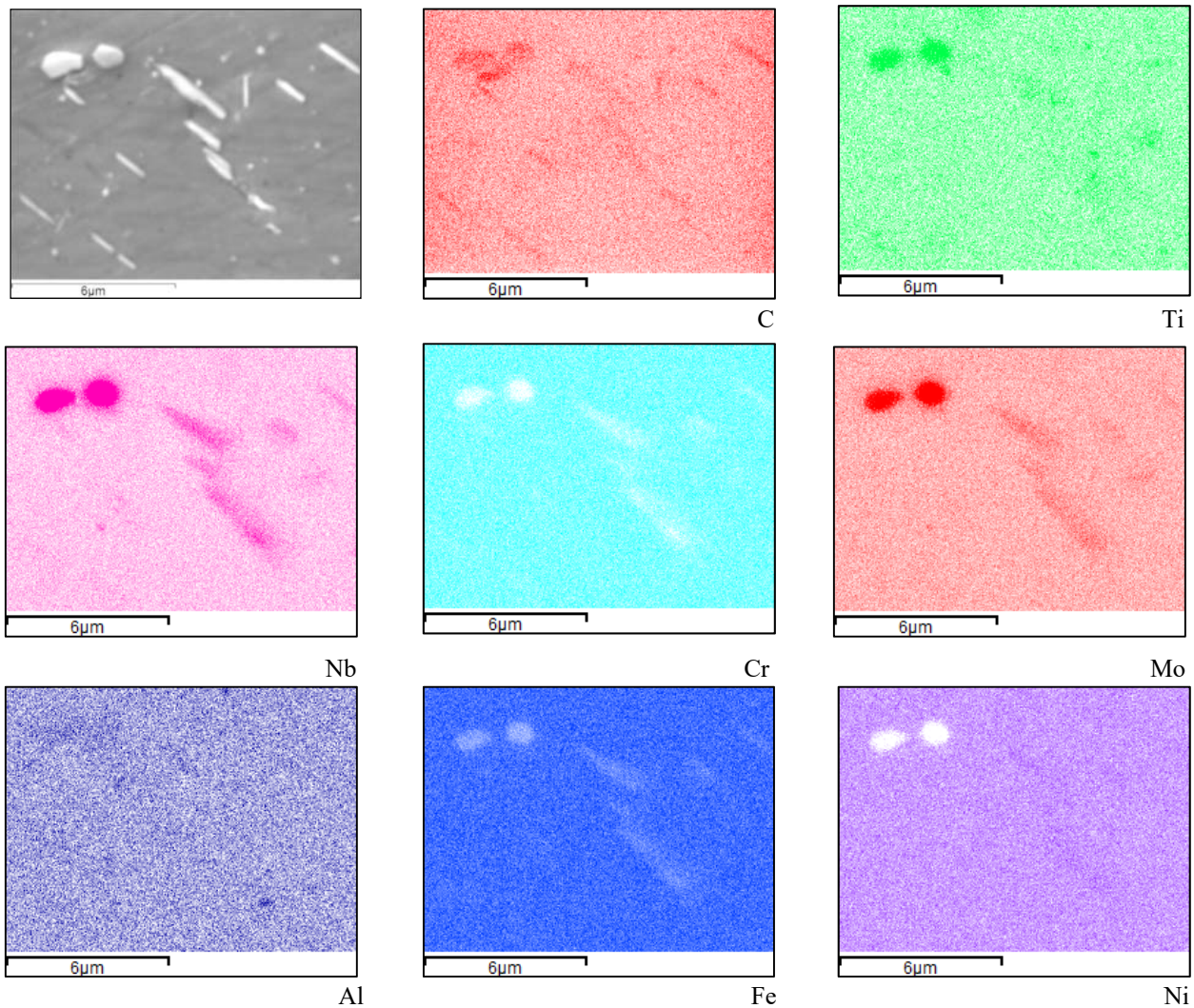
*Стан сплаву після ГП та термічної обробки.* Металографічні дослідження свідчать, що в процесі гарячого ізостатичного пресування з наступною термічною обробкою відбувається перекристалізація раніше сфо-

рмованої СЛС-структури дендритного характеру, відповідно вирівнювання структури між зонами пошарового сплавлення й отримання гомогенізованого твердого розчину (рис. 5). Ознак перегрівання (наявності оплавлень й розчинення фаз з формуванням пор) в мікроструктурі не виявлено.

Більш детальний аналіз методом сканувальної електронної мікроскопії дозволив встановити, що структура зразків, виготовлених у вертикальному й горизонтальному напрямках, є характерною для сплаву Inconel 718 після стандартної термічної обробки. Фазовий аналіз зразків усіх досліджуваних варіантів показав присутність в мікроструктурі основного Ni-Cr  $\gamma$ -твердого розчину з наявністю виділень зміцнювальної, інтерметалідної  $\gamma''$ -фази типу  $Ni_3Nb$ . На рис. 6 представлені спектри мікрорентгеноспектрального аналізу, що були отримані від  $\delta$ -фази й карбідів типу MC відповідно. Активна сегрегація ніобію (рис. 6) в міждендритні простори в умовах високої швидкості кристалізації та в процесі наступної термічної обробки призвела до формування в структурі сплаву орторомбічної [1, 4]  $\delta$ -фази пластинчастої морфології, первинних карбідів типу MC, вторинних карбідів типу M<sub>6</sub>C й M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. При цьому в місцях розташування карбідів спостерігається збіднення на залізо, хром й нікель. Раніше [19] схожий тип карбідів MC було відмічено Сьобергом й визначено як  $(Nb_{0,9}Ti_{0,1}C)$ . Хоча виділення  $\delta$ -фази дуже дрібні за розміром, елементні карти Nb, Ti й Ni свідчать про значний контраст в місцях їх розташування, вказуючи, що ці виділення збагачені цими елементами у порівнянні із матричною фазою. Слід відмітити, що зміцнення сплаву Inconel 718 досягається, в основному, за рахунок виділення впорядкованої  $\gamma''$  ( $Ni_3Nb$ )-фази с.о.т. структурою [1, 2], а надлишкова орторомбічна  $\delta$ -фаза, за рахунок дифузії хрому та молібдену [4] зростає на виділеннях  $\gamma''$ -фази у вигляді паралельних пластин на межах зерен й в середині їх.



**Рисунок 5.** Мікроструктура зразків, що були виготовлені методом 3D-принтингу із порошків сплаву IN718 після ГП й термічної обробки: *a* –  $\times 100$ , *б* –  $\times 500$ , *в* –  $\times 1500$



**Рисунок 6.** Розподіл елементів в структурі зразків сплаву Inconel 718, отриманих селективним лазерним сплавленням,  $\times 10000$

Проведення дослідження не показало наявності фаз Лавеса в структурі зразків. Ці фази зазвичай мають нерегулярну форму і є результатом сегрегації ніобію та інших легувальних елементів [20]. Відсутність фаз Лавеса може бути пов'язана з високою швидкістю кристалізації шарів порошку при СЛС-процесі [21]. Ще одним фактором їх відсутності може бути правильність обрання температури ГП, котра була достатньо

високою для їх розчинення, але не призвела до перегрівання структури сплаву.

Висока швидкість кристалізації при СЛС-процесі призвела до зменшення сегрегації елементів й створила умови для формування дрібнозеренної структури й фазового складу. Аналіз розподілення карбідів за розмірними групами дозволяє припустити, що основна частина карбідів в зразках належать до вторинних карбідів типу  $M_{23}C_6$ , про що свідчить те, що майже 95 %

карбідів у зразках мали розміри до 5 мкм (табл. 2). Карбіди характеризувалися сферичною або глобулярною формою, розташовувалися рівномірно за об'ємом на межах і в середині зерен основного  $\gamma$ -твердого розчину (рис. 5в). Явища коалесценції карбідних часток не виявлено.

Середній розмір  $\gamma''$ - фази  $d\gamma''$  СЛС- зразках, отриманих з порошків газової атомізації (табл. 3), не перевищував 0,2 мкм. При цьому аналізом розподілення часток  $\gamma''$ - фази встановлено, що 80–85% їх кількості мали розміри, що не перевищували 2,5 мкм.

Середній розмір надлишкової  $\delta$ - фази  $d\delta$  у СЛС-зразках суттєво перевищував розміри  $\gamma''$ - фази та карбідів означеного вище класу (табл. 3). Слід відмітити, що кількість її в структурі була значно вищою у порівнянні із іншими дисперсними фазами, що були присутні в сплаві. Різниця в кількості із  $\gamma''$ - фазою становила майже 8 разів. При цьому виділення  $\delta$ - фази набували форми дрібнодисперсних пластин (в літературі іноді зазначають про голчасту морфологію  $\delta$ - фази) (рис. 5б, в, рис. 6). Ці пластини розташовувалися дискретно в об'ємі матеріалу, переважно на межах зерен, і майже 80 % їх мали розміри до 2 мкм (табл. 3).

**Таблиця 2** – Вміст структурних складових та їх середній розмір у СЛС- зразках після ГПП та термічної обробки

Технологія	Карбіди		$\gamma''$ - фаза		$\delta$ - фаза		Кількість включень МС на 10 мм <sup>2</sup> площі шліфа				
	імс, ×10 <sup>-6</sup>	d <sub>МС</sub> , мкм	I $\gamma''$ , ×10 <sup>-6</sup>	d $\gamma''$ , мкм	I $\delta$ , ×10 <sup>-6</sup>	d $\delta$ , мкм	У тому числі за розмірними групами, мкм				
							Усього	0...2,0	2,0...5,0	5,0...10,0	10,0...20,0
СЛС	469000	1,240	136400	0,162	1081000	1,615	3788* 100,0	2295 61,0	1282 34,0	191 5,0	20 1,0

Примітка. \*Чисельник – кількість карбідів МС та М<sub>23</sub>С<sub>6</sub>, знаменник – відсоток від загальної кількості.

**Таблиця 3** – Розподілення за розмірними групами інтерметалідної  $\gamma''$  - фази та надлишкової  $\delta$ - фази у СЛС-зразках після ГПП та термічної обробки

Технологія	Кількість включень $\gamma''$ - фази на 1 мм <sup>2</sup> площі шліфа					Кількість включень $\delta$ - фази на 1 мм <sup>2</sup> площі шліфа				
	У тому числі за розмірними групами, мкм					У тому числі за розмірними групами, мкм				
	Усього	0...1,25	1,25...2,50	2,50...5,0	5,0...10,0	Усього	0...2,0	2,0...5,0	5,0...10,0	10,0...20,0
СЛС	8417* 100,0	3924 47,0	3170 37,0	1241 15,0	82 1,0	6704* 100,0	5265 78,0	1358 20,0	51 1,0	30 1,0

Примітка. \*Чисельник – кількість відповідної, знаменник – відсоток від загальної кількості.

### Висновки

Методами оптичної та скануючої електронної мікроскопії встановлено, що структура матеріалу зразків в стані побудови характеризується пошаровим сплавленням у вигляді дугоподібних ліній з наявністю епітаксимального росту стовбчастих дендритів. Зміцнення в сплаві досягається в основному за рахунок виділення інтерметалідної  $\gamma''$ - фази типу Ni<sub>3</sub>Nb. Застосування ГПП та стандартної для сплаву Inconel 718 термічної обробки сприяє отриманню більш однорідної структури.

Профіль розподілення хімічних елементів в карбідних виділеннях, в частках  $\gamma''$ - і  $\delta$ - фази, отриманий методом рентгеноспектрального мікроаналізу показав, що висока швидкість кристалізації при СЛС- процесі, гаряче ізостатичне пресування та стандартна термічна обробка (гомогенізація та двоступеневе старіння) призвели до зменшення сегрегації елементів й створили умови для формування дрібнозеренної структури й фазового складу. Стандартним підрахунком параметрів структурних складових встановлено, що СЛС-зразки, виготовлені з порошків газової атомізації, характеризувалися високою дисперсністю  $\gamma''$ - та  $\delta$ - фаз.

### Список літератури

1. Симс Ч. Жаропрочные сплавы [Текст] / Ч. Симс, В. Хагель. – М. : Металлургия, 1976. – 568 с.

2. <https://patents.google.com/patent/US3046108A/en>
3. <https://ru.wikipedia.org/wiki/Инконель>
4. Симс Ч, Суперсплавы 2 / Ч. Симс, Н. Столофф, В. Хагель. – М. : Металлургия, 1995. – 384 с.
5. Radavich J. F., The physical metallurgy of cast and wrought alloy 718 / Radavich J. F. // Metallurgy and Applications, TMS. – 1989. – P. 229–240.
6. The failure mechanism of 50 % laser additive manufactured Inconel 718 and the deformation behaviour of Laves phases during a tensile process / S. Sui, J. Chen, X.L. et al. // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2017. – Vol. 91. – P. 2733–2740.
7. Lalvani H. M. Hot Forging of IN718 with Solution-Treated and Delta-Containing Initial Microstructures / H. M. Lalvani, J. W. Brooks // Metallogr. Microstruct. Anal. – 2016. – № 5. – P. 392–401.
8. Campanelli S. L., Capabilities and Performances of the Selective Laser Melting process / S. L. Campanelli, N. Contuzzi, A. Angelastro // New trends in Technologies: Devices, Computer, Communication and Industrial Systems, 2010. – P. 233–252.
9. Microstructure and mechanical properties of selective laser melted Inconel 718 compared to forging and casting / T. Trosch, J. Strößner, R. Völkl, U. Glatzel // Materials Letters. – 2016. – № 164. – P. 428–431.

10. Евгенов А. Г. Структура и механические свойства жаропрочных сплавов ВЖ159 и ЭП648, полученных методом селективного лазерного сплавления / А.Г. Евгенов, М.А. Горбовец, С.М. Прагер // *Авиационные материалы и технологии*. – 2016. – № S1(43). – С. 8–15.
11. A comparative study of Inconel 718 formed by High Deposition Rate Laser Metal Deposition with GA powder and PREP powder / С. Zhong, J. Chen, S. Linnenbrink et al. // *Poprawe Materials and Design*, №107. – 2016. – P. 386–392.
12. Влияние технологий изготовления металлических порошков на структуру и свойства деталей, полученных селективным лазерным плавлением / А. А. Педаш, В. В. Ключихин, Н. А. Лысенко и др. // *Вісник двигунобудування*. – 2019. – № 2. – С. 31–39.
13. Вплив тривалих витримок на структуру і властивості зразків зі сплаву IN625, виготовлених методом селективного лазерного плавлення / Н. О. Лисенко, О. О. Педаш, В. В. Ключихін, П. О. Касай // *Сучасна електрометалургія*. – 2021. – № 4. – С. 38–44. <https://doi.org/10.37434/sem2021.04.06>
14. Effects of processing parameters on microstructure and mechanical property of selective laser melted Ti6Al4V / B. Song, S. Dong, B. Zhang et al. // *Materials & Design*. – 2012. – Vol. 35. – P. 120–125.
15. AMS 5662. Alloy bars, forgings, and rings, corrosion and heat resistant Nickel Base - 19Cr - 3.1Mo - 5.1(Cb + Ta) - 0.90Ti - 0.50Al. Consumable Electrode or Vacuum Induction Melted, Solution Treated.
16. Аджамський С. В. Вплив технологічних параметрів СЛС-процесу на пористість металовиробів / С. В. Аджамський, Г. А. Кононенко, Р. В. По-дольський // *Автоматичне зварювання*. – 2020. – № 10. – С. 14–20. <https://doi.org/10.37434/as-2020.10.03>
17. Качмарек Ф. Введение в физику лазеров / Качмарек Ф. ; пер. с польск. В. Д. Новикова, под ред. М. Ф. Бухенскогою – М. : Мир, 1980. – 540 с.
18. Mukherjee T. An improved prediction of residual stresses and distortion in additive manufacturing / T. Mukherjee, W. Zhang, T. DebRoy // *Comp Mater Sci*. – 2017. – № 126. – P. 60–72.
19. Sjoberg G. Grain boundary  $\delta$ -phase morphologies, carbides and notch rupture sensitivity of cast alloy 718/ G. Sjoberg, N. G. Ingesten, R. G. Carlson // *Superalloys*. – 1991. – 718. – С. 603–620.
20. Microstructural and texture development in direct laser fabricated IN718 / L. L. Parimi, G. A. Ravi, D. Clark, M. M. Attallah // *Mater. Charact*. – 2014. – № 89. – С. 102–111.
21. Densification and microstructural investigation of Inconel 718 parts fabricated by selective laser melting / J.-P. Choi, G.-H. Shin, S. Yang et al. // *Powder Technol*. – 2017. – 310. – P. 60–66.

Одержано 15.05.2023

## MICROSTRUCTURE AND PHASE CONTENT OF INCONEL 718 SUPERALLOY PRODUCED VIA SELECTIVE LASER MELTING PROCESS, HOT ISOSTATIC PRESSING AND HEAT TREATMENT

- Kasay P. CEO advisor of JSC “Motor Sich”, Zaporizhzhya, Ukraine, e-mail: [tb.ugmet@motorsich.com](mailto:tb.ugmet@motorsich.com), ORCID: 0000-0003-2181-8381
- Pedash O. Candidate of technical sciences, bureau chief of JSC “Motor Sich”, Zaporizhzhya, Ukraine, e-mail: [tb.ugmet@motorsich.com](mailto:tb.ugmet@motorsich.com), ORCID: 0000-0003-1231-9951
- Naumyk V. Doctor of Technical Sciences, Professor, Vice-Rector for Scientific and Pedagogical Work and International Affairs, National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Professor of the Department of Foundry Machines and Technology, doctor of technical sciences, professor, Zaporizhzhia, Ukraine, e-mail: [vnaumyk@gmail.com](mailto:vnaumyk@gmail.com), ORCID: 0000-0002-0657-4510

**Purpose.** Study of microstructure and phase content of Inconel 718 nickel-chromium-iron superalloy obtained via selective laser melting with subsequent hot isostatic pressing (HIP) and standard heat treatment with high-temperature homogenization and two-steps long term ageing.

**Research methods.** Microstructure analysis and phase content investigation was carried out with optical and scanning electronic metallography on optical and electronic microscope respectively.

**Results.** Material structure of in-built specimens are investigated that is characterized by layer-by-layer fusing in the form of arcuate lines with a presence of epitaxial growth of columnar dendrites. Strengthening of alloy is achieved after heat treatment, basically, due to intermetallic  $\gamma''$ - phase (with  $Ni_3Nb$  type) precipitation. With metallographic investigation showed that active segregation of niobium in interdendritic spaces, provided due high crystallization rate during selective laser melting and subsequent heat treatment, lead to forming orthorhombic  $\delta$ - phase in alloy structure with lamellar morphology. HIP application before standard for Inconel 718 heat treatment, promotes more homogeneous structure.

**Scientific novelty.** New data's was obtained for phase state of Inconel 718 alloy after HIP and heat treatment. Fine structure of Ni-Cr-Fe-superalloy obtained via selective laser melting was studied.

**Practical value.** *Obtained results expands possibilities for Inconel 718 alloy application and allow to determine perspectives of practical usage of selective laser melting process for aviation parts production.*

**Key words:** *superalloy, microstructure,  $\delta$ -phase,  $\gamma$ '-phase, selective laser melting, hot isostatic pressing, heat treatment.*

### References

1. Sims, Ch., Hagel, V. (1976). Zharoprochnyye splavy [Superalloys]. Moskva, Metallurgiya. [In Russian].
2. <https://patents.google.com/patent/US3046108A/en>
3. <https://ru.wikipedia.org/wiki/Инконе́ль>
4. Sims, Ch., Stoloff, N., Hagel, V. (1995). Super-splavy 2 [Superalloys 2] / Moskva, Metallurgiya, [in Russian].
5. Radavich, J. F. (1989). The physical metallurgy of cast and wrought alloy 718, Metallurgy and Applications, TMS, 229–240.
6. Sui, S., Chen, J., Ming et al. (2017). The failure mechanism of 50% laser additive manufactured Inconel 718 and the deformation behaviour of Laves phases during a tensile process, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 91, 2733–2740.
7. Lalvani, H. M., Brooks, J. W. Hot (2016). Forging of IN718 with Solution-Treated and Delta-Containing Initial Microstructures, Metallogr. Microstruct. Anal., 5, 392–401.
8. Campanelli, S. L., Contuzzi, N., Angelastro, A. (2010). Capabilities and Performances of the Selective Laser Melting process New trends in Technologies: Devices, Computer, Communication and Industrial Systems, 2010, 233–252.
9. Trosch, T., Ströbner, J., Völkl, R., Glatzel, U. (2016). Microstructure and mechanical properties of selective laser melted Inconel 718 compared to forging and casting Materials Letters, 164, 428–431.
10. Yevgenov, A.G., Gorbovetz, M.A., Prager, S.M. (2016). Stuktura i mekhanicheskiye svoystva zharoprochnykh splavov VZh159 i EP648, poluchennykh metodom selectivnogo lasernogo splavleniya [Structure and mechanical properties of VZh159 i EP648 superalloys obtained by Selective Laser Melting process] Aviatzionnyye materialy i tehnologii [Aviation materials and technologies], S1(43), 8–15, [in Russian].
11. Zhong, C., Chen, J., Linnenbrink, S. Et al. (2016). A comparative study of Inconel 718 formed by High Deposition Rate Laser Metal Deposition with GA powder and PREP powder, Poprawe Materials and Design, 107, 386–392.
12. Pedash, A. A., Klochikhin, V. V., Lysenko, N. A. et al. (2019). Vliyaniye tehnologiy izgotovleniya metallicheskih poroshkov na strukturu i svoystva detaley, poluchennykh selektivnym lazernym plavleniyem [Influence of the powder manufacturing technique on the structure and properties of the CJIC-parts]. Visnik dvigunobuduvannya [Herald of aeroenginebuilding], 2, 31–39, [in Russian].
13. Lysenko, N. O., Pedash, O. O., Klochykhin, V. V., Kasai, P. O. (2021). Vplyv tryvalykh vytrymok na strukturu i vlastyvoli zrazkiv zi splavu IN625, vygotovlennykh metodom selectivnogo lazernogo plavleniya [Influence of long-term soaking on the structure and properties of IN625 alloy samples made by selective laser melting]. Suchasna electrometallurgia [Modern Electrometallurgy], 4, 38–44, [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.37434/sem2021.04.06>
14. Song, B., Dong, S., Zhang, B., Liao, H., Coddet, C. (2012). Effects of processing parameters on microstructure and mechanical property of selective laser melted Ti6Al4V Materials & Design, 35, 120–125.
15. AMS 5662. Alloy bars, forgings, and rings, corrosion and heat resistant Nickel Base - 19Cr - 3.1Mo - 5.1(Cb + Ta) - 0.90Ti - 0.50Al. Consumable Electrode or Vacuum Induction Melted, Solution Treated.
16. Adjamskiy, S. V., Kononenko, G. A., Podolskiy R. V. (2020). Vplyv technologicznykh parametrov CJIC-processu na poristist' metalovyboriv [Influence of technological parameters of CJIC-process on porosity of metal products], Avtomatychnye zvariuvannya [Automatic welding], 10, 14–20 DOI: <https://doi.org/10.37434/as-2020.10.03>
17. Kachmarek, F. (1980). Vvedeniye v fiziku lazerov [Introduction in laser physics] Moskva, Mir. [In Russian].
18. Mukherjee, T., Zhang, W., DebRoy, T. (2017). An improved prediction of residual stresses and distortion in additive manufacturing. Comp Mater Sci., 126, 60–72.
19. Sjöberg, G., Ingsten, N. G., Carlson, R. G. (1991). Grain boundary  $\delta$ -phase morphologies, carbides and notch rupture sensitivity of cast alloy 718. Superalloys, 718, 603–620.
20. Parimi, L. L., Ravi, G. A. Clark, D. Attallah, M. M. (2014). Microstructural and texture development in direct laser fabricated IN718. Mater. Charact., 89, 102–111.
21. Choi, J.-P., Shin, G.-H., Yang, S. et al. (2017). Densification and microstructural investigation of Inconel 718 parts fabricated by selective laser melting. Powder Technol., 310, 60–66.