

PHYSICS OF STRENGTH AND PLASTICITY

PACS numbers: 61.05.cp, 61.66.Dk, 81.10.Fq, 81.16.Mk, 81.20.Ev, 81.40.Ef

Аналіз структури після термічної обробки зразків з жароміцного стопу Inconel 718, виготовлених за SLM-технологією

С. В. Аджамський*, Г. А. Кононенко^{*,**}, Р. В. Подольський^{*,**}

^{*}*LLC ‘Additive Laser Technology of Ukraine’,
вул. Рибінська, 144,
49000 Дніпро, Україна*

^{**}*Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України,
пл. Академіка Стародубова, 1,
49050 Дніпро, Україна*

Жароміцний стоп Inconel 718 зазвичай підлягає термічній обробці для підвищення характеристик міцності. Основним механізмом зміцнення цього суперстопу є виділення дисперсних частинок вторинних фаз. Залежно від способу виготовлення металовиробу обираються режими термічної обробки. Для литого і деформованого стану, які сьогодні досить вивчені, режими термічної обробки розроблені. Для Inconel 718, виготовленого за технологією селективного лазерного топлення (SLM), тривають дослідження для визначення раціональних режимів термічної обробки. Метою роботи є встановлення раціональних режимів термічної обробки деталей з Inconel 718, виготовлених за SLM-технологією, для отримання високого комплексу механічних властивостей. Досліджували зразки, виготовлені за технологією SLM на обладнанні LLC «Additive Laser Technology of Ukraine» з порошку стопу Inconel 718 у вихідному стані та після термічної обробки за дослідними режимами, які відрізнялися умовами охолодження після першого високотемпературного етапу (у воді та на повітрі). Виконано рентгеноструктурний аналіз, досліджено механічні властивості і мікроструктуру зразків. Встано-

Corresponding author: S. V. Adzhamsky
E-mail: info@alt-print.com

^{*}*LLC ‘Additive Laser Technology of Ukraine’,
144 Rybins’ka Str., UA-49000 Dnipro, Ukraine*

^{**}*Z. I. Nekrasov Iron and Steel Institute, N.A.S. of Ukraine,
1 Academician Starodubov Sqr., UA-49050 Dnipro, Ukraine*

Citation: S. V. Adzhamsky, H. A. Kononenko, and R. V. Podolskyi, Analysis of Structure after Heat Treatment of Inconel 718 Heat-Resistant Alloys Made by SLM-Technology, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 7: 909–924 (2021) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.43.07.0909](https://doi.org/10.15407/mfint.43.07.0909).

влено, що оскільки в процесі SLM не відбувається формування значної кількості δ -фази, то після високотемпературного етапу термічної обробки немає необхідності у пришвидшеному охолодженні у воді для стримування виділення цієї фази. У разі стримування процесу виділення δ -фази збільшується кількість і розмір часток фази γ'' , це призводить до зниження показників міцності. Рекомендований режим термічної обробки: нагрів до 980°C з витримкою в 1 годину, охолодженням на повітрі до температури навколишнього середовища, витримка 8 годин за 720°C , охолодження з піччю до 620°C , витримка за 620°C 8 годин.

Ключові слова: Inconel 718, SLM-технологія, термічна обробка, механічні випробування, електронна мікроскопія, рентгеноструктурний аналіз.

Inconel 718 high-temperature grade alloy is usually heat treated to improve its strength characteristics. The main hardening mechanism of this superalloy is the precipitation of dispersed particles of secondary phases. Heat treatment modes differ depending on the method of manufacturing metal products. For the cast and deformed state, sufficiently studied today, the heat treatment modes were developed. For the selective laser melting (SLM) of Inconel 718, a research is ongoing to determine rational heat treatment modes. The purpose of present work is an establishing of rational modes of heat treatment of parts made of Inconel 718, manufactured using SLM technology to obtain a high complex of mechanical properties. Specimens made using the SLM technology on equipment of LLC 'Additive Laser Technology of Ukraine' from Inconel 718 alloy powder in the initial state and after heat treatment according to experimental modes, which differed in cooling conditions after the first high-temperature stage (in water and in air), are investigated. X-ray structural analysis is performed, as well as the mechanical properties and microstructure of samples are studied. As established, since a significant amount of the δ -phase does not form during the SLM process, then after the high-temperature stage of heat treatment there is no need for accelerated cooling in water to suppress precipitation of this phase. When the precipitation of the δ -phase is suppressed, the number and size of particles of the γ'' -phase increases, which leads to a decrease in strength indicators. Recommended heat treatment mode: heating 980°C with 1-hour exposure, cooling in air to ambient temperature, 8-hours exposure at 720°C , cooling with a furnace to 620°C , exposure at 620°C during 8 hours.

Key words: Inconel 718, SLM technology, heat treatment, mechanical testing, electron microscopy, X-ray structural analysis.

(Отримано 9 березня 2021 р.; остаточн. варіант — 4 травня 2021 р.)

1. ВСТУП

Сучасний метод адитивного виробництва, так зване селективне лазерне топлення (SLM), дозволяє виготовляти 3D-вироби пошарово [1]. Процес виготовлення починають з нанесення шару металевого

порошку, необхідного для друку одного шару, на металеву підкладку, яку закріплюють на опорній конструкції і переміщують у вертикальному напрямку (вздовж осі Z). Кожен 2D-шар об'єкта стоплюють разом, копіюючи форму цифрового *.STL креслення. Металевий порошок розтоплюють за впливу лазерного променя, який з високою швидкістю пересувають уздовж осей X і Y двома поверхнями, що відбивають промінь. Після завершення формування шару платформу з виробом опускають на величину, яка дорівнює товщині шару, наносять новий порошок та повторюють всі операції.

Inconel 718 — це суперстоп, що дисперсно твердне. Це означає, що матеріал набирає міцність переважно за рахунок виділення вторинних фаз (в основному γ'') в первинній аустенітній матриці γ -фази, що має гранецентровану кубічну ґратницю (ГЦК) [2]. Інші фази, які зазвичай зустрічаються у цьому суперстопі: γ' , δ , нітриди, карбіди і фази Лавеса. Не всі вторинні фази позитивно впливають на механічні властивості Inconel 718.

Фаза γ' має кристалічну будову $Ni_3(Al, Ti)$ з ГЦК-ґратницею, а γ'' має кристалічну будову Ni_3Nb з об'ємно-центрованою тетрагональною (ОЦТ) кристалічною структурою [2]. Обидві фази узгоджені з матричною фазою і є вторинними фазами, що зміцнюють. Через більшу об'ємну частку γ'' (близько 15%) порівняно з γ' (близько 4%), вона є основною фазою, що зміцнює, в Inconel 718 [3].

Фаза γ'' — метастабільна фаза і за тривалого впливу підвищених температур перетворюється в δ -фазу [4], яка має орторомбічну структуру Ni_3Nb [5], і зазвичай її вважають шкідливою фазою [6], так як вона росте за рахунок γ'' . Однак за певних обставин цей етап може бути корисним для властивостей матеріалу. Коли δ -фаза виділяється, вона збіднює прилеглі області ніобієм. І оскільки ніобій необхідний для виділення γ'' , ці збіднені області не будуть зміцнюватися під час термічної обробки (ТО) старінням, залишаючи зони з більш високою пластичністю матеріалу. Це дає матеріалу найкращі показники в'язкості і пластичності [6]. Крім того, δ -фаза може чинити стримуючий вплив на рух границь зерен і, таким чином, контролювати розмір зерна за високих температур [7]. Тим самим представляється складним кількісно визначити і диференціювати γ'' -фазу (Ni_3Nb) та δ -фазу, оскільки обидві мають співпадаючі піки.

Карбіди MC , $M_{23}C_6$ і M_6C , а також нітрид металу MN зазвичай зустрічаються в суперстопах на основі нікелю [7]. Нітрид титану є сприятливим центром для утворення карбідів, такі карбіди називають «карбонітридами» [8].

Фазу Лавеса — крихку інтерметалідну фазу, присутність якої у великих кількостях вважають шкідливою [2]. Ця фаза у разі надмірного виділення веде до втрати міцності і пластичності [9].

Режим термообробки стопу Inconel 718 зазвичай вибирають в залежності від способу виробництва і властивостей, які потрібні в кі-

нцевому продукті. Для литого і деформованого стану, які нині досить вивчені, режими термічної обробки вже розроблені. Кований Inconel 718 зазвичай піддають гарту на твердий розчин для виділення δ -фази і гомогенізації матеріалу, перед старінням для виділення γ' і γ'' . Стандартний цикл термічної обробки кованого Inconel 718 вказано в AMS 5662.

Литий Inconel 718, порівняно з кованим, відрізняється більш великими зернами, міждендритною сегрегацією (наявність фази Лавеса), а іноді спостерігають і пористість виливки [3]. З іншого боку фаза Лавеса шкідлива для механічних властивостей, і дуже важливо, щоб ця фаза розчинилася, і мікроструктура була гомогенізована під час термообробки. Гаряче ізостатичне пресування можна використовувати для закриття пористості виливки, а також для подальшої гомогенізації мікроструктури [2]. Стандартний режим термообробки литого Inconel 718 визначено в AMS 5383.

Для Inconel 718, виготовленого за технологією SLM, тривають дослідження з метою визначення раціональних режимів термічної обробки.

2. АНАЛІЗ ЛІТЕРАТУРНИХ ДАНИХ ТА МЕТА РОБОТИ

У процесі реалізації технології SLM металеві порошки у шарі швидко розтоплюються під впливом променя лазера, який переміщається з високою швидкістю, а потім швидко тверднуть у ванні розтопу (швидкості охолодження від 10^3 до 10^8 К/с [10, 11] з короткочасним нерівноважним переходом фаз і формується високодисперсна мікроструктура [12].

У роботі [13] порівняли мікроструктуру і механічні властивості литого Inconel 718 з виготовленим за технологією SLM до і після термообробки. Вони виявили, що після термічної обробки зразки, виготовлені за технологією SLM за своїми механічними властивостями перевершували литі і мали приблизно той же рівень, що і й ковані.

Відповідно до результатів роботи [3], слід розробляти режими термічної обробки для Inconel 718, виготовленого методами адитивного виробництва, в залежності від історії процесу, тобто методу виробництва (EBM, SLM, тощо), параметрів процесу, форми виробу, тощо.

У роботі [14] автори порівняли кілька статей на цю тему. Їхній висновок полягав у тому, що оптимальний цикл термічної обробки Inconel 718, виробленого за SLM-технологією повинен являти собою гомогенізацію (1100°C протягом 1,5 годин), короткий високотемпературний нагрів (980°C протягом 1 години) з подальшим тривалим двоступінчастим старінням (720°C протягом 8 годин + 620°C протягом 8 годин).

У дослідженні [13] використовували два різних режими термообробки: один з етапом гомогенізації і етапом термообробки гарту на твердий розчин перед старінням (згідно AMS 5383), для виділення δ -фази; а інший з гомогенізацією, але без короткого високотемпературного нагріву (для формування структури без δ -фази) до старіння. Вони дійшли висновку, що в разі, якщо δ -фаза присутня в надмірних кількостях внутрішньо-гранулярно в зразку, це негативно впливає на пластичність матеріалу.

В роботі [15] за результатами докладних досліджень встановили, що термічна обробка Inconel 718, виробленого за SLM-технологією повинна полягати в короткому високотемпературному нагріванні (1020°C протягом 0,25 години), водяному охолодженні і подальшому старінні за температури 720°C протягом 24 годин з охолодженням на повітрі.

Таким чином, питання впливу режимів термічної обробки Inconel 718, виготовленого за SLM-технологією для отримання високого комплексу механічних властивостей залишаються невирішеними і потребують подальших досліджень.

Метою даної роботи є встановлення раціональних режимів термічної обробки деталей з Inconel 718, виготовлених за SLM технологією, для отримання високого комплексу механічних властивостей.

Для вирішення поставленої мети необхідно вирішити такі завдання: виконати аналіз сучасних способів термічної обробки стопу Inconel 718, виготовити зразки за SLM-технологією та провести термічну обробку за дослідними режимами, визначити механічні властивості, дослідити вплив режимів термічної обробки на параметри структури та механічні властивості.

3. МАТЕРІАЛ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

Матеріалом для виготовлення зразків був порошок стопу Inconel 718 виробника H.C. Starck марки AMPERPRINT 0181.074 з розміром частинок $45 + 15$ мкм.

Вихідний матеріал був досліджений за допомогою растрового електронного мікроскопа РЕМ-106 (рис. 1, а) для визначення форми і розмірів частинок. На рисунку 1, б наведено результати аналізу.

П'ять зразків для випробувань на розтяг були побудовані на обладнанні LLC «Additive Laser Technology of Ukraine» (Alfa-150 D) за SLM-технологією за ідентичними режимами: потужність лазера — 200 Вт, швидкість сканування — 1600 мм/с, стратегія сканування — шахові поля, порядок сканування — Zig-Zag, розмір полів — 5 мм, поворот шару відносно попереднього — 67° . Зразки під час виготовлення розташовували на платформі у горизонтальному і вертикальному положенні (рис. 2). Далі зразки піддавали термічній обробці. В рамках досліджень термічна обробка відрізнялася умо-

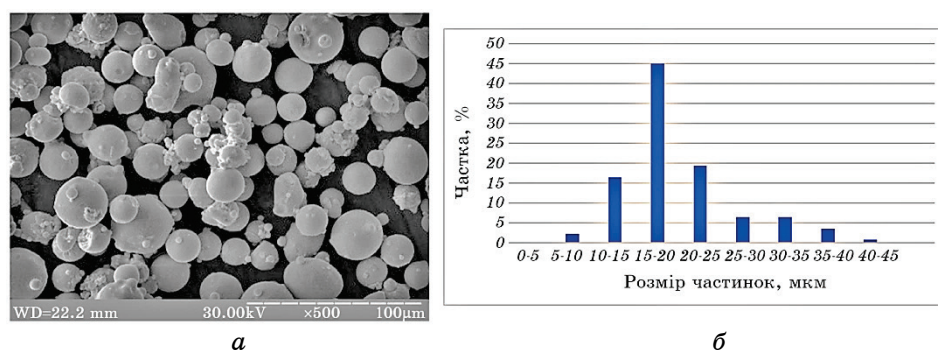


Рис. 1. Частинки вихідного матеріалу Inconel 718 за збільшення 500 (а), результати гранулометричного аналізу (б).

Fig. 1. Particles of starting material Inconel 718 at a magnification of 500 (a), the results of particle size analysis (b).

вами охолодження після високотемпературного нагріву: у воді і на повітрі (табл. 1).

Дослідження кристалічної будови дослідних зразків після термічної обробки проводили за допомогою рентгеноструктурного аналізу в автоматичному режимі (рентгенівський дифрактометр ДРОН-ЗМ, монохроматизоване CoK_α -випромінювання) проводили запис обраних для аналізу інтерференційних максимумів. Обробку результатів досліджень проводили методом апроксимації.

Проведені розрахунки показали, що згідно [17, 18] фізичне розширення рентгенівських інтерференцій в даному випадку визначається лише мікронапруженнями.

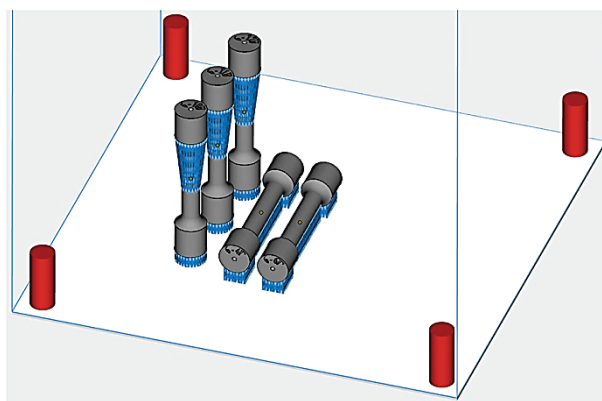


Рис. 2. Дослідні зразки на платформі, виготовлені за SLM-технологією.

Fig. 2. Prototypes on the platform, made by SLM-technology.

ТАБЛИЦЯ 1. Режими термічної обробки дослідних зразків.**TABLE 1.** Modes of heat treatment of test samples.

Маркування	Режим обробки, положення під час виготовлення
1	Вихідний (горизонтальний)
2	Режим 1: витримка 1 година за 980°C, охолодження на повітрі до температури навколишнього середовища, витримка 8 годин за 720°C, охолодження з піччю до 620°C, витримка за 620°C 8 годин (горизонтальний)
3	Режим 2: витримка 1 година за 980°C, охолодження у воді до температури навколишнього середовища, витримка 8 годин за 720°C, охолодження з піччю до 620°C, витримка за 620°C 8 годин (горизонтальний)
4	Режим 2: витримка 1 година за 980°C, охолодження у воді до температури навколишнього середовища, витримка 8 годин за 720°C, охолодження з піччю до 620°C, витримка за 620°C 8 годин (вертикальний)
5	Режим 1: витримка 1 година за 980°C, охолодження на повітрі до температури навколишнього середовища, витримка 8 годин за 720°C, охолодження з піччю до 620°C, витримка за 620°C 8 годин (вертикальний)

В силу цього розрахунок густини дислокацій в досліджуваних зразках проводили за співвідношенням, наведеним в роботах [17].

Розрахунок напружень 2-го роду проводили за співвідношенням:

$$\rho = \frac{4}{5} \frac{\beta^2}{b^2 \operatorname{tg}^2 \theta}, \quad (1)$$

де θ і β — відповідно кут відображення Брегга і фізичне розширення аналізованої рентгенівської лінії, b — вектор Бюргерса дислокацій ($b_{\langle 111 \rangle} = 2,47 \cdot 10^{-8}$ см).

Розрахунок напружень 1-го роду проводили за співвідношенням:

$$\sigma_1 + \sigma_2 = -\frac{E}{\mu} \frac{\Delta d}{d}, \quad (2)$$

де $\sigma_1 + \sigma_2$ — тангенціальні напруги, E — модуль Юнга, μ — коефіцієнт Пуассона, $\Delta d/d$ — відносна зміна міжплощинної відстані.

Значення d визначали за відомою формулою Брегга:

$$d = \frac{\lambda}{2 \sin \theta}, \quad (3)$$

де λ — довжина хвилі рентгенівського випромінювання, θ — кут від-

ТАБЛИЦЯ 2. Результати випробувань на розтяг досліджуваних зразків.**TABLE 2.** The results of tensile tests of the test specimens.

Маркування	Режим обробки	Орієнтація відносно осі Z	σ_b , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	HV, Н/мм ²
1	Без ТО	Гор. 90°	1066,3	755,0	25,6	34,9	320
2	1	Гор. 90°	1394,4	1121,4	18,8	34,9	548
3	2	Гор. 90°	1404,7	1153,9	14,0	18,6	644
4	2	Верт. 0°	1414,9	1185,6	12,6	13,7	640
5	1	Верт. 0°	1517,2	1181,9	15,7	25,1	544
ASTM B637	Після ТО	–	≥ 1275	≥ 1043	≥ 12	≥ 15	–

браження для інтерференції.

Механічні властивості визначали у разі випробування на розтяг за стандартною методикою на машині «Instron», мікротвердість визначали за допомогою ПМТ-3. Результати механічних випробувань представлено в табл. 2.

Дослідження мікроструктури виконували за допомогою растрового електронного (РЕМ-106) та оптичного (Axiovert 200M) мікроскопів.

4. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ.

Для вибору температури високотемпературного нагріву виходили з термодинамічної діаграми перетворень Inconel 718 (рис. 3). Для розробки дослідних режимів виходили з того, що оскільки у процесі формування металу за SLM-технології кристалізація відбувається в невеликих обсягах, то розподіл елементів на макрорівні досить рівномірний і матеріал не потребує додаткового гомогенізаційного відпалу. Тому таку обробку не проводили. Обрана температура 980°C з витримкою 1 година повинна була привести до виділення δ -фази в невеликій кількості, позитивний вплив на показники пластичності і стримування зростання розміру зерна якої був встановлений за результатом аналізу літературних джерел. Оскільки для Inconel 718 характерна низька швидкість дифузії [18, 19], передбачалося, що для пригнічення виділення δ -фази не є необхідним пришвидшене охолодження і можна використовувати охолодження на повітрі, яке не вимагає додаткового оснащення порівняно з охолодженням у воді. Режими старіння відповідають прийнятим для кованого Inconel 718 і повинні привести до виділення фаз γ' і γ'' , що призведе до зміцнення матеріалу.

Шляхом металографічного дослідження встановлено, що мікроструктура вихідних зразків, виготовлених за SLM-технологією є γ -твердим розчином з наявністю карбідів і карбонітридів у вигляді ча-

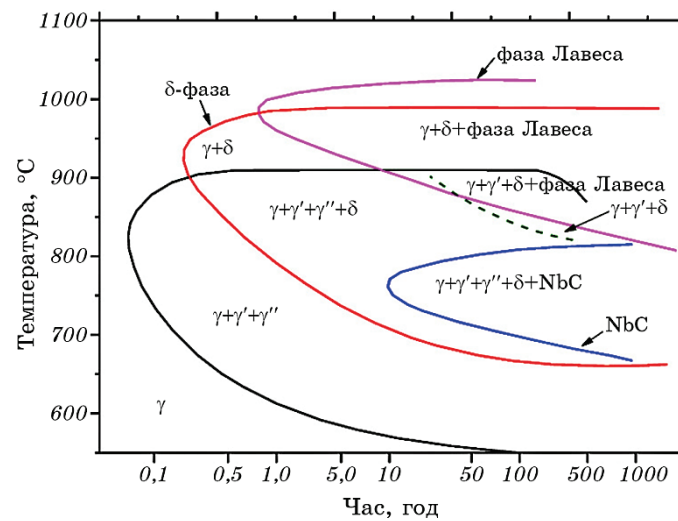


Рис. 3. Діаграма перетворення системи сплаву Inconel 718 [20].

Fig. 3. Conversion diagram of the Inconel 718 alloy system [20].

стинок на межі стовпчастих кристалів і пористих структур, що сформувалися у випадку кристалізації сплаву у ванні розтопу (рис. 4). Основні виділення — дискові, сформовані γ'' -фазою і сфероїдальною γ' -фазою. Є також деякі голчасті або пластинчасті виділення δ -фази. Прийнято вважати, що δ -фаза не може виділятися у процесі SLM через високі швидкості охолодження.

У структурі термооброблених зразків за режимом 1 з охолодженням на повітрі поряд з інтерметалідними виділеннями γ'' -фази і невеликої кількості γ' -фази, спостерігаються частинки δ -фази пластинчастої морфології — мікроструктура, характерна для сплаву в нормально термообробленому стані. Водночас надлишкова δ -фаза зростає на виділеннях γ'' -фази в вигляді паралельних пластин на границях зерен і всередині них (рис. 5).

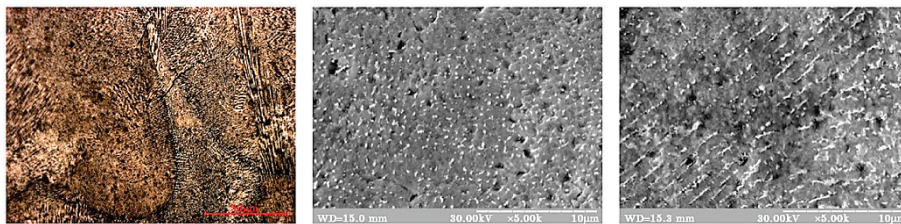


Рис. 4. Мікроструктура металу зразка № 1 без термічної обробки.

Fig. 4. Microstructure of the metal sample No. 1 without heat treatment.

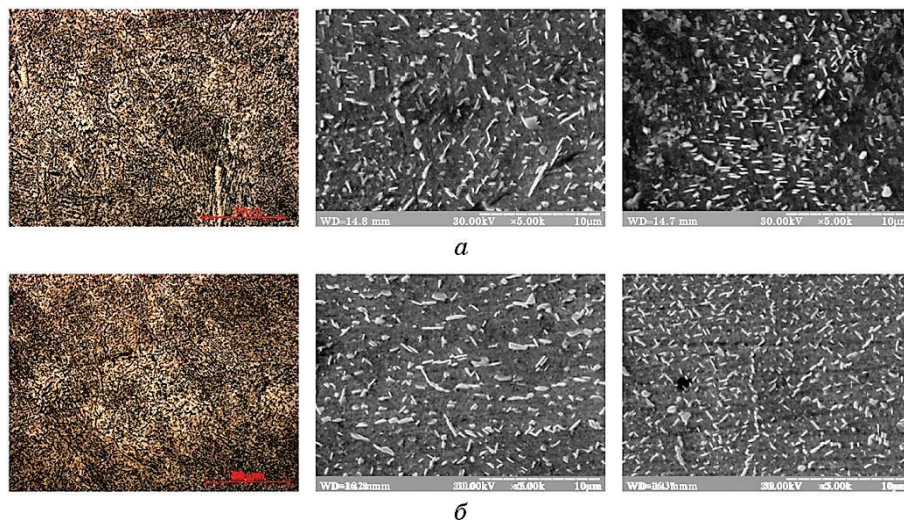


Рис. 5. Мікроструктура зразків після термічної обробки за режимом 1 з різною орієнтацією зразків: зразок № 5 (а), зразок № 2 (б).

Fig. 5. Microstructure of samples after heat treatment according to mode 1 with different orientation of samples: sample No. 5 (a), sample No. 2 (б).

Після термічної обробки за режимом 2 з охолодженням у воді призупинився процес виділення δ -фази, у результаті чого сформувалася більша кількість γ'' -фази (рис. 6) порівняно із зразками, обробленими за режимом 1 з охолодженням на повітрі, і одночасно спостерігали огрубіння частинок вторинної фази. Це призвело до підвищення міцності порівняно з вихідним станом (табл. 2), однак пластичність і навіть міцність зразків, оброблених за режимом 2 з охолодженням у воді, були меншими, ніж у метала після обробки з охолодженням на повітрі. Крім того, відомо, що у разі малої кількості δ -фази, неможливим буде прояв її стримувального ефекту на розмір зерен за високотемпературних витримок.

Оскільки стоп Inconel 718 є жароміцним, то забезпечення високої стабільності структури за високих температур є необхідним. Таким чином, режим термічної обробки, що включає охолодження у воді не є раціональним.

Результати дослідження кристалічної структури дослідних зразків в початковому стані і після термічної обробки за допомогою рентгеноструктурного аналізу наведені в табл. 3.

Після термічної обробки, що включає охолодження на повітрі порівняно зі станом відразу після друку, в середньому, менші розміри блоків мозаїки на 6%, більше число дислокацій на 15% і викривлення другого роду — на 32%. У стані після термообробки, що включає охолодження у воді порівняно з вихідним станом без обро-

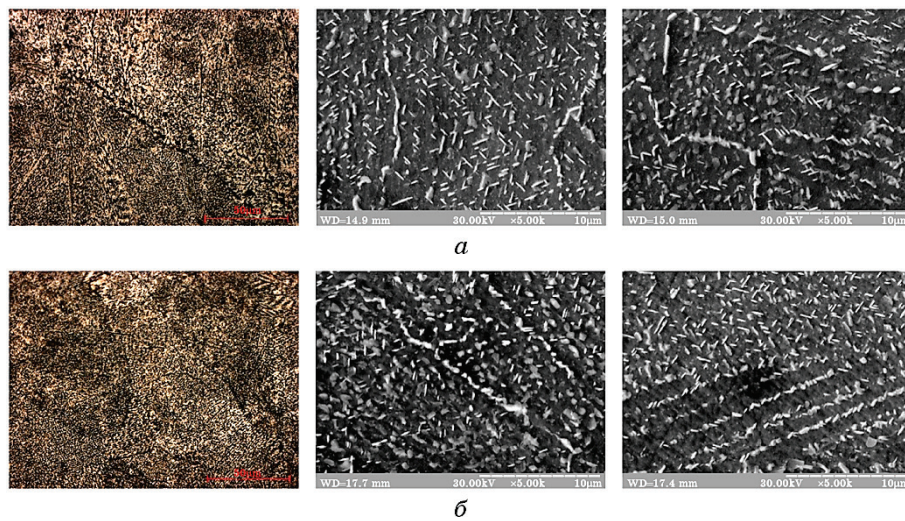


Рис. 6. Мікроструктура зразків після термічної обробки за режимом 2 з різною орієнтацією зразків: зразок № 3 (а), зразок № 4 (б).

Fig. 6. Microstructure of the samples after heat treatment according to mode 2 with different orientation of the samples: sample No. 3 (a), sample No. 4 (б).

бки збільшився середній розмір блоків мозаїки на 4% , зменшилися напруження другого роду і число дислокацій на 6–7% .

У результаті аналізу впливу положення зразка у разі друку встановлено, що для обох видів термічної обробки зразки з вертикальним орієнтуванням у разі друку мають на 22–24% вище напруження другого роду. Розмір блоків мозаїки і густина дислокацій дуже близькі для обох варіантів розташування у разі друку, різниця становить до 10% .

Ймовірно більш високі значення пластичності після термічної

ТАБЛИЦЯ 3. Параметри кристалічної будови досліджуваних зразків.

TABLE 3. Parameters of the crystal structure of the studied samples.

Номер зразка	Параметр ґратниці a , Å	Розмір блоків мозаїки L , Å	Викривлення другого роду M , %	Густина дислокацій D , см^{-1}
1	3,6018	1840	$1,14 \cdot 10^{-3}$	$4,88 \cdot 10^{10}$
2	3,6022	1754	$1,35 \cdot 10^{-3}$	$5,38 \cdot 10^{10}$
3	3,6018	1890	$0,96 \cdot 10^{-3}$	$4,61 \cdot 10^{10}$
4	3,6002	1938	$1,18 \cdot 10^{-3}$	$4,41 \cdot 10^{10}$
5	3,6027	1686	$1,68 \cdot 10^{-3}$	$5,85 \cdot 10^{10}$

обробки, що включає охолодження на повітрі обумовлені подрібненням блоків мозаїки, більше зміцнення порівняно з металом після термічної обробки за режимом, що включає охолодження водою пов'язано з подрібненням блоків мозаїки і підвищеною густиною дислокацій і великим викривленням решітки другого роду.

Параметр ґратниці був близьким незалежно від положення зразка у разі друку та виду термічної обробки.

Для визначення кількості виділень проводили рентгенофазовий аналіз зразків отриманих методом SLM після різних термічних обробок. Як показано на представлених рентгенівських дифрактограмах (рис. 7), зразок 1 (вихідний) за рахунок впливу високих швидкостей розтоплення та охолодження (кристалізації) представляє собою γ -фазу, яка являє собою основну матрицю.

На підставі результатів рентгенофазового аналізу після термічної обробки з проміжним охолодженням в воді та на повітрі встановлено наявність виділень δ -фази, які мають максимуми на тих самих кутах, що і γ'' -фаза. У результаті порівняння та аналізу одержаних даних встановлено, що у разі пришвидшеного охолодження у воді виділення Ni_3Nb , (γ'' , δ відповідно) призупиняється через швидке проходження зон їх формування та стабілізації, тим самим зменшуються показники пластичності матеріалу після старіння. Для точного визначення кількості фази у матриці за четвертим дифракційним піком, ідентифікували 2 фази: γ'' та δ (Ni_3Nb) за приблизно

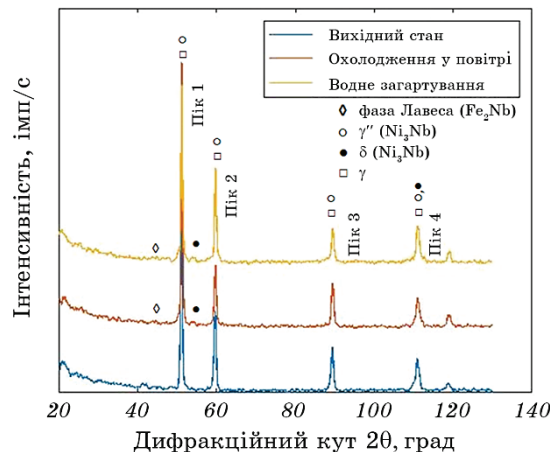


Рис. 7. Рентгенівська дифрактограма жаростійкого суперстопу Inconel 718 у вихідному стані після побудови за SLM технологією та після термічної обробки за дослідними режимами.

Fig. 7. X-ray diffraction pattern of the heat-resistant superalloy Inconel 718 in the initial state after construction by SLM technology and after heat treatment according to the experimental modes.

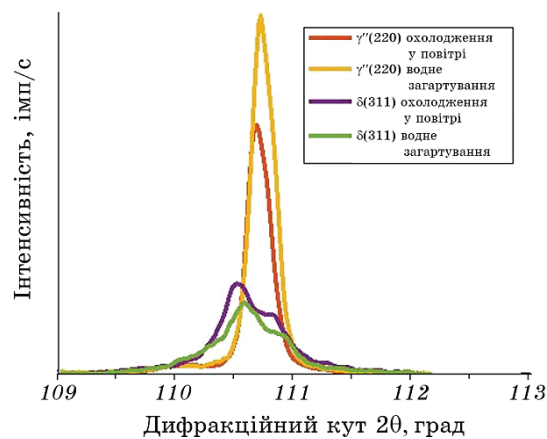


Рис. 8. Дифракційний кут четвертого піку рентгенівської дифрактограми дослідних зразків після різних способів охолодження.

Fig. 8. Diffraction angle of the fourth peak of the X-ray diffraction pattern of the test samples after different cooling methods.

110,5° (рис. 8).

На рентгенофазовій дифрактограмі кожен з дифракційних піків був пов'язаний та перекритий іншим піком, це пов'язано з тим, що γ'' - і δ -фази дуже близькі за будовою ґратниці [21, 22]. Охолодженням на повітрі було досягнуто певної кількісної композиції зміцнювальних фаз γ'' та δ , тим самим одержано найкращі показники пластичності за високого рівня показників міцності (табл. 2).

5. ВИСНОВКИ

1. Показано, що жароміцний суперстоп Inconel 718 у разі адитивного виробництва має особливості формування структури і фаз у результаті короткочасного існування розтопу і високої швидкості охолодження, які необхідно враховувати у разі розробки режимів термічної обробки для формування високого комплексу властивостей.

2. Оскільки в процесі SLM не відбувається формування значної кількості δ -фази, так як охолодження у разі твердіння дуже швидке, то після високотемпературного етапу термічної обробки немає необхідності в пришвидшеному охолодженні у воді. У разі пришвидшеного охолодження не формується достатня кількість δ -фази для прояву її позитивного впливу на показники пластичності. Оскільки δ -фаза формується за рахунок фази γ'' то за умови формування малої кількості δ -фази збільшується кількість і розмір часток фази γ'' , що призводить до зниження міцності.

3. У разі дослідження кристалічної будови дослідних зразків з Inconel 718, виготовлених за SLM-технології встановлено, що у результаті термічної обробки з охолодженням на повітрі розміри блоків мозаїки менші на 6%, число дислокацій більше на 15% і викривлення другого роду більші на 32% порівняно з металом після термообробки за режимом, що включає охолодження в воді. Цим обумовлений високий комплекс механічних властивостей.

4. Результати досліджень дозволяють рекомендувати наступний режим термічної обробки: нагрів 980°C з витримкою 1 година, охолодженням на повітрі до температури навколишнього середовища, витримка 8 годин за 720°C, охолодження з піччю до 620°C, витримка за 620°C 8 годин.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. J.-P. Kruth, M.-C. Leu, and T. Nakagawa, *CIRP Ann.-Manuf. Technol.*, **47**, Iss. 2: 525 (1998).
2. M. J. Donachie and S. J. Donachie, *Superalloys: Technical Guide* (ASM International: 2002).
3. D. Deng, *Additively Manufactured Inconel 718: Microstructures and Mechanical Properties* (Linköping: Linköping University Electronic Press: 2018).
4. F. Hanning, *Weld Cracking in Precipitation Hardening Ni-based Superalloys. Technical Report* (Göteborg: Chalmers University of Technology: 2018).
5. C. T. Sims, N. S. Stoloff, and W. C. Hagel, *Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power* (Wiley: 1987).
6. *Superalloys 718, 625 and Various Derivatives* (Ed. E. A. Loria) (Minerals, Metals, Materials Society: 1991), p. 603.
7. J. Andersson, *Weldability of Precipitation Hardening Superalloys — Influence of Microstructure* (Göteborg: Chalmers University of Technology: 2011).
8. *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives* (Ed. E. A. Loria) (Minerals, Metals, Materials Society: 1994), p. 65.
9. J. J. Schirra, R. H. Caless, and W. Hatala, *Superalloys 718, 625 and Various Derivatives* (Ed. E. A. Loria) (Minerals, Metals, Materials Society: 1991), p. 375.
10. W. Shifeng, L. Shuai, W. Qingsong, C. Yan, Z. Sheng, and S. Yusheng, *J. Mater. Process. Technol.*, **214**, Iss. 11: 2660 (2014).
11. L.-E. Loh, C.-K. Chua, W.-Y. Yeong, J. Song, M. Mapar, S.-L. Sing, Z.-H. Liu, and D.-Q. Zhang, *Int. J. Heat Mass Transf.*, **80**: 288 (2015).
12. Wakshum M. Tucho, P. Cuvillier, A. Sjolyst-Kverneland, and V. Hansen, *Mater. Sci. Eng. A*, **689**: 220 (2017).
13. D. Zhang, Z. Feng, C. Wang, W. Wang, Z. Liu, and W. Niu, *Mater. Sci. Eng. A*, **724**: 357 (2018).
14. X. Wang, X. Gong, and K. Chou, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: J. Engineering Manufacture*, **231**, Iss. 11: 1890 (2016).
15. T. G. Gallmeyer, S. Moorthy, B. B. Kappes, M. J. Mills, B. Amin-Ahmadi, and A. P. Stebner, *Additive Manufacturing*, **31**: 1 (2020).
16. М. Л. Бернштейн, А. Г. Рахштадт, *Металловедение и термическая*

- обработка стали. Т. 1. Методы испытаний и исследования (Москва: Металлургия: 1983).
17. С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков, *Рентгенографический и электроннооптический анализ* (Москва: Металлургия: 1970).
 18. W. J. Boesch and H. B. Canada, *Int. Symposium on Structural Stability in Superalloys*, 1968, p. 579.
 19. G. D. Janaki Ram, A. Venugopal Reddy, K. Prasad Rao, G. M. Reddy, and J. K. Sarin Sundar, *J. Materials Processing Technology*, **167**, Iss. 1: 73 (2005).
 20. R. G. Thompson, J. Dobbs, and D. Mayo, *Weld J.*, **65**: 299 (1986).
 21. M. Sundararaman, P. Mukhopadhyay, and S. Banerjee, *Metall. Trans. A*, **23**: 2015 (1992).
 22. S. Adjamskiy, G. Kononenko, and R. Podolskyi, *Scientific J. TNTU*, **99**, No. 3: 75 (2020).

REFERENCES

1. J.-P. Kruth, M.-C. Leu, and T. Nakagawa, *CIRP Ann.-Manuf. Technol.*, **47**, Iss. 2: 525 (1998).
2. M. J. Donachie and S. J. Donachie, *Superalloys: Technical Guide* (ASM International: 2002).
3. D. Deng, *Additively Manufactured Inconel 718: Microstructures and Mechanical Properties* (Linköping: Linköping University Electronic Press: 2018).
4. F. Hanning, *Weld Cracking in Precipitation Hardening Ni-based Superalloys. Technical Report* (Göteborg: Chalmers University of Technology: 2018).
5. C. T. Sims, N. S. Stoloff, and W. C. Hagel, *Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power* (Wiley: 1987).
6. *Superalloys 718, 625 and Various Derivatives* (Ed. E. A. Loria) (Minerals, Metals, Materials Society: 1991), p. 603.
7. J. Andersson, *Weldability of Precipitation Hardening Superalloys—Influence of Microstructure* (Göteborg: Chalmers University of Technology: 2011).
8. *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives* (Ed. E. A. Loria) (Minerals, Metals, Materials Society: 1994), p. 65.
9. J. J. Schirra, R. H. Caless, and W. Hatala, *Superalloys 718, 625 and Various Derivatives* (Ed. E. A. Loria) (Minerals, Metals, Materials Society: 1991), p. 375.
10. W. Shifeng, L. Shuai, W. Qingsong, C. Yan, Z. Sheng, and S. Yusheng, *J. Mater. Process. Technol.*, **214**, Iss. 11: 2660 (2014).
11. L.-E. Loh, C.-K. Chua, W.-Y. Yeong, J. Song, M. Mapar, S.-L. Sing, Z.-H. Liu, and D.-Q. Zhang, *Int. J. Heat Mass Transf.*, **80**: 288 (2015).
12. Wakshum M. Tucho, P. Cuvillier, A. Sjolyst-Kverneland, and V. Hansen, *Mater. Sci. Eng. A*, **689**: 220 (2017).
13. D. Zhang, Z. Feng, C. Wang, W. Wang, Z. Liu, and W. Niu, *Mater. Sci. Eng. A*, **724**: 357 (2018).
14. X. Wang, X. Gong, and K. Chou, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: J. Engineering Manufacture*, **231**, Iss. 11: 1890 (2016).
15. T. G. Gallmeyer, S. Moorthy, B. B. Kappes, M. J. Mills, B. Amin-Ahmadi, and A. P. Stebner, *Additive Manufacturing*, **31**: 1 (2020).
16. M. L. Bernshteyn and A. G. Rakhshadt, *Metallovedenie i Termicheskaya*

- Obrabotka Stali. T. 1. Metody Ispytaniy i Issledovaniya* [Metallurgy and Heat Treatment of Steel. Vol. 1. Methods of Testing and Research] (Moscow: Metallurgiya: 1983) (in Russian).
17. S. S. Gorelik, L. N. Rastorguev, and Yu. A. Skakov, *Rentgenograficheskiy i Elektronnoopticheskiy Analiz* [X-Ray and Electron-Optical Analysis] (Moscow: Metallurgiya: 1970) (in Russian).
 18. W. J. Boesch and H. B. Canada, *Int. Symposium on Structural Stability in Superalloys*, 1968, p. 579.
 19. G. D. Janaki Ram, A. Venugopal Reddy, K. Prasad Rao, G. M. Reddy, and J. K. Sarin Sundar, *J. Materials Processing Technology*, **167**, Iss. 1: 73 (2005).
 20. R. G. Thompson, J. Dobbs, and D. Mayo, *Weld J.*, **65**: 299 (1986).
 21. M. Sundararaman, P. Mukhopadhyay, and S. Banerjee, *Metall. Trans. A*, **23**: 2015 (1992).
 22. S. Adjamskiy, G. Kononenko, and R. Podolskyi, *Scientific J. TNTU*, **99**, No. 3: 75 (2020).