

DOI: 10.20535/kpissn.2025.3.333074

УДК 669.245:621.763

С.М. Волошко¹, А.П. Бурмак¹, М.М. Ворон^{1,2},
Н.В. Франчік^{1*}, Я.Г. Фурманюк¹¹ КПП ім. Ігоря Сікорського, Київ, Україна² Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ, Україна

*Відповідальний автор: nataliia.franchik@gmail.com

АНІЗОТРОПІЯ МІКРОСТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ SLM-СПЛАВУ INCONEL 718

Проблематика. Застосування адитивних технологій, зокрема селективного лазерного плавлення (SLM), відкриває нові можливості для виготовлення деталей складної геометричної форми. Проте специфіка процесу 3D-друку зумовлює цілу низку технологічних проблем. Дослідження механізмів мікроструктурної еволюції під час SLM є необхідним для оптимізації технологічних режимів та забезпечення надійної й довговічної експлуатації надрукованих виробів у різних галузях промисловості.

Мета дослідження. Визначення особливостей мікроструктури та розподілу мікротвердості у різних площинах SLM-сплаву Inconel 718, а також порівняльний аналіз фазового складу, текстури і рівня макроскопічних напружень.

Методика реалізації. Застосовано комплекс методик — металографію, скануючу електронну мікроскопію, мікродюрOMETричний та рентгенофазовий аналіз.

Результати дослідження. Виявлено та охарактеризовано анізотропію мікроструктури SLM-сплаву Inconel 718, яка формується під час 3D-друку в результаті послідовного затвердіння басейнів розплаву. Показано значну варіативність значень мікротвердості у різних площинах — як наслідок анізотропії структури та фазового складу.

Висновки. Встановлено кількість основної γ -фази та зміцнюючих γ' - і γ'' -фаз, а також карбиду NbC. Обговорено фактори, які впливають на анізотропію залишкових напружень та текстури, включно з напрямком теплового потоку, швидкістю охолодження, повторним нагрівом шарів та орієнтацією зерен, що утворюються.

Ключові слова: Inconel 718; селективне лазерне плавлення; мікроструктура; мікротвердість; фазовий склад; текстура; напруження.

Вступ

Нині метод SLM є технологією, яка найбільш швидко розвивається порівняно із іншими методами адитивного виробництва. SLM дозволяє виготовляти вироби із складною геометрією та рельєфними поверхнями за допомогою багаторазового пошарового нанесення дрібнодисперсного металевих порошку та його розплавлення під впливом потужного лазерного променя, який сканує поверхню за визначеною траєкторією. Ця технологія може замінити традиційні методи виробництва, оскільки дозволяє

одержувати вироби, які за фізико-механічними властивостями переважають металопродукцію, створену за стандартними технологіями [1–3].

SLM-технологію застосовують у різних галузях промисловості: в оборонній, космічній, авіа- та ракетобудуванні, медицині та в енергетичному машинобудуванні [4–6].

Суперсплав Inconel 718 — це важливий високотехнологічний металевий матеріал для промисловості через свої виняткові властивості [7–10]. До них належать такі: відмінні вогнетривкі, корозійні і зносостійкі характеристики як за підвищених, так і за низьких температур.

Пропозиція для цитування цієї статті: Пропозиція для цитування цієї статті: С.М. Волошко, А.П. Бурмак, М.М. Ворон, Н.В. Франчік, Я.Г. Фурманюк, “Анізотропія мікроструктури та властивостей SLM-сплаву Inconel 718”, *Наукові вісті КПП*, № 3, с. 50–59, 2025. doi: <https://doi.org/10.20535/kpissn.2025.3.333074>

Offer a citation for this article: S.M. Voloshko, A.P. Burmak, M.M. Voron, N.V. Franchik, Ya.H. Furmaniuk, “Anisotropy of microstructure and properties of SLM alloy Inconel 718”, *KPI Science News*, no. 3, pp. 50–59, 2025. doi: <https://doi.org/10.20535/kpissn.2025.3.333074>

Тому зі сплавів типу Inconel виготовляють велику кількість виробів, таких як камери згоряння, лопатки турбін, ракетні двигуни та ядерні реактори.

Як відомо, механічні характеристики таких виробів істотно залежать від їх структурно-фазового стану, який є досить складним. Матрицю сплаву Inconel 718 утворює γ -твердий пересичений розчин з ГЦК-граткою, який містить значну кількість елементів, серед яких Fe, Cr, Mo та Nb [11]. Внаслідок легування матеріалу Nb зміцнення здійснюється за рахунок виділення дисперсних частинок γ'' -фази (Ni_3Nb , ОЦТ-гратка). Вторинними зміцнюючими елементами є Al і Ti, які зумовлюють формування впорядкованої ГЦК γ' -фази (Ni_3Al або Ni_3Ti), а також δ -фази (Ni_3Nb , орторомбічна гратка), карбідів та карбонітридів [12–14]. Вважається, що порівняно з домішками алюмінію та титану, ніобій значно підвищує стійкість до тріщиноутворення.

Стандартний процес термічної обробки для сплаву Inconel 718 включає етап гомогенізації, етап термообробки гартуванням на твердий розчин і завершальну стадію старіння (згідно з AMS 5383) [8]. За температур вище 650 °C або тривалій витримці матеріалу γ'' -фаза трансформується на δ - $\text{Ni}_3(\text{Nb}, \text{Ti})$ -фазу, що призводить до зниження міцності та повзучості матеріалу [15]. Однак невелика кількість δ -фази по межах зерен є додатковим джерелом зернограничного зміцнення на додаток до основних зміцнюювальних фаз, що покращує тим самим пластичність матеріалу під час розтягування [16].

Активна сегрегація ніобію та молібдену у міждендритному просторі зумовлює формування підвищеної кількості топологічно щільноупакованої фази Лавеса ($\text{Ni}, \text{Cr}, \text{Fe})_2(\text{Nb}, \text{Mo}, \text{Ti})$ і карбідів першого МС та другого M_6C_5 , M_{23}C_6 типу [17–18].

Нині сплав Inconel 718 для більшості застосувань виготовляється із використанням традиційних металургійних технологій — лиття, кування та термічної обробки, однак упродовж останнього десятиліття активно розробляються і технології його адитивного виробництва. Внаслідок високих швидкостей охолодження адитивні технології здатні знижувати сегрегацію елементів і створювати умови для формування дрібнозернистої структури, що є критично важливим аспектом для жароміцних нікелевих сплавів та виготовлених з них відповідальних виробів.

Однак для деталей зі сплаву Inconel 718, як і для більшості інших матеріалів, отриманих

методом SLM, характерна неоднорідність мікроструктури та властивостей, що зумовлено особливостями термічного циклу процесу пошарового виготовлення. Напрямки росту кристалів, текстура, залишкові напруження і пористість значною мірою залежать від орієнтації 3D-друку, що, у свою чергу, може істотно впливати на механічні характеристики готових виробів [19].

Дослідження показали, що у процесі SLM-сплаву Inconel 718 формуються переважно стовпчасті зерна з текстурою $\langle 001 \rangle$, які орієнтовані вздовж напрямку нарощування. Це призводить до анізотропії механічних властивостей, зокрема міцності та пластичності. Крім того, орієнтація побудови впливає не тільки на мікроструктуру і механічні властивості, а і на корозійну стійкість [20]. І навіть після термічної обробки залишкова анізотропія може зберігатися через особливості первинної мікроструктури та текстури, сформованої під час SLM [21].

Розуміння природи цієї анізотропії є необхідною умовою для прогнозованого проектування деталей, оптимізації параметрів друку і режимів термічної обробки. У зв'язку з цим, дослідження анізотропії структури та властивостей сплаву Inconel 718, виготовленого методом SLM, з метою виявлення ключових факторів, що визначають її характер, та розробки рекомендацій для покращення однорідності матеріалу, представляють значний науковий і практичний інтерес.

Метою цієї роботи є визначення особливостей мікроструктури та розподілу мікротвердості у різних площинах (перпендикулярно та паралельно до напрямку побудови) адитивно виготовленого зразка сплаву Inconel 718 простої геометричної форми (паралелепіпед), а також порівняльний аналіз фазового складу, текстури і рівня сформованих під час SLM-друку макроскопічних напружень.

Матеріали та методи дослідження

Зразки сплаву Inconel 718 густиною 8,19 г/см³ виготовлено у вигляді паралелепіпеду розмірами 20×10×5 мм за технологією SLM на принтері Alfa-150D компанії «АЛТ України». Схема 3D-друку та технологічні характеристики використаного принтеру наведені у [22].

Як вихідний матеріал використовувався сферичний порошок сплаву Inconel 718 з номінальним розміром частинок від 15 мкм до 45 мкм.

Для виготовлення зразків були використані такі параметри: швидкість сканування 500 мм/с, товщина шару 25 мкм і відстань штрихування 150 мкм. Для запобігання окисненню виготовлення зразків проводилось в інертному середовищі Ar.

Хімічний склад сплаву Inconel 718 (ваг. %): Al 0,2–0,8; Ta ≤ 0,05; Cr 17–21; Cu ≤ 0,3; Mo 2,8–3,3; Nb 4,75–5,5; O ≤ 0,03; S ≤ 0,015; Ti 0,6–1,2; Si ≤ 0,35; C 0,02–0,08; Co ≤ 1; Mn ≤ 0,35; Ni 50–55; N ≤ 0,025; P ≤ 0,015 [23].

Дослідження мікроструктури проведено за допомогою металографічного тринокулярного мікроскопу iScore IS.1053-PLMi. Для цього поліровані зразки піддавали електролітичному травленню за 1...2 В постійного струму реактивом Лукаса [24]. Використано також скануючий електронний мікроскоп TESCAN Vega3 SBH SEM. Визначення мікротвердості за методом Віккерса проведено із використанням приладу LHV5-1000Z із навантаженням 100 г (рис. 1).

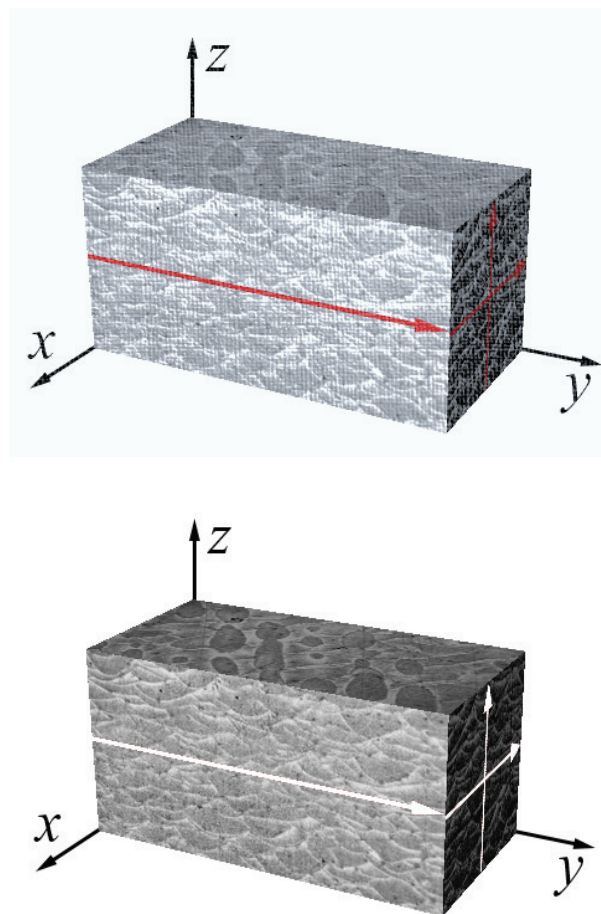


Рис. 1. Схема зразка і напрямки вимірювання мікротвердості (показані стрілками)

Для рентгеноструктурних досліджень використано дифрактометр Rigaku Ultima IV (випромінювання $\lambda K\alpha$ -Cu): інтервал кутів $2\Theta = 20^\circ - 100^\circ$, крок реєстрації – $0,04^\circ$, час витримки в точці – 2 с. Визначення величини напружень першого роду проведено методом $\sin^2\psi$ за зміною кутового положення дифракційних максимумів (220) та (311) для значень кутів $\psi = 0^\circ, -10^\circ, -20^\circ, -30^\circ, -40^\circ$.

Аналіз переважної кристалографічної орієнтації проведено за допомогою побудови прямих полюсних фігур у режимі $\theta-2\theta$ з фіксацією дифракційного максимуму (111) за $2\theta \approx 43,57^\circ$, із використанням геометрії на відбиття та застосуванням щілини Шульца. Вимірювання проведено за допомогою варіювання кутів нахилу зразка (α) від 15° до 90° , з кроком $2,5^\circ$, та азимутального обертання (β) від 0° до 360° , з кроком $2,5^\circ$.

Аналіз отриманих результатів

Мікроструктуру поверхні зразка сплаву Inconel 718, отриманого за технологією SLM, подано на рис. 2.

Під час виготовлення сплаву Inconel 718 методом SLM мікроструктура набуває специфічних особливостей через високі градієнти температур, швидкісне охолодження (до 106 К/с) та пошаровий характер формування. В напрямку уз спостерігаються періодичні напівсферичні басейни застиглого розплаву (рис. 2, а, в, д), що виникають під час процесу лазерного опалення порошку після нанесення кожного шару [25]. Ця морфологія виникає внаслідок того, що лазерний промінь локально нагріває порошковий шар до температури вище точки плавлення (приблизно 1350°C), у результаті чого утворюється ванна розплаву. Перекриття суміжних лазерних треків, коли кожен новий басейн розплаву частково перекриває попередній, зумовлює формування напівсферичних слідів з вираженими межами твердіння. У результаті формується серія шарів, що в перетині нагадують «черепицю» або «луску», з кроком, який відповідає відстані між треками лазера. Ширина окремих «лусочок» коливається в діапазоні приблизно 70–100 мкм, а глибина складає приблизно 45–75 мкм (рис. 2, д).

На відміну від цього, у площині xy спостерігаються витягнуті, переривчасті та переплетені зерна у напрямку побудови зразка та перпендикулярні до розплавлених шарів (рис. 2, б, г, е).

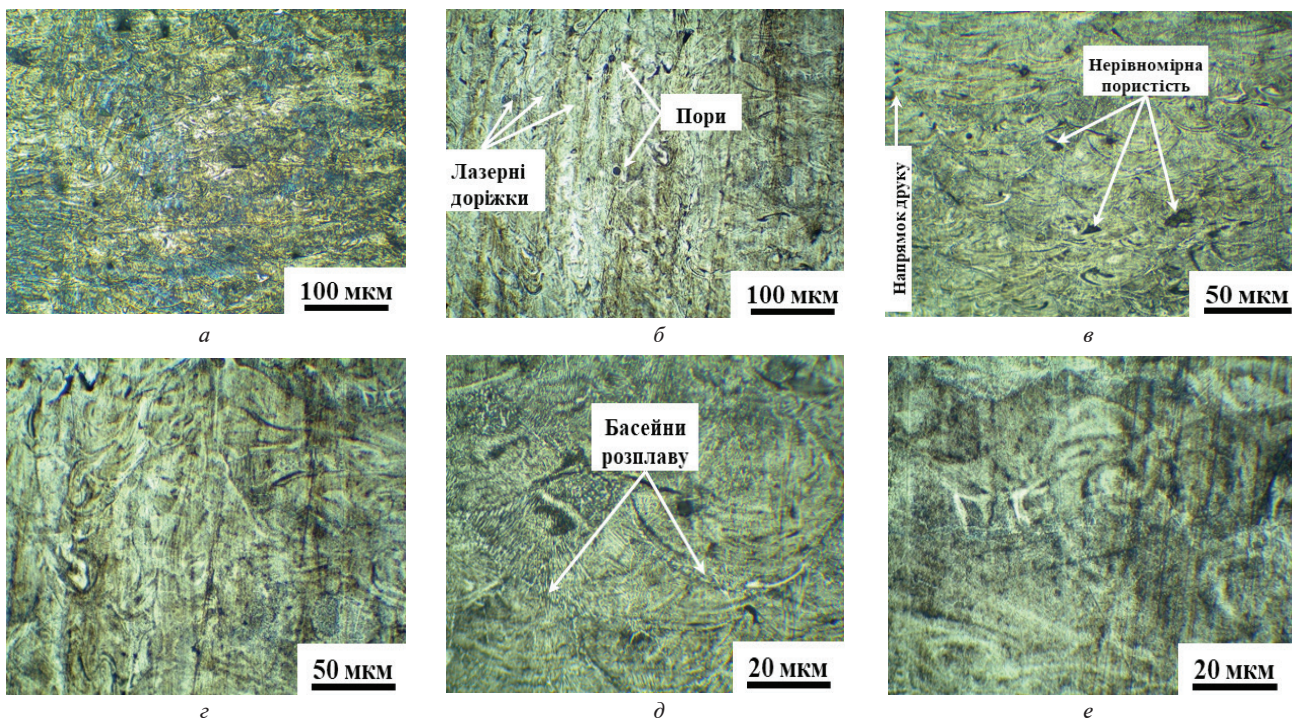


Рис. 2. Мікроструктура SLM-сплаву Inconel 718: а, в, д — площина уз; б, з, е — площина ху

У зонах перекриття між суміжними басейнами виникають ділянки, які піддаються повторному нагріванню, що зумовлює перекристалізацію частини вже сформованої структури, і, ймовірно, може впливати на її гомогенність. У місцях неповного перекриття формуються пори (рис. 2).

Однак міжкристалічних тріщин, що зазвичай утворюються під час зварювання матеріалу такого типу й подальшого швидкого охолодження, і можуть негативно впливати на експлуатаційні характеристики виробу, в цьому разі не виявлено. Орієнтаційні залежності мікротвердості зразка сплаву Inconel 718 досліджено на розрізаному вздовж вертикальної осі зразка після полірування. Мікротвердість визначалась від одного краю зразка до іншого з інтервалом 50 мкм на всіх площинах сканування, а також за усією шириною зразка у площині сканування ху. Зміна мікротвердості у різних площинах зразка (рис. 3) має немонотонний характер, пов'язаний з наявністю різних мікроструктурних зон, зумовлених процесами лазерного плавлення і твердіння.

Значення мікротвердості у площині ху змінюються в інтервалі від 2,94 ГПа до 3,65 ГПа (рис. 3, а). Найбільше значення мікротвердості досягається на відстані від краю зразка до 1,5 мм. Це може бути пов'язане з локальним виділенням у цій зоні зміцнюючих фаз, таких як γ'

та γ'' , що утворюються після охолодження. Хоча у багатьох дослідженнях [26] крайові області мають меншу мікротвердість через інтенсивніше охолодження без повторних термічних циклів, внаслідок чого формується більш пориста структура.

Під час вимірювання мікротвердості у площині ху, але в перпендикулярному напрямку, динаміка зміни мікротвердості схожа, хоча і має деякі відмінності (рис. 3, б). Найбільше значення мікротвердості — 3,41 ГПа виявляється по краях зразка, що можливо через накопичення карбідів, які підвищують твердість матриці. Така причина зазначається як найбільш ймовірна для зразків після гарячого ізотермічного пресування [27].

Під час вимірювання мікротвердості у площині уз значення змінюються від 3,17 ГПа до 4,29 ГПа (рис. 3, в). Найменша мікротвердість фіксується по краях зразка. Про це також повідомляє Стівенс та ін. [28]. Також порівняно з площиною ху, середнє значення мікротвердості збільшується на 14 %. Це може бути пов'язано з тим, що для площини уз характерна стовпчаста морфологія зерен, і тому індентор тисне вздовж зерен, що складніше деформуються. Також у площині ху можливі області між треками лазера, де відбувається неповне сплавлення порошку.

Звертають на себе увагу значні коливання мікротвердості. Аналогічні результати для

SLM-сплаву Inconel 718 отримані й іншими авторами.

Під час вимірювання мікротвердості у площині xu , але в перпендикулярному напрямку, динаміка зміни мікротвердості схожа, хоча і має деякі відмінності (рис. 3, б). Найбільше значення мікротвердості – 3,41 ГПа виявляється по краях зразка, що можливо через накопичення карбідів, які підвищують твердість матриці. Така причина зазначається як найбільш ймовірна для зразків після гарячого ізотермічного пресування [27].

Наприклад, у [25] зазначається, що у приповерхневій області (до 200 мкм) мікротвердість коливається від 288 HV до 320 HV, глибше в лазерно-ураженій стовпчастій зоні розкид результатів збільшується, змінюючись від 240 HV до 380 HV, але найбільші варіації мікротвердості від 211 HV до 445 HV спостерігаються у перехідній зоні межі басейну розплаву (МБР) через складну взаємодію ефектів плавлення, затвердіння та формування зони термічного впливу.

За межами перехідного шару виявлено вищу та стабільнішу мікротвердість 330–380 HV. Зниження мікротвердості в межах лазерно-розплавленого шару, ймовірно, пояснюється укрупненням мікроструктури.

За даними [29] поблизу МБР значно зменшується вміст неметалевих елементів, включаючи C, O, Si, тобто неметалеві елементи у цій перехідній зоні перебувають у нестабільному стані та легко видаляються під час процесу травлення зразків для електронно-мікроскопічних досліджень. Нестабільний стан неметалевих елементів поблизу МБР має зворотний вплив на механічні властивості. Через комбінований несприятливий вплив «зони крупного зерна» та нестабільних елементів, МБР мають ще гірші властивості порівняно з вихідними межами зерен, і таким чином негативно впливають на механічні властивості деталей, отриманих SLM.

Дифрактограми від площин uz та xu для зразка сплаву Inconel 718 наведено на рис. 4. Для обох площин характерна наявність дифракційних максимумів від γ -фази (Ni, просторова група Fm-3m), однак розподіл інтенсивностей відображає наявність орієнтаційної текстури, яка формується внаслідок нерівномірного тепловідведення у напрямку нарощування шарів (вісь z).

Найбільш інтенсивний дифракційний максимум $\gamma(200)$ реєструється для площини xu , що свідчить про переважну орієнтацію кристалів у напрямку (200) уздовж осі росту. Цей

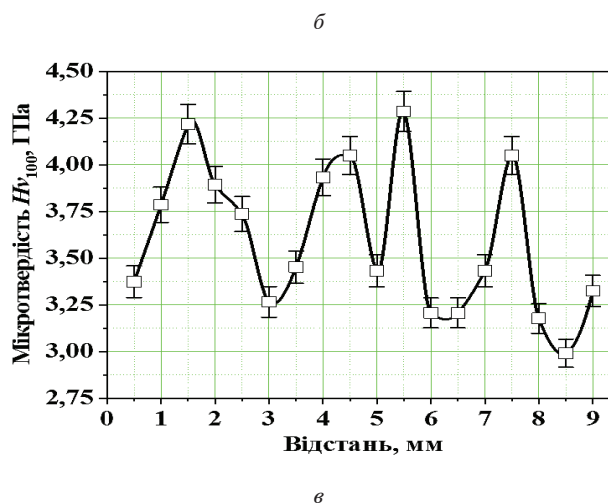
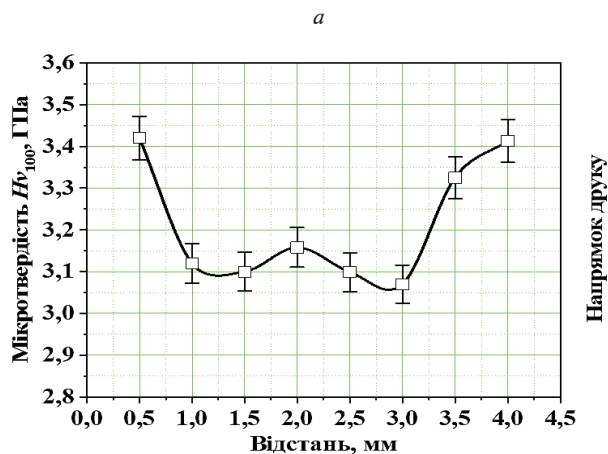
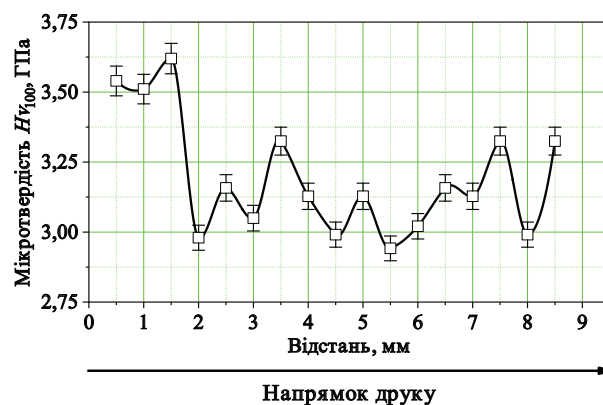


Рис. 3. Мікротвердість сплаву Inconel 718: а — площина xu ; б — площина xu (в перпендикулярному напрямку); в — площина uz

напрямок вважається енергетично найсприятливішим для ГЦК-структури у процесі швидкої направленої кристалізації [30, 31]. Натомість для площини uz відносно більшу інтенсивність

має рефлекс $\gamma(111)$, що вказує на іншу текстурну компоненту для площини, яка є перпендикулярною до напрямку нарощування. На вставці до рис. 4 наведено частину дифрактограми в діапазоні кутів $2\theta = 30^\circ\text{--}55^\circ$, яка дозволяє виявити слабко виражені дифракційні максимуми від зміцнювальних фаз — Ni_3Nb (γ''), Ni_3Al (γ'), а також карбідів NbC . Хоча інтенсивність цих максимумів є відносно низькою, їх наявність підтверджує формування дисперсних частинок зміцнювальних фаз, що відіграють ключову роль у зміцненні сплаву та впливають на його термостійкість [32–34].

Відсутність дифракційних максимумів δ -фази (Ni_3Nb) може бути пов'язана з особливостями SLM-процесу, а саме через надзвичайно високу швидкість охолодження (до 10^6 К/с), яка обмежує розвиток дифузійно-керованих фазових перетворень. Натомість за таких умов охолодження переважає метастабільна γ'' -фаза (тетрагональна Ni_3Nb), яка ефективно зміцнює сплав [30]. Подібний хімічний склад мають δ -та γ'' -фаза, що свідчить про конкуренцію між ними за наявності Nb. Крім того, можливе утворення δ -фази в нанорозмірному стані або локалізація її вкраплень переважно на границях зерен, що ускладнює її ідентифікацію методом рентгеноструктурного аналізу через низьку інтенсивність або перекриття дифракційних максимумів із γ -фазою [32].

Слід зазначити, що фази Лавеса, які зазвичай наявні як евтектичні мікроскладові, не спостерігаються в мікроструктурі SLM-сплаву Inconel 718. Пригнічення утворення цих інтерметалідних фаз характерне для SLM [25, 35].

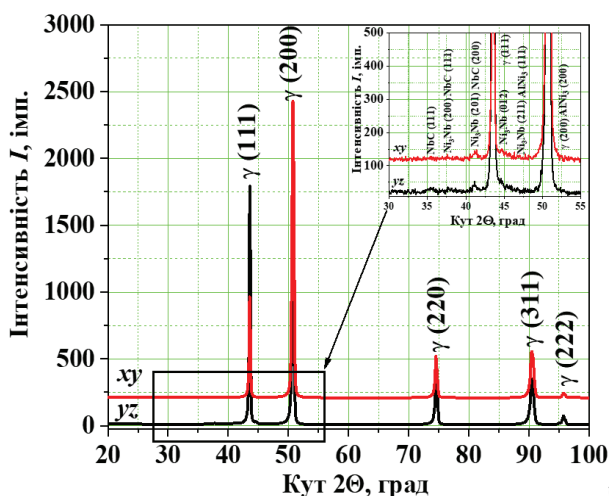


Рис. 4. Дифрактограми сплаву Inconel 718

За результатами рентгеноструктурних досліджень визначено якісний та кількісний фазовий склад сплаву Inconel 718, ступінь деформації кристалічної ґратки та розмір областей когерентного розсіювання (ОКР). Спостерігається яскраво виражена анізотропія як за фазовим складом, так і за іншими параметрами у площинах xu та yz (табл. 1). Основною фазою є γ -фаза, її вміст становить 86 % у площині yz та 92 % у площині xu . Проте навіть у межах цієї фази спостерігається деяка відмінність ступеня деформації ГЦК-ґратки відповідно 0,20 % та 0,28 %.

Щодо зміцнювальних фаз, то їх загальна кількість більша для напрямку yz , що добре узгоджується із більшими значеннями мікротвердості. Для фаз Ni_3Nb (γ'') та Ni_3Al (γ') виявляється відмінність як їх вмісту, так і ступеня мікрореформації та розміру кристалітів у різних напрямках. Зокрема у площині xu значення мікрореформації кристалічної ґратки γ' -фази (Ni_3Al) дорівнює 3,41 %, що більше ніж втричі перевищує цю величину для площини yz (0,10 %), а значення ОКР, навпаки, є вдвічі меншим. Така різниця може бути пов'язана з багаторазовим локальним нагрівом та швидким охолодженням, які провокують нерівномірне зростання або часткову дестабілізацію цих фаз [36]. Кількість карбідної фази NbC у площині xu є меншою (1 % проти 4 % для yz), проте із дещо вищим значенням мікрореформації, що може бути пов'язано з дифузійними процесами та механічною взаємодією з ГЦК-матрицею [32].

Достатньо інформативним є аналіз переважної кристалографічної орієнтації. За літературними даними для полікристалічної ГЦК-ґратки Ni співвідношення інтенсивностей дифракційних максимумів (200) та (111) становить 0,476 [37]. Для сплаву Inconel 718 після 3D-друку для площини yz це співвідношення становить $I_{200}/I_{111} = 0,83$, а для площини xu — $I_{200}/I_{111} = 2,91$, що свідчить про переважну кристалографічну орієнтацію в одному з напрямків і суттєву мікроструктурну анізотропію, наслідком якої є виявлена анізотропія мікротвердості.

Для більш детального дослідження кристалографічної текстури (111) також побудовані полюсні фігури (рис. 5). Для площини yz (рис. 5, а) спостерігається яскраво виражений максимум інтенсивності, що свідчить про наявність переважної орієнтації (111) у напрямку, перпендикулярному до площини нанесення шарів. Така особливість мікроструктури є типовою для SLM, оскільки тепловий градієнт сприяє направленому росту зерен і формуванню тексту-

Таблиця 1. Кількісний фазовий склад сплаву Inconel 718, мікрдеформація кристалічної ґратки ϵ та розмір ОКР

Площина	Фаза	Просторова група	ϵ , %	ОКР, нм	Кількісний фазовий склад, %
yz	γ (Ni)	225:Fm-3m	0,20	42	86
	γ' (Ni ₃ Al)	221:Pm-3m	0,10	26	3
	γ'' (Ni ₃ Nb)	59:Pmmn	2,05	22	7
	NbC	225:Fm-3m	1,12	14	4
xy	γ (Ni)	225:Fm-3m	0,28	54	92
	γ' (Ni ₃ Al)	221:Pm-3m	3,41	13	3
	γ'' (Ni ₃ Nb)	59:Pmmn	1,04	24	4
	NbC	225:Fm-3m	1,82	18	1

ри [37–38]. Натомість у площині xy (рис. 5, б) інтенсивність дифракції розподілена менш локалізовано, що вказує на відсутність домінуючої орієнтації (111).

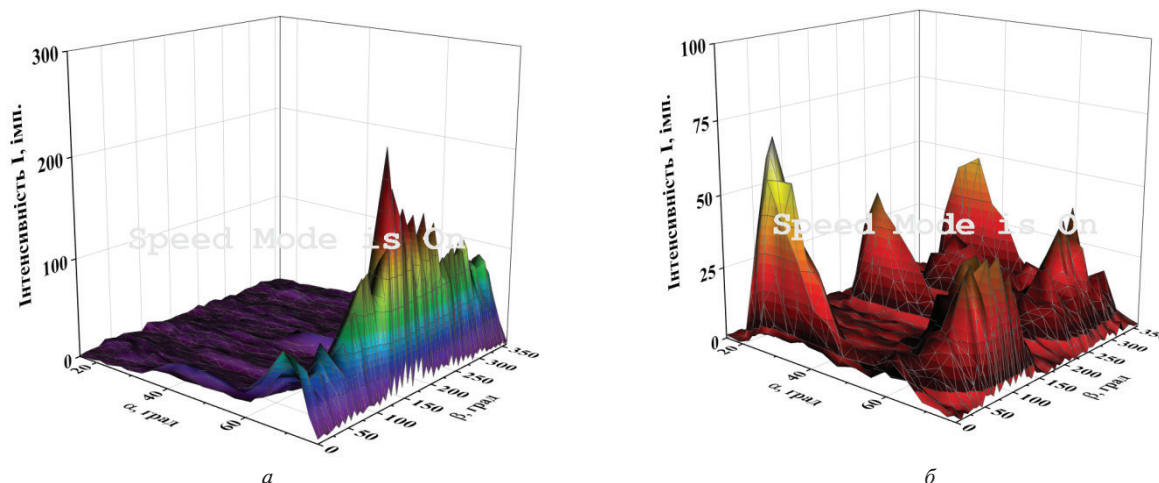
Такий характер розподілу свідчить про відносно випадкову орієнтацію зерен у площині, паралельній до шарів нарощування [39].

Спостерігається також суттєва анізотропія залишкових напружень між площинами (220) та (311) залежно від орієнтації зразка. Для напрямку yz залишкові напруження у площині (220) становлять -160 МПа, а у площині (311) зменшуються до -124 МПа. Для напрямку xy ці значення складають відповідно $+20$ МПа і -60 МПа. Така відмінність пояснюється як текстурною анізотропією, так і еластичною анізотропією кристалічної ґратки γ -фази з ГЦК-структурою. Площини (220) і (311) мають різну просторову орієнтацію, а кут між нормальми до цих площин становить приблизно 31° . Відомо, що еластичні властивості кристалів є анізотропними: нап-
ря-

мок [100] у ГЦК-ґратці є жорсткішим за напрямки [111] [38].

Площина (220) є ближчою до напрямків типу [100], що зумовлює більшу жорсткість і, відповідно, вищий рівень залишкових напружень стиснення в напрямку поперек росту зерен.

Додатково у процесі SLM формується спрямований тепловий потік вздовж вертикальної осі z , що сприяє витягнутому росту стовпчастих зерен у напрямку кристалізації [40]. Така мікроструктура зумовлює переважну орієнтацію певних кристалографічних площин відносно осей зразка. Це підтверджується також полюсними фігурами (рис. 5), де проявляється яскраво виражена текстура (111) у площині yz . Напруження формуються головним чином унаслідок нерівномірного охолодження та усадки розплаву під час SLM, де кожен новий шар спричиняє повторне нагрівання вже затверділого матеріалу [41]. Таким чином, більші напруження стиснення у площині (220) у перерізі yz

Рис. 5. Полюсні фігури для площини (111): а – yz ; б – xy

пояснюються більшим модулем Юнга в цьому кристалографічному напрямку, його орієнтацією відносно теплового градієнта та характером кристалізації у процесі SLM. У площині x_y (рис. 5, б) залишкові напруження значно менші або навіть змінюють знак, що вказує на нерівномірний розподіл напружень у площині, паралельній до нарощування шарів, і відсутність переважної орієнтації відповідних площин.

Висновки

Охарактеризовано анізотропію мікроструктури SLM-сплаву Inconel 718: на горизонтальній поверхні зразків спостерігаються доріжки розплаву напівциліндричної форми, що зумовлюється процесом сканування лазерного променя поверхню шару порошку, а у вертикальній площині — мережа басейнів розплаву за типом «риб'ячої луски» (fish-scale), як результат послідовного затвердіння басейнів розплаву.

Показано значну варіативність значень мікротвердості у різних площинах: у вертикальному перерізі мікротвердість є вищою, однак із більшим розкидом, ніж у горизонтальному напрямку, що пов'язано з особливостями тепловідведення та формування шарів у процесі друку.

За результатами рентгеноструктурного аналізу ідентифіковано основну γ -фазу та зміцнюючі

γ' -і γ'' -фази, а також зафіксовано наявність карбіду NbC. Загальна кількість зміцнювальних фаз більша у вертикальному перерізі, що добре узгоджується із вищими значеннями мікротвердості.

Виявлено анізотропію залишкових напружень та текстури, яка є прямим наслідком фізики процесу SLM, включно з напрямком теплового потоку, швидкістю охолодження, повторним нагрівом шарів та орієнтацією зерен, що утворюються.

Результати доводять необхідність контролю стратегії сканування, параметрів лазерного друку та шляху термічного циклування для регулювання мікроструктури і напруженого стану в адитивно виготовлених деталях зі сплаву Inconel 718, що є критично важливим для покращення їхньої експлуатаційної надійності.

Надалі плануються дослідження впливу різних режимів термічної обробки на формування структурно-фазового стану SLM-сплаву Inconel 718.

Подяка

Роботу виконано в межах держбюджетної теми № 2701ф КПІ ім. Ігоря Сікорського. Номер державної реєстрації 0124U001001.

References

- [1] L.E. Murr *et al.*, “Fabrication of Metal and Alloy Components by Additive Manufacturing: Examples of 3D Materials Science”, J. Mater. Res. Technol., 2012, vol. 1, no 1, pp. 42–54. [https://doi.org/10.1016/S2238-7854\(12\)70009-1](https://doi.org/10.1016/S2238-7854(12)70009-1)
- [2] M. O. Vasylyev *et al.*, “Wire-Feeding Based Additive Manufacturing of the Ti–6Al–4V Alloy. Part I. Microstructure”, Progress in Physics of Metals, 2023, vol. 24, no. 1, pp. 5–37. <https://doi.org/10.15407/ufm.24.01.005>
- [3] Y.W. D. Tay *et al.*, “3D printing trends in building and construction industry: a review”, Virtual Phys. Prototyping, 2017, vol. 12, is. 3, pp. 261–276. <https://doi.org/10.1080/17452759.2017.1326724>
- [4] M. O. Vasylyev *et al.*, “Microstructure of Co–Cr Dental Alloys Manufactured by Casting and 3D Selective Laser Melting”, Progress in Physics of Metals, 2022, vol. 23, no. 2, pp. 337–359. <https://doi.org/10.15407/ufm.23.03.001>
- [5] J.F. Barker, “The Initial Years of Alloy 718—A GE Perspective. Superalloy 718: A GE Perspective”, Metall. Appl., 1989, pp. 269–277. DOI: 10.7449/1989/Superalloys_1989_269_277
- [6] D.F. Paulonis and J.J. Schirra, “Alloy 718 at Pratt & Whitney—Historical Perspective and Future Challenges”, Superalloys, 2001, no. 718, pp. 13–23. DOI: 10.7449/2001/Superalloys_2001_13_23
- [7] S. Sanchez *et al.*, “Powder Bed Fusion of nickel-based superalloys: A review”, Int. J. Mach. Tools Manuf., 2021, vol. 165, 103729 p. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2021.103729
- [8] С.В. Аджамський *та ін.*, “Аналіз структури після термічної обробки зразків з жароміцного стопу Inconel 718, виготовлених за SLM-технологією”, Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 2021, vol. 43, no.7, pp. 909–924. <https://doi.org/10.15407/mfint.43.07.0909>
- [9] С.В. Аджамський *та ін.*, “Вплив параметрів SLM-процесу на формування області кордонів деталей з жароміцного нікелевого сплаву Inconel 718”, Космічна наука і технологія, 2021, Т. 27, № 6, С. 105–114. <https://doi.org/10.15407/knit2021.06.105>
- [10] R. Jiang *et al.*, “Effect of heat treatment on microstructural evolution and hardness homogeneity in laser powder bed fusion of alloy 718”, Additive Manufacturing, 2020, vol. 35, 101282 p. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101282>

- [11] J. F. Radavich, "The physical metallurgy of cast and wrought alloy 718", 1989, Metallurgy and Applications, TMS, Warrendale, pp. 229–240.
- [12] X. Zhao *et al.*, "Study on microstructure and mechanical properties of laser rapid forming Inconel 718", Mater. Sci. Eng. A, 2008, vol. 478, is. 1–2, pp. 119–124. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.05.079>
- [13] Y. Wang *et al.*, "Microstructure evolution during dynamic recrystallization of hot deformed superalloy 718", Mater. Sci. Eng. A, 2008, vol. 486, is. 1–2, pp. 321–332 <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.09.008>
- [14] Y. Wang *et al.*, "Hot deformation behavior of delta-processed superalloy 718", Mater. Sci. Eng. A, 2011, vol. 528, is. 7–8, pp. 3218–3227. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.01.013>
- [15] R.G. Thompson *et al.*, "The relationship between carbon content, microstructure, and intergranular liquation cracking in cast nickel alloy 718", Metall. Trans. A, 1991, vol. 22, pp. 557–567. <https://doi.org/10.1007/BF02656823>
- [16] G.A. Rao *et al.*, "Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of hot isostatically pressed superalloy Inconel 718", Mater. Sci. Eng. A, 2003, vol. 355, is. 1–2, pp. 114–125. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00079-0](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00079-0)
- [17] C.H. Radhakrishna and K. Prasad Rao, "The formation and control of Laves phase in superalloy 718 welds", J. Mater. Sci., 1997, vol. 32, pp. 1977–1984. doi:10.1023/A:1018541915113
- [18] J.K. Hong *et al.*, "Microstructures and mechanical properties of Inconel 718 welds by CO₂ laser welding", J. Mater. Process. Technol., 2008, vol. 201, is. 1–3, pp. 515–520. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.11.224>
- [19] M.O. Vasylyev *et al.*, "Surface Post-Processing of Inconel 718 Alloy Fabricated by Additive Manufacturing: Selective Laser Melting", Prog. Phys. Met., 2024, vol. 25, no. 3. pp. 614–642. <https://doi.org/10.15407/ufm.25.03.614>.
- [20] J. Schröder *et al.*, "Understanding the impact of texture on the micromechanical anisotropy of laser powder bed fused Inconel 718", J. Mater. Sci., 2022, vol. 57, pp. 15036–15058. <https://doi.org/10.1007/s10853-022-07499-9>
- [21] U.G. Başcı *et al.*, "Microstructural, Mechanical, and Tribological Properties of Selective Laser Melted Inconel 718 Alloy: The Influences of Heat Treatment", Crystals, 2025, vol. 15, is. 1, 18 p. <https://doi.org/10.3390/cryst15010018>
- [22] С.М. Волошко *та ін.*, "Модифікування поверхні 3D-друкованого стопу Ti–6Al–4V ультразвуковим ударним обробленням", Металофіз. новітні технол., 2023, vol. 45, no. 2, pp. 217–237. <https://doi.org/10.15407/mfint.45.02.0217>
- [23] Компанія ТОВ "Адитивні лазерні технології України". [Online]. Доступно: https://alt-print.com/docs/In718_ds_uk.pdf.
- [24] D.A. Lesyk *et al.*, "Post-processing of the Inconel 718 alloy parts fabricated by selective laser melting: Effects of mechanical surface treatments on surface topography, porosity, hardness and residual stress", Surf. Coat. Technol., 2020, vol. 381, 125136 p. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.125136>
- [25] V.G. Efremenko *et al.*, "Laser beam surface modification of additively manufactured Ni-based superalloy: Correlations of microstructure and tribological/corrosion properties", J. Mater. Res. Technol., 2025, vol. 35, pp. 4390–4411. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.02.063>
- [26] H. Yang *et al.*, "The printability, microstructure, crystallographic features and microhardness of selective laser melted Inconel 718 thin wall", Mater. Des., 2018, vol. 156, pp. 407–418. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.07.007>
- [27] R. Seede *et al.*, "Microstructural and Microhardness Evolution from Homogenization and Hot Isostatic Pressing on Selective Laser Melted Inconel 718: Structure, Texture, and Phases", J. Manuf. Mater. Process., 2018, vol. 2, is. 2, 30 p. <https://doi.org/10.3390/jmmp2020030>
- [28] E. L. Stevens *et al.*, "Variation of hardness, microstructure, and Laves phase distribution in direct laser deposited alloy 718 cuboids", Mater. Des., 2017, vol. 119, pp. 188–198. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.01.031>.
- [29] W. Shifeng *et al.*, "Effect of molten pool boundaries on the mechanical properties of selective laser melting parts", J. Mater. Process. Technol., 2014, vol. 214, is. 11, pp. 2660–2667. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.06.002>
- [30] N. Zotov *et al.*, "Change of transformation mechanism during pseudoelastic cycling of NiTi shape memory alloys", Mater. Sci. Eng. A., 2017, vol. 682, pp. 178–191. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.11.052>
- [31] H. Gong *et al.*, "Analysis of defect generation in Ti–6Al–4V parts made using powder bed fusion additive manufacturing processes", Additive Manufacturing, vol. 1–4, pp. 87–98. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2014.08.002>
- [32] J.A. Lami *et al.*, "Dislocation distribution, crystallographic texture evolution and microstructural anisotropy of Inconel 718 processed by LPBF", Adv. Eng. Mater., 2023, vol. 5, 100157 p. DOI:10.48550/arXiv.2303.10522
- [33] Y. Liang *et al.*, "Selective anisotropy of mechanical properties in Inconel 718 alloy produced by plastic working", Materials, 2021, vol. 14, is. 14, 3869 p. <https://doi.org/10.3390/ma14143869>
- [34] A. Hamada *et al.*, "Strengthening and embrittlement mechanisms in laser-welded additively manufactured Inconel 718 superalloy", Welding in the World, 2024, vol. 69, pp. 81–98. <https://doi.org/10.1007/s40194-024-01897-0>
- [35] J.-P. Choi *et al.*, "Densification and microstructural investigation of Inconel 718 parts fabricated by selective laser melting", Powder Technol., 2017, vol. 310, pp. 60–66. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.01.030>
- [36] D. Zhang *et al.*, "Numerical simulation in the absorption behavior of Ti6Al4V powder materials to laser energy during SLM", J. Mater. Process. Technol., 2019, vol. 268, pp. 25–36. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.01.002>

- [37] L. Velterop *et al.*, “X-ray Diffraction Analysis of Stacking and Twin Faults in f.c.c. Metals: A Revision and Allowance for Texture and Non-uniform Fault Probabilities”, *J. Appl. Crystallogr.*, 2000, vol. 33, no. 2, pp. 296–306. DOI: 10.1107/S0021889800000133
- [38] F. Otto *et al.*, “Decomposition of the single-phase high-entropy alloy CrMnFeCoNi after prolonged anneals at intermediate temperatures”, *Acta Mater.*, 2016, vol. 112, pp. 40–52. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.04.005>
- [39] R. Li *et al.*, “Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process”, *Int. J. Adv. Manuf. Tech.*, 2011, vol. 59, pp. 1025–1035. [30] <https://doi.org/10.1007/s00170-011-3566-1>
- [40] E. Cetkin *et al.*, “Microstructure and mechanical properties of AA7075/AA5182 jointed by FSW”, *J. Mater. Process. Technol.*, 2019, vol. 268, pp. 107–116. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.01.005>
- [41] P. Mercelis and J.-P. Kruth, “Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting”, *Rapid Prototyp. J.*, 2006, vol. 12, is. 5, pp. 254–265. <https://doi.org/10.1108/13552540610707013>

S.M. Voloshko, A.P. Burmak, M.M. Voron, N.V. Franchik, YaH. Furmaniuk

ANISOTROPY OF MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF SLM ALLOY INCONEL 718

Background. The use of additive technologies, in particular selective laser melting (SLM), opens up new opportunities for the manufacture of parts with complex geometric shapes. However, the specifics of the 3D printing process lead to several technological challenges. Research into the mechanisms of microstructural evolution during SLM is necessary to optimise technological modes and ensure reliable and long-term operation of printed products in various industries.

Objective. The paper aims to determine microstructure features and microhardness distribution in different planes of the Inconel 718 SLM alloy, as well as a comparative analysis of phase composition, texture, and macroscopic stress level.

Methods. A complex of techniques was applied - metallography, scanning electron microscopy, microdurometric and X-ray phase analysis.

Results. The anisotropy of the microstructure of the SLM alloy Inconel 718, which is formed during 3D printing as a result of sequential solidification of melt pools, has been identified and characterised. Significant variability of microhardness values in different planes has been shown as a consequence of the anisotropy of the structure and phase composition.

Conclusions. The amount of the main γ -phase and the strengthening γ' - and γ'' -phases, as well as NbC carbide, is determined. Factors affecting the anisotropy of residual stresses and texture are discussed, including the direction of heat flow, cooling rate, reheating of layers, and the orientation of the grains formed.

Keywords. Inconel 718; selective laser melting; microstructure; microhardness; phase composition; texture; stress.

Рекомендована Радюю
навчально-наукового інституту матеріалознавства
та зварювання ім. Є.О. Патона КПІ ім. Ігоря Сікорського

Надійшла до редакції
19 червня 2025 року

Прийнята до публікації
08 вересня 2025 року